

**Received:** 03.10.2019

**Revised:** 25.02.2020

**Accepted:** 06.03.2020

**DOI:** 10.17804/2410-9908.2020.2.026-037

## FRACTOGRAPHIC STUDY OF THE ARMOR STEEL OF SELF-PROPELLED ARTILLERY GUNS OF THE RED ARMY

B. A. Gizhevskii<sup>1, a)\*</sup>, M. V. Degtyarev<sup>1, b)</sup>, T. I. Chashchukhina<sup>1, c)</sup>,  
L. M. Voronova<sup>1, d)</sup>, E. I. Patrakov<sup>1, e)</sup>, N. N. Melnikov<sup>2, f)</sup>, Vas. V. Zapariy<sup>2, g)</sup>,  
S. V. Ruzaev<sup>3, h)</sup>, Vl. V. Zapariy<sup>4, i)</sup>

<sup>1</sup>*M.N. Miheev Institute of Metal Physic, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 18 S. Kovalevskoi St., Ekaterinburg, 620108, Russian Federation*

<sup>2</sup>*Institute of History and Archeology, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 16 S. Kovalevskoi St., Ekaterinburg, 620990, Russian Federation*

<sup>3</sup>*Museum Complex Private Cultural Institution,*

<sup>2</sup> *A. Kozitsina St., Verkhnyaya Pyshma, 624091, Sverdlovsk Region, Russian Federation*

<sup>4</sup>*B.N. Yeltsin Ural Federal University,*

<sup>19</sup> *Mira St., Ekaterinburg, 620002, Russian Federation*

- a)  <https://orcid.org/0000-0002-3549-3066>  gizhevskii@imp.uran.ru;  
b)  <https://orcid.org/0000-0001-8482-4928>  highpress@imp.uran.ru;  
c)  <https://orcid.org/0000-0002-7056-6937>  highpress@imp.uran.ru;  
d)  <https://orcid.org/0000-0002-0853-8126>  highpress@imp.uran.ru;  
e)  <https://orcid.org/0000-0003-2793-9248>  patrakov@imp.uran.ru;  
f)  <https://orcid.org/0000-0003-1406-2993>  meln2011@gmail.com;  
g)  pantera.zap@gmail.com;  
h)  S.Ruzaev@elem.ru;  
i)  <https://orcid.org/0000-0002-0853-8126>  vvzap@mail.ru

\*Corresponding author. E-mail: gizhevskii@imp.uran.ru

Address for correspondence: ul. S. Kovalevskoi, 18, Ekaterinburg, 620108, Russian Federation

Tel.: +7 (343) 374 35 64; fax: +7 (343) 374 52 44

The article presents a study of the fractures of steels which were used to make armor elements of SU-85 and SU-100 self-propelled artillery guns produced at Uralmash (UZTM) in 1943–1945 and are on display at the Museum of military equipment of the Ural Mining and Metallurgical Company (Verkhnyaya Pyshma, Sverdlovsk Region). In all the investigated samples of armored steel, an increased content of sulfur and phosphorus was found. It is shown that the fracture obtained at room temperature has a predominantly ductile transcrystalline character. The observed cleavage facets are associated with sulfide precipitates. The presence of oxide particles is not accompanied by local brittle fracture of the steel. Testing of the steel cooled in liquid nitrogen shows a decrease in the share of the ductile component in the fracture, but it does not lead to transcrystalline fracture.

**Keywords:** armored steel, fracture surface, transcrystalline fracture, sulfides.

### Acknowledgment

*The work was performed under the programs Spin, No. AAAA-A18-118020290104-2 and Pressure, No. AAAA-A18-118020190104-3. The historical part of the study was made by Vas. V. Zapariy and N. N. Melnikov in the framework of the IIAA basic budget financing topic “Russia in the Regional Dimension of the Economic, Political, and Sociocultural Modifications of the Modern Time”.*

## References

1. Melnikov N.N., Gizhevsky B.A., Zapary Vas. V., Zapary Vlad. V. The history of creating cannon-proof 8S armor. *Chernye Metally*, 2019, no. 5, pp. 70–76. (In Russian).
2. Ustyantsev S.V., Kolmakov D.G. *Boevye mashiny Uralvagonzavoda. Tank T-34* [Combat Vehicles of the Uralvagonzavod. Tank T-34]. Nizhniy Tagil, Media-Print Izdatelskiy Dom Publ., 2005, 232 p. (In Russian).
3. Vysokovsky S.I., Guglin N.N., Levin L.S., Maresev M.I., Filorikyan B.K. Ways of increasing the ballistic resistance of rolled steel armor for tanks. *Voprosy Oboronnoy Tekhniki*. Series XX, 1976, no. 63. (In Russian).
4. Guderian G. *Vospominaniya soldata* [Guderian H. Erinnerungen eines Soldaten. Heidelberg, 1951]. Moscow, Voenizdat Publ., 1954, 140 p. (In Russian).
5. Sadovsky V.D., Goppe N.P. Austenite transformations in chromium-nickel steel. *Uralskaya Metallurgiya*, 1937, no. 3, pp. 43–48. (In Russian).
6. Zyuzin V.I., Sadovskii V.D., and Baranchuk S.I. Effect of alloying elements on the position of the martensitic point, amount of retained austenite, and its stability upon tempering. *Metallurg*, 1939, nos. 10–11, pp. 75–80. (In Russian).
7. Bain E.C. *Functions of the Alloying Elements in Steel*, Cleveland, Amer Soc. Met., 1939, 312 p.
8. Goodremon E. *Spetsialnyye stali*, t. 1 [Von Eduard Houdremont. *Handbuch der Sonderstahlkunde*, Unter Mitarbeit von H.-J. Wiester, 3. verbesserte Aufl. I. Bd. Berlin, Springer-Verl., Düsseldorf, Stahleisen, 1956]. German. transl., ed. A.S. Zaimovsky and M.L. Bernstein, Moscow, State scientific and technical publishing house of literature on ferrous and non-ferrous metallurgy, 1959, 952 p. (In Russian).
9. Zav'yalov A.S. *K Teorii Legirovaniya i Term. Obrab. Stali* [Theory on Alloying and Heat Treatment of Steel]. Moscow, TsNIIKTP Press, 1943. (In Russian).
10. Schastlivtsev V.M., Kut'in A.B., and Smirnov M.A. *Ispravlenie struktury i izlomov peregretoi konstruktsionnoi stali* [Structural Distortion and Fractures of Super-heated Structural Steel]. Yekaterinburg, UrO RAN, 2003. (In Russian).
11. Saraev Yu.N., Gladkovsky S.V., Lepikhin S.V., Dvoynikov D.A., Kamantsev I.S., Veselova V.E. Influence of welding technology on the structure, mechanical properties and fracture toughness of 09G2S steel welded joints. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2017, iss. 5, pp. 23–42. Available at : [http://dream-journal.org/DREAM\\_Issue\\_5\\_2017\\_Saraev\\_Yu.N.\\_et\\_al.\\_023\\_042.pdf](http://dream-journal.org/DREAM_Issue_5_2017_Saraev_Yu.N._et_al._023_042.pdf)
12. Gladkovsky S.V., Kuteneva S.V., Kamantsev I.S., Galeev R.M., Dvoynikov D.A. Formation of the mechanical properties and fracture resistance characteristics of sandwich composites based on the 09G2S steel and the EP678 high-strength steel of various dispersion. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2017, iss. 6, pp. 71–90. Available at: [http://dream-journal.org/DREAM\\_Issue\\_6\\_2017\\_Gladkovsky\\_S.V.\\_et\\_al.\\_071\\_090.pdf](http://dream-journal.org/DREAM_Issue_6_2017_Gladkovsky_S.V._et_al._071_090.pdf)
13. Levit V.I., Smirnov S.V., Bogatov A.A., Kolmogorov V.L., Davydova L.S., Patrakov E.I., Shalimova A.V. Estimating the damageability of a deformed metal. *Phys. Met. Metall.*, 1982, vol. 54, no. 4, pp. 149–155.
14. Crouch I.G., Cimpoeru S.J., Li H., Shanmugam D. Armour steels. In: *The Science of Armour Materials*, ed. by I.G. Crouch, Series “Woodhead Publishing in Materials”, Woodhead Publishing, 2017, pp. 55–115.
15. Sadovskii V.D., Kutiin A.B., Gerbikh N.M. Transcrystalline embrittlement of hardened steel due to step-cooling in austenite region. *Doklady Akademii Nauk SSSR*, 1989, vol. 305, no. 3, pp. 611–613. (In Russian).
16. Vorob'ev N.I., Mirzaev D.A., Tokovoi O.K., Fominykh E.A., Yakovleva I.L. Sulfides in forgings of 40KhGM structural steel. *Russian metallurgy (Metally)*, 2006, vol. 2006, no. 2, pp. 119–125. DOI: 10.1134/S0036029506020030.

