



Structure and Physical-Mechanical Properties of the Two-Layered Corrosion-Resistant Materials Obtained by Hot Rolling and Explosion Welding Methods

Evgeniia A. PUTILOVA, Sergey M. ZADVORKIN, Eduard S. GORKUNOV

Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences
Ekaterinburg, Russia, e-mail: tuevaevgenya@mail.ru

Abstract

The structure, phase composition, mechanical and magnetic properties of structural steel used for hulls of ice navigation vessels clad with corrosion-resistant steels with varying degrees of austenite stability in order to determine the possibility of using magnetic methods for diagnostics the current state of such materials were studied. Since corrosive wear affects only the outer surface of the hull, it is economically feasible to increase the corrosion resistance not over the entire thickness of the hull, but to provide it in a thin clad surface layer made of corrosion-resistant steel. And it is necessary to diagnose changes occurring during operational loads in both the laminate as a whole and in the components that make it up. At present, there are no adequate methods of nondestructive testing of the current state of individual layers in bimetallic materials under operating stress conditions.

It is proposed to use the values of the maximums on the field dependences of the differential magnetic permeability as parameters for diagnostics the formation of a new magnetically ordered phase and its amount formed in the process of plastic and elastoplastic deformation. It is shown that the coercive force and the maximum magnetic permeability could be used as parameters of nondestructive testing to assess the quality of such heat treatment operations as quenching and tempering of the researched materials.

Keywords: bimetal, magnetic non-destructive testing, corrosion resistance, high-strength, differential magnetic permeability.

Структура и физико-механические свойства слоистых коррозионностойких материалов, полученных методами горячей прокатки и сварки взрывом

Евгения А. ПУТИЛОВА, Сергей М. ЗАДВОРКИН, Эдуард С. ГОРКУНОВ

1. Введение

Развитие и осуществление масштабных проектов по разработке новых нефтегазовых месторождений на континентальном шельфе Арктики, по транспортировке нефти и газа в суровых северных широтах, по эффективному функционированию северного морского пути приводит к необходимости развития судостроения в качестве одной из приоритетных отраслей развития РФ. Согласно стратегии развития судостроительной промышленности на ближайшие несколько лет [1] рынок продукции гражданского судостроения включает в себя разнообразную морскую технику для изучения и освоения нефтегазового потенциала континентального шельфа России, крупнотоннажные суда усиленного ледового класса (танкеры, газовозы), различные научно-исследовательские суда, суда рыбопромыслового назначения и многие другие. В связи с этим развитие и исследование судостроительных сталей является весьма актуальной задачей [1-4].

Для обеспечения высокого уровня коррозионной и коррозионно-эрозионной стойкости корпусов судов ледового класса при их строительстве необходимо использовать высокопрочные стали, устойчивые к воздействию морской воды. Поскольку разрушение вследствие воздействия коррозии начинается с наружных поверхностей, то экономически целесообразно обеспечить высокий уровень коррозионной стойкости только в тонком плакированном слое, изготовив его из коррозионностойкой стали. Так, например, применение двухслойной стали с плакирующим слоем из коррозионностойкой стали типа 18-10 в ледовом поясе корпуса атомного ледокола «50 лет Победы» позволило полностью устранить проблему коррозионно-эрозионного износа [2]. Современные задачи, связанные с освоением и работой в шельфовой зоне Северного Ледовитого океана, приводят к необходимости строительства более мощных ледовых судов, корпус которых выдерживал бы более высокие нагрузки в сочетании с воздействием агрессивной среды. Поэтому в ЦНИИ КМ «Прометей» был создан двухслойный материал, основной слой в котором изготовлен из высокопрочной хладостойкой стали, а плакирующий слой – из высокопрочной азотсодержащей коррозионностойкой стали [5-8].

В данной работе проведено сравнительное исследование структуры, фазового состава, механических и магнитных характеристик двух типов двухслойных материалов, полученных по технологии сварки взрывом, основной слой в которых представлен высокопрочной сталью 11ХН4МДФ, а плакирование выполняли в одном случае сталью 08Х18Н10, а во втором – сталью 04Х20Н6Г11М2АФБ.

