

УДК 621.791.053.004.12

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АРМАТУРНОГО ПРОКАТА КЛАССА ПРОЧНОСТИ А500С

*Шекшеев М.А., к.т.н., доцент кафедры «Машины и технологии обработки давлением
и машиностроения» (shescheev@yandex.ru)*

*Михайлицын С.В., к.т.н., доцент кафедры «Машины и технологии обработки давлением
и машиностроения» (svmikhaylitsyn@mail.ru)*

*Сычков А.Б., д.т.н., профессор кафедры «Литейные процессы
и материаловедение» (apsychkov@mail.ru)*

*Емелюшин А.Н., д.т.н., профессор кафедры «Литейные процессы
и материаловедение» (emelushin@magtu.ru)*

*Керимова Л.Ф., магистрант кафедры «Литейные процессы
и материаловедение» (liliya-kerumova@mail.ru)*

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова
(455000, Россия, Челябинская обл., Магнитогорск, пр. Ленина, 38)

Аннотация. Приведены результаты исследования причин пониженной прочности сварных соединений арматурного проката класса прочности А500С. Соединения были выполнены из арматурного проката диам. 12 мм, при этом одно из соединений выполнено из термомеханически упрочненного проката (образец 1), а другое из горячекатаного проката без последующей обработки (образец 2). Установлено, что структура сварного соединения 1 характеризуется наличием продуктов отпусков мартенсита – мартенситно-бейнитной структуры с твердостью порядка 327 – 339 НV. Наблюдаются характерные игольчатые и пакетные образования. Металл шва (ядра) имеет структуру, идентичную структуре зоны термического влияния на участке перегрева. Структура сварного соединения 2 представлена более выраженной зональностью. Прослеживается граница между металлом шва (ядром) и зоной термического влияния. В плоскости шлифа литое ядро наблюдается как тонкая светлая прослойка толщиной 30 – 40 мкм и твердостью около 180 – 190 НV, состоящая из феррита, не до конца подвергшегося послесварочной термической обработке. Также в металле шва повсеместно присутствуют шлаковые включения. В зоне термического влияния на участке перегрева наблюдаются бейнитные и видманштеттовые структуры. Твердость металла зоны термического влияния находится на уровне 250 – 265 НV. Наиболее вероятными причинами пониженной прочности сварных соединений являются повышенная хрупкость металла шва и зоны термического влияния вследствие высокой твердости (более 300 НV), а также наличие в металле шва (ядра) шлаковых включений. Последние выступают в качестве концентраторов напряжений и при внешних нагрузках являются источником разрушения.

Ключевые слова: арматурный прокат, точечная сварка, литое ядро, зона термического влияния, структура металла, дефекты сварки, шлаковые включения, твердость.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-12-925-929

ВВЕДЕНИЕ

Добыча угля, металлических руд, минералов и других полезных ископаемых является важной частью производственного комплекса России, а также существенной статьей дохода бюджета страны [1, 2]. Добыча ископаемых ведется как открытым, так и закрытым способами. Последний связан с разработкой шахт, которые прокладываются в тяжелых условиях, при высоком давлении, температурах и сейсмической активности.

Чтобы обеспечить безопасность и бесперебойную работу людей и оборудования, своды шахт укрепляют специальной сеткой, которая выполняется из стального арматурного проката периодического профиля. Для производства армирующей сетки применяется горячекатаный прокат класса прочности А500С. Он постав-

ляется по ГОСТ Р 52544 – 2006 без последующей обработки или термомеханически упрочненный. Сетку изготавливают путем укладки одного ряда прутков на другой внахлестку с последующим соединением точечной сваркой.

Точечная сварка представляет собой технологический процесс, относящийся к сварке давлением [3 – 5]. При точечной сварке детали собирают внахлестку, сжимают с усилием электродами, через которые пропускают электрический ток, генерируемый в сварочном трансформаторе. При этом происходит расплавление металла на границе деталей, образуется совместная литая зона – ядро сварной точки. Данная технология сварки обеспечивает быстрое и наименее затратное производство армирующей сетки в сравнении с другими способами соединения (вязка узлов и др.) [6 – 9].

Химический состав сталей класса А500С

Table 1. Chemical composition of steels of А500С class

Образец	Содержание элемента, %										
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	N	Mo	V
1	0,19	0,19	0,59	0,017	0,024	–	–	0,21	0,009	–	–
2	0,19	0,20	0,79	0,006	0,012	0,04	0,02	0,04	0,005	0,002	0,033

К структурному состоянию и механическим свойствам сварных соединений предъявляют высокие требования [10 – 12]. Однако производители армирующей сетки сталкиваются с проблемами обеспечения необходимого комплекса свойств [13, 14].

