



УДК 621.791.14

**R.B. Abylkalykova, A.S. Batyrkhanov, K.T. Imanzhanova, M.S. Zhaparova,
G.S. Bektasova, N. Kantai**
East State university, Ust-Kamenogorsk

INVESTIGATION OF MICROSTRUCTURE IN WELD FRICTION WELDING STEELS 12H18N1 AND 34HN1M

В статье представлены результаты исследований структуры сваренных трением образцов стали 12Х18Н10Т со сталью 34ХН1М. Исследована структура зоны сварного шва.

Мақалада 12Х18Н10Т болатының 34ХН1М болаты үлгісінде үйкеліс күшіндегі пісірілген қосылысының құрылымын зерттеу нәтижесі ұлпнылған. Пісірілген қосылыс аумағының құрылымы зерттелген.

The results of the structure samples friction welded steel research 12X18H10T with steel 34HN1M. The structure of the weld zone.

Keywords: kinetic parameter, ion implantation, structural-phase transformations,

In the chemical industry 12X18H10T steel used for the manufacture of containers intended for operation under high pressure. Corrosion-resistant steel is used for the production of welded equipment and structures, operation of which involves contact with oxidising environments, organic solvents, inorganic moderate concentrations of acids. 34HN1M steel forgings used for the manufacture of various general machinery parts, which are requirements for mechanical properties and operating at temperatures up to + 500°C [1].

The results of the structure samples friction welded steel research 12X18H10T with steel 34HN1M. The structure of the weld zone. It is shown that the friction welding of high- and medium-alloyed steels is possible, and that as a result of the transition zone is formed by welding the weld, which has a special structure and composition different from the structure and composition of raw steel. Friction welding refers to welding pressure and overcomes the limits of technology fusion splices. With this technology, heat is generated only promotes the formation of a welded joint, and the pressure plays a major role [2, 3].

In the semi-automatic lathe 16D25 welded stainless steel with steel 12X18H10T 34H1MF. Welding was carried out for 3 seconds at a speed of 2000 rev / min in the longitudinal pitch before the first spark, after which the welding was stopped. With the help of X-ray fluorescence analysis (X-ray source - Tube HD-10, U = 45kV, I = 200uA) studied the chemical composition of the sample surface. Studies of the microstructure and the micro structure of the contact surfaces was carried out on the optical and scanning (JSM-6390LV) electron microscopes. Research on the microhardness were performed using microhardness LOMO PMT-3M.

Results and discussion. Figure 1 shows the microstructure of the weld stainless steel and steel 12X18H10T 34HN1M. When heated by friction welding layers of material are moved along the section of the material boundaries, forming a weld with fundamentally different physical and mechanical properties than the materials to be welded. the weld zone is a portions having a fibrous structure and vortex. By analyzing the changes of the microstructure shown in Fig. 1, you can see the scale invariance in the formation of zones of rotations [4]. This effect can be attributed to Taylor vortices [5-7]. Taylor instability is manifested in a liquid layer that is sand-

wiched between the inner cylinder rotating with an angular velocity ω and the stationary outer cylinder. For small ω angular momentum imparted to the inner cylinder is transmitted to the outside due to viscosity. When the angular velocity ω is above the critical state becomes unstable, and is transmitted ring convective vortices. In our experiment, apparently realized in a liquid-like state at the friction zone by friction welding [8].

Investigation of the chemical composition of the transition zone was performed using a scanning electron microscope with energy dispersive attachment (Table 1, Fig. 2). Plastic deformation is caused by friction welding to averaging the chemical composition of the raw materials in the weld zone. This follows from the chemical analysis of the table (Table 1) in the spectra (Figure 2).

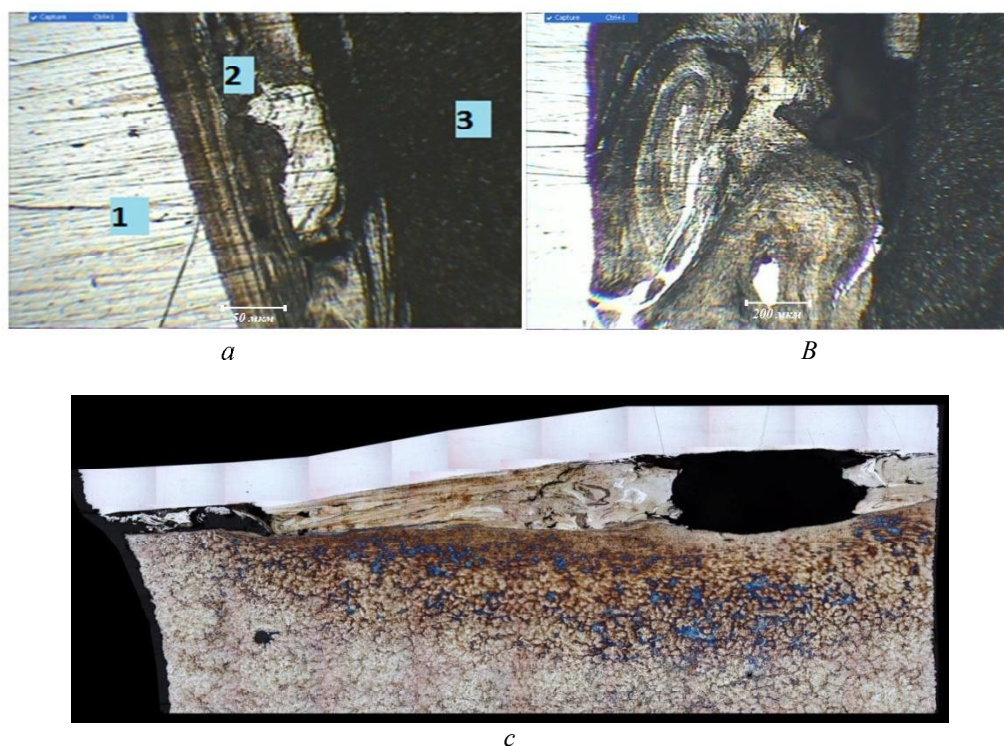


Figure 1 - Microstructure of a weld stainless stali2H18N10T and stali34HN1M: a) - an increase in x50: 1 - Steel 12X18H10T; 2 - weld zone; 3 - steel 34HN1M: b - Increase X400; c - the weld zone obtained by friction welding steel to stainless steel 34HN1M 12X18H10T

Table 1 shows the chemical composition of the weld zone by various sections shown in Figure 3.

Chemical composition of the transition zone and removal space spectra

Spectrum	Instats	C	O	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Total
Spectrum 1	Yes	2,68		0,49	5,65	0,88	87,41	2,89	100,00
Spectrum 2	Yes	1,88		0,41	5,09		89,93	2,68	100,00
Spectrum 3	Yes	1,29		0,50	18,20		70,86	9,16	100,00
SumSpectrum	Yes	2,94	1,31	0,45	8,75	0,84	81,24	4,47	100,00

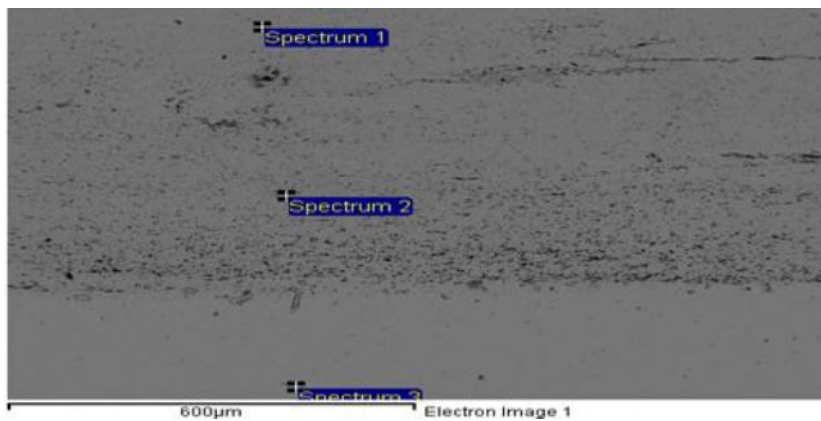


Figure 2 - Image scanning electron microscope portion of the weld zone

The prints obtained on the PMT-3 (Fig. 3) show that the friction welding with a solid material with a soft, hardness of the weld at lower and higher ductility than the original samples. These results are consistent with previous work [8]. Liquid-like state gives a mixture of phases, but not the generation of new phases. These X-ray diffraction analysis confirmed this fact.



Figure 3,a - The optical micrograph of the weld zone area

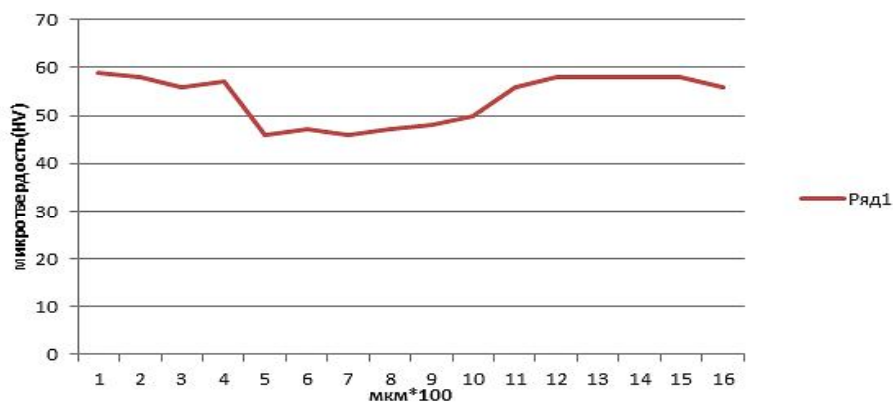


Figure 3,b - The scheme of distribution of prints during the microhardness analysis.

Vertical numerals denote the microhardness (HV), which are the diameters of prints remaining after pressing a steel ball in a sample under a 500N force applied perpendicularly to the workpiece surface

Figures 4,a-c shows the X-ray generated from sites: 12X18H10T (Figure 4,a); 34H1M from the site (Figure 4,b.); from the weld zone (Figure 4,c).

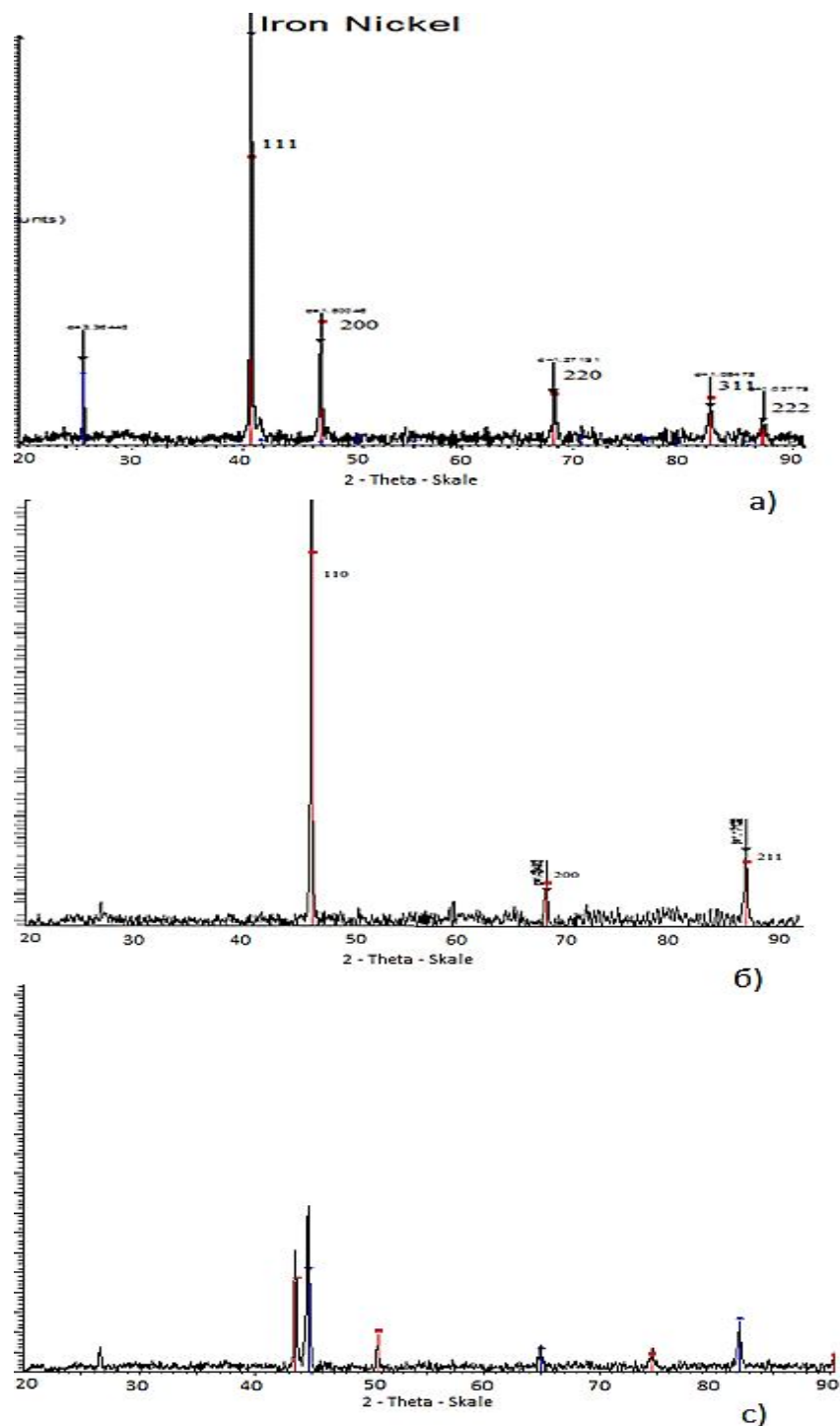


Figure 4 - X-ray analysis of the different sections of the samples obtained by friction welding:
a - Steel 12X18H10T b - are 34H1M; c - the weld zone

From decoding diffraction patterns shows that plot (Figure 4,*a*) comprises a phase with a face-centered cubic lattice (fcc), plot (Fig. 4,*b*) contains a phase with a body-centered cubic lattice (bcc) and plot (Fig. 4,*c*) comprises a mixture of these phases.

It is evident that the reflexes 111 fcc and bcc 110 close to each other in Figure 4, and the most intense peak 111 fcc and bcc 110 reflex has a very low intensity. The weld zone this reflex has become much more intense (Fig. 4,*c*).

In Figure 4, it is seen that areas rich in chromium formed after friction welding. And the texture is formed with a zone axis 110.

Known approaches [9, 10], in which the deformable rigid body can be described as hierarchically organized a defective system in which in the fields of external influences develop consistent processes at the nano-, micro-, meso- and macroscale levels.

According to the modern concept of hierarchical matching scale, all the materials are systems with features to streamline interactions between levels in order from highest to lowest at different scale levels. Processes occurring on every level of structural and scale, have the effect of subordination in strain development, the evolution of the defect substructure in the development of destruction and the formation of the flow stress [9, 10].

Thus according to [11-14] using the concept of structural deformation levels must take into account the localization of deformation, taking into account the difference in the location of its various levels and structural changes in the degree of localization of plastic deformation with the increase of defect structure and evolution. The heterogeneity of the deformation becomes more visible and ends in the destruction of the local sample a specific location (see. Figure 1,*c*).

This agrees well with our experimental data. We observed patterns were due to occurrence of structural and physical and mechanical processes in the metal of the welded joint, as a result of which there are irregularities hierarchy, structure, variability, discontinuity, pores and microcracks (Figure 3,*a*) at different levels of scale. Depending on the impact of the stress intensity in the weld occurs selective switching mechanism in the work of the relevant irregularities and defects [15].

Thus, when friction welding alloy microstructure in the weld zone changes (Fig. 1). These electron-microscopic analysis allowed us to identify the following specific areas.