2. Образцы и методики исследований

Были получены два двухслойных материала, основным слоем в которых выступает корпусная высокопрочная сталь 11ХН4МДФ, а второй слой – плакирующий из коррозионностойких сталей с разной стабильностью аустенита («сталь 11ХН4МДФ – сталь 04Х20Н6Г11М2АФБ» и «сталь 11ХН4МДФ – сталь 08Х18Н10»). Химический состав сталей приведен в таблице 1. Соединение слоев проводили как с помощью горячей пакетной прокатки с разными степенями обжатия, так и с помощью сварки взрывом. Горячую прокатку с разной степенью деформации проводили с целью определения минимально необходимой степени обжатия для получения достаточно прочного соединения. После горячей прокатки полученные заготовки подвергали термической обработке по следующему режиму: закалка в воду от температуры 950 °С и высокий отпуск 600 °С с выдержкой 7 часов и последующим охлаждением в воде. Этот режим ТО предусмотрен для основного слоя – корпусной стали 11ХН4МДФ.

Таблица 1. Химический состав исследованной стали и материала электрода

Материал	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	Nb+V	N
Сталь 04Х20Н6Г11М2АФБ	0,07	0,22	10,97	18,64	6,74	1,74	0,07	0,35	0,54
Сталь 08Х18Н10	0,06	0,58	0,98	19,04	7,84	0,08	0,05	0,18	-
Сталь 11ХН4МДФ	0,11	0,24	0,40	0,68	4,18	0,46	1,28	0,16	-

Образцы после сварки взрывом подвергали холодной пакетной прокатке на разные степени обжатия с целью исследовать возможность применения магнитных методов диагностики для оценки изменений, происходящих при пластической деформации в структуре, фазовом составе и физико-механических свойствах исследуемых двухслойных материалов. Также для полноты исследования таким же способом

обработки подвергали отдельные компоненты слоистых материалов. Как горячую, так и холодную прокатки проводилась на стане «ЦКБММ ДУО-200» с диаметром валков 250мм. Скорость прокатки составляла 40 мм/сек. Величина степеней деформации после холодной прокатки указана в таблице 2. Следует отметить, что степень деформации отдельных компонент в КМ отличается от $\varepsilon_{пр}$ для пакета в целом.

Для оценки прочности соединения слоев проведены испытания на срез. Прочность соединения слоев в биметаллах определяли методом испытания на срез коррозионно-стойкого слоя на современной универсальной испытательной машине Tinius Olsen Super L-60.

Количество образовавшейся ферромагнитной фазы определяли по двум методикам: методом гомологических пар по результатам рентгеноструктурного анализа, проведенного на рентгеновском дифрактометре SHIMADZU XRD-7000, и методом расчета по намагниченности [9].

Металлографические исследования проводили не только при помощи оптической металлографии, но и при помощи современного метода дифракции отраженных электронов (исследование проводили на сканирующем электронном микроскопе Tescan VEGA II XMU с системой рентгеновского волнодисперсионного микроанализа INCA WAVE 700, энергодисперсионного микроанализа INCA ENERGY 450 с ADD детектором OXFORD, приставкой для исследований методом дифракции отраженных электронов).

Таблица 2. Степень деформации прокаткой биметалла и каждого слоя в пакете

«Сталь 11ХН4МДФ – сталь 04Х20Н6Г11М2АФБ» $\varepsilon_{пр}$	0	20	31	41	49
Сталь 04Х20Н6Г11М2АФБ $\varepsilon_{азот}$	0	1	20	30	38
Сталь 11ХН4МДФ $\varepsilon_{корп}$	0	24	40	46	53
«Сталь 11ХН4МДФ – сталь 08Х18Н10» $\varepsilon_{пр}$	0	20	30	41	51
Сталь 08Х18Н10 $\varepsilon_{нерж}$	0	21	31	40	51
Сталь 11ХН4МДФ $\varepsilon_{корп}$	0	18	36	45	54

Измерение магнитных характеристик проводили в замкнутой магнитной цепи по схеме пермеаметра на магнитоизмерительном комплексе REMAGRAPH С-500. Намагничивание образцов осуществляли вдоль продольной оси. В условиях замкнутой магнитной цепи напряженность внутреннего магнитного поля достигала 550 А/см. Из петель магнитного гистерезиса определяли коэрцитивную силу, остаточную индукцию и намагниченность в максимальном приложенном поле. Погрешность измерения поля и индукции не превышала 3%. По основной кривой намагничивания определяли максимальную магнитную проницаемость. При помощи дифференцирования нисходящих ветвей петель магнитного гистерезиса получали полевые зависимости дифференциальной магнитной проницаемости.