Так, сварные соединения арматурного проката А500С не выдерживали испытаний на разрыв. При требуемом уровне прочности 450 – 500 МПа фактическая прочность составляла порядка 200 МПа.

Учитывая вышеизложенное, целью настоящей работы является установление причин пониженной прочности сварных соединений арматурного проката класса прочности А500С на основе исследования структуры и твердости металла шва и зоны термического влияния (ЗТВ).

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В качестве образцов были отобраны два сварных соединения из серии, не прошедшей испытаний на разрыв. Соединения были выполнены из арматурного проката класса прочности А500С диам. 12 мм, при этом одно из соединений выполнено из термомеханически упрочненного проката (образец 1), а другое из проката без последующей обработки (образец 2).

Рассматриваемая сталь класса А500С относится к углеродистым свариваемым сталям. Химический состав и механические свойства этой стали согласно сопроводительному сертификату приведены в табл. 1 и 2.

В состоянии поставки структура арматурного проката образца 1 состоит из отпущенного мартенсита, подвергнутого самоотпуску; образца 2 – из зерен феррита и строчечного перлита (со структурной феррито-перлитной полосчатостью).

Сварные соединения были выполнены при одинаковых режимах (мощность при коротком замыкании

Т а б л и ц а 2

Механические свойства сталей класса А500С

Table 2. Mechanical properties of steels of А500С class

Образец	σ_b , МПа	σ_T , МПа	δ_5 , %
1	724	587	16,3
2	750	650	15,5

$Q = 200$ кВ·А; усилие осадки $P = 6 \cdot 10^5$ Па; время осадки $t = 30$ мс) с применением сварочной машины МТ-3001.

Анализ микроструктуры выполняли на травленных образцах с помощью светового микроскопа Микромед-Мет с применением системы компьютерного анализа изображений ScorePhoto.

Твердость металла шва и ЗТВ измеряли по методу Виккерса согласно ГОСТ 9450 – 76 с помощью прибора НV-1000 при нагрузке на индентор 3 Н. Схема измерения твердости приведена на рис. 1.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Металлографические исследования показали, что структура сварного соединения образца 1 характеризуется наличием продуктов отпуска мартенсита – мартенситно-бейнитной структуры (рис. 2, а) с твердостью порядка 327 – 339 НV. Наблюдаются характерные игольчатые и пакетные образования. Металл шва (ядра) имеет структуру, идентичную структуре ЗТВ на участке перегрева. Прослойка литого металла, по-видимому, подверглась вторичной термической обработке при охлаждении, когда тепло из зоны сварки постепенно отводилось в основной металл.

Структура сварного соединения образца 2 (рис. 2, б) представлена более выраженной зональностью. Здесь четко прослеживается граница между металлом шва (ядром) и ЗТВ. В плоскости шлифа литое ядро на-

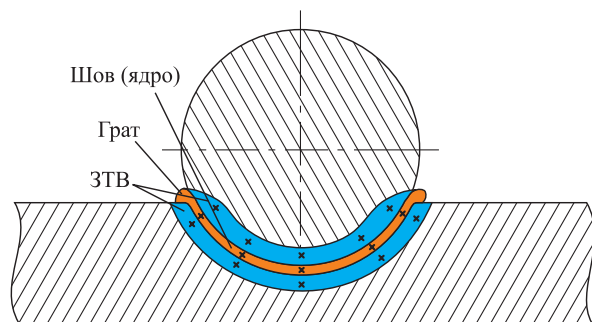


Рис. 1. Схема измерения твердости по Виккерсу сварных соединений арматурного проката А500С (точки измерения твердости обозначены крестиками)

Fig. 1. Scheme of Vickers hardness measurement of welded joints of А500С reinforced bars (points of hardness measurement are indicated by crosses)