Base metal zones (1 and 3) and 12X18H10T 34H1M not experience significant changes and meet the initial state of the material.

The transition zone, which is characterized by severe metallographic structure, oriented parallel to the weld.

Seam zone (2) provided entirely or partially recrystallized grains. The weld is averaged chemical composition. Material formed by friction welding seam and is in, is more ductile.

The weld zone mechanochemical reaction does not occur with the formation of new phases.

Bibliography

1. Курдюмов Г.В. Превращения в железе и стали / Г.В. Курдюмов, Л.М. Утевский, Э.И. Этин. - М.: Наука, 1977.
2. Дьяконов Г.С. Исследование микроструктуры в зоне сварного шва при линейной сварке трением титановых сплавов ВТ6 и ВТ8 / Г.С. Дьяконов, Н.Ф. Измайлова, В.М. Бычков и др. // Вестник УГАТУ. – Машиностроение. - Т. 16. - № 7 (52). - С. 48-52
3. Штрикман М.М. Состояние и развитие процесса сварки трением линейных соединений // Сварочное производство, 2007. - № 10. - С. 25–32.
4. Седов Л.И. Механика сплошной среды. - 4-е изд. - М., 1983-84. - Т. 1-2.
5. Шустер Г. Детерминированный хаос. – М.: Мир, 1988. – 240 с.
6. Sirovich L., Ball K.L., Keefe L.R. Plane waves and structures in turbulent channel flow. PhysFluidsA2 (12), December 1990, 2217-2226.

7. Барковский Ю.С. Рождение вихрей Тейлора в случае равновращающихся цилиндров и спектральные свойства одного класса краевых задач / Ю.С. Барковский, В.И. Юдович // ДАН СССР, 1978. - Т. 242. - № 4. - С. 784-787.
8. Абкарян А.К. Особенности структурообразования в системе железо-медь при интенсивных динамических нагрузках / А.К. Абкарян, Р.Б. Абылкалыкова, Л.И. Квеглис и др. // Engineering & Technologies. - № 6. - 2013. - Т. 3. - С. 334-343.
9. Панин В. Е., Егорушкин В. Е. Неравновесная термодинамика деформируемого твёрдого тела как многоуровневой системы. Корпускулярно-волновой дуализм пластического сдвига // Физическая мехомеханика, 2008. - Т. 11. - № 2. - С. 9-30.
10. Панин В.Е. Синергетические принципы физической мезомеханики // Физическая мезомеханика, 2000. - Т. 3. - № 6. - С. 5-36.
11. Теплякова Л.А. Локализация деформации и превращения в дефектной подсистеме в сплавах с различным структурно-фазовым состоянием: дисс. ... д-ра физ.-мат. наук / Л.А. Теплякова. - Томск, 2000. - 621 с.
12. Попова Н.А. Эволюция дислокационного ансамбля, внутренние поля напряжений и фазовые превращения при пластической деформации сталей с различной структурой: дисс. ... канд. техн. наук: 01.04.07. - Томск, 2005. - 297 с.
13. Губернаторов В.В. О формировании полосовых структур в структурно-однородных материалах при деформации / В.В. Губернаторов, Б.К. Соколов, И.В. Гervасьева и др. // Физическая мезомеханика. - Т. 2. - № 1-2. - С. 157-162.
14. Демиденко В.С. Структурная неустойчивость в металлах и сплавах / В.С. Демиденко, И.И. Наумов, Э.В. Козлов и др. // Известия вузов. - Физика. - 1998. - № 8. - С. 16-25.
15. Рябов В.Р. Сварка разнородных материалов и сплавов / В.Р. Рябов, Д.М. Рабкин, Р.С. Курочки и др. - М.: Машиностроение, 1984. - 239 с.

Получено 15.11.2017

УДК 669.5.053.067

О.С. Анисимова, С.В. Мамяченков

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург

Ж.С. Оналбаева, Н.А. Куленова

Восточно-Казахстанский государственный технический университет им. Д. Серикбаева, г. Усть-Каменогорск

**ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ ОСОБЕННОСТЕЙ ПРОЦЕССА ОЧИСТКИ
И ФИЛЬТРАЦИИ РАСТВОРОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ АТМОСФЕРНОМ ВЫЩЕЛАЧИВАНИИ
НИЗКОКАЧЕСТВЕННЫХ ЦИНКОВЫХ КОНЦЕНТРАТОВ**

Приведены результаты сравнительных исследований очистки сульфатных цинковых растворов от железа с использованием традиционной гидролитической операции и с применением нового реагента-осадителя класса фосфоновых кислот. Приведены количественные технологические оценки реологических свойств получаемых пульп, доказано преимущество нового реагента-осадителя.

Сульфаттық мырыш ерітінділерін дәстүрлі гидролиттік тазарту операциясын қолданумен және фосфон қышқылдары класының жаңа тұндырғыш реагентін пайдалану арқылы темірден тазартудың салыстырмалы зерттеулерінің нәтижелері келтірілген. Алынатын қойыртпақтардың реологиялық қасиеттерінің мөлшерлік технологиялық бағалануы келтіріліп, жаңа тұндырғыш реагенттің артықшылықтары дәлелденген.

The results of comparative study of sulphate zinc solutions purification from iron are provided. This process is carried by means of conventional hydrolysis operation with the use of a new precipitation agent of phosphonic acids. Quantitative and technological assessments of produced pulps rheological properties are provided. The advantage of the new precipitation agent has been proved.

Ключевые слова: гидрометаллургия, очистка растворов, сульфатные цинковые растворы, реагент-осадитель.

Традиционное использование серноокислотного выщелачивания для переработки сложного полиметаллического цинкового сырья, в частности низкокачественных цинковых концентратов, сопровождается образованием сульфатных растворов сложного состава (табл. 1).

Таблица 1

Состав раствора выщелачивания низкосортных цинковых концентратов по основным компонентам

Катион	Zn	Fe	Cu	Mn
Концентрация, г/дм ³	102-113	20-24	2,5	2,8

Содержание некоторых примесей, нежелательных для конечного целевого продукта, увеличилось настолько, что применяемые технологические приемы либо не обеспечивают необходимой очистки, либо значительно удорожают себестоимость продукта. Актуальной задачей комплексной переработки растворов с высоким содержанием цинка для последующего получения качественного катодного металла является выделение примесей, в первую очередь железа, концентрация которого достигает 20-24 г/дм³.

Наиболее распространенным и дешевым способом выделения его из растворов принято считать окисление до трехвалентного состояния и последующее гидролитическое осаждение.

Однако этот способ не всегда эффективен на практике. Причиной служат высокая концентрация железа, недостаточная степень очистки от электроположительных примесей, в частности меди, соосаждение других ценных компонентов раствора. Особенно осложняют процесс отделения твердой фазы трудности, возникающие при фильтрации полученной гидроксидной пульпы.

Для определения расхода щелочи и условий осаждения железа в виде гидроокиси проведено потенциометрическое титрование модельных растворов, содержащих различное соотношение ионов меди и железа (рис. 1).

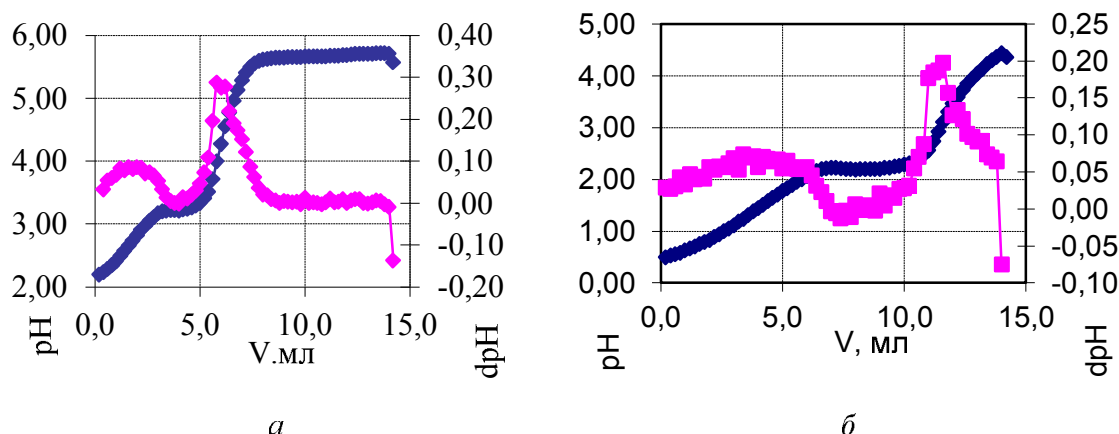


Рисунок 1 - Зависимость pH гидроксиобразования железа от расхода щелочи:
а - (Fe^{3+} 10; Cu^{2+} 0; г/дм³), б- (Fe^{3+} 10; Cu^{2+} 2; г/дм³)

Известно, что реакция гидратообразования железа (III) протекает ступенчато: начальный прямолинейный участок характеризует титрование остаточной кислоты, первая буферная область при pH 2,5-3,0 соответствует образованию гидроксосульфата железа (III), полное осаждение гидроксида железа (III) наблюдается при формировании второй буферной области при pH 4,5-5,0.

Результаты исследований показали, что при увеличении начальной концентрации Fe^{3+} с 1 до 10 г/дм³ pH гидратообразования снижается с 4,3-4,6 до 2,9-3,7 в зависимости от концентрации меди. Присутствие в растворе ионов меди позволяет сместить pH гидратообразования железа в более кислую область.

В табл. 2 приведены показатели pH гидролитического осаждения Fe^{3+} при различных соотношениях содержания меди и железа в модельных растворах. При увеличении концентрации железа до 20 г/дм³ влияние меди на величину pH гидратообразования нивелируется.

Таблица 2

Показатели pH гидролитического осаждения Fe^{3+} при различных соотношениях содержания меди и железа в растворах

$C_{Fe^{3+}}$, г/дм ³	$C_{Cu^{2+}}$, г/дм ³	pH
1	1	4,33
3	1	4,67
5	1	4,16
7	1	4,04
10	1	3,87
1	2	3,16
3	2	3,14
5	2	2,83
7	2	2,64
10	2	2,92

Лабораторные эксперименты по осаждению железа щелочью показали неэффективность этого метода очистки: при содержании в растворе 20-25 г/дм³ ионов железа (0,35-0,45 молей) расход щелочи составляет, с учетом титрования остаточной кислоты, 1,35-1,55 моля NaOH (до 62 г/дм³). В массовом соотношении на 1 г ионов железа затратим 3, 2 г щелочи. В результате взаимодействия образуются аморфные, плохо фильтрующиеся пульпы.

Количественную оценку реологических свойств полученных пульп гидроксида проводили с использованием комплексного метода изучения свойств осадков, предложенного в [1]. В основу метода положены количественные определения важнейших технологических свойств: коэффициента фильтрации естественно уплотненного осадка и скорости отстаивания осадка.

Определение коэффициента фильтрации естественно уплотненного осадка проводят на установке, состоящей из стеклянного фильтра Шотта с известной поверхностью фильтрации, соединенного с реактором для отсасывания промывной воды. Разрежение под фильтром создают с помощью водоструйного насоса и измеряют вакуумметром.

Суспензию подают на фильтр при действующем водоструйном насосе и отсасывают маточную жидкость. Производят замер высоты слоя естественно уплотненного осадка на фильтре, затем профильтровывают через осадок определенное количество воды и измеряют время ее фильтрации по секундомеру.

Коэффициент фильтрации осадка определяют по формуле Дарси [1]:

$$K_{\phi} = SHt/QL, \quad (1)$$

где K_{ϕ} – коэффициент фильтрации, м/с; S – поверхность осадка под фильтром, см; H – разрезание под фильтром, см вод. ст.; L – толщина слоя осадка, см; t – время фильтрации, с.

При проведении опытов по осаждению железа выявили влияние продолжительности формирования гидроксида на свойства получаемого осадка. На рис. 2 показана зависимость коэффициента фильтрации осадков гидроксида железа, полученных при разных скоростях приливания щелочи, от продолжительности реакции.

При малом времени приливания 10% раствора щелочи к 10% раствору сульфата железа (III) коэффициенты фильтрации имеют низкие значения: минимальная величина коэффициента фильтрации составила $0,8 \cdot 10^{-8}$ м/с. Средняя часть отвечает осадкам, полученным при более медленном осаждении, с продолжительностью приливания раствора щелочи до 1,5 ч. В этих условиях коэффициент фильтрации резко увеличивается. При продолжительности осаждения до 2 ч коэффициент фильтрации также возрастает. Однако при осаждении свыше 2 ч коэффициент фильтрации достигает своего предельного значения $6,2 \cdot 10^{-8}$ м/с. Таким образом, чем медленнее происходит формирование осадка, тем выше коэффициент фильтрации, тем, следовательно, лучше фильтруется образованная им пульпа.

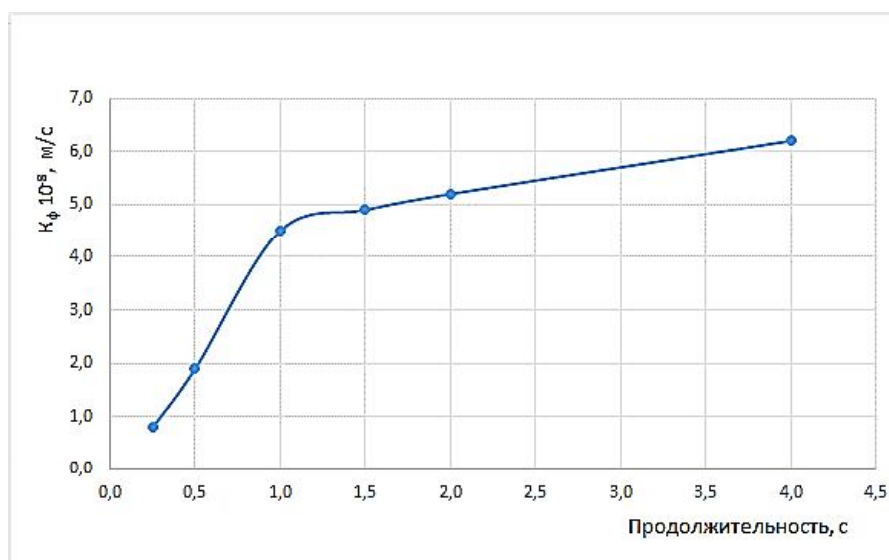


Рисунок 2 - Влияние продолжительности приливания щелочи на коэффициент фильтрации полученных осадков гидроксида железа

Приведенные данные дают количественную зависимость важного технологического свойства осадков в зависимости от продолжительности процесса осаждения и подтверждают вывод о неэффективности гидролитической очистки при высокой концентрации железа в растворе.

В связи с этим проведен поиск более эффективного реагента для осаждения железа, способного селективно выделить его из подобных продуктивных растворов. В частности, для связывания трехвалентных катионов применяют комплексоны с фосфоновыми функциональными группами.

Проанализировав литературные данные [2, 3], в качестве такого соединения выбрали нитрилтриметиленфосфовую кислоту (НТФ), образующую с железом в кислой среде устойчивые нерастворимые полиядерные протонированные комплексонаты. НТФ представляет собой комплексон с тремя фосфовыми группировками, шестидентантный лиганд, образующий в кислой среде с железом прочные, труднорастворимые комплексонаты состава $\text{Fe}_3\text{H}_3(\text{ntph})_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$. Растворимость его при комнатной температуре составляет $5,5 \cdot 10^{-5}$ г в 100 мл воды, или $9,85 \cdot 10^{-5}$ моль/дм³. При увеличении соотношения металл:лиганд и понижении pH тенденция к формированию малорастворимых соединений усиливается.