3. Результаты и их обсуждение

В результате испытаний на срез установлена минимально необходимая степень обжатия для обеспечения прочного соединения горячекатаных двухслойных заготовок. Для биметалла «сталь 11ХН4МДФ – сталь 08Х18Н10» – деформация прокаткой больше 30% (прочность соединения слоев 450 МПа), а для биметалла «сталь 11ХН4МДФ – сталь 04Х20Н6Г11М2АФБ» – 35% (580-600 МПа). При соединении слоев по технологии сварки взрывом прочность соединения непрокатанных заготовок сразу составляет порядка 560 МПа для обоих биметаллов, что является достаточным для материалов подобного класса.

Проведенные микроструктурные исследования, как и в других работах [6, 8, 10], посвященных исследованию границы соединения слоев при сварке взрывом, показывают, что увеличение степени холодной прокатки слоистых материалов приводит к уменьшению волнообразности границы, полученной при сварке взрывом (рис. 1). Было также установлено, что с увеличением степени холодной прокатки происходит измельчение зерна во всех деформируемых материалах.

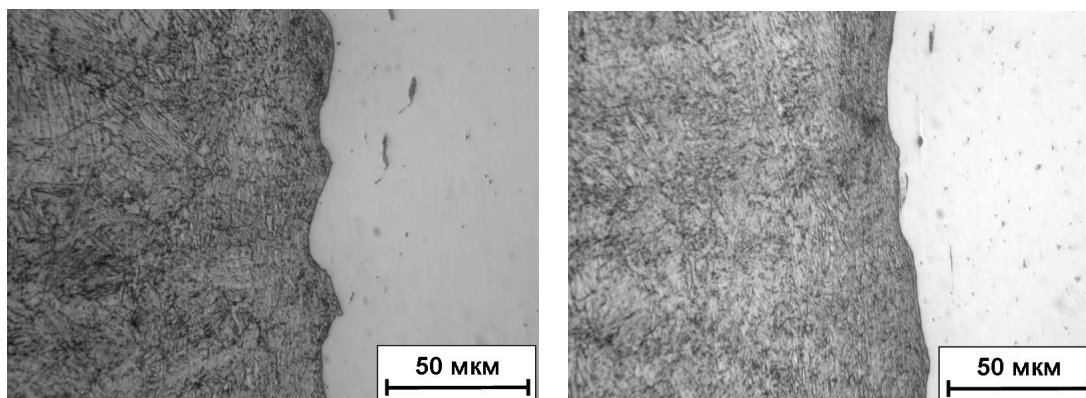


Рисунок 1 – Микроструктура границы сварного соединения биметалла «сталь 11ХН4МДФ – сталь 08Х18Н10» в исходном недеформируемом состоянии (а) и после прокатки с $\epsilon_{пр}=0,41$

Металлографический и рентгенофазовый анализы, проводимые на всех исследуемых образцах, подтвердили чисто аустенитную структуру в обеих коррозионноустойчивых сталях в исходном состоянии, после деформации горячей прокаткой, а также после деформации холодной прокаткой в стали 04Х20Н6Г11М2АФБ, что говорит о стабильности их структурного состояния при таких технологических операциях. На рис. 2 приведены EBSD-карты для слоя из биметалла стали 11ХН4МДФ (а) и стали 08Х18Н10 (б) в исходном состоянии. Из рис.2б также хорошо видно, что структура стали 08Х18Н10 представляет собой примерно равноосные зерна аустенита размером 25-40 мкм. Также для структуры характерно наличие двойников.