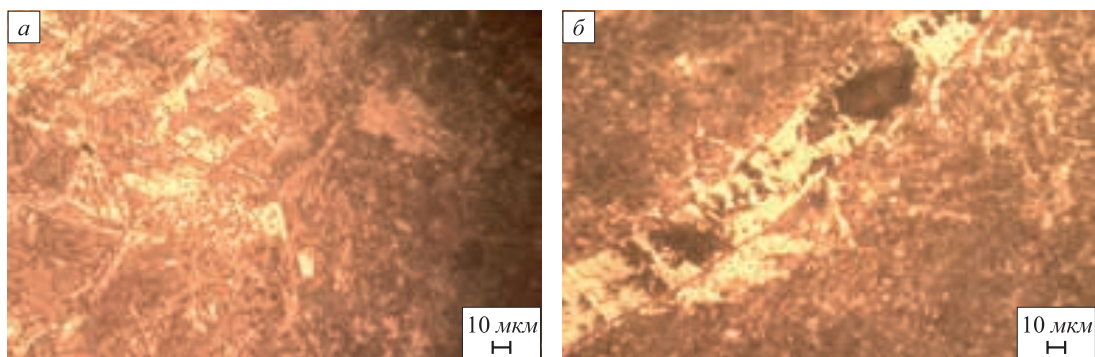


Рис. 2. Микроструктура сварных соединений:
a – образец 1 – мартенситно-бейнитная структура на участке зоны перегрева-сплавления;
б – образец 2 – прослойка металла шва со шлаковыми включениями

Fig. 2. Microstructure of welded joints:

a – sample 1 – martensitic-bainitic structure in the area of overheating-welding zone; *б* – sample 2 – layer of weld metal with slag inclusions

блюдается как тонкая светлая прослойка толщиной 30 – 40 мкм и твердостью около 180 – 190 HV, на основании чего можно предположить, что она состоит из феррита.

Следует отметить, что в структуре металла шва повсеместно наблюдаются неметаллические включения. На рис. 2, *б* они хорошо видны как темные пятна на светлом поле, которые группами, практически равномерно, покрывают сварной шов. При регулировке микроскопа удается более четко сфокусироваться на некоторых из включений и говорить о том, что это полости (по сути поры), частично или полностью заполненные шлаком.

В ЗТВ на участке перегрева наблюдаются бейнитные структуры в виде пакетов (рис. 3), а также участки с иглами видманштеттовой структуры, которые прорастают к центру первичных зерен из периферийного феррита. Твердость металла ЗТВ находится на уровне 250 – 265 HV.

На основе анализа полученных данных можно сделать определенные выводы о причинах пониженной

прочности сварных соединений при их испытаниях. Если говорить об образце 1, то в данном случае наиболее вероятная причина преждевременного разрушения – повышенная хрупкость металла шва (ядра) и ЗТВ. Считается, что при твердости свыше 300 HV сварные соединения склонны к охрупчиванию и образованию холодных трещин [15, 16]. В совокупности с внешними нагрузками и сварочными напряжениями это приводит к преждевременному разрушению сварного соединения.

В образце 2 наиболее вероятной причиной разрушения сварного соединения является наличие в металле шва шлаковых включений, которые выступают в качестве концентраторов напряжений и при внешних нагрузках являются источником разрушения. Образование подобных включений может быть связано с особенностями технологии подготовки деталей перед сваркой. Поверхность арматурного проката при поставке покрыта окалиной и другими загрязнениями. Если перед сваркой зачистка поверхности деталей недостаточна или не производится вовсе, возникают дефекты, подобные шлаковым включениям [17 – 20].

Выводы

На основании проведенных исследований можно сделать следующие выводы: причиной преждевременного разрушения образца 1 является повышенная хрупкость металла шва и ЗТВ, вследствие высокой твердости. Металл шва и ЗТВ характеризуются наличием мартенситно-бейнитной структуры с твердостью 327 – 339 HV. Причиной пониженной прочности образца 2 является наличие в металле шва (ядра) шлаковых включений, которые выступают в качестве концентраторов напряжений и при внешних нагрузках являются источником разрушения. Металл шва представлен в виде тонкой прослойки феррита толщиной 30 – 40 мкм и твердостью около 180 – 190 HV, металл