Образование железом (III) устойчивых нерастворимых комплексов в кислой среде позволяет количественно и селективно осаждать этот элемент в присутствии многих сопутствующих металлов, в частности меди и цинка [2].

Была проведена серия опытов с различной концентрацией катионов меди и цинка и различной кислотностью среды с предварительным нагревом раствора и без него. Анализ полученных данных показал, что эти параметры не влияют на осаждение железа из раствора. Результаты представлены в табл. 3, где видно, что при уменьшении кислотности среды от 1 до 3 pH и увеличении концентрации меди в два раза остаточное содержание железа в растворе не меняется. Глубина очистки зависит, главным образом, от соотношения металл:лиганд (Me:L): при равном мольном соотношении сохраняется стехиометрия хелатного соединения и достигается полное связывание ионов железа в нерастворимый комплекс. По литературным данным [3] состав этого осадка представляют как $\text{Fe}_3(\text{НТФ})_2$, следовательно, соотношение 3:2 либо 1:0,6 необходимо для образования соединения.

Таблица 3

Зависимость остаточной концентрации железа в растворе от соотношения реагентов

№ оп	pH	C_{Cu} , г/дм ³	C_{Fe} , г/дм ³	C_{Fe} , моль/дм ³	Расход НТФ, г	Расход НТФ, моль	Me:L	$\text{C}_{\text{остаточное Fe}}$, мг/дм ³
1	1,0	32	30	0,54	108,7	0,54	1:1	0,056
2	1,0	64	30	0,54	108,7	0,54	1:1	0,057
3	2,0	32	30	0,54	54,8	0,27	2:1	0,075
4	2,0	64	30	0,54	54,8	0,27	2:1	0,074
5	3,0	32	30	0,54	73,08	0,36	3:2	0,056
6	3,0	64	30	0,54	73,08	0,36	3:2	0,057

Пересчет мольных соотношений на массовые показывает, что для связывания 1 г ионов железа в растворе необходимо 2,2 г кристаллической НТФ.

Образование осадка происходит практически моментально, но для полного протекания процесса необходимо выдерживать пульпу при комнатной температуре и перемешивании в течение 30-40 мин. Структура осадка кристаллическая, затруднений при фильтрации не наблюдается. Определение коэффициента фильтрации проводили по методике, описанной выше, расчет проводили по формуле Дарси. Характер зависимости величины коэффициента фильтрации от времени формирования осадка $\text{Fe}_3(\text{НТФ})_2$ аналогичен такой же для гидроксида железа (рис. 3): чем продолжительнее процесс осаждения, тем больше коэффициент фильтрации, тем легче, следовательно, фильтруется пульпа. Численные же значения коэффициента фильтруемости для комплексоната железа (от $1,2 \cdot 10^{-7}$ до $13,7 \cdot 10^{-7}$) в 15-20 раз больше, чем для гидроксида железа.

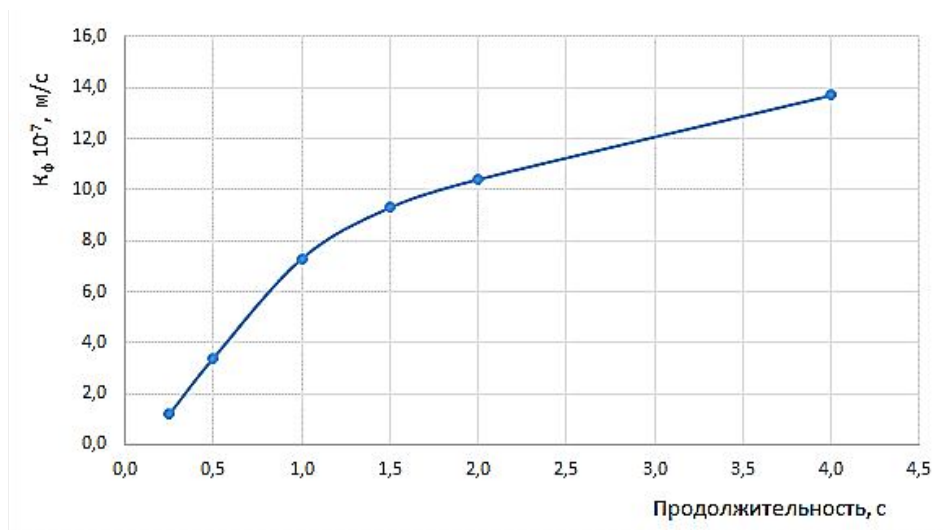


Рисунок 3 - Влияние продолжительности приливания комплекса (НТФ) на коэффициент фильтрации полученных осадков $\text{Fe}_2(\text{НТФ})_3$

На рис. 4 приведены микрофотографии кристаллов осадка (микроскоп РЗО с компьютерной приставкой NB-lab, увеличение $\times 25$), полученные при различном соотношении Me:L : а - 1:1; б - 2:1; в - 3:2. Видно, что во всех случаях формируются как микрокристаллические, так и агрегатированные структуры. При недостатке лиганда (соотношение 2:1) не происходит изменения состава комплекса, недостаточная глубина очистки обусловлена неполным связыванием железа. При выдерживании стехиометрического соотношения 3:2 остаточная концентрация железа в растворе составляет 0,060-0,074 мг/дм³.

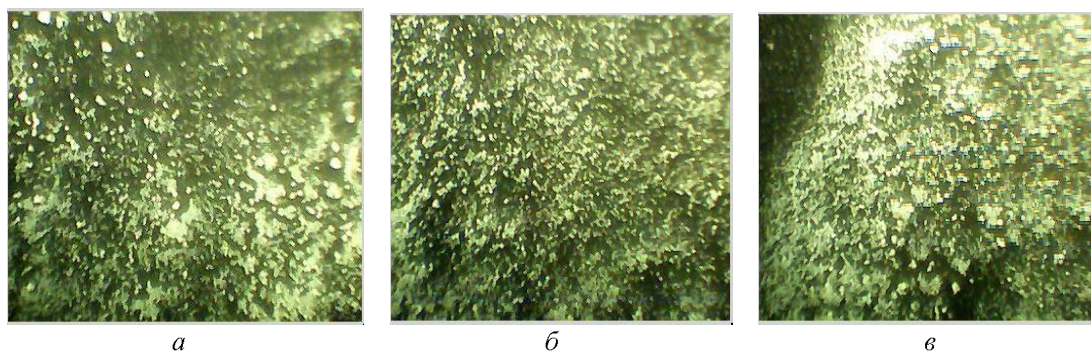


Рисунок 4 - Микрофотографии кристаллов осадка железно-фосфонатного комплекса при различных соотношениях металл:лиганд (НТФ): а - 1:1; б - 2:1; в - 3:2

Для сравнения реологических свойств пульп, образованных гидроксидом железа и комплексонатом железа с НТФ, провели серию опытов по определению количественных характеристик фильтруемости, которыми являются скорость отстаивания и скорость свободной фильтрации.

Процесс определения скорости отстаивания и скорости фильтрации дает характерные оценки технологических свойств осадков. Наблюдение скорости отстаивания суспензий

ведут путем измерения во времени толщины слоя, занимаемого осадком твердой фазы, осаждаемой из одинаковых объемов суспензии. Скорость свободной фильтрации определяют как изменение объема фильтрата в единицу времени через фильтры одинаковой пористости.

Для формирования пульп одинаковой концентрации приготовили модельные растворы, которые смешали в стехиометрическом соотношении. Составы и концентрации растворов приведены в табл. 4. Раствор железа для обеих суспензий приготовлен в одинаковой концентрации.

Таблица 4
Соотношение реагентов для приготовления пульп гидроксида железа $Fe(OH)_3$ и комплексоната $Fe_2(HTF)_3$

Реагент	Молярная масса, г/моль	Число моль реагента	Соотношение Fe/осадитель	Концентрация реагента, г/дм ³
$Fe_2(SO_4)_3 \cdot 7H_2O$	324	0,045	1	14,6
NaOH	40	0,135	3	5,4
НТФ	298	0,03	3/2	8,56

Время формирования пульп выдерживали одинаковым, 90 минут, с целью получения осадков с максимальным коэффициентом фильтруемости. Результаты сравнительных экспериментов приведены на рис. 5 и 6.

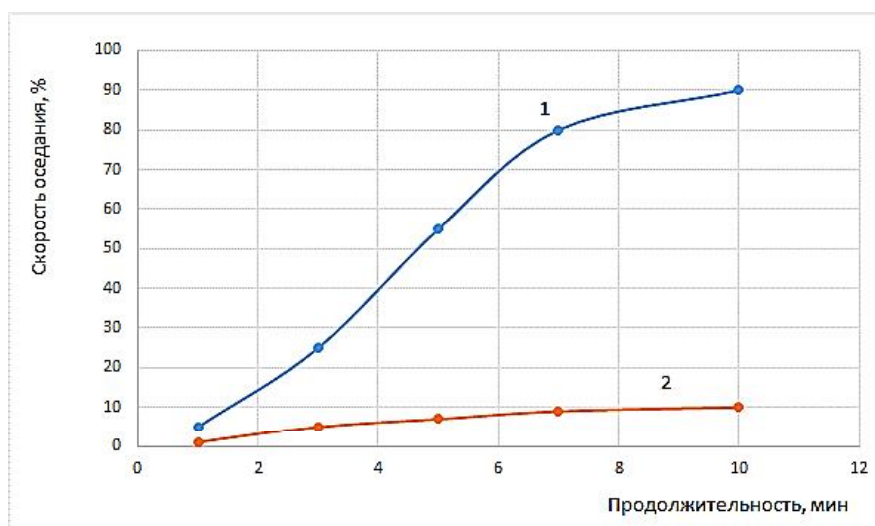


Рисунок 5 - Изменение скорости отстаивания пульпы во времени:
1 – комплексоната железа $Fe_2(HTF)_3$; 2 - гидроксида железа $Fe(OH)_3$

Из результатов сравнительных экспериментов следует, что реологические характеристики пульпы комплексоната в разы превышают аналогичные характеристики гидроксида железа: средняя скорость оседания осадка $Fe_2(HTF)_3$ в 8,8 раз выше, чем скорость оседания осадка гидроксида $Fe(OH)_3$ (рис. 5), средняя скорость фильтрации пульпы $Fe_2(HTF)_3$ в 15 раз выше, чем скорость фильтрации пульпы гидроксида $Fe(OH)_3$ (рис. 6).

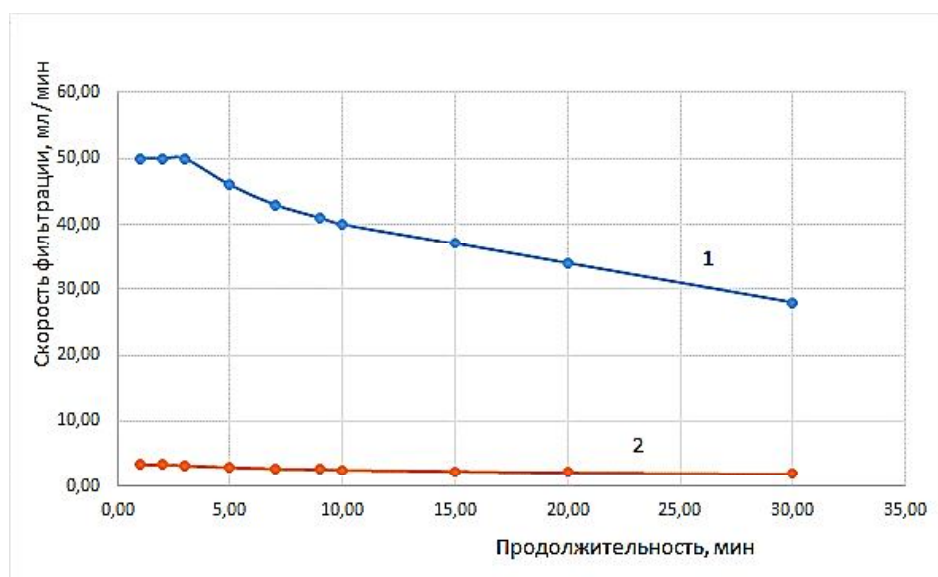


Рисунок 6 - Изменение во времени скорости фильтрации пульпы:
1 - комплексоната железа $\text{Fe}_2(\text{НТФ})_3$; 2 - гидроксида железа $\text{Fe}(\text{OH})_3$

Кроме того, если сравнить остаточные равновесные концентрации железа, обусловленные растворимостью осадков ($0,057 \text{ мг/дм}^3$ для $\text{Fe}_2(\text{НТФ})_3$), и для гидроксида $\text{Fe}(\text{OH})_3$ (расчет по ПР – $0,03 \text{ мг/дм}^3$, с учетом гидроксолей – $0,178 \text{ мг/дм}^3$, по экспериментальным данным – $0,256 \text{ мг/дм}^3$), то становится очевидным преимущество применения комплексона для реагентной очистки растворов от железа. Однако при очень высокой концентрации железа (более 20 г/дм^3) быстро образуются обильные рыхлые агрегатированные хлопьевидные осадки, поэтому приходилось добавлять НТФ порционно, перемешивая образующуюся пульпу для формирования устойчивого комплексоната.

Стоит также отметить, что при реализации подобной технологии в промышленных масштабах необходимо проводить данные операции в несколько стадий, вследствие трудностей, возникающих при образовании большого количества получаемого осадка. Образующийся осадок после сушки может быть использован в качестве полупродукта на предприятиях черной металлургии для получения ценной железо-фосфорной лигатуры [4].

Можно сделать следующие выводы:

1. Традиционный метод очистки растворов выщелачивания низкокачественных цинковых концентратов от железа не эффективен:

- высока остаточная концентрация железа в растворе, по экспериментальной оценке составляющая $0,256 \text{ мг/дм}^3$;

- трудности фильтрования густых пульп тормозят технологический процесс: максимальный коэффициент фильтруемости пульпы гидроксида $6,2 \cdot 10^{-8} \text{ м/с}$;

- расход щелочи на осаждение 1 г ионов железа составляет $3,2 \text{ г NaOH}$.

2. Применение нового реагента – нитрилтриметиленфосфоновой кислоты (НТФ) – позволяет производить более качественную очистку цинковых растворов от железа:

- образование прочных труднорастворимых комплексонатов $\text{Fe}_2(\text{НТФ})_3$ в кислой среде обеспечивает остаточную концентрацию ионов железа $0,057 \text{ мг/дм}^3$;

- образующиеся осадки комплексоната железа имеют кристаллическую структуру, быстро оседают, хорошо фильтруются; коэффициент фильтруемости пульпы комплексоната составляет от $1,2 \cdot 10^{-7}$ до $13,7 \cdot 10^{-7}$, что в 15-20 раз больше, чем для гидроксида железа;

- расчет расхода комплексона-осадителя в массовых единицах показывает, что для связывания 1 г ионов железа в растворе необходимо 2,2 г кристаллической НТФ.

3. Сравнительные определения скорости фильтрации пульпы и оседания осадков гидроксида и комплексона в одинаковых условиях из пульпы равной концентрации показали, что реологические характеристики пульпы комплексоната в разы превышают аналогичные характеристики гидроксида железа: средняя скорость оседания осадка $\text{Fe}_2(\text{НТФ})_3$ в 8,8 раз выше, чем скорость оседания осадка гидроксида $\text{Fe}(\text{ОН})_3$, средняя скорость фильтрации пульпы $\text{Fe}_2(\text{НТФ})_3$ в 15 раз выше, чем скорость фильтрации пульпы гидроксида $\text{Fe}(\text{ОН})_3$.

4. Образующийся осадок после сушки может быть использован в качестве полупродукта на предприятиях черной металлургии для получения ценной железо-фосфорной лигатуры.