Подана в журнал: 03.10.2020

УДК 620.178

DOI: 10.17804/2410-9908.2020.2.026-037

## ФРАКТОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ БРОНЕВОЙ СТАЛИ САМОХОДНЫХ АРТИЛЛЕРИЙСКИХ УСТАНОВОК КРАСНОЙ АРМИИ



Б. А. Гижевский<sup>1, а)\*</sup>, М. В. Дегтярев<sup>1, б)</sup>, Т. И. Чашухина<sup>1, в)</sup>,  
Л. М. Воронова<sup>1, г)</sup>, Е. И. Патраков<sup>1, д)</sup>, Н. Н. Мельников<sup>2, е)</sup>, Вас. В. Запарий<sup>2, ж)</sup>,  
С. В. Рузаев<sup>3, з)</sup>, Вл. В. Запарий<sup>4, и)</sup>



<sup>1</sup>Институт физики металлов им. М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук,  
ул. С. Ковалевской, 18, г. Екатеринбург, 620108, Российская Федерация



<sup>2</sup>Институт истории и археологии Уральского отделения Российской академии наук,  
ул. С. Ковалевской, 16, г. Екатеринбург, 620990, Российская Федерация



<sup>3</sup>Частное учреждение культуры «Музейный комплекс»,  
ул. А. Козицина, 2, г. Верхняя Пышма, Свердловская область, 624091, Российская Федерация



<sup>4</sup>Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б. Н. Ельцина,  
ул. Мира, 19, г. Екатеринбург, 620002, Российская Федерация



<sup>а)</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-3549-3066>  gizhevskii@imp.uran.ru;


<sup>б)</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-8482-4928>  highpress@imp.uran.ru;


<sup>в)</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-7056-6937>  highpress@imp.uran.ru;



<sup>г)</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-0853-8126>  highpress@imp.uran.ru;

<sup>д)</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-2793-9248>  patrakov@imp.uran.ru;

<sup>е)</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-1406-2993>  meln2011@gmail.com;

<sup>ж)</sup>  pantera.zap@gmail.com;

<sup>з)</sup>  S.Ruzaev@elem.ru;

<sup>и)</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-0853-8126>  vvzap@mail.ru

\* Ответственный автор. Электронная почта: gizhevskii@imp.uran.ru

Адрес для переписки: ул. С. Ковалевской, 18, г. Екатеринбург, 620108, Российская Федерация  
Тел.: +7(343)378–35–64; факс: +7(343)374–52–44

Проведено исследование изломов сталей, из которых были изготовлены элементы бронирования самоходных артиллерийских установок СУ-85 и СУ-100, произведенных на Уралмаше (УЗТМ) в 1943–1945 гг. и находящихся в экспозиции Музея военной техники Уральской горно-металлургической компании (г. Верхняя Пышма Свердловской области). Во всех исследованных образцах броневой стали обнаружено повышенное содержание серы и фосфора. Излом, полученный при комнатной температуре, имеет преимущественно вязкий транскристаллитный характер. Наблюдающиеся фасетки скола связаны с выделениями сульфидов. Присутствие оксидных частиц не сопровождается локальным хрупким разрушением стали. Испытание стали, охлажденной в жидком азоте, показало снижение доли вязкой составляющей в изломе, но не привело к межзеренному разрушению.

**Ключевые слова:** броневая сталь, поверхность разрушения, транскристаллитный излом, сульфиды.

### 1. Введение

Броневая защита – одна из главных составляющих, определяющих живучесть танка на поле боя. Первоначально танковая броня предназначалась для защиты от пуль и мелких осколков. Для этой цели использовались сравнительно тонкие (толщиной 10–30 мм) листы броневой стали, подвергнутой термообработке. Типичным представителем этого класса бро-

ни в Советском Союзе была гомогенная сталь ИЗ, разработанная на Ижорском заводе. Она стала в СССР первой по-настоящему серийной танковой броней и использовалась для всех танков вплоть до конца 1930-х гг., когда в связи с развитием противотанковой артиллерии встал вопрос о создании противоснарядной танковой брони. К концу 1930-х годов отечественные танкостроители разработали новую линейку танков, которые должны были получить совершенно иную систему бронезащиты. В течение 1940 г. на Мариупольском заводе была

в целом создана технология производства противоснарядной танковой брони 8С высокой твердости (до НВ 444). Броня 8С являлась основой бронезащиты самого массового советского танка II Мировой войны Т-34 и самоходных артиллерийских установок на его основе.