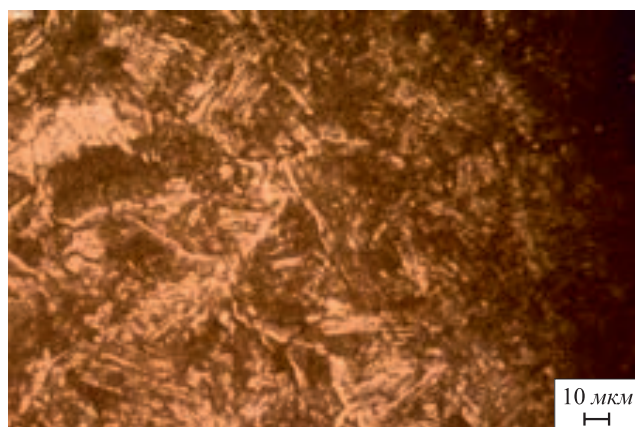


Рис. 3. Образец 2 – участок перегрева ЗТВ

Fig. 3. Sample 2 – section of heat-affected zone overheating

ЗТВ характеризуется наличием бейнитной и видманштеттовой структур с твердостью порядка 250 – 265 HV. Видманштеттова структура также оказывает негативное влияние на прочностные свойства сварного соединения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Дубынина Т.Г. Добыча полезных ископаемых в России и ее регионах // Стратегия устойчивого развития регионов России. 2012. № 9. С. 26 – 31.
2. Видякина Е.В., Захарченко Н.Н., Душенко О.О., Филатов С.А. Предложения по предоставлению налогового вычета на ГРП с суммы налога на добычу полезных ископаемых // Недропользование XXI век. 2014. № 1 (45). С. 88 – 91.
3. Zhou K., Yao P. Overview of recent advances of process analysis and quality control in resistance spot welding // Mechanical Systems and Signal Processing. 2019. Vol. 124. No. 6. P. 170 – 198.
4. Dong Y., Teixeira A.P., Guedes Soares C. Fatigue reliability analysis of butt welded joints with misalignments based on hotspot stress approach // Marine Structures. 2019. Vol. 65. No. 5. P. 215 – 228.
5. DiGiovanni C., Biro E., Zhou N.Y. Impact of liquid metal embrittlement cracks on resistance spot weld static strength // Science and Technology of Welding and Joining 2019. Vol. 24. No. 3. P. 218 – 224.
6. Ordoñez J.H., Ambriz R.R., García C., Plascencia G., Jaramillo D. Overloading effect on the fatigue strength in resistance spot welding joints of a DP980 steel // International Journal of Fatigue 2019. Vol. 121. P. 163 – 171.
7. Lu Y., Peer A., Abke T., Kimchi M., Zhang W. Subcritical heat affected zone softening in hot-stamped boron steel during resistance spot welding // Materials and Design. 2018. Vol. 155. No. 10. P. 170 – 184.
8. Li Y.B., Zhang Q.X., Qi L., David S.A. Improving austenitic stainless steel resistance spot weld quality using external magnetic field // Science and Technology of Welding and Joining. 2018. Vol. 23. No. 7. P. 619 – 627.
9. Eftekhari Milani P., van der Aa E.M., Hermans M.J.M., Richardson I.M. Microstructural characterisation of double pulse resistance spot welded advanced high strength steel // Science and Technology of Welding and Joining. 2017. Vol. 22. No. 7. P. 545 – 554.
10. Onar V., Aslanlar S., Akkaş N. Effect of welding current on tensile-peel loading of welding joints in TRIP 800 and micro-alloyed steels in resistance spot welding // Acta Physica Polonica A. 2017. Vol. 132. No. 3. P. 822 – 824.
11. Yürük A., Kahraman N. Weld zone characterization of stainless steel joined through electric resistance spot welding // International Journal of Advanced Manufacturing Technology 2017. Vol. 92. No. 5-8. P. 2975 – 2986.
12. Arabi S.H., Pouranvari M., Movahedi M. Welding metallurgy of duplex stainless steel during resistance spot welding // Welding Journal 2017. Vol. 96. No. 9. P. 307 – 318.
13. Shirmohammadi D., Movahedi M., Pouranvari M. Resistance spot welding of martensitic stainless steel: Effect of initial base metal microstructure on weld microstructure and mechanical performance // Materials Science and Engineering A. 2017. Vol. 703. P. 154 – 161.
14. Li L., Chen F. Microstructure and mechanical properties of dissimilar steel plate resistance plug welding joints // China Welding (English Edition). 2017. Vol. 26. No. 2. P. 43 – 51.
15. Емельюшин А.Н., Шекшеев М.А., Пупейко А.А., Окулова А.А. Исследование формирования структуры многослойных сварных соединений трубной стали // Актуальные проблемы современной науки, техники и образования. 2012. Т. 1. № 70. С. 242 – 245.
16. Емельюшин А.Н., Беляев А.И., Шекшеев М.А. Современные методы выбора рациональных параметров режима сварки низколегированных сталей // Актуальные проблемы современной науки, техники и образования. 2012. Т. 2. № 70. С. 163, 164.
17. Михайлицын С.В., Шекшеев М.А., Сычков А.Б. Проектирование сварочных электродов для нефтегазового комплекса. – Магнитогорск: изд. МГТУ, 2016. – 182 с.
18. Mikhaylitsyn S.V., Sheksheev M.A., Mazur I.P., Platov S.I., Sychkov A.B. The research on surface properties of welding slags and electrode coatings // Journal of Chemical Technology and Metallurgy. 2017. Vol. 52. No. 4. P. 724 – 730.
19. Naumov S.V., Ignatov M.N., Ignatova A.M., Artemov A.O. Development of slag base for welding fluxes from man-made mineral formations of Ural mining and smelting companies // Key Engineering Materials. 2017. Vol. 743. No. 6. P. 406 – 410.
20. Artemov A., Ignatov M., Ignatova A., Naumov S. Composition development and production technology of stone casting silicate materials and items // Key Engineering Materials. 2017. Vol. 743. No. 7. P. 401 – 405.