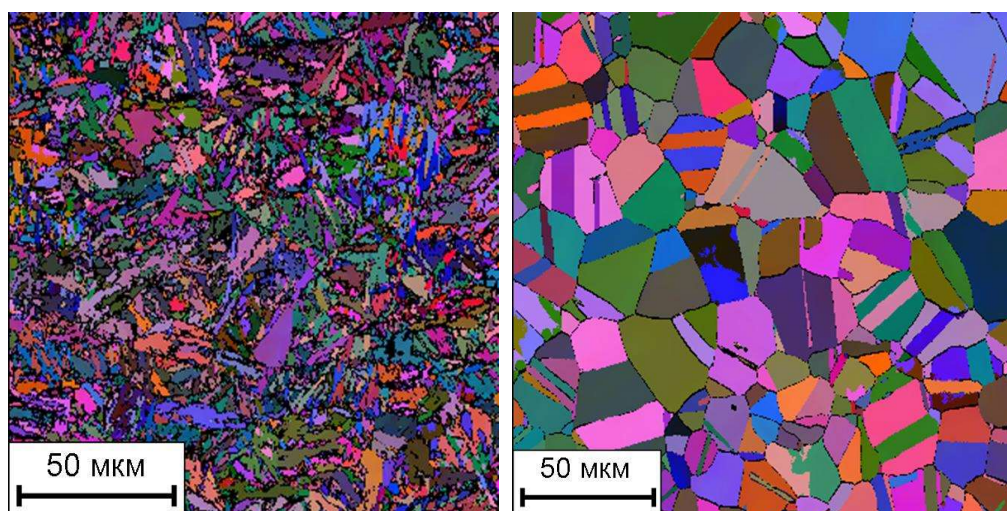


Рисунок 2 – EBSD-карты для слоя из биметалла стали 11ХН4МДФ (а) и стали 08Х18Н10 (б) «сталь 11ХН4МДФ – сталь 08Х18Н10» в исходном недеформируемом состоянии

В стали 08X18H10 при холодной прокатке происходит образование мартенсита деформации, являющегося нежелательной ферромагнитной фазой и приводящей к снижению сопротивления межкристаллитной коррозии. Причем с увеличением степени деформации холодной прокаткой его количество, как в отдельной компоненте, так и в составе биметалла увеличивается (рис. 3).

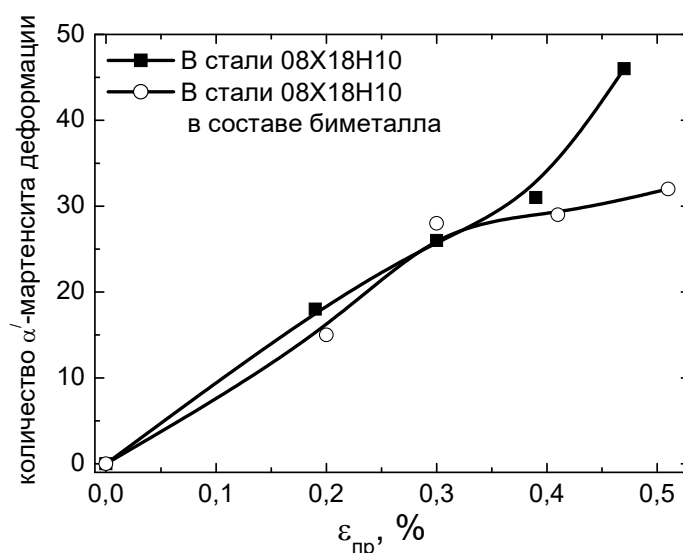


Рисунок 3 – Количество образовавшегося мартенсита деформации в стали 08X18H10 в зависимости от степени деформации холодной прокаткой

Измерения магнитных характеристик в замкнутой магнитной цепи показали, что коэрцитивная сила и максимальная магнитная проницаемость могут быть использованы в качестве параметров неразрушающего контроля для оценки качества таких операций термической обработки, как закалка и отпуск горячекатаных исследуемых материалов.