Список литературы

1. Вассерман И.М. Химическое осаждение из растворов. – Л.: Химия, 1980. – 208 с.
2. Дятлова Н.М. Комплексоны / Н.М. Дятлова, В.Я. Темкина, И.Д. Колпакова. – М.: Химия, 1970. – С. 416.
3. Дятлова Н.М. Комплексоны и комплексонаты металлов / Н.М. Дятлова, В.Я. Темкина, К.И. Попов. – М.: Химия, 1988. – С. 190.
4. Анисимова О.С. Утилизация железосодержащих осадков в качестве сырья / О.С. Анисимова, С.С. Набойченко, А.Б. Лебедь // Междунар. науч.-техн. конф. «Техноген-97». – Екатеринбург, 1997. – С. 58.

Получено 15.11.2017

УДК 621.74

А.З. Исагулов, В.Ю. Куликов, Св.С. Квон, С.К. Аринова, Т.В. Ковалёва
Карагандинский государственный технический университет, г. Караганда

ВЛИЯНИЕ КРАСКИ МОДЕЛИ НА КАЧЕСТВО ПОВЕРХНОСТИ ОТЛИВОК ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ

В статье приведены результаты исследования по определению оптимального состава краски для полистироловых моделей при изготовлении отливок из жаропрочного сплава.

Бұл мақалада отқа төзімді қорытпалардан балқымалар әзірлегенде полистиролды модельдер үшін бояудың оңтайлы құрамын анықтау зерттеулерінің нәтижелері келтірілген.

The article presents the results of a study to determine the optimal composition of the dressing for the production of polystyrene models of castings of heat-resisting alloy.

Ключевые слова: жаропрочные сплавы, отливки, литье по газифицируемому моделю, полистироловые модели.

Технология выплавки жаропрочных сплавов методом литья по газифицируемому моделю адаптирована к использованию в казахстанском производстве, в частности в ТОО «КМЗ им. Пархоменко».

Плавка экспериментального состава жаропрочного сплава выполнена в литейном цехе в печи ДСП-0,5. Температура заливки жидкого металла в формы составляет 1720 °С. При изготовлении газифицируемых моделей использовался строительный полистирол. Из полистирола на специальной машине вырезались модели.

Для вспенивания полистирола использовали автоклав. Готовые пенополистироловые модели покрывались литейной краской. Модельные блоки помещали вертикально в подвешенном состоянии в опоку размером 1000x1000x1000. Для уплотнения наполнителя устанавливали два электровибратора, которые при засыпке кварцевого песка вибрировали с частотой 36 Гц. Далее опока накрывалась защитной пленкой, затем вакуумировалась боковым отводом воздуха с помощью гофрированного металлорукава. После этого литейная форма была готова к заливке металла. После заливки выбивка отливки осуществлялась после ее окончательного затвердевания. Зачистка отливки выполнялась в галтовочном барабане. Показателями качества отливок являлась чистота поверхности и их геометрическая точность.

Контроль химического состава сплавов и содержания неметаллических включений осуществляли на спектрометре последовательного действия ДФС-71 (Россия). Металлографические исследования проводились с помощью электронного микроскопа Tescan Vega. Жаропрочные свойства определяли на установке ТРМП-50, пористость определяли на порозиметре Pascal.

Результаты исследования, проведенного в промышленных испытаниях по выплавке отливок из жаропрочного сплава на железо-никелевой основе в следующем соотношении компонентов: углерод, никель, хром, алюминий, молибден, ниобий, бор, кобальт, железо, показаны в табл. 1.

Таблица 1

Результаты исследования по выплавке отливок из жаропрочного сплава

σ_{50}^{650} , МПа	σ_{50}^{800} , МПа	σ_{50}^{900} , МПа	$a_{\text{н}}$ КДж/м ²
424	373	212	15

Проведенные эксперименты по оценке целесообразности использования ЛГМ для изготовления отливок из жаропрочных сплавов и оптимизации состава краски для полистироловой модели показали, что противопожарные краски обеспечивают качество поверхности литых заготовок и влияют на основные параметры процесса выплавки отливок по газифицируемым моделям, такие как скорость заполнения и заполняемость формы металлом, а также температура металла при заливке. Очевидно, что свойства противопожарной краски напрямую определяют качество отливки.

Определено, что толщина слоя противопожарной краски на полистироловой модели должна быть прямо пропорциональна пористости песчаной формы, температуре заливаемого металла и его гидростатическому напору при заливке. При этом важно, чтобы газопроницаемость краски была технологически необходимой. Оптимальным для отливок из жаропрочных сплавов рекомендуется слой краски толщиной 1,2-2,0 мм. Чем больше металлостатический напор при заливке и температура металла, тем больше должна быть толщина краски при сохранении ее газопроницаемости. Величина давления в зоне взаимодействия модели с расплавленным металлом при его заливке в форму зависит от газопроницаемости покрытия [1]. Приведен оптимальный состав противопожарной краски для отливок из жаропрочного сплава (табл. 2).

Приведены экспериментальные данные по определению влияния толщины краски модели на шероховатость отливки из экспериментального жаропрочного сплава. График

приведен на рис. 1. Наполнитель формы – песок фракций в соотношении 1К02-100%. Материал газифицируемой модели – строительный полистирол.

Таблица 2

Состав противозагарной краски для отливок из жаропрочного сплава, масс. %

Огнеупорный наполнитель циркон	Гидролизный спирт	Поливинилбутираль	Плотность, г/см ³	Вид литья
62	35,5	2,5	1,7-1,84	жаропрочная сталь

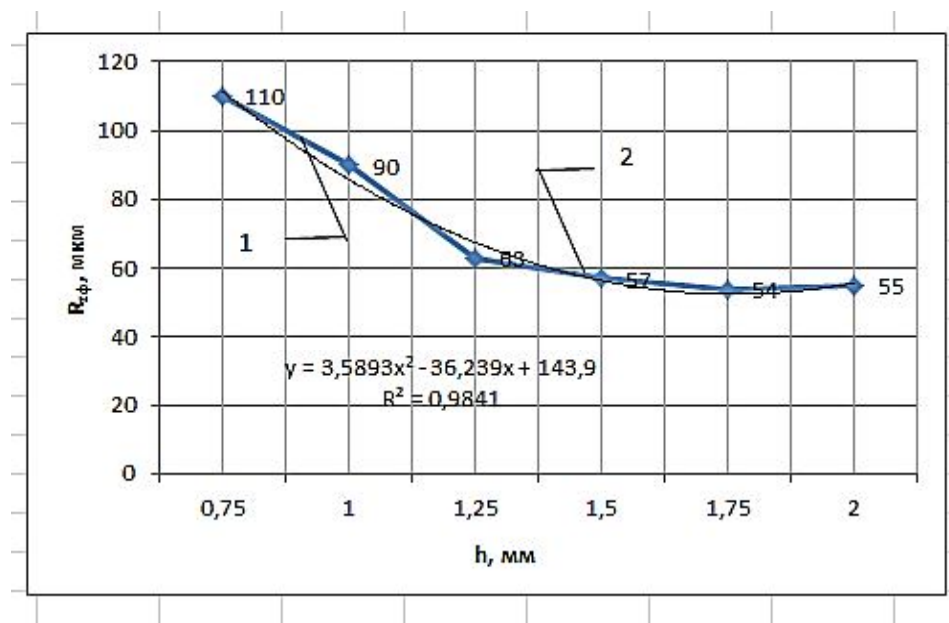


Рисунок 1 – Зависимость шероховатости отливки от толщины слоя краски на полистироловой модели

На графике показана экспериментальная линия регрессии (кривая 1). Расчётная линия регрессии (кривая 2) построена по уравнению $y = 3,5893x^2 - 36,239x + 143,9$ с коэффициентом достоверности $R^2 = 0,9841$.

Шероховатость измеряли портативным измерителем шероховатости TR 100, ГОСТ 2789–73. Шероховатость поверхности. Параметры и характеристики [2]. Газопроницаемость модели со слоем краски определяли на приборе для определения газопроницаемости модели 04315М (ГОСТ 29234.11-91). График представлен на рис. 2.

На графике показана экспериментальная линия регрессии (кривая 1). Расчётная линия регрессии (кривая 2) построена по уравнению $y = 0,2321x^2 - 7,625x + 134,5$ с коэффициентом достоверности $R^2 = 0,9142$.

Зависимость шероховатости поверхности отливки от шероховатости поверхности модели имеет линейный характер (рис. 3) и выражается зависимостью:

$$R_{zom} = R_{zmod}, \text{ мкм} + (30 \dots 40 \text{ мкм}).$$

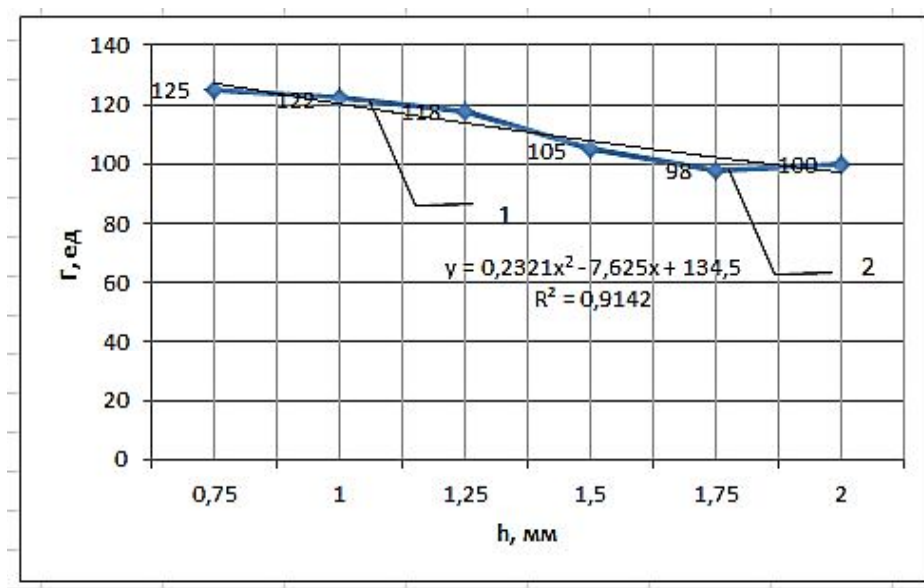


Рисунок 2 – Зависимость газопропускаемости модели от толщины слоя краски на ней

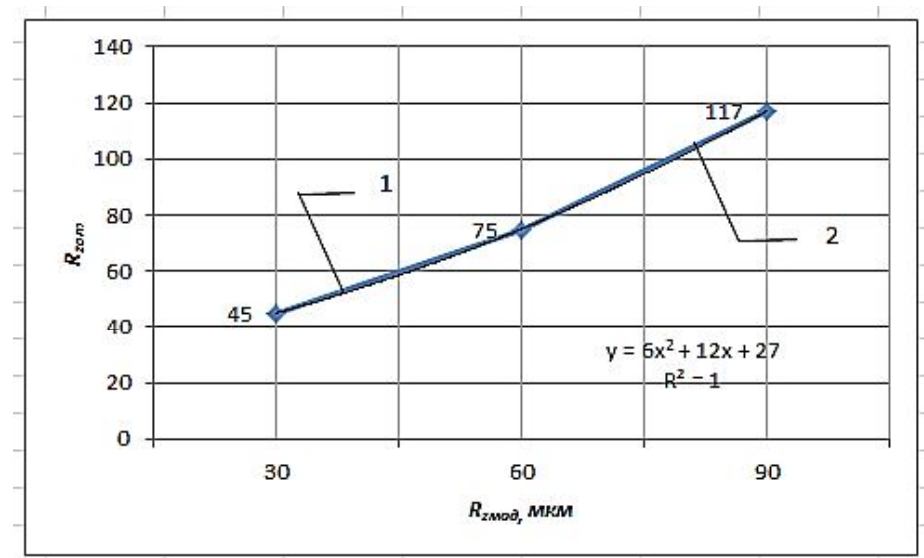


Рисунок 3 – Зависимость шероховатости отливок от шероховатости моделей

На графике показана экспериментальная линия регрессии (кривая 1). Расчётная линия регрессии (кривая 2) построена по уравнению $y = 6x^2 + 12x + 27$ с коэффициентом достоверности $R^2 = 1$.

Результаты экспериментальных данных по определению зависимости величины пригара отливки от толщины слоя краски на полистироловой модели показаны на графике (рис. 4). До определенной толщины слоя краски (около 2 мм) по мере ее увеличения уменьшается величина пригара на отливках.

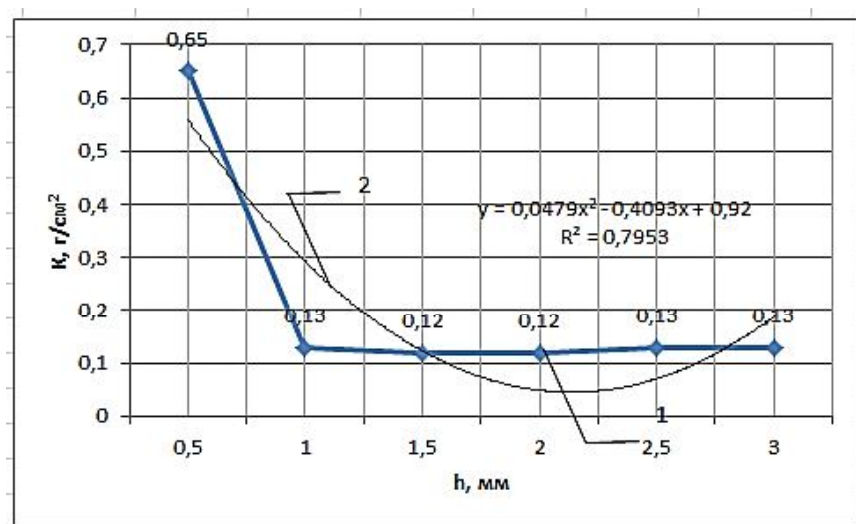


Рисунок 4 – Зависимость величины пригара от толщины слоя краски на полистироловой модели

На графике показана экспериментальная линия регрессии (кривая 1). Расчётная линия регрессии (кривая 2) построена по уравнению $y = 0,0479x^2 - 0,4093x + 0,92$ с коэффициентом достоверности $R^2 = 0,7953$.

Таким образом, определен оптимальный состав краски для полистироловых моделей при изготовлении отливок из жаропрочного сплава. Также экспериментальным путем показано, что газифицируемую модель следует покрывать слоем противопопригарной краски толщиной 1,2-2,0 мм.

Список литературы

1. Шуляк В.С. Литье по газифицируемым моделям. - СПб.: Профессионал, 2007. - 408 с.
2. Хватов Б.Н. Выполнение измерений параметров шероховатости поверхности по ГОСТ 2789-73 при помощи приборов профильного метода. - Тамбов: Изд-во Тамб. гос. техн. ун-та, 2006. – 24 с.

Получено 15.11.2017

УДК 621.744

В.Ю. Куликов, А.З. Исагулов, Е.П. Щербакова, Т.В. Ковалева

Карагандинский государственный технический университет, г. Караганда

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЯДРА ПОЛЗУЧЕСТИ ПРИ ФОРМООБРАЗОВАНИИ ПЕСЧАНО-СМОЛЯНОЙ ФОРМЫ

В этой статье мы представили нелинейность деформации песчано-смоляной смеси (ПСС), которая обусловлена различным характером зависимости упругой, вязкой и пластической деформации от напряжения. Получено уравнение ядра ползучести ПСС. Несмотря на достаточно широкое применение различных методов обработки изделий в промышленности, на сегодня так и не создана единая теория упрочнения поверхности, а выполняемые работы, в основном, носят частный характер.

Осы мақалада ҚБҚ деформациясының сызықтық емес, тұтқыр және серпімді деформацияның кернеуге қатынасы қарастырылған. ҚБҚ ұяшық сырғыма теңдеуі алынды. Өнеркәсіпте бұйым өңдеудің әртүрлі әдістерін қолдану аясының көптігіне қарамастан, бүгінгі таңда бөтті беріктендірудің біртекті теориясы құрылмаған.