Поступила в редакцию 23 мая 2019 г.

После доработки 10 июня 2019 г.

Принята к публикации 22 августа 2019 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. Vol. 62. No. 12, pp. 925–929.

STRUCTURE AND PROPERTIES OF WELDED JOINTS OF REINFORCING BARS OF A500C STRENGTH CLASS

M.A. Sheksheev, S.V. Mikhailitsyn, A.B. Sychkov, A.N. Eme-lyushin, L.F. Kerimova

Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Chelyabinsk Region, Russia

Abstract. The article presents the reasons of strength reduction of welded joints of reinforcing bars of A500C strength class. The joints were made of reinforcing steel with a diameter of 12 mm, with one of the joints made of thermomechanical hardened steel (sample 1), and the other – of hot-rolled steel without further processing (sample 2). It was established that the structure of welded joint 1 is characterized by the presence of products of tempering of martensite – martensite-bainite structure with hardness of 327 – 339 HV. Characteristic needle and packet formations are observed. The weld metal (core) has a structure identical to the structure of heat-affected zone on the overheating area.

The structure of welded joint 2 is represented by more expressed zoning. The boundary is traced between the weld metal (core) and the heat-affected zone. In plane of the section, the cast core is observed as a thin light layer of 30 – 40 microns thickness and with hardness of 180 – 190 HV; it consists of ferrite, not fully subjected to post-welding heat treatment. Also slag inclusions present in all volume of the welded joint metal. In the heat affected zone, in the area of overheating the widmanstatten bainitic structure is also observed. Metal hardness of the heat-affected zone is at the level of 250 – 265 HV. The most likely reasons for the reduced strength of welded joints are increased fragility of the weld metal and the zone of thermal influence, due to the high hardness, more than 300 HV, as well as the presence of slag inclusions in the weld metal of the joint (core), which act as stress concentrators and under external loads are a source of destruction.

Keywords: reinforcing bars, spot welding, cast core, heat-affected zone, metal structure, welding defects, slag inclusions, hardness.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-12-925-929