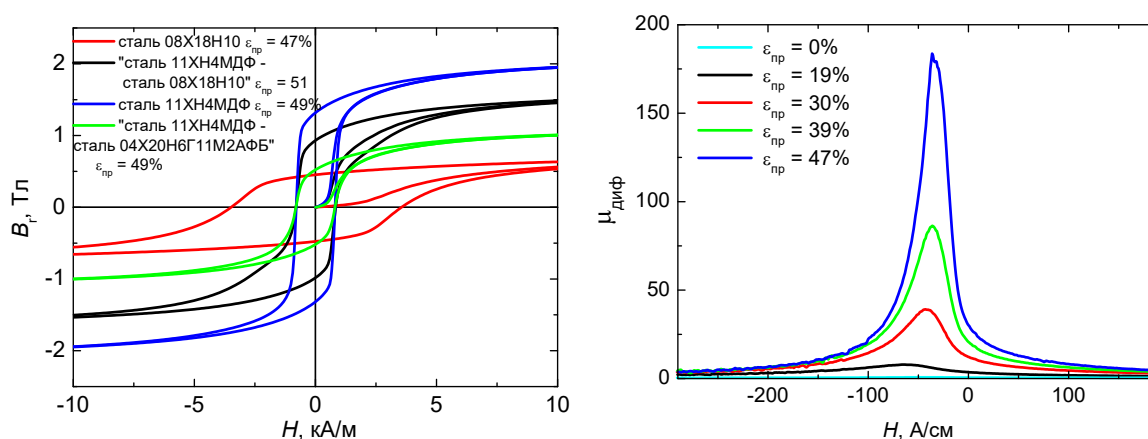


Рисунок 4 – Петли магнитного гистерезиса исследуемых материалов, деформированных при холодной прокатке на максимальную степень обжатия (а), и полевые зависимости дифференциальной магнитной проницаемости для холоднодеформированной стали 08X18H10 (б)

На рис. 4а приведены петли магнитного гистерезиса холоднодеформированных образцов отдельных компонент сталей 08X18H10 и 11ХН4МДФ, а также слоистых материалов «Сталь 11ХН4МДФ – сталь 04Х20Н6Г11М2АФБ» и «Сталь 11ХН4МДФ – сталь 08X18H10» при максимальных степенях деформации прокаткой. Для азотсодержащей стали 04Х20Н6Г11М2АФБ петля не приведена, т.к. стали даже при

максимальной степени деформации прокаткой сохраняет свои парамагнитные свойства. На рис.4б показана полевая зависимость дифференциальной магнитной проницаемости для метастабильной коррозионностойкой стали 08X18H10. Хорошо видно, что с увеличением степени деформации прокаткой высота пика возрастает, поле локализации пика, как известно, примерно совпадает со значениями коэрцитивной силы материала. Увеличение высоты пика обусловлено образованием новой ферромагнитной фазы – α' -мартенсита деформации. Также диагностику образования магнитно-упорядоченной фазы в этих сталях можно осуществлять по измерению максимальной намагниченности в максимальном приложенном поле (намагниченности насыщения), максимальной магнитной проницаемости и среднеквадратичных значений напряжения магнитных шумов Баркгаузена, монотонно изменяющихся с ростом степени деформации.

На рис. 5а приведены полевые зависимости дифференциальной магнитной проницаемости биметалла «сталь 11ХН4МДФ – сталь 08Х18Н10» с увеличением степени деформации прокаткой. На данных кривых при деформации больше 0,30 видно, что на зависимости происходит формирование двух пиков: первый – в более слабых полях, но более высокий по интенсивности – характеризует ферромагнитную фазу (феррит) в компоненте корпусной стали 11ХН4МДФ. Второй пик, которых локализуется в более сильных полях и принадлежит новообразовавшейся в результате прокатки фазе мартенсит деформации в компоненте из стали 08Х18Н10. На рис. 5б приведены полевые зависимости дифференциальной магнитной проницаемости при максимальных степенях деформации прокаткой для биметалла и для его отдельных компонент. Таким образом, при помощи магнитных методов, возможно проводить диагностику изменений, происходящих в слоистых материалах, причем в отдельных его компонентах.