Для литых деталей (башня, маска орудия) более поздних моделей использовалась сталь с повышенным содержанием хрома. Краткий очерк создания и развития технологии брони 8С содержится в работе [1]. Советским металлургам удалось создать экономно легированную броневую сталь, относительно дешевую, но при этом обеспечивающую проектный уровень защиты. [2]. Наряду с достоинствами стали 8С были присущи недостатки, например склонность к хрупкому разрушению вследствие закалочных и сварочных внутренних напряжений [3]. Тем не менее, по отзыву Г. Гудериана в 1941 г. германская броня уступала по качеству «легированной стали русских» [4].

Одно из основных требований к новой броне заключалось в достижении такого сочетания твердости и пластичности, чтобы она выдерживала обстрел и при попадании снаряда без сквозного пробития не давала расслоений и отколов, способных поражать экипаж. Кроме того, противоснарядная танковая броня должна быть сравнительно недорогой и технологичной в производстве и обработке, в том числе при сварке. Необходимые свойства брони 8С обеспечивались выбором оптимального состава и соответствующего режима термообработки. К концу 30-х гг. XX в. в трудах отечественных и зарубежных ученых были в основном исследованы превращения, происходящие в сталях при охлаждении и нагреве, и влияние легирующих элементов на эти превращения [5–9] и, таким образом, была заложена научная основа создания надежной брони. Качество броневых плит оценивалось на заводе-изготовителе по результатам определения твердости и по излому взятых от них образцов; присутствие в аморфном изломе ясно выраженных кристаллических пятен вызывало браковку. Кроме того, некоторые плиты подвергались испытанию на полигоне.

Изучение вида излома металлов является, наряду с измерением твердости, наиболее старым методом оценки качества стали. По виду излома судят о качестве слитка, пластической деформации и термической обработки. В настоящее время считается, что вид излома – единственный параметр, хорошо связанный с уровнем ударной вязкости [10]. Поэтому он служит браковочной характеристикой при испытаниях. По виду излома можно не только судить о склонности стали к хрупкому разрушению, но и в ряде случаев определить причину охрупчивания. Различают два основных типа излома: транскристаллитный (по телу зерна) и интеркристаллитный по границам зерен. Последний вид излома наблюдается в охрупченной стали и связан с выделением по границам зерен примесей, присутствующих в стали. Изломы обоих типов могут быть, и хрупкими и вязкими. Однако разрушение по границам зерен опасно, поскольку происходит с относительно небольшим поглощением энергии [10]. Изучение вида излома с помощью оптического микроскопа долгое время было единственным методом фрактографии. Вид излома определялся как кристаллический (хрупкий) или волокнистый (вязкий). Сканирующая электронная микроскопия дает большую глубину резкости изображения и позволяет изучать изломы в широком диапазоне увеличений. Специальная приставка к сканирующему микроскопу позволяет методом энергодисперсионного рентгено-спектрального микроанализа (EDX) определять химический состав дисперсных фаз и включений, а также локальных участков матрицы.



Цель работы – определение по виду излома качества брони советских самоходных артиллерийских установок СУ-85 и СУ-100, произведенных на Уралмаше и принимавших участие в боях Великой Отечественной войны.

## 2. Материалы и методики исследований

Образцы брони для исследования были отобраны с самоходных артиллерийских установок (САУ) СУ-85 и СУ-100, произведенных УЗТМ в 1943–1945 гг. и находящихся в экспозиции Музея военной техники Уральской горно-металлургической компании (г. Верхняя Пышма Свердловской обл.). Основой средних уралмашевских САУ являлись шасси и броневая защита корпуса танка Т-34. При бронировании САУ использовались бронелисты из той же броневой стали, что и при изготовлении бронекорпусов Т-34. Исследовали образцы броневой стали, место отбора и технологическая схема изготовления брони представлены в табл. 1. Традиционно фрактографические исследования проводят на изломах, полученных при определении ударной вязкости [11, 12]. Специфика настоящей работы заключалась в том, что образцы имели незначительные размеры, не превышающие 10–15 мм в наибольшем измерении. Поэтому проведение исследования, включающего определение ударной вязкости, не представлялось возможным. Малые размеры отобранных образцов обусловлены требованием минимальных повреждений музейных экспонатов.

Таблица 1 – Место отбора образцов и соответствующая технологическая схема изготовления брони

№ образца	Артиллерийская установка	Место отбора образца	Технология изготовления
№1	СУ-85	Борт внутри	Прокатка, закалка, отпуск
№2	СУ-100	Борт рубки правый	Прокатка, закалка, отпуск
№3	СУ-100	Маска пушки	Литье, закалка, отпуск
№4	СУ-85	Внешний край пробойны в лобовой плите	Прокатка, закалка, отпуск, попадание снаряда

Предварительно бронелисты, от которых отбирались образцы, были подвергнуты химическому анализу неразрушающим методом с использованием переносного оптико-эмиссионного спектрометра PMI Master Smart. Для выполнения измерения зачищали от краски участок поверхности 30×30 мм. Измерения производились непосредственно на экземплярах САУ, представленных в экспозиции музея. Результаты химанализа бронелистов представлены в табл. 2. Для сравнения приведен марочный состав брони 8С, по данным на 1942 г.

Таблица 2 – Химический состав бронелистов, по данным оптико-эмиссионного анализа

Образцы брони	Элементы, %							
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	P	S
Броня 8С	0,2-0,28	1,1–1,5	1,1–1,5	0,7–1,0	0,2–0,3	1,0–1,5	<0,035	<0,030
СУ-85 борт	0,05	0,98	0,98	0,88	0,19	1,30	0,03	0,02
СУ-100 борт	0,15	1,02	1,12	0,92	0,16	1,09	0,03	0,01
СУ-100 лоб	0,11	0,26	0,70	2,02	0,10	0,24	0,02	0,01
СУ-85 лоб	0,04	0,99	0,98	0,87	0,19	1,31	0,03	0,02

Исследование химического состава брони маски орудия СУ-100 не проводилось ввиду трудностей использования прибора PMI Master Smart на закругленных поверхностях. Для лобовой защиты СУ-100 использовалась броневая сталь толщиной 75 мм, состав которой отличался от стали 8С.