In this paper we have presented the nonlinearity of the strain of the PSS, which is due to the different nature of the dependence of the elastic, viscous and plastic deformation on the stress. The equation of the CCP creep kernel is obtained. Despite the wide application of various methods of processing products in industry, today there has not been created a unified theory of surface hardening, and the work performed is mostly of a private nature.

Ключевые слова: песчано-смоляные смеси, отливки, деформация, стержни.

В литейном производстве основным из получаемых методов литья остаётся получение отливок в песчано-глинистые формы. Применение песчано-смоляной смеси (ПСС), помимо экономии в литейном производстве за счёт снижения трудоёмкости механической обработки, экономит материалы и энергию в смежных отраслях, связанных с изготовлением литых заготовок.

Использование синтетической смолы в качестве связующего материала при изготовлении форм и стержней явилось крупным шагом в деле повышения эффективности литейного производства, снижения материалоёмкости. Применение ПСС повысило качество изготовления форм и стержней, сократило цикл их изготовления, снизило затраты труда и топливно-энергетических ресурсов.

Эффективность перевода отливок на литьё в оболочковые формы можно определить сравнением с другими различными вариантами получения заготовок.

На литьё в оболочковые формы рекомендуется [1] переводить детали:

1) не требующие разёма или имеющие простейший разём, с возможно наименьшим количеством стержней;

2) литьё которых в песчано-глинистые формы связано с трудоёмкой очисткой, повышением брака по поверхностным дефектам и газовым раковинам;

3) механическая обработка которых может быть устранена или доведена до минимума по сравнению с литьём в песчано-глинистые формы, требующие повышенной точности размеров и чистоты поверхности.

Использование оболочковых форм для изготовления отопительных радиаторов значительно сокращает процент брака, позволяет повысить теплоотдачу радиаторов за счёт повышения чистоты поверхности.

Использование прессования при термическом нагреве (вкуче с некоторым увеличением давления – подпрессовка) смеси позволяет равномернее распределить связующее на зёрнах песка, повышает упаковку зёрен, всё это приводит к повышению прочности на сжатие, разрыв, изгиб. Повышается и плотность смеси за счёт более плотной упаковки песчинок и удаления внутрипорового воздуха. Этот метод не требует использования плакированных смесей, то есть нет необходимости в дополнительных затратах. Всё это позволяет в конечном итоге снизить содержание связующего, что ведёт к удешевлению отопительных радиаторов.

Исследования процесса формирования твёрдой оболочки из ПСС, напряженно-деформированного состояния корки при формировании и реологических свойств ПСС приводились на экспериментальной установке и приборах оригинальной конструкции. Промышленные исследования проводились на ТОО «КМЗ им. Пархоменко».

Формовочная машина для изготовления оболочковых форм по испытываемой технологии (рис. 1) модернизирована на основе формовочного полуавтомата модели 51713 и состоит из бункера, в который засыпается ППС, печи, плиты для дополнительного статического приложения нагрузки, стола, на котором смонтирована электронагреваемая мо-

дельная плита с моделью. На модельную плиту устанавливается опока.

На модельной плите с одной стороны располагаются модели отливок горно-шахтного оборудования, с противоположной стороны плиты имеются пружинные толкатели (для снятия готовой оболочковой полуформы с модели) и электронагревательные приборы. Там же располагается термодатчик, с помощью которого контролируется нагрев плиты до заданной температуры.

На модель устанавливали наполнительную рамку высотой 120 мм, по периметру совпадающую с бункером. В исходном положении модели были накрыты корпусом сушильной печи. Рядом располагался бункер, в который засыпали механическую смесь песка с пулвербакелитом и некоторыми добавками.

В рабочем режиме печь поднимается вверх, и на модельную плиту в опоку из бункера засыпается ПСС. При этом на наполнительную рамку с насыпанной смесью опускается плита, оказывая статическую нагрузку на смесь. По окончании цикла плита возвращается в первоначальное состояние.

Под действием тепла модельной оснастки пулвербакелит в слое смеси, непосредственно прилегающей к модельной плите, плавился и смачивал зёрна песка. После получения оболочки плита возвращалась в исходное положение, а модели с оболочкой накрывались печью, внутри которой температура была около 350 °С. Толщина оболочки составляет 8...12 мм.

Машина может работать как в автоматическом режиме, так и в ручном.

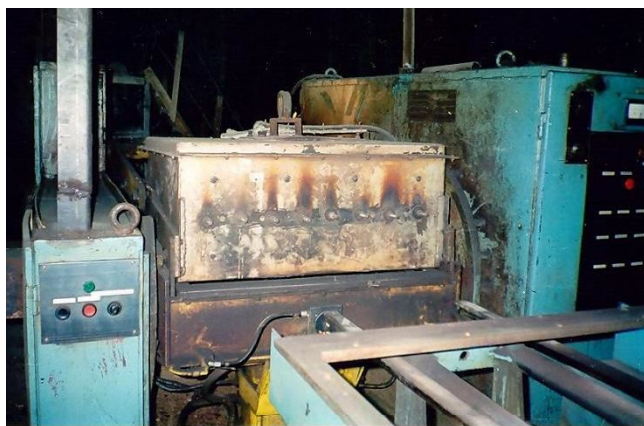


Рисунок 1 – Экспериментальная установка

Для определения оптимального давления, прилагаемого на смесь, следует рассчитать напряженно-деформированное состояние формы. Деформацию ПСС в зависимости от времени и скорости напряжений следует определить, учитывая вязкую, упругую и пластичную составляющие деформации.

Ранее [2] было определено напряжение релаксации σ_p ППС (1):

$$\varepsilon = \left[-\frac{2 \cdot \tau_1}{E_0} \cdot e^{-\frac{t}{\tau_1}} \right] \cdot \sigma + \left[\frac{2 \cdot \tau_1}{E_0} \right] \cdot \sigma = \sigma \cdot \left[\frac{2 \cdot \tau_1}{E_0} \cdot (1 - e^{-\frac{t}{\tau_1}}) \right]. \quad (1)$$

Зависимость (1) является уравнением ползучести ПСС при приложенной к ней статической нагрузке:

$$\sigma_p = \frac{E_0 \cdot E_1 \cdot \varepsilon_p}{2 \cdot (E_0 + E_1)},$$

где E_0, E_1 – соответственно модуль упругости, в момент времени $t=0$ и $t=t_1$; ε_p – деформация релаксации.

Полученная формула является уравнением ползучести формообразования ППС, где τ_1 – период ползучести в момент времени $t = t_1$.

С другой стороны, используя теорию наследственной ползучести Больцмана-Вольterra, получим:

$$\varepsilon = (1/E_1) \cdot [\sigma + \int K(t-t_0) \cdot \sigma \cdot dt],$$

где $K(t-t_0)$ – ядро ползучести.

Приравняв зависимости:

$$\begin{aligned} \sigma \cdot \left[\frac{2 \cdot \tau_1}{E_0} \cdot \left(1 - e^{-\frac{t}{\tau_1}} \right) \right] &= \left(\frac{1}{E_1} \right) \cdot \left[\sigma + \int_0^t k \cdot (t - t_0) \cdot \sigma_0 \cdot dt \right] \\ \frac{\sigma \cdot E_1}{\sigma_0} \cdot \left[\frac{2 \cdot \tau_1}{E_0} \cdot \left(1 - e^{-\frac{t}{\tau_1}} \right) \right] - \frac{\sigma}{\sigma_0} &= \int_0^t k \cdot (t - t_0) \cdot dt \\ \left(\int f(x) dx \right)' &= f(x) \\ \frac{\sigma \cdot E_1}{\sigma_0} \cdot \left[\frac{2 \cdot \tau_1}{E_0} \cdot \left(1 - e^{-\frac{t}{\tau_1}} \right) \right] - \frac{\sigma}{\sigma_0} &= \int_0^t k \cdot (t - t_0) \cdot dt \\ \left(\int_0^t k \cdot (t - t_0) \cdot dt \right)' &= k \cdot (t - t_0) = \left[\frac{\sigma \cdot E_1}{\sigma_0} \cdot \left[\frac{2 \cdot \tau_1}{E_0} \cdot \left(1 - e^{-\frac{t}{\tau_1}} \right) \right] - \frac{\sigma}{\sigma_0} \right]' = \\ &= \frac{\sigma \cdot E_1}{\sigma_0} \cdot \frac{2 \cdot \tau_1}{E_0} \cdot \left(e^{-\frac{t}{\tau_1}} \cdot \left(-\frac{1}{\tau_1} \right) \right) = \frac{\sigma \cdot E \cdot 2 \cdot \tau_1 \cdot e^{-\frac{t}{\tau_1}}}{\sigma_0 \cdot E_0 \cdot \tau_1} = \frac{2 \cdot \sigma \cdot E \cdot e^{-\frac{t}{\tau_1}}}{\sigma_0 \cdot E_0}. \end{aligned}$$

Таким образом, уравнение ядра ползучести выглядит так:

$$k \cdot (t - t_0) = \frac{2 \cdot \sigma \cdot E \cdot e^{-\frac{t}{\tau_1}}}{\sigma_0 \cdot E_0}.$$

Сравнение теоретических и практических результатов приведено на рис. 2.

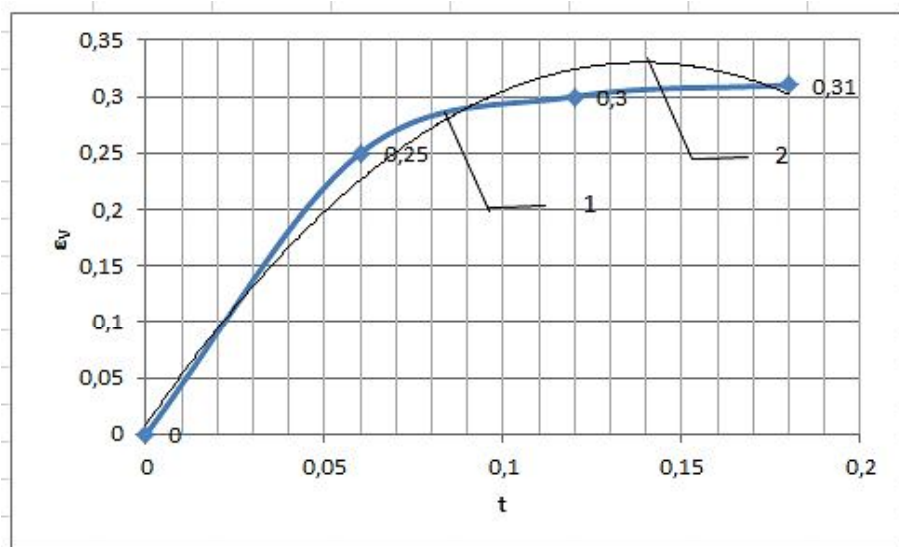


Рисунок 2 – Сравнение теоретических и экспериментальных данных деформации ППС во времени

На графике показана экспериментальная линия регрессии (кривая 1). Расчётная линия регрессии (кривая 2) построена по уравнению $y = -16,667x^2 + 4,6333x + 0,008$ с коэффициентом достоверности $R^2 = 0,9799$.

В этой статье мы представили нелинейность деформации ПСС, которая обусловлена различным характером зависимости упругой, вязкой и пластической деформации от напряжения. Получено уравнение ядра ползучести ПСС.

Несмотря на достаточно широкое применение различных методов обработки изделий в промышленности, на сегодня так и не создана единая теория упрочнения поверхности, а выполняемые работы, в основном, носят частный характер. Это объясняется сложностью физико-химических процессов, которые проходят на поверхности при высокотемпературном взаимодействии с насыщающими средами, фазовыми и структурными превращениями на диффузионной стадии, кинетикой процесса [3].

Список литературы

1. Соколов Н.А. Литье в оболочковые формы. - М.: Машиностроение, 1969. - 316 с.
2. Куликов В.Ю. Определение напряжения ползучести и релаксации песчано-смоляных смесей / В.Ю. Куликов, С.С. Квон, А.З. Исагулов и др. // Фундаментальные исследования. - М., 2015. - № 2. - Ч. 15. - С. 3272-3274.
3. Pastukhov A.G, Sharaya O.A., Berezhnaya I.Sh. Assessment of wear of a work face of a plunger of a homogenizer of milk // Development directions of tractors and renewable energy resources: Сб. ст. XXII Scientific meeting, 4 дек. 2015. / Faculty of Agriculture Novi Sad – Сербия, 2015. - С.6-11.

Получено 15.11.2017

УДК 617, 615.471, 539.8

Ө.Т. Құсайын-Мұрат, Д.Л. Алонцева

Восточно-Казахстанский государственный технический университет им. Д. Серикбаева,
г. Усть-Каменогорск

АНАЛИЗ МЕТОДОВ МИКРОПЛАЗМЕННОГО НАНЕСЕНИЯ БИОСОВМЕСТИМЫХ ПОКРЫТИЙ И ТРЕБОВАНИЙ К МЕДИЦИНСКИМ ИМПЛАНТАТАМ

В данной статье анализируются требования к медицинским имплантатам и методы микроплазменного нанесения биосовместимых покрытий с целью создания продукции медицинского назначения из титана.

Бұл мақалада титаннан медициналық мақсаттар үшін өнімдерді жасау үшін медициналық имплантаттарға қойылатын талаптар және биоүйлесімді жабындарды микроплазмалы жағу әдістері талданды.

The paper describes the requirements for medical implants and methods of microplasma spraying of biocompatible coatings to develop the technology for the production of titanium medical products.

Ключевые слова: микроплазменное напыление, эндопротезирование, медицинские имплантаты, титан, гидроксипатит, биосовместимость,.

В настоящее время наблюдается большой прогресс в областях медицины, связанных с использованием имплантатов (хирургия, ортопедия, эндопротезирование), благодаря постоянному развитию технологий создания самих имплантатов и необходимых для их установки медицинских инструментов. Одним из условий успешного функционирования таких изделий медицинского назначения является обеспечение их биосовместимости, для

чего используются разнообразные технологии нанесения биосовместимых покрытий на имплантаты.

Цель статьи заключается в анализе различных методов микроплазменного напыления биосовместимых покрытий и требований к медицинским имплантатам для разработки научных основ технологии производства медицинской продукции из титана и его сплавов.

Имплантатами называют класс изделий медицинского назначения, используемых для вживления в организм в роли заменителей отсутствующих органов человека (протезов) [1]. Обычно в качестве материалов для изготовления имплантатов используются металлы, при этом большее значение придают требованию биосовместимости. Биосовместимость означает, что имплантаты должны быть совместимыми с тканями организма, взаимодействовать с ними благоприятным для вживления образом, не отторгаться организмом и не повреждаться в процессе эксплуатации.

Человеческий организм и эндопротез сустава вместе создают новую биотехническую систему, где организм влияет на имплантат своими тканями, ферментами иммунной и эндокринной системами, а имплантат своей конструкцией, химическим составом, макроструктурой поверхности и многими другими свойствами [2]. Костная ткань эластична, и функционирование имплантата прежде всего зависит от физико-механических свойств материала, из которого он изготовлен, а также от формы внутрикостной части имплантата.

Авторы работ [1-3] проводили исследования, в результате которых были сделаны выводы, что наиболее благоприятными для использования являются титановые имплантаты, потому что материал эндопротеза должен быть биологически совместим с организмом человека, а титан оказывается биосовместимым (так как образует на своей поверхности защитную пленку из окислов) и некоррозийным материалом. Кроме этого, титан характеризуется очень малым удельным весом и из него можно получить довольно легкие и прочные имплантаты. Для обеспечения надежной фиксации ортопедических имплантатов в кости необходимо придать им пористость, чтобы имплантат фиксировался и вживлялся за счет прорастания в его поры костной ткани.