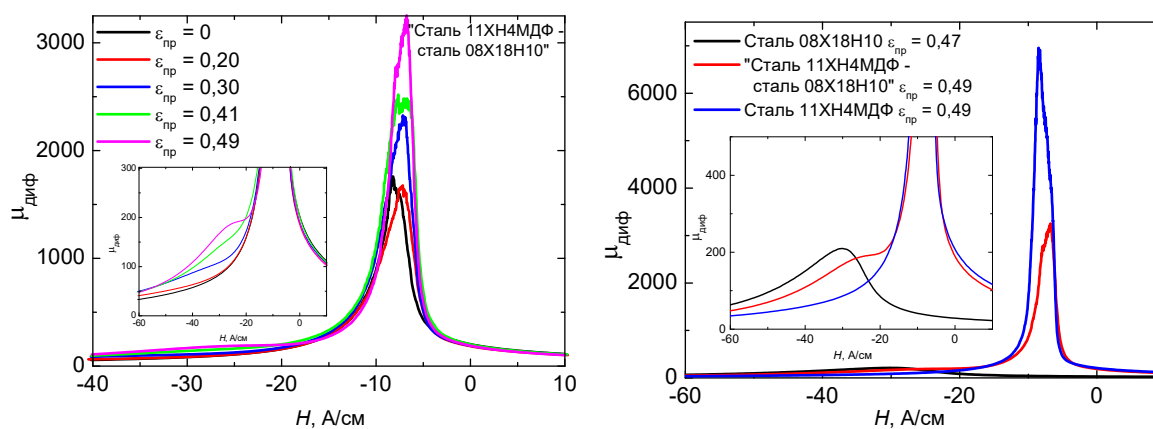


Рисунок 5 – Полевые зависимости дифференциальной магнитной проницаемости для биметалла «Сталь 11ХН4МДФ – сталь 08Х18Н10» (а) при различных степенях деформации холодной прокаткой и полевые зависимости дифференциальной магнитной проницаемости «Сталь 11ХН4МДФ – сталь 08Х18Н10» и его отдельных компонентов при максимальных степенях деформации (б)

3. Заключение

Показано, что для диагностики деформационно-фазовых превращений в коррозионностойких аустенитных сталях в составе макронеоднородного материала может использоваться значение максимальной дифференциальной проницаемости, определяемой из зависимости дифференциальной магнитной проницаемости от напряженности магнитного поля, а также значения параметров магнитных шумов Баркгаузена, определяемые со стороны конкретного анализируемого слоя.

Значения максимумов на полевых зависимостях дифференциальной магнитной проницаемости слоистых материалов могут служить параметрами для диагностики образования новой магнитно-упорядоченной фазы и ее количества, образующейся в процессе пластической и упругопластической деформации. Значения полей, при которых формируются максимумы на зависимостях дифференциальной магнитной проницаемости от напряженности магнитного поля слоистых материалов и их отдельных компонентов могут быть использованы для оценки степени деформации прокаткой и одноосным растяжением этих материалов.

Измерения магнитных характеристик в замкнутой магнитной цепи показали, что коэрцитивная сила и максимальная магнитная проницаемость могут быть использованы в качестве параметров неразрушающего контроля для оценки качества таких операций термической обработки, как закалка и отпуск горячекатаных исследуемых материалов.

При выполнении работы использовано оборудование ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН. Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ 16-38-60027.

Литература

1. Oryshchenko A.S., V.A. Malyshevsky, E.I. Khlusova. Modern constructional steel for application in Arctic region. *Sudostroenie* 3, 2013, pp 46-49.
2. Kalinin G.Yu., S.Yu. Mushnikova, O.V. Fomina, O.A. Kharkov. Two-layered clad steel with high corrosion-erosion resistance. *Chemical-metallurgical processes and materials of metallurgical productions*, 2016, pp 231-232.
3. Khlusova E.I., V.V. Orlov. The structural and properties changes in heat affected zone of the weld joints of low-carbon shipbuilding and pipe steels. *Metallurg* 9, 2012, pp 63-76.
4. Chernyshev E.A., A.D. Romanov, E.A. Romanova. High-strength shipbuilding steels and alloys. *Metallurg* 2, 2016, pp 59-63.
5. Mendes R., J.B. Ribeiro, A. Loureiro. Effect of explosive characteristics on the explosive welding of stainless steel to carbon steel in cylindrical configuration. *Materials and Design* 51, 2013, pp 182-192.
6. Zamani E., G.H. Liaghat. Explosive welding of stainless steel-carbon steel coaxial pipes. *Journal of materials science* 47, 2012, pp 685-695.
7. Kaya Y., K. Nizamettin. An investigation into the explosive welding/cladding of Grade A ship steel/AISI 316L austenitic stainless steel. *Materials & Design* 52, 2013, pp 367-372.
8. Gladkovskii S.V., T.A. Trunina, E.A. Kokovikhin, D.I. Vichuzhanin, I.A. Golubkova. Structure and properties of explosion-welded composite from steels 12kh18n10t and 20. *Metal Science and Heat Treatment* 9-10 (51), 2009, pp 444-449.
9. Араев В.А. Phase magnetic analysis of alloys. Moscow, Metallurgy, 1988, pp. 255.
10. Smirnov S.V., I.A. Veretennikova, D.I. Vichuzhanin. Modeling of delamination in multilayer metals produced by explosive welding under plastic deformation. *Computational Continuum Mechanics* 4(7), 2014, pp 398-411.