Химический анализ стали проводили также непосредственно на поверхности разрушения образцов методом EDX спектрометрии на приборе Inspect F (табл. 3).

Таблица 3 – Химический состав в изломах исследуемых сталей

Образцы брони	Элементы, %						
	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	P	S
№ 1 СУ-85 борт	1,9	1,4	1,1	0	1,5	–	0,39
№ 2 СУ-100 борт	2,0	1,4	1,0	0,3	1,0	0,18	–
№ 3 СУ-100 маска	1,2	1,2	1,8	0,4	1,3	0,11	0,38
№ 4 СУ-85 лоб (край пробоины)	0,5	1,2	2,3	–	–	–	–

Состав металла, измеренный на поверхности излома, может несколько отличаться от состава в объеме образца. Маску пушки изготавливали методом литья, применяя сталь другого состава. Рентгеноспектральные методы не позволяют достаточно точно определять содержание легких элементов, поэтому в табл. 3 не приводится концентрация углерода, а к количественным данным по содержанию серы и фосфора следует относиться с осторожностью.

Образцы с надрезами, произведенными электроискровым методом, разрушали ударным нагружением с помощью молотка и зубила. Применение указанного способа потребовало нанесения надрезов с противоположных сторон образца. Нагружение образцов № 1 и 4 осуществляли при комнатной температуре, образцов № 2 и № 3 – после охлаждения в течение 15 мин под слоем жидкого азота. Измерение температуры образцов при нагружении не проводили. Охлаждение в жидком азоте позволяет охрупчить сталь с объемно-центрированной кубической решеткой и минимизировать пластическую составляющую деформации на поверхности разрушения [13]. В результате становится возможным выявить на поверхности разрушения микропоры, микротрещины, возникшие в стали в процессе выделки брони. Испытания при комнатной температуре приближены к реальным условиям разрушения (на поле боя). Поверхность разрушения исследовали методом сканирующей электронной микроскопии на приборе Inspect F (ф. FEI) с EDX спектрометром.

### 3. Результаты исследования

**Химический состав образцов брони.** Данные табл. 2 позволяют сделать ряд заключений. Содержание углерода на поверхности броневых листов, вероятно, вследствие обезуглероживания при термомеханической обработке, оказалось значительно ниже марочного состава. По основным легирующим элементам бортовые плиты СУ-85, СУ-100 и лобовая плита СУ-85 в основном соответствуют броневой стали 8С. Содержание фосфора и серы также находится в допустимых пределах. Существенно отличается состав стали лобовой плиты СУ-100: в ней в 2 раза выше содержание хрома. Содержание других легирующих элементов заметно отличается от состава брони 8С. Химический состав на поверхности изломов образцов стали (табл. 3) значительно отличается от данных табл. 2. Так, на поверхности разрушения образцов повышено содержание кремния, а в образце № 1 не обнаружено присутствие молибдена. Литая броня маски СУ-100 (образец № 3) содержит заметно больше хрома. Это связано с тем, что для литых элементов использовалась сталь другого состава. Образец

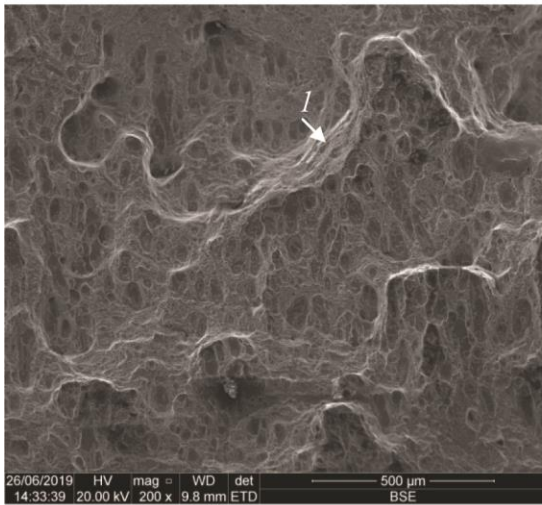
№ 4 кардинально отличается от других по химическому составу: в нем отсутствуют никель и молибден – элементы, пластифицирующие сталь, и высоко содержание хрома, способствующего повышению твердости закаленной стали. Содержание фосфора и серы в изломах исследованных сталей превышает показатели марочного состава. Негативное влияние фосфора проявляется в образовании сегрегаций, охрупчивающих границы зерен, поэтому обычно его содержание в броневых сталях, произведенных в первой половине XX в., было ограничено 0,035 мас. % [2], а в современных – 0,025 мас. % [14]. Следует отметить, что, по данным [2], в броневых сталях марок 2П (толщина листа 20 мм) и 71Л (толщина листа 75–90 мм), применяемых при постройке танков Т-34-76 и Т-34-85, допускалось содержание фосфора до 0,35 %. Сера взаимодействует с марганцем с образованием сульфидных частиц, а при очень малом ее содержании – пленочных выделений, также охрупчивающих сталь [2, 10, 14].

**Структура излома и состав металла и включений образца № 1, отобранного от внутренней части броневой плиты борта СУ-85.** Характерный вид поверхности разрушения образца представлен на рис. 1. Направление действия разрушающей нагрузки на этом и всех остальных рисунках сверху вниз. Видно, что излом имеет вязкий ямочный характер со сложным рельефом. Высокие гребни разделяют крупные ямки размером порядка  $10^2$  мкм (рис. 1 а). На дне этих ямок выделяются ямки размером в десятки микрометров, в центре которых, как правило, находится относительно крупная частица (рис. 1 б, 2). Границы между этими ямками образованы ямками еще более малого размера, формирующими сотовый рельеф (рис. 1 б). Включения на дне этих ямок не всегда наблюдаются, возможно вследствие их высокой дисперсности или отсутствия. Крупная частица на рис. 1 б по данным энергодисперсионного анализа, является сульфидом марганца (рис. 1 д). Поверхность, на которой расположена частица, представляет собой фасетку хрупкого скола (рис. 1 б). Присутствие частиц сульфида марганца в изломе стальных образцов и их роль в хрупком разрушении отмечались в ряде работ [15, 16]. Наблюдаются фасетки без частицы, последняя, по-видимому, осталась на противоположной поверхности разрушения. Обнаружены частицы другой морфологии. Шарообразная частица на рис. 1 в – по составу сложный окисульфид алюминия и кальция – является шлаковым включением. Присутствие таких частиц не сопровождается локальным хрупким разрушением стали, как это происходит на частицах сульфидов. Таким образом, несмотря на большое количество сульфидных и шлаковых включений разрушение материала образца № 1 в целом можно охарактеризовать как вязкое, сопровождающееся заметной пластической деформацией.