В работах [1-3] показано, что увеличение числа и размера пор может увеличить биосовместимость поверхности эндопротеза с живой тканью. Однако имеются некоторые ограничения по размеру пор в зависимости от вида операции. Кроме размеров пор и поверхностной плотности материала для эндопротезирования особо значимыми являются механические свойства материала, такие как прочность и эластичность. Современные крупнопористые материалы имеют эластичность 20-35% при нагрузке 16 Н/см. Мелкопористые материалы обычно более тяжелые, обладают эластичностью всего 4-16% при той же нагрузке [4].

Еще одним важным требованием к ряду имплантатов выступает наличие у них шероховатости. Шероховатость обеспечивает соединение костной ткани с имплантатом и тем самым предотвращает отторжение. Имплантаты с шероховатой поверхностью наиболее хорошо фиксируются в кости и меньше подвержены вредному влиянию действующих на них сил [5, 6]. Существуют разнообразные способы создания шероховатой поверхности. Одним из них является покрытие титановой плазмой и гидроксиапатитами (ГА).

Гидроксиапатит (ГА) - это кальцийфосфатный минерал $\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{OH})_2$ из группы апатита. Является основной минеральной составляющей костей (около 50% от общей массы кости) и зубов. В медицинской имплантологии синтетический ГА используется как покрытие имплантатов, способствующее нарастанию новой кости.

Одним из востребованных видов эндопротезов являются протезы тазобедренного сустава. Они обычно производятся литьем, ковкой или вырезанием на токарно-фрезерных станках, а их поверхность дополнительно обрабатывается для придания им шероховатости и увеличения биосовместимости. Бесцементные ножки протезов тазобедренных су-

ставов делают из сплавов на основе титана: титан-алюминий-ванадиевого сплава или из титан-алюминий-ниобиевого сплава. Бесцементные ножки имеют шероховатую поверхность, которая позволяет кости врастать в ножку. Они устанавливаются в кость по методу «плотной посадки» (press-fit), т.е. вколачиваются в канал бедренной кости после того, как его форма будет адаптирована под форму ножки специальными рашпилями. Поверхность бесцементной ножки эндопротеза тазобедренного сустава может быть покрытой специальными веществами, облегчающими врастание кости, или шероховатой с микропорами, что обеспечивается специальной обработкой, например плазменным титановым напылением. Иногда встречается сочетание поверхности с пористым покрытием и плазменным напылением специальных веществ. В этом случае очень важно, чтобы поры поверхности не забивались новым покрытием, поверхность должна оставаться разветвленной [7].

Технологический процесс создания поверхности бесцементного компонента эндопротеза очень сложен и трудоемок, и каждая из ведущих фирм-производителей эндопротезов тазобедренного сустава имеет свои запатентованные технологии. Среди веществ, которыми покрывают ножку для облегчения врастания кости, в подавляющем большинстве случаев используют именно ГА, как, например, ножки с ГА-покрытием Corail фирмы DePuy концерна «Джонсон энд Джонсон».

Таким образом, в настоящее время при разработке и изготовлении перспективных типов имплантатов используются различные методы нанесения биосовместимых покрытий. Из них наиболее эффективным, на наш взгляд и по мнению авторов работ [8-12], является плазменное напыление, которое заключается в подаче материала (проволоки или порошка через специальный дозатор) в плазменную струю, формируемую плазмотроном, в расплавлении и в перемещении к поверхности частиц порошка или проволоки в плазменной струе, «врастании» или «вбивании» в защитной среде инертного газа частично или полностью расплавленных частиц в подложку - поверхность имплантата. Такой метод может обеспечить создание покрытия с контролируемой пористостью и шероховатостью поверхности. Желаемые характеристики покрытия обеспечиваются корректным выбором материалов, включая размеры и форму частиц порошков, а также параметров плазменного напыления (мощность источника, диаметр пятна напыления, скорость подачи порошка в дозаторе, скорость движения плазменного пятна по образцу и т.д.).

В работе [4, с. 20] отмечается, что «преимущества плазменного метода состоят в относительной простоте регулирования параметров; высокой технической и экологической культуре; возможности напыления в различных средах; возможности интеграции процессов плазменной очистки, активации поверхности, напыления и закрепления покрытия в одном технологическом объеме установки без промежуточной транспортировки и хранения. Химический и фазовый состав исходного материала в значительной мере определяют состав, структуру, функциональные свойства покрытий».

Методы создания биосовместимых покрытий постоянно совершенствуются и патентуются. Приведем несколько примеров, показывающих направление развития данных технологий.

В описании полезной модели в работе [13] показана важность получения пористых покрытий. Авторы [13] получили комбинированное пористое биоактивное покрытие, в состав которого входят оксиды кремния. Цель применения полезной модели – обеспечение долговременной стабильности и коррозионной стойкости протезов крупных суставов из титана и его сплавов в среде организма и, как следствие, уменьшение риска отторжения протезов.

Изобретение [14] относится к медицине. Описан способ изготовления внутрикостного имплантата с биосовместимым покрытием, включающий нанесение плазменным напыле-

нием на металлическую титановую основу имплантата биологически активного покрытия, при котором напыление при различных режимах ведут послойно.

Авторы изобретения [15] предлагают использовать три промежуточных слоя для получения надежного покрытия, содержащего ГА: 1-й слой - пористый титан, дисперсность 3-10 мкм, 2-й слой - пористый титан, дисперсность 50-100 мкм, 3-й слой - пористая композиция, титановые частицы с ГА (60% Ti, 40% ГА). Создание дополнительной разветвленной поверхности приводит к наиболее прочному закреплению на ней частичек плазменно-напыленного ГА.

Изготовление внутрикостных имплантатов с антимикробным эффектом, описанное в работе [16], также включает в себя послойное нанесение плазменным напылением на металлическую основу имплантата биологического активного покрытия. В описанном способе первым и вторым слоями дистанционно напыляют титан, третьим слоем наносят механическую смесь порошка титана и ГА, четвертый слой формируют на основе ГА или оксида алюминия. Отмечается, что такие внутрикостные имплантаты имеют биосовместимое покрытие повышенной прочности.

Большое внимание уделяется способам получения биоактивных покрытий в работах [17-19]. Такие покрытия должны обладать высокой адгезией к поверхности имплантата и развитой шероховатой поверхностью, достаточной для успешной остеоинтеграции костной ткани. Описанные в [17-19] биоактивные покрытия на имплантатах из титана содержат кальций-фосфатные соединения и имеют многоуровневую пористую структуру с шероховатой поверхностью.

Способы, предложенные в работах [20, 21], включают предварительную пескоструйную обработку имплантата для получения шероховатости поверхности и плазменное напыление, которое позволяет обеспечить адгезионную прочность, однако не создает поверхностной упорядоченной пористости покрытия, в результате чего снижается уровень его остеоинтеграции.

Среди существующих в настоящее время плазменных методов создания биосовместимых покрытий особенно привлекательным является метод микроплазменного напыления (МПН), так как он характеризуется малым диаметром пятна напыления (1...8 мм) и малой (до 2 кВт) мощностью плазменного источника, что обеспечивает низкое поступление тепла в подложку и позволяет избежать коробления мелких деталей при обработке, а также обеспечить локальность нанесения материала и сохранить существующую пористость поверхности [10-12]. Технология МПН в настоящее время находит успешное применение не только в ортопедической стоматологии для изготовления имплантатов с металлическими покрытиями, но и в эндопротезировании [12].

В Восточно-Казахстанском государственном техническом университете (ВКГТУ) им. Д. Серикбаева на базе опытного роботизированного комплекса микроплазменной обработки поверхности апробируются новые технологические решения по нанесению биосовместимых покрытий медицинского назначения с высокой (прецизионной) точностью за счет использования робота-манипулятора Kawasaki RS010LA (Kawasaki Robotics, Япония), на руке которого монтируется установка микроплазменного напыления МПН-004, производства Института электросварки им. Е.О. Патона (Киев, Украина). Разрабатывается технология создания продукции медицинского назначения (имплантатов и медицинских инструментов) из титана. Отрабатываются технологические решения по созданию и нанесению микроплазменным методом на металлические подложки биосовместимых покрытий, обеспечивающих выполнение проанализированных в данной статье требований к имплантатам (биосовместимость, шероховатость, прочность, пористость и др.).

Благодарность: исследование проведено при финансовой поддержке Комитета науки МОиН РК в рамках программно-целевого финансирования по научно-технической программе «Целевая научно-техническая программа Восточно-Казахстанского государственного технического университета им. Д. Серикбаева, ориентированная на разработку новых видов продукции для производства на ведущих промышленных предприятиях Восточно-Казахстанской области» на 2017-2019 гг., по подпрограмме 0006/ПЦФ-17 «Выпуск титановой продукции для дальнейшего использования в медицине».

Авторы также выражают благодарность Научно-образовательному Фонду им. академика Шахмардана Есенова (г. Алматы, Республика Казахстан) за предоставление именных ежемесячных стипендий талантливым студентам, активно занимающимся научной деятельностью.

Список литературы

1. Загородний Н.В. Эндопротезирование крупных суставов человека: Учеб. пособие / Н.В. Загородний, Е.Ш. Ломтатидзе, С.В. Сергеев и др. // Приоритетный национальный проект «Образование». - М.: Изд-во РУДН, 2008. – 65 с.
2. Загородний Н.В.. Эндопротезирование тазобедренного сустава. Основы и практика. - М.: ГЭОТАР-Медиа, 2011. - 704 с.
3. Ануров М.В. Влияние структурных и механических свойств сетчатых протезов на эффективность пластики грыжевых дефектов брюшной стенки: Дисс. ... д-ра мед. наук. – М., 2014. – 298 с.
4. Петровская Т.С. Физико-химические основы и технологии получения биосовместимых покрытий на титановых имплантатах и регулирование их биологических свойств: Автореф. дисс. ... д-ра техн. наук. – 2013.
5. Itaru Yoda, Hironobu Koseki, corresponding author Masato Tomita, Takayuki Shida, Hidehiko Horiuchi, Hideyuki Sakoda, and Makoto Osaki. Effect of surface roughness of biomaterials on Staphylococcus epidermidis adhesion // BMC Microbiol. – 2014. – Vol. 14. – P. 234. Published online 2014 Sep 2. - doi: 10.1186/s12866-014-0234-2.
6. Khandaker Morshed, Riahinezhad Shahram, Sultana Fariha, Vaughan Melville B, Knight Joshua, and Morris Tracy L. Peen treatment on a titanium implant: effect of roughness, osteoblast cell functions, and bonding with bone cement // Int J Nanomedicine. – 2016. – Vol. 11. – P. 585–595. Published online 2016 Feb 4. - doi: 10.2147/IJN.S89376.
7. Heimann Robert B. Materials Science of Bioceramic Coatings: An Editorial // The Open Biomedical Engineering Journal. – 2015. - Vol. 9. - P. 25-28.
8. Heimann R.B. Thermal spraying of biomaterials, Surface and Coatings Technology, / - 2006. - Vol. 201. - P. 2012-2019
9. Tucker, R.C., Jr. (editor). Introduction to Coating Design and Processing // ASM Handbook, Thermal Spray Technology. - 2013. – Vol. 5A. - P. 76-88.
10. Vardelle A., Moreau Ch., Nickolas J., Themelis A. Perspective on Plasma Spray Technology// Plasma Process. - 2015. - P. 491–509.
11. Lin L., Wang Q. Microplasma: a new generation of technology for functional nanomaterial synthesis // Plasma Chemistry and Plasma Processing - 2015. - DOI: 10.1007/s11090-015-9640-y.
12. Dey A., Sinha A., Banerjee K. & Mukhopadhyay A.K. Tribological studies of microplasma sprayed hydroxyapatite coating at low load Journal Materials Technology Advanced Performance Materials. - 2014 - Volume 29, Issue sup1: Part B1: Orthopaedic biomaterials. - P. B35-B40.
13. Полезная модель № 168 106(13). Комбинированное пористое биоактивное покрытие / Г.В. Храмов (RU), М.Б. Иванов (RU), М.Ю. Газизова (RU). – 2017.
14. Пат. № RU 2443434. Способ изготовления внутрикостных имплантатов / И.П. Мельникова (RU), А.В. Лясникова (RU), В.Н. Лясников (RU). – 2012.
15. Лясников В.Н. Формирование равномерной пористой структуры титановых и гидроксипатитовых покрытий на дентальных имплантатах при ультразвуковом плазменном напылении / В.Н. Лясников, Ю.В. Серянов, Н.В. Протасова и др. // Клин. имплант. и стомат. - 2000. - № 3/4 (13/14) - С. 114-118.
16. Пат. № 2512714. Способ изготовления внутрикостных имплантатов с антимикробным эффектом / И.П. Мельникова (RU), А.В. Лясникова (RU), В.Н. Лясников (RU). – 2014.

17. Пат. № №2386454. Биопокрывание на имплантат из титана и его сплавов и способ его получения / И.В. Родионов (RU), Ю.В. Серянов (RU), К.Г. Бутовский (RU), И.Ю. Гоц (RU), С.С. Попова (RU). – 2010.
18. Пат. № 2385740. Биоактивное покрытие на имплантате из титана и способ его получения / Е.В. Легостаева (RU), Ю.П. Шаркеев (RU), Т.В. Толкачева (RU), А.И. Толмачев (RU), П.В. Уваркин (RU). – 2010.
19. Пат. № 2396093. Селективный травитель для титана / Т.И. Гузеева (RU), В.В. Гузеев (RU), Л.А. Леонова (RU). – 2010.
20. Пат. № РФ2469744. Способ создания наноструктурной биоинертной пористой поверхности на титановых имплантатах / Ф.М. Абдуллаев (RU). – 2012.
21. Пат. № РФ 2146535. Способ изготовления внутрикостного стоматологического имплантата с плазмонапыленным многослойным биоактивным покрытием / В.Н. Лясников; Л.А. Верещагина, А.В. Лепилин; В.Б. Рыжков. – 2000.

Получено 15.11.2017

УДК 620 (075.8)

С.В. Плотников, Д.А. Калыгулов, И.А. Клиновицкая

Восточно-Казахстанский государственный технический университет им. Д. Серикбаева,
г. Усть-Каменогорск

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА ФОТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЕЙ

В статье рассматривается технология производства фотоэлектрических преобразователей, реализованная в Республике Казахстан. Представлены основные этапы производства, а также даны экспериментальные результаты физико-химических процессов. Определены основные параметры фотоэлектрических преобразователей.

Мақалада Қазақстан Республикасында жүзеге асырылған фотоэлектрлі түрлендіргішті өндіру технологиясы қарастырылған. Өндірістің негізгі кезеңдері көрсетілген, сонымен қатар физикалық-химиялық үрдістердің зертханалық нәтижелері берілген. Фотоэлектрлі түрлендіргіштердің негізгі баптамалары анықталған.

This article describes the solar cell production technology, implemented in the Republic of Kazakhstan. The main stages of production are presented, as well as experimental results of physicochemical processes are given. The main parameters of photoelectric converters are determined.

Ключевые слова: солнечная энергетика, фотоэлектрические преобразователи, процесс, мультикристаллический кремний, диффузия, текстуризация, плазмохимическое осаждение.

Как известно, солнечная энергетика является одним из перспективных направлений развития возобновляемых источников энергии. С энергетической точки зрения наиболее эффективными устройствами для превращения солнечной энергии в электрическую являются полупроводниковые фотоэлектрические преобразователи (ФЭП) [1].