REFERENCES

1. Dubynina T.G. Mining in Russia and its regions. *Strategiya ustoychivogo razvitiya regionov Rossii*. 2012, no. 9, pp. 26–31. (In Russ.).
2. Vidyakina E.V., Zakharchenko N.N., Dushenko O.O., Filatov S.A. Proposals for mining tax reduction for geological exploration. *Nedropol'zovanie XXI vek*. 2014, vol. 45, no. 1, pp. 88–91. (In Russ.).
3. Zhou K., Yao P. Overview of recent advances of process analysis and quality control in resistance spot welding. *Mechanical Systems and Signal Processing*. 2019, vol. 124, no. 6, pp. 170–198.
4. Dong Y., Teixeira A.P., Guedes Soares C. Fatigue reliability analysis of butt welded joints with misalignments based on hotspot stress approach. *Marine Structures*. 2019, vol. 65, no. 5, pp. 215–228.
5. DiGiovanni C., Biro E., Zhou N.Y. Impact of liquid metal embrittlement cracks on resistance spot weld static strength. *Science and Technology of Welding and Joining*. 2019, vol. 24, no. 3, pp. 218–224.
6. Ordoñez J.H., Ambriz R.R., García C., Plascencia G., Jaramillo D. Overloading effect on the fatigue strength in resistance spot welding joints of a DP980 steel. *International Journal of Fatigue*. 2019, vol. 121, pp. 163–171.
7. Lu Y., Peer A., Abke T., Kimchi M., Zhang W. Subcritical heat affected zone softening in hot-stamped boron steel during resistance spot welding. *Materials and Design*. 2018, vol. 155, no. 10, pp. 170–184.
8. Li Y.B., Zhang Q.X., Qi L., David S.A. Improving austenitic stainless steel resistance spot weld quality using external magnetic field. *Science and Technology of Welding and Joining*. 2018, vol. 23, no. 7, pp. 619–627.
9. Eftekharimilani P., Van der Aa E.M., Hermans M.J.M., Richardson I.M. Microstructural characterisation of double pulse resistance spot welded advanced high strength steel. *Science and Technology of Welding and Joining*. 2017, vol. 22, no. 7, pp. 545–554.
10. Onar V., Aslanlar S., Akkaş N. Effect of welding current on tensile-peel loading of welding joints in TRIP 800 and micro-alloyed steels in resistance spot welding. *Acta Physica Polonica A*. 2017, vol. 132, no. 3, pp. 822–824.
11. Yürük A., Kahraman N. Weld zone characterization of stainless steel joined through electric resistance spot welding. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2017, vol. 92, no. 5-8, pp. 2975–2986.
12. Arabi S.H., Pouranvari M., Movahedi M. Welding metallurgy of duplex stainless steel during resistance spot welding. *Welding Journal*. 2017, vol. 96, no. 9, pp. 307–318.
13. Shirmohammadi D., Movahedi M., Pouranvari M. Resistance spot welding of martensitic stainless steel: Effect of initial base metal microstructure on weld microstructure and mechanical performance. *Materials Science and Engineering A*. 2017, vol. 703, August, pp. 154–161.
14. Li L., Chen F. Microstructure and mechanical properties of dissimilar steel plate resistance plug welding joints. *China Welding (English Edition)*. 2017, vol. 26, no. 2, pp. 43–51.
15. Emelyushin A.N., Sheksheev M.A., Puppeiko A.A., Okulova A.A. Formation of the structure of multilayer welded joints of pipe steel. *Aktual'nye problemy sovremennoi nauki, tekhniki i obrazovaniya*. 2012, vol. 1, no. 70, pp. 242–245. (In Russ.).
16. Emelyushin A.N., Belyaev A.I., Sheksheev M.A. Modern methods for choosing rational parameters for low alloyed steel welding. *Aktual'nye problemy sovremennoi nauki, tekhniki i obrazovaniya*. 2012, vol. 2, no. 70, pp. 163, 164. (In Russ.).
17. Mikhailitsyn S.V., Sheksheev M.A., Sychkov A.B. *Proektirovanie svarochnykh elektrodov dlya neftegazovogo kompleksa* [Design of welding electrodes for oil and gas complex]. Magnitogorsk, MG TU, 2016, 182 p. (In Russ.).
18. Mikhaylitsyn S.V., Sheksheev M.A., Mazur I.P., Platov S.I., Sychkov A.B. The research on surface properties of welding slags and electrode coatings. *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. 2017, vol. 52, no. 4, pp. 724–730.
19. Naumov S.V., Ignatov M.N., Ignatova A.M., Artemov A.O. Development of slag base for welding fluxes from man-made mineral formations of Ural mining and smelting companies. *Key Engineering Materials*. 2017, vol. 743, no. 6, pp. 406–410.
20. Artemov A., Ignatov M., Ignatova A., Naumov S. Composition development and production technology of stone casting silicate materials and items. *Key Engineering Materials*. 2017, vol. 743, no. 7, pp. 401–405.

Information about the authors:

M.A. Sheksheev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Machinery and Metal Forming Technology and Mechanical Engineering” (shecsheev@yandex.ru)

S.V. Mikhailitsyn, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Machinery and Metal Forming Technology and Mechanical Engineering” (svmikhaylitsyn@mail.ru)

A.B. Sychkov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Foundry Processes and Materials Science (apsychkov@mail.ru)

A.N. Emelyushin, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Foundry Processes and Materials Science (emelushin@magtu.ru)

L.F. Kerimova, MA Student of the Chair of Foundry Processes and Materials Science (liliya-kerumova@mail.ru)

Received May 23, 2019

Revised June 10, 2019

Accepted August 22, 2019