**Структура излома образца № 2, отобранного от правого борта рубки СУ-100.** Разрушение проведено после охлаждения образца в жидком азоте. Общий вид поверхности разрушения образца представлен на рис. 2.

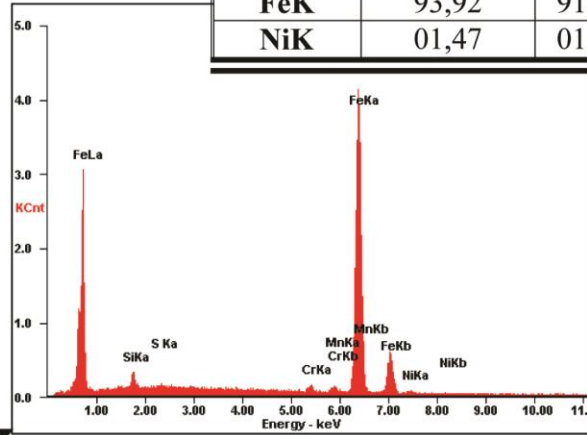
На поверхности разрушения видны многочисленные включения, микропоры и микротрещины (рис. 2 а). Характер разрушения – смешанный. Наряду с фасетками хрупкого скола (рис. 2 б) наблюдаются очаги вязкого разрушения (рис. 2 в). Несмотря на низкую температуру испытаний доля вязкой составляющей в изломе составляет около 50 %. Обнаружены неметаллические включения двух типов: сульфиды на основе MnS (рис. 2 в) и шлаковые частицы, образованные сложными оксидами алюминия, магния, кальция, кремния, округлой или неправильной формы (рис. 2 г). Большие поры, вероятно, остались на месте частиц, выпавших при разрушении образца. На рис. 2 б хорошо видно, что фасетки скола образовались на местах, где находились сульфиды (стрелкой указана часть разрушившейся частицы).

**Структура излома и состав включений образца № 3 «СУ-100 маска».** Образец разрушен после охлаждения в жидком азоте. Структура поверхности разрушения образца представлена на рис. 3.

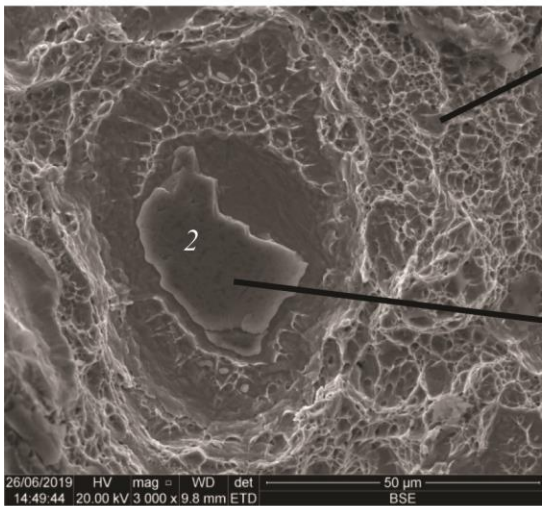


*a*

Element	Wt, %	At, %
SiK	01,91	03,73
SK	00,23	00,39
CrK	01,10	01,16
MnK	01,36	01,35
FeK	93,92	91,99
NiK	01,47	01,37

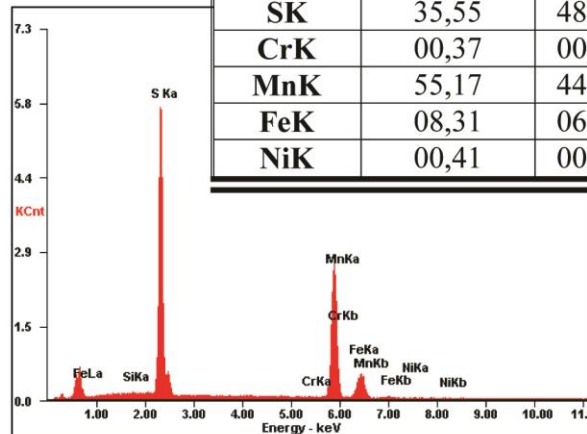


*z*

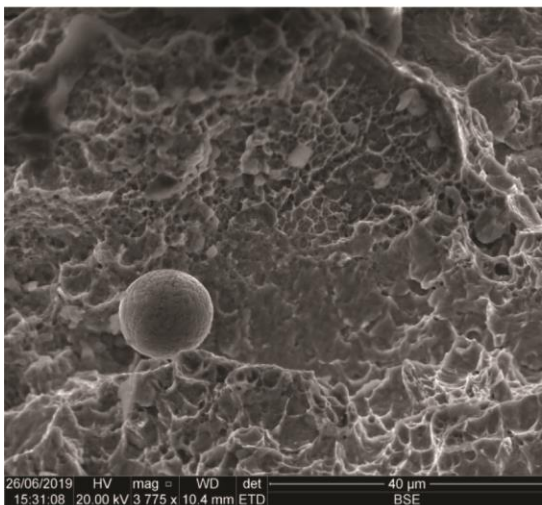


*b*

Element	Wt, %	At, %
SiK	00,18	00,28
SK	35,55	48,58
CrK	00,37	00,31
MnK	55,17	44,00
FeK	08,31	06,52
NiK	00,41	00,31



*d*



*v*

Рис. 1. Поверхность разрушения материала броневой плиты борта СУ-85 (образец № 1) (а-в) и рентгеновские спектры исостав матрицы (z) и неметаллического включения (сульфида марганца) (d). Испытания при комнатной температуре