Как было отмечено в работе [2], фотовольтаика является наиболее активно растущим сегментом из всех типов возобновляемой энергии и показывает ежегодные темпы прироста мощностей на уровне 40. На начало 2010 года мощности фотоэлектрической солнечной энергетики в глобальном масштабе составили 23 ГВт (увеличившись более чем на 7 ГВт по сравнению с началом 2009 года), из которых 68% приходится на Европейский союз. По прогнозам ряда европейских экспертов, суммарные мощности к 2020 году должны превысить 100 ГВт. Более 80% фотоэлектрических станций производится на основе кремния, что является следствием как значительных запасов кварца для производства кремния, так и высокой степенью разработанности кремниевых

технологий, успешно использующихся в микроэлектронике. На основе Сарыкольского месторождения высокочистого кварца, расположенного вблизи г. Уштобе, АО НАК Казатомпром разработал и реализует совместно с научно-техническими центрами Франции, США и Голландии проект KAZPV. Целью проекта является организация промышленного производства фотоэлектрических станций, элементной базой которых являются кремниевые ФЭП. Сырьевой материал кремний производится по карботермической технологии на предприятии «Kazsilicon» в г. Уштобе, а выпуск ФЭП и сборка модулей на заводах в городах Усть-Каменогорске и Астане соответственно.

Целью данной работы является исследование существующей технологии производства ФЭП на основе мультикристаллического кремния, реализованной на ТОО «Kazakhstan Solar Silicon» в г. Усть-Каменогорске, и анализ произведенных солнечных элементов.

Схема проведенного эксперимента представлена на рис. 1.



Рисунок 1 – Технологические процессы и измеряемые параметры эксперимента

Материалом для исследования были выбраны мультикристаллические кремниевые пластины (КП) на основе кремния «солнечного» качества толщиной 180-200 мкм. Для полного анализа технологии и сравнения результатов были выбраны КП, произведенные из различного кремния: Jaso, Wacker, Elkem, Irysolar. Основное различие заключается в способах получения кремния «солнечного» качества из металлургического кремния [3].

Технология производства ФЭП основана на ряде физико-химических процессов и состоит из следующих этапов: текстурирование, создание эмиттера методом диффузии фосфора, удаление фосфорсиликатного стекла (ФСС), нанесение антиотражающего покрытия (АОП), металлизация, вжигание контактов, а также финальное тестирование и сортировка готовых ФЭП. Реализуемая технология на ТОО «Kazakhstan Solar Silicon» является одной из хорошо отработанных технологий в мире [4]. Структура производимых солнечных элементов называется «co-fired screen printed Aluminum Back Surface Field

(Al-BSF) cell», в которой BSF (back side field) – тыльное поле, «отзеркаливающее» носители заряда, которые еще не успели дать вклад в генерацию тока [5].

На первом этапе исследования был проведен процесс текстуризации. Любая КП имеет поверхность, поврежденную на наноуровне при резке слитков. Этот нарушенный слой необходимо убрать. Если просто снять несколько микрон при помощи химического травления, то поверхность пластины окажется гладкой и будет отражать существенную часть падающего на нее излучения [6]. Так как для получения более эффективных солнечных элементов важно преобразовать в электричество как можно больше солнечного света, то поверхность стараются сделать неровной на микроуровне. В результате кислотного текстурирования образуются лунки вне зависимости от ориентации кристаллитов. При этом происходит уменьшение отражательной способности.

В связи с этим в данной работе мультикристаллические пластины текстурировались в растворе HCl/HNO_3 . Измерение отражательной способности проводилось на всех 4-х группах пластин до и после текстурирования с помощью сферического рефлектометра X-Rite SP62. Данная система измеряет спектр источника света, падающего на пластину, и спектр света, отраженного от пластины, затем сравнивает измеренные спектры.

На рис. 2 представлено изображение поверхности текстурированной мультикристаллической пластины, где видно, что на поверхности пластины образовались лунки, которые и позволяют увеличить поглощающую способность.

На рис. 3 представлена полученная зависимость отражательной способности до и после текстурирования.

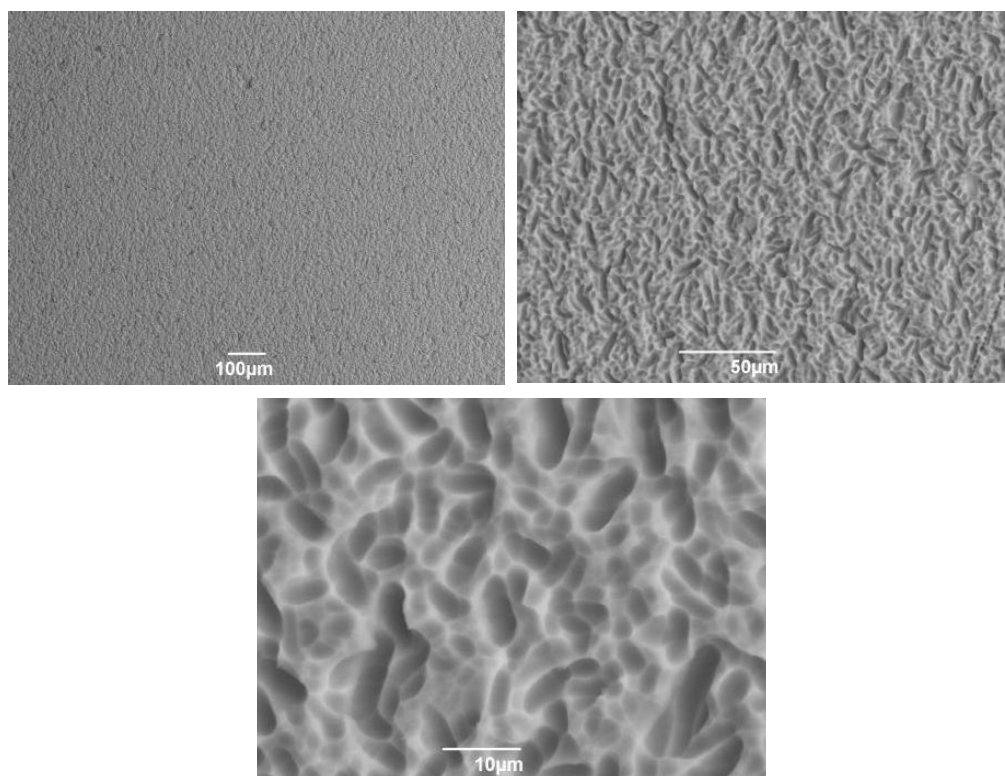


Рисунок 2 – Изображение участков поверхности мультикристаллических пластин в увеличении 10, 50 и 100 μm после текстурирования

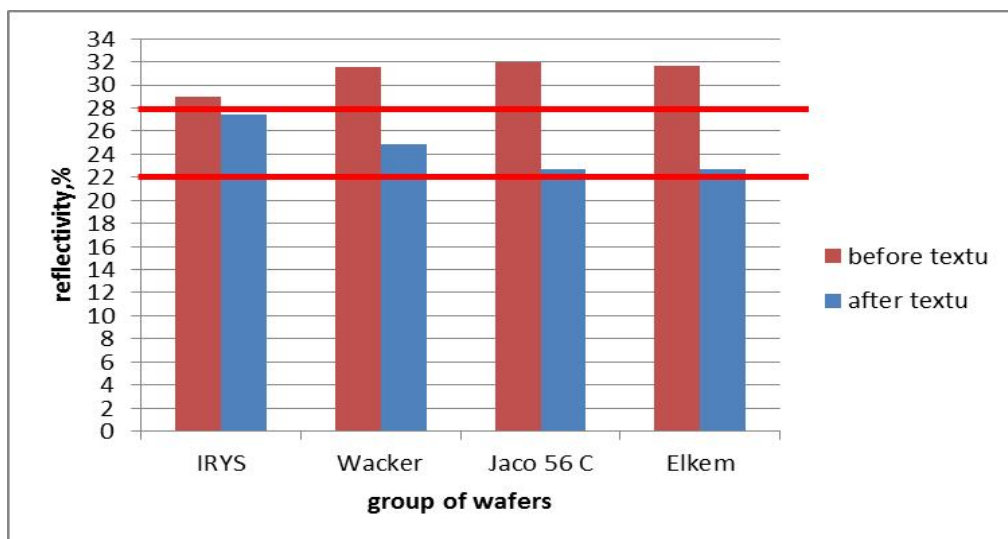


Рисунок 3 – Отражательная способность до и после текстурирования, измеренная спектрофотометром X-Rite SP62

Результаты замеров показали уменьшение отражательной способности на 4-6% у всех групп КП, кроме группы Irysolar. Следует отметить, что концентрация кислотных растворов, используемых для процесса, была идентична для всех групп.

Затем был сформирован эмиттер посредством POCl_3 диффузии при высокой температуре теплового процесса 835 °C/25 мин при пониженном давлении. В ходе эксперимента для создания эмиттера использовалась диффузионная печь Semco Engineering (Lydop) [7]. Одним из важнейших электрических измерений является определение удельного (ρ) и поверхностного (R_s) сопротивлений. Для этой цели удобнее всего использовать 4-зондовый метод измерения, не требующий создания омического контакта к исследуемому образцу. Поэтому для измерения поверхностного сопротивления использовался прибор измерения поверхностного сопротивления 4-точечным методом CMT SR2000N. Результаты измерения представлены на рис. 4.

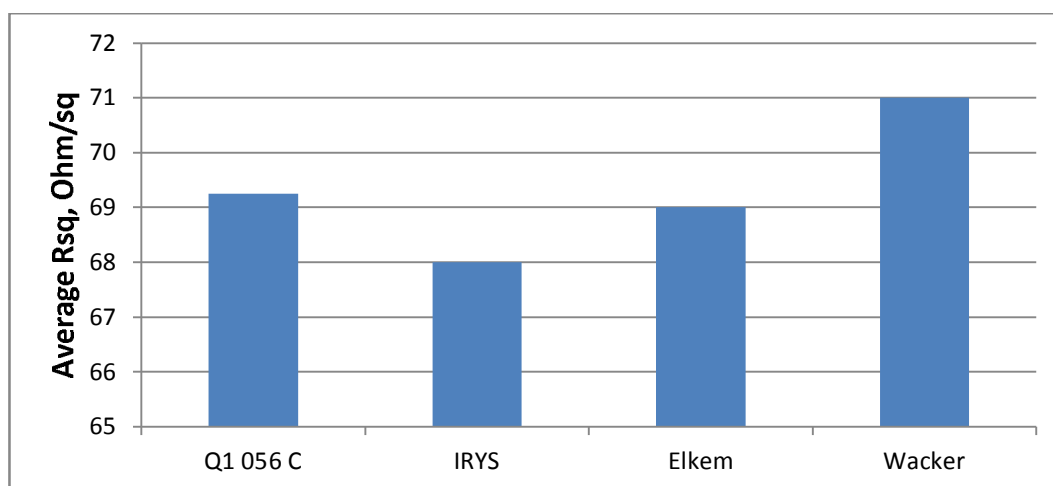


Рисунок 4 – Поверхностное сопротивление после процесса диффузии фосфора

В результате проведенного процесса диффузии фосфора методом *Lydor* при одинаковых параметрах сформирован эмиттер с поверхностным сопротивлением порядка 69 Ом/кв для групп пластин *Elkem* и *Jaco*. Самым высоким сопротивлением обладает группа *Wacker* (71 Ом/кв), а низким – группа *Irysolar* (Ом/кв).

Как известно, во время диффузии образуется ФСС и *n*-слой не только на лицевой стороне пластины, но и на ее торцах и на тыльной поверхности. При этом имеет место электрическое замыкание между лицевым и тыльным токосъемными контактами. На следующем этапе исследования часть КП подвергается химическому травлению для удаления ФСС. После чего часть протравленных пластин была исследована на время жизни носителей заряда методом μ -PCD. Метод измерения распада фотопроводимости в микроволновом диапазоне (μ -PCD) является распространённым методом измерения времени жизни неосновных носителей в полупроводниках (τ). Для измерения выбрана измерительная система WT-2000 PVN [8]. На рис. 5 показаны результаты измерений среднего времени жизни носителей заряда до и после процесса диффузии.

Наибольшее значение времени жизни носителей заряда (порядка 12 мкс) имеют пластины *Elkem* и *Irysolar*, что позволяет предположить их высокую эффективность. Пластины остальных групп имеют среднее значение $\tau = 10$ мкс.

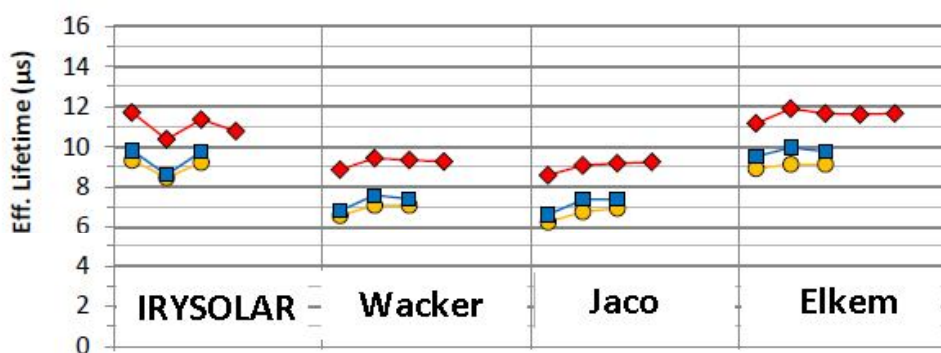


Рисунок 5 – Среднее время жизни носителей заряда (красный – после процесса, синий – с ФСС, желтый – до процесса диффузии)

С целью еще большего уменьшения этих потерь, классифицируемых как оптические, на следующем технологическом этапе на рабочую поверхность солнечных элементов наносится АОП. Опираясь на законы оптики, инженеры подбирают толщину и коэффициент преломления покрытия так, что удастся уменьшить отражение до 1-2%.

Сегодня существует огромное множество различных типов АОП, которые наносятся несколькими различными методами (APCVD, LPCVD, PECVD и т.п.) [9]. На практике в качестве АОП для кремниевых солнечных элементов чаще всего используются пленки оксида титана или нитрида кремния, причем последней все чаще отдается предпочтение. Нитрид кремния обычно наносится методом PECVD, т.е. путем ускоренного плазмой химического напыления из газовой фазы, в специальных трубчатых печах.

Процесс PECVD [9] предполагает, что химический реактив, попадая в зону реактора, распадается под влиянием плазмы и температуры на отдельные элементы, которые затем оседают на поверхность пластины и вступают в химическую реакцию. В результате на лицевой поверхности пластины «выращивается» тончайшая пленка нитрида кремния, которая обладает требуемыми свойствами. Ее толщина составляет около 80 нм, что намного меньше размеров микропирамид текстуры и позволяет добиться эффекта антиотражения

независимо от структуры рельефа поверхности. С помощью процесса PECVD одновременно с нанесением АОП можно провести пассивирование и гидрирование объемного материала пластины для улучшения КПД.

Этот метод обеспечивает очень хорошую равномерность покрытия. Оценить толщину АОП можно достаточно легко даже на глаз: окраска поверхности пластины зависит от толщины АОП. Тем не менее, для качественной оценки толщины АОП может применяться встроенная система мониторинга цвета пластин.

После нанесения АОП пластина кремния поглощает большую часть солнечного излучения, падающего на ее поверхность. Причем толщина покрытия оптимизирована таким образом, чтобы работать в наиболее эффективном диапазоне спектра. В связи с этим все солнечные элементы имеют красивый и глубокий темно-синий цвет.

Согласно схеме эксперимента (рис. 1) на данном этапе было проведено измерение толщины полученной пленки нитрида кремния и ее показателя преломления. Для измерения выбрана измерительная система Ellipsometer Semilab LE 200PV. Эллипсометр позволяет измерять коэффициент преломления и толщину полупрозрачных тонких пленок. Принцип работы устройства основан на факте, что отражение от поверхности диэлектрика зависит от поляризации света, а при прохождении света через прозрачный слой в зависимости от коэффициента преломления материала изменяется фаза входящей волны.