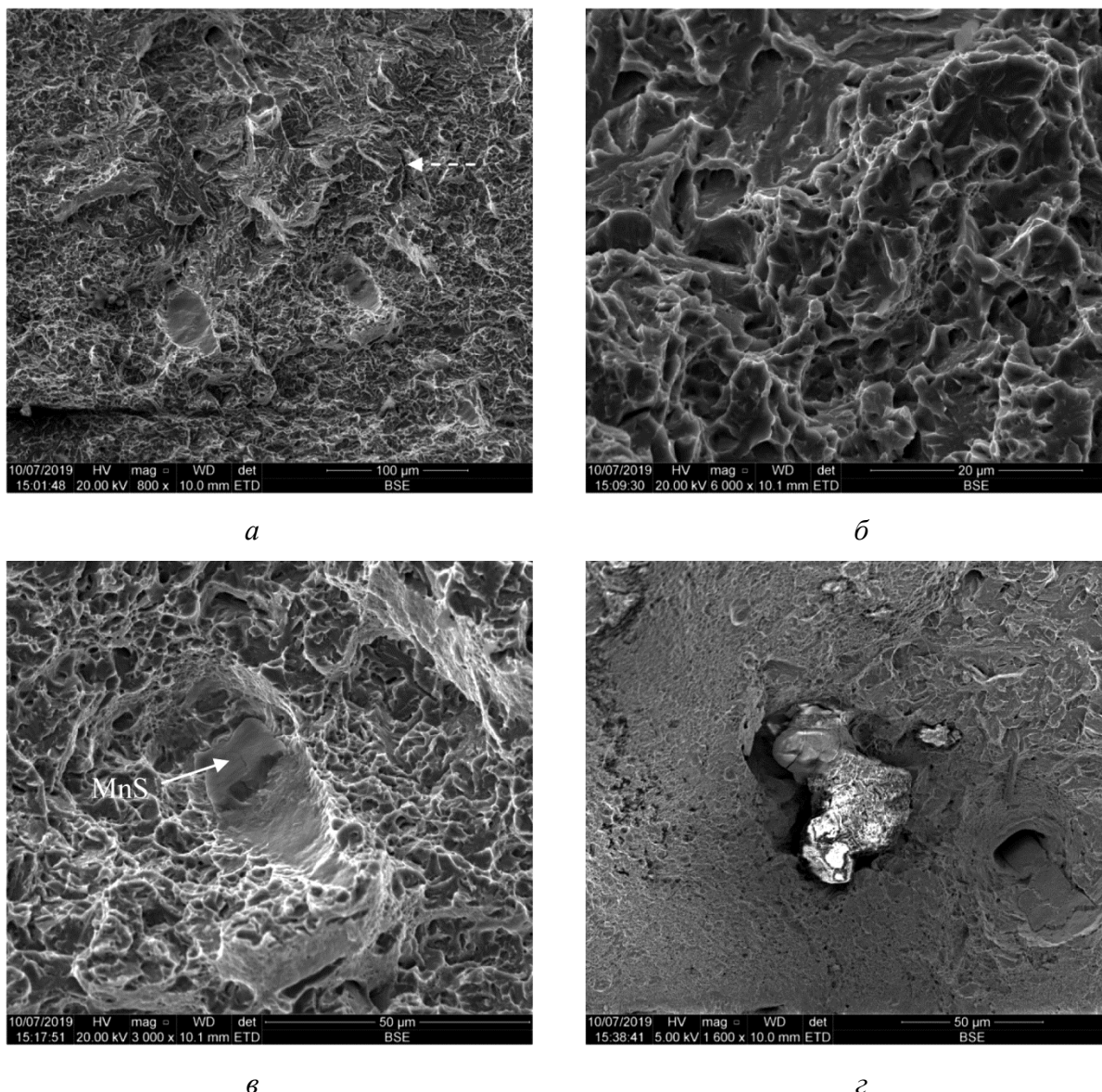
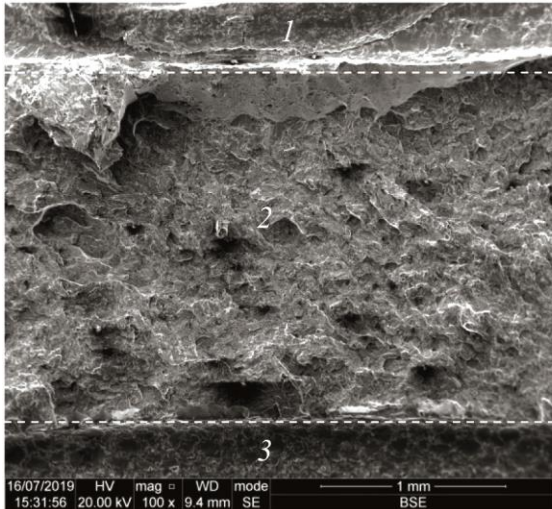
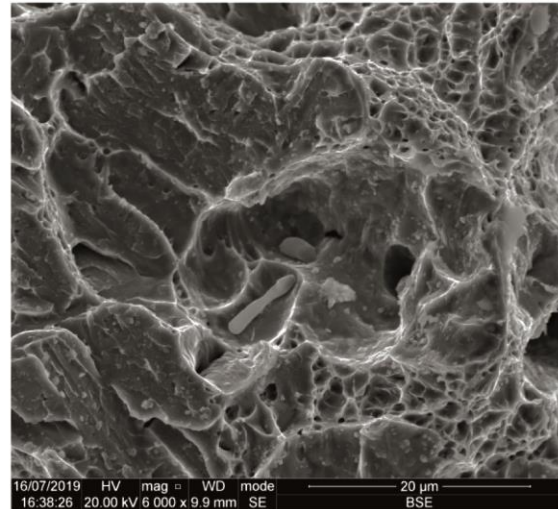


Рис. 2. Поверхность разрушения материала броневой плиты правого борта рубки СУ-100 (образец № 2): *а* – общий вид поверхности разрушения (пунктирной стрелкой указана одна из микротрещин); *б* – фасетки скола и часть частицы MnS; *в* – область вязкого разрушения; *г* – неметаллическое включение. Испытания при температуре жидкого азота

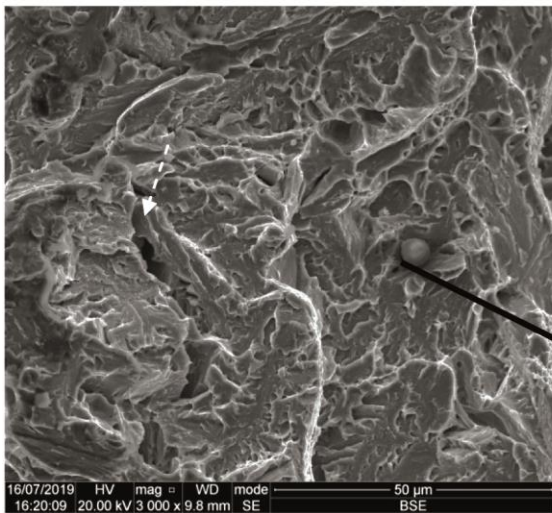
Области 1 и 3 соответствуют поверхности надреза, область 2 – поверхность разрушения (рис. 3 *а*). Разрушение смешанное, происходит квазисколом – преимущественно хрупкое разрушение по механизму внутризеренного скола (рис. 3 *б*), а в отдельных участках наблюдаются ямки, характерные для вязкого разрушения (рис. 3 *в*). Доля вязкой составляющей заметно меньше, чем в изломе образца № 2. Это может быть связано с различной обработкой: сталь образца № 3 – литая, а образец № 2 представляет прокатанную броневую плиту. На поверхности фасеток хрупкого скола присутствуют скопления сульфидных частиц различной формы и размеров (рис. 3 *г*). Часто по границам фасеток наблюдаются микротрещины (одна из микротрещин указана пунктирной стрелкой на рис. 3 *б*). Однородные мелкие ямки вязкого разрушения образуют сотовый рельеф (рис. 3 *в*, *г*). Присутствующие на поверхности разрушения частицы округлой формы являются шлаковыми включениями, состоящими из оксидов алюминия, кремния, марганца (рис. 3 *б*, *д*). В некоторых шлаковых частицах повышено содержание серы.



*a*

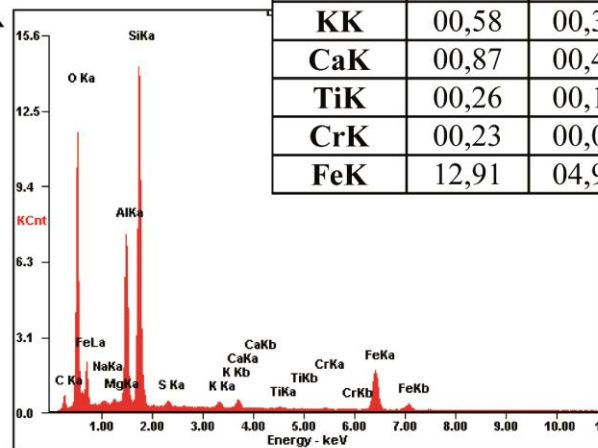


*z*

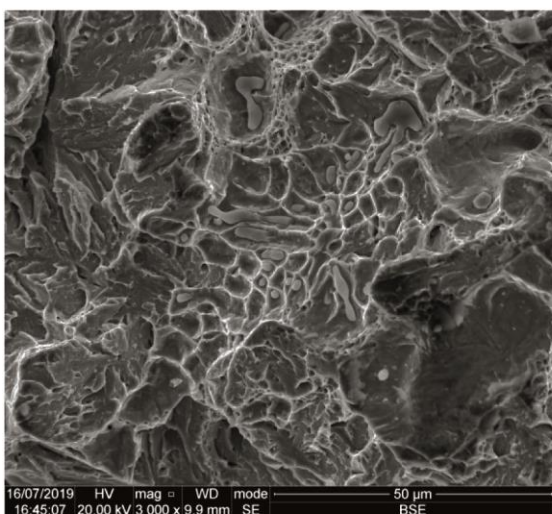


*б*

Element	Wt, %	At, %
CK	06,36	11,31
OK	38,89	51,95
NaK	00,48	00,44
MgK	00,36	00,32
AlK	11,81	09,36
SiK	26,69	20,31
SK	00,57	00,38
KK	00,58	00,32
CaK	00,87	00,46
TiK	00,26	00,12
CrK	00,23	00,09
FeK	12,91	04,94



*д*



*е*

Рис. 3. Поверхность разрушения материала маски СУ-85 (образец № 3) (*a-z*) и рентгеновский спектр и состав неметаллического включения (*д*).  
Испытания при температуре жидкого азота



**Структура излома образца № 4 от внешнего края пробойины в лобовой плите СУ-85.**

На рис. 4 приведено изображение излома образца № 4, разрушенного при комнатной температуре. Разрушение носит квазихрупкий характер, на изломе наблюдаются фасетки внутризеренного скола, разделенные гребнями (рис. 4 *а*). Изображения поверхности, сделанные с наклоном образца, показывают, что появление гребней является результатом локальной вытяжки материала, т. е. пластической деформации (рис. 4 *б*). При наклоне также хорошо выявляются микротрещины и многочисленные поры. Таким образом, исследования химического состава и морфологических особенностей поверхности разрушения показали, что исследованный образец № 4 не является частью лобовой броневого плиты Су-85. Поскольку этот образец отобран с края пробойины, можно предположить, что в момент взрыва при пробитии броневого плиты осколки снаряда приплавившись к броне, и исследованный материал принадлежит не броне, а пробившему ее снаряду.

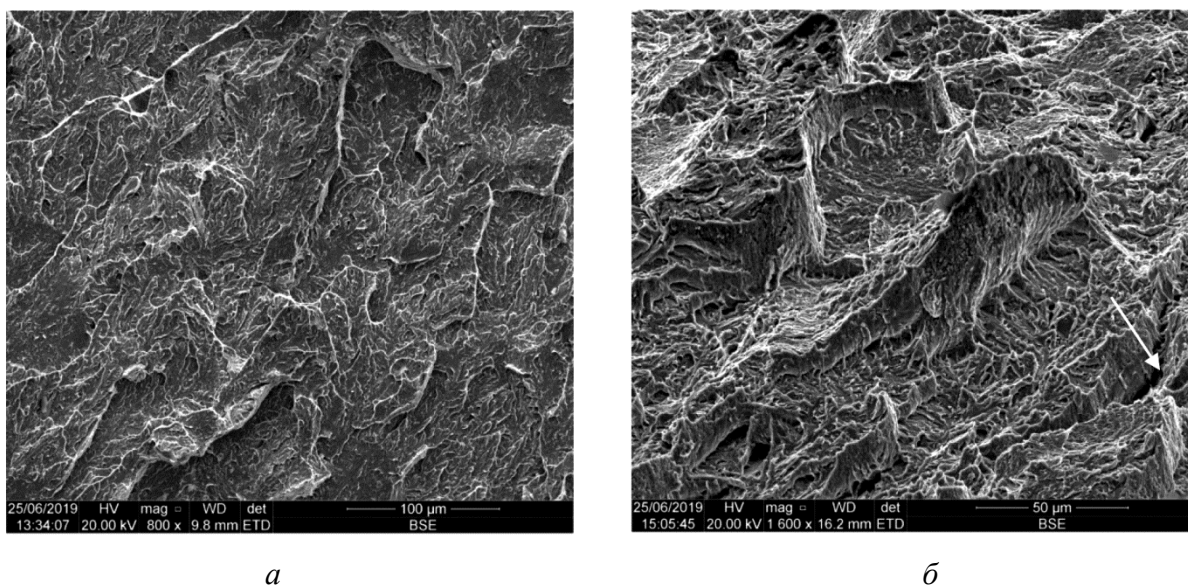


Рис. 4. Поверхность разрушения материала края пробойины в лобовой плите СУ-85 (образец № 4): *а* – общий вид поверхности разрушения; *б* – съемка проведена при наклоне образца 60°, (стрелкой указана одна из микротрещин). Испытания при комнатной температуре

**4. Заключение**

Исследование, проведенное на образцах броневого стали, отобранных от артиллерийских установок Су-85 и СУ-100, позволило сделать следующие выводы. Бронева катаная сталь, которая использовалась при изготовлении данных САУ, по содержанию основных легирующих элементов в основном соответствует марочному составу брони, разработанной в СССР в годы, предшествующие Великой Отечественной войне. В то же время, обнаружено большое количество сульфидных выделений в изломе исследованных сталей, что, по-видимому, обусловило высокое локальное содержания фосфора и серы. Кроме того, в стали присутствует заметное количество оксидных шлаковых включений. Тем не менее это не привело к преимущественному выделению примесей по границам зерен и существенному охрупчиванию стали. Излом при комнатной температуре вязкий транскристаллитный, и даже в стали, охлажденной и разрушенной в среде жидкого азота, сохраняется доля вязкой составляющей в изломе, а межзеренное разрушение не наблюдается ни в катаной, ни в литой стали.

## Благодарность

*Работа выполнена в рамках программы «Спин» Г.р. № АААА-А18-118020290104-2, «Давление» Г.р. АААА-А18-118020190104-3. Историческая часть исследования выполнена Вас.В. Запарием и Н.Н. Мельниковым в рамках темы базового бюджетного финансирования ИИиА «Россия в региональном измерении экономических, политических и социокультурных модификаций Новейшего времени».*

## Литература

1. История создания противоснарядной танковой брони 8С / Н. Н. Мельников, Б. А. Гижевский, Вас. В. Запарий, В. В. Запарий // Черные металлы. – 2019. – № 5. – С. 70–76.
2. Устьянцев С. В., Колмаков Д. Г. Боевые машины Уралвагонзавода. Танк Т-34. – Нижний Тагил : Издательский дом «Медиа-Принт», 2005. – 232 с.
3. О путях повышения противоснарядной стойкости катаной стальной брони для танков / С. И. Высоковский, Н. Н. Гуглин, Л. С. Левин, М. И. Маресев, Б. К. Филорикьян // Вопросы оборонной техники. Серия XX. – 1976. – Вып. 63.
4. Гудериан Г. Воспоминания солдата / пер. с нем. – М. : Воениздат, 1954. – 140 с.
5. Садовский В. Д., Гоппе Н. П. Превращения аустенита в хромоникелевой стали // Уральская металлургия. – 1937. – № 3. – С. 43–48
6. Зюзин В. И., Садовский В. Д., Баранчук С. И. Влияние легирующих элементов на положение мартенситной точки, количество остаточного аустенита и стойкость его при отпуске // Металлург. – 1939. – № 10–11. – С. 75–80.
7. Bain E. C. Functions of the Alloying Elements in Steel. – Cleveland : Amer Soc. Met., 1939. – 312 p.
8. Гудремон Э. Специальные стали. Т. 1 / пер. с нем. под ред. А. С. Займовского и М. Л. Бернштейна. – М. : Металлургиздат, 1959. – 952 с.
9. Завьялов А. С. К теории легирования и термической обработки стали. – М. : [б. и.], 1943. – 128 с.
10. Счастливец В. М., Кутьин А. Б., Смирнов М. А. Исправление структуры и изломов перегретой конструкционной стали. – Екатеринбург : УрО РАН, 2003. – 190 с.
11. Influence of welding technology on the structure, mechanical properties and fracture toughness of 09G2S steel welded joints / Yu. N. Saraev, S. V. Gladkovsky, S. V. Lepikhin, D. A. Dvoynikov, I. S. Kamantsev, V. E. Veselova // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. – 2017. – Iss. 5. – P. 23–42. – DOI: 10.17804/2410-9908.2017.5.023-042. – URL: [http://dream-journal.org/DREAM\\_Issue\\_5\\_2017\\_Saraev\\_Yu.N.\\_et\\_al.\\_023\\_042.pdf](http://dream-journal.org/DREAM_Issue_5_2017_Saraev_Yu.N._et_al._023_042.pdf)
12. Formation of the mechanical properties and fracture resistance characteristics of sandwich composites based on the 09G2S steel and the EP678 high-strength steel of various dispersion / S. V. Gladkovsky, S. V. Kuteneva, I. S. Kamantsev, R. M. Galeev, D. A. Dvoynikov // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. – 2017. – Iss. 6. – P. 71–90. – DOI: 10.17804/2410-9908.2017.6.071-090. – URL: [http://dream-journal.org/DREAM\\_Issue\\_6\\_2017\\_Gladkovsky\\_S.V.\\_et\\_al.\\_071\\_090.pdf](http://dream-journal.org/DREAM_Issue_6_2017_Gladkovsky_S.V._et_al._071_090.pdf)
13. Estimating the damageability of a deformed metal / V. I. Levit, S. V. Smirnov, A. A. Bogatov, V. L. Kolmogorov, L. S. Davydova, E. I. Patrakov, A. V. Shalimova // Phys. Met. Metall. – 1982. – Vol. 54, no. 4. – P. 149–155.
14. Armour steels / I. G. Crouch, S. J. Cimpoeu, H. Li, D. Shanmugam // The Science of Armour Materials. Ser. Woodhead Publishing in Materials / ed. by I. G. Crouch. – Woodhead Publishing, 2017. – P. 55–115.
15. Садовский В. Д., Кутьин А. Б., Гербих Н. М. Транскристаллитное охрупчивание закаленной стали при задержке охлаждения в аустенитной области // ДАН СССР. – 1989. – Т. 305, № 3. – С. 611–613.
16. Sulfides in forgings of 40KhGM structural steel / N. I. Vorob'ev, D. A. Mirzaev, O. K. Tokovoi, E. A. Fominykh, I. L. Yakovleva // Russian metallurgy (Metally). – 2006. – Vol. 2006, no. 2. – P. 119–125. – DOI: 10.1134/S0036029506020030.