Как показывают результаты замеров (рис. 6), толщина и показатель преломления АОП для различных групп пластин при одних и тех же параметрах процесса имеют неодинаковые значения. Следует отметить, что диапазоны полученных толщин и показателей преломления пленок нитрида кремния обеспечивают высокий уровень поглощающей способности и необходимый уровень пассивации материала.

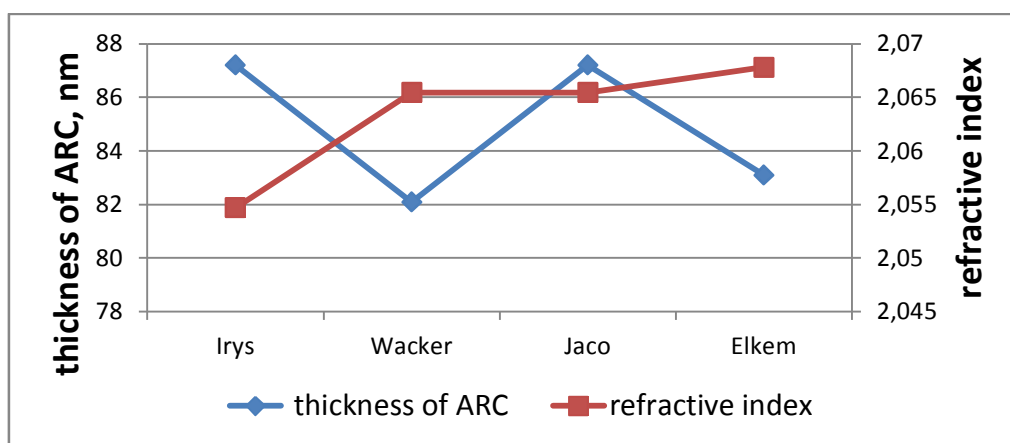


Рисунок 6 – Толщина и показатель преломления АОП после процесса PECVD

На последнем этапе эксперимента исследована зависимость электрических параметров 4-х групп солнечных элементов, произведенных из вышеуказанных КП. На группах пластин с нанесенным АОП была проведена лицевая и тыльная металлизация. Готовые солнечные элементы протестированы и измерены вольтамперные характеристики (ВАХ) с помощью измерительной системы Berger.

ВАХ солнечного элемента (СЭ) - это зависимость тока, протекающего через СЭ, от падения напряжения на нем при освещении. ВАХ СЭ представляет собой суперпозицию вольтамперной характеристики диода в темноте и светового тока СЭ.

В настоящей работе использовался импульсный тестер с ксеноновой лампой. Калиброванные лампы-вспышки солнечного симулятора освещают СЭ, в то время как электронный регулятор нагрузки перемещает ячейку из условий полученной максимальной силы тока (ток короткого замыкания $=I_{sc}$) в условия полученного максимального напряжения (напряжение холостого хода $=V_{oc}$). Системный компьютер Berger собирает данные и вычисляет параметры СЭ. Программное обеспечение позволяет управлять процессом снятия электрических характеристик с СЭ. Результаты замеров представлены в таблице.

Электрические характеристики

Группа	Eff, %	Uoc, V	FF, %	Rsh, Ohm	Rs, Ohm	Pmpp, W
Wacker	16,57%	0,611	77,874	280,193	0,00322	4,037
Elkem	16,70%	0,614	78,914	171,085	0,00293	4,066
Irysolar	16,69%	0,615	79,028	280,077	0,00285	4,064
Jaco	16,26%	0,611	77,269	224,480	0,00396	3,960

Анализируя полученные данные, можно сделать вывод, что максимальной эффективностью ($\approx 16,7\%$) обладают СЭ, изготовленные из пластин Elkem и Wacker. Самый низкий результат показали СЭ группы Ясо. Следует отметить, что максимальная эффективность, полученная в ходе эксперимента, составляет $17,2\%$.

На сегодняшний день средняя эффективность солнечных элементов на основе мультикристаллического кремния достигает 19% в промышленных условиях, а в лабораторных - порядка 25% [10]. В связи с этим повышение эффективности производимых на ТОО «Kazakhstan Solar Silicon» ФЭП является актуальной задачей.

Список литературы

1. Аналитический центр при правительстве РФ. Информационная справка. - 2013. - 10 с.
2. Бетекбаев А.А. Фотоэлектрическое преобразование солнечной энергии: состояние и перспективы использования проекта KAZPV / А.А. Бетекбаев, Д.А. Калыгулов, Д.М. Скаков и др. // Reports of the National Academy of Science of the Republic of Kazakhstan – 2016 - volume 5. Number 309. - pp. 113-117.
3. Gøran Bye, Bruno Ceccaroli. Solar grade silicon: Technology status and industrial trends // Conference Paper in Solar Energy Materials and Solar Cells - 2014 - Solar Energy Materials & Solar Cells Number 130. - pp. 634–646.
4. Rubin Sidhu, David E. Carlson. Crystalline Silicon Solar Cell Technology // BP Solar. – 2010. – pp. 2-6.
5. S.W. Glunz, R. Preu, D. Biro // Chapter 1.16 in «Comprehensive Renewable Energy», Vol. 1. – 2012. – pp. 6-7.
6. D. Macdonald, C. Anders. // Proceedings of the 16th EPVSEC – 2000 - pp. 1707–1710.
7. <http://semco-tech.com/reduced-pressure-diffusion>.
8. <https://www.semilab.hu/category/products/carrier-lifetime-u-pcd-qss-upcd-0>.
9. <http://www.products.cvdequipment.com/applications/surfacecoating/>.
10. Martin A. Green, Keith Emery, Yoshihiro Hishikawa, Wilhelm Warta, Ewan D. Dunlop Solar cell efficiency tables (version 48) // Volume 24, Issue – 2016 - pp. 905–913.

Получено 15.11.2017

УДК 534.222.2

С.В. Плотников, А. ТұрлыбекұлыВосточно-Казахстанский государственный технический университет им. Д. Серикбаева,
г. Усть-Каменогорск**В.И. Олешко**

Томский политехнический университет, г. Томск

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ ФРОНТА УДАРНОЙ ВОЛНЫ В СТАЛИ

Проведено моделирование процесса формирования фронта ударной волны, а также расчет амплитуды давления на фронте ударной волны. Математическое моделирование процесса выполнено в программной среде COMSOL Multiphysics v.5.2a. Полученные результаты коррелируют с данными исследования микротвердости.

Соққы толқыны фронтының қалыптасу процесін модельдеу, сондай-ақ соққы толқыны фронтындағы қысым амплитудасын есептеу жүргізілді. Математикалық модельдеу COMSOL Multiphysics v.5.2a программалық ортасында жасалған. Алынған нәтижелер микроқаттылықты зерттеу нәтижелерімен жанасады.

The shock wave front formation process modeling, as well as calculation of the pressure amplitude at the shock wave front were carried out. Mathematical modeling of the process was performed in the COMSOL Multiphysics v.5.2a software environment. The obtained results have strong correlation with microhardness investigation data.

Ключевые слова: ударная волна, формирование фронта ударной волны, высокоинтенсивное динамическое нагружение, высокоскоростная деформация.

В задачах, связанных с созданием взрывостойких конструкций для хранения и транспортировки объектов, содержащих токсичные, радиоактивные и взрывчатые материалы, или проведением в них испытаний, особенно важно знать поведение прочности материалов этих конструкций, в частности сталей различных марок в широком диапазоне давлений, действующих на них ($p = 1 \div 13 \text{ GPa}$) при скоростях деформации ($\dot{\epsilon} = 10^3 \div 10^5 \text{ с}^{-1}$) [1, 2]. Большое количество экспериментальных наблюдений установило взаимосвязь между ударно-волновыми эффектами и постударными микроструктурными параметрами для каждого материала при определенных условиях и характеристиках ударной волны. Повышение плотности дислокаций, точечные дефекты, деформационное двойникование, ударноспровоцированные фазовые переходы или мартенситные превращения ведут к увеличению постударных механических свойств, таких как твердость, напряжение текучести [3]. Высокоскоростные деформационные процессы приводят к локализации деформации, так называемым полосам адиабатического сдвига. Данные структурные образования являются источниками разрушения в процессе эксплуатации изделия [4]. Энергия пластической деформации при высокоскоростном протекании процесса переходит в тепло, что является причиной термического разупрочнения и образования полос адиабатического сдвига [4]. Условием наблюдения полос адиабатического сдвига является разогрев материала до температур 500-800 °С согласно [5, 6].

Воздействие ударных волн давлением $>13 \text{ ГПа}$ в низкоуглеродистых сталях делает возможным наблюдение фазового превращения железа $\alpha(\text{ОЦК}) \rightarrow \epsilon(\text{ГПУ}) \rightarrow \alpha(\text{ОЦК})$. Одинократная ударная волна создает давление порядка 13 ГПа, однако в области суперпозиции ударной волны давление может возрасти, провоцируя переходы, остатки которых могут наблюдаться в микроструктуре образца [6, 7].

Расчет температуры и давления на фронте ударной волны производился с помощью программы COMSOL Multiphysics v. 5.2a с применением модуля механики твердого тела (Solid mechanics). В таблице приведены граничные условия модели. Скорость ударной волны принята постоянной.

Граничные условия

Давление плазмы взрыва	10 GPa
Длительность импульса	2 μ s
Модуль Юнга	200 GPa
Модуль сдвига	80 GPa
Bulk modulus	200 GPa
Коэффициент Пуассона	0,29
Плотность	7870 kg/m ³
Скорость волны давления	5,77 km/s
Скорость ударной волны	5,37 km/s
Сдвиговая скорость	3,12 km/s
Шаг расчета	0,01 μ s
Полное время расчета	3 μ s
Уравнение импульса	$\rho \frac{\partial^2 \mathbf{u}}{\partial t^2} = \nabla \cdot \mathbf{FS} + \mathbf{F}_V$
	$\mathbf{F} = \mathbf{I} + \nabla \mathbf{u}$,
Уравнение энтропии	$S = S_{ad} + \mathbf{C} : \epsilon_{el}$,
	$\epsilon_{el} = \epsilon - \epsilon_{inel}$
Общее уравнение энтропии	$S_{ad} = S_0 + S_{ext} + S_q$
Общее напряжение	$\epsilon_{inel} = \epsilon_0 + \epsilon_{th} + \epsilon_{hs} + \epsilon_{pl} + \epsilon_{cr}$
Общий тензор деформации	$\epsilon = \frac{1}{2} (\nabla \mathbf{u}^T + \nabla \mathbf{u} + \nabla \mathbf{u}^T \nabla \mathbf{u})$

Для упрощения и экономии вычислительных ресурсов использовалось двумерное осесимметричное построение модели. Геометрические параметры расчетной модели соответствовали натуральным размерам образца.

Применительно к ударным волнам можно записать законы сохранения импульса и массы как

$$\frac{V_0}{V} = \frac{D}{(D-u)}, \quad (1)$$

$$p = \frac{D^2}{V_0} \left(1 - \frac{V}{V_0}\right), \quad (2)$$

где D – скорость ударной волны по невозмущенному веществу; u – массовая скорость вещества на фронте; V – удельный объем [8].

Энергетическое уравнение ударной адиабаты выглядит так:

$$\epsilon - \epsilon_0 = \frac{1}{2} p (V_0 - V). \quad (3)$$

Подставляя данные уравнения в трехчленное уравнение состояния, получаем температуру во фронте ударной волны:

$$T = \frac{\frac{1}{2} p (V_0 - V)}{3 \rho_0 R M V_0} + T_0, \quad (4)$$

где ρ_0 – плотность материала; R – газовая постоянная; M – молярная масса; T – температура.

Проведенный расчет температуры и роста давления на фронте ударной волны, основанный на термопластической модели, показал расстояние, при котором формируется фронт ударной волны. Расчетные результаты совпадают с экспериментальными данными, что подтверждает правильность примененного метода расчета. Максимальное давление на фронте формируется на глубине 150-300 мкм (рис. 1).

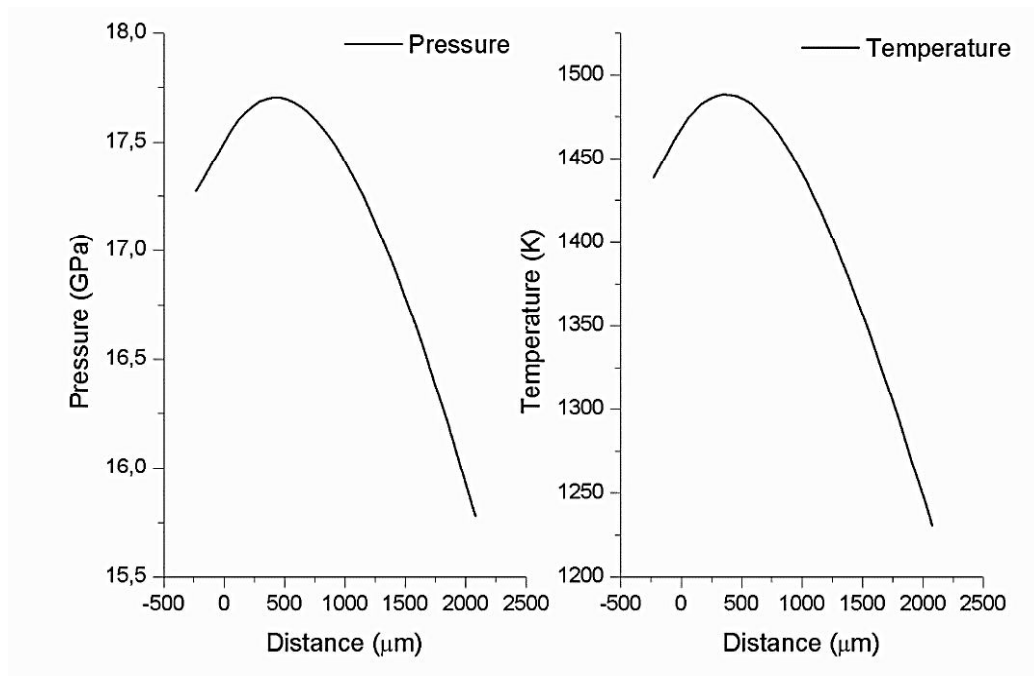


Рисунок 1 – Расчетное давление и температура на фронте ударной волны

Формирование фронта ударной волны является диссипативным процессом, имеющим сложную морфологию. На рис. 2 проиллюстрирован процесс формирования фронта ударной волны. Очертание кривой распределения давления (рис. 2.) по глубине образца имеет значительное сходство с распределением микротвердости (рис. 3). Ударная волна, интенсивность которой превышает предел упругости Гюгонио, расщепляется на две волны – упругий предвестник (рис. 4 и 5 - светлые области) и следующую за ним пластическую ударную волну (рис. 4 и 5 - темные области). Учитывая, что пластическая волна распространяется по возмущенной упругой волной среде, соотношения Ранкина-Гюгонио принимают вид:

$$\varepsilon - \varepsilon_g \approx \frac{u}{D}, P - P_g \approx \rho_0 D^2 (\varepsilon - \varepsilon_g), \quad (5)$$

где ε – деформация в пластической волне; ε_g – деформация за ударной волной, соответствующая динамическому пределу упругости Гюгонио; P – напряжения по нормали к фронту; P_g – динамический предел текучести [5]. Для идеальной упруго-пластической среды удельная потеря энергии e_p в результате пластической деформации, которая зависит от динамического предела текучести δ_T , превращается в формуле [9]:

$$e_p = 2\delta_T(\varepsilon - \varepsilon_g)/3\rho_0. \quad (6)$$

Оценка необратимой энергии ($\delta_T = 0,82$ GPa) при давлении 16 GPa составляет 6%. Так, при давлении 7 GPa приращение внутренней энергии равно 18 J/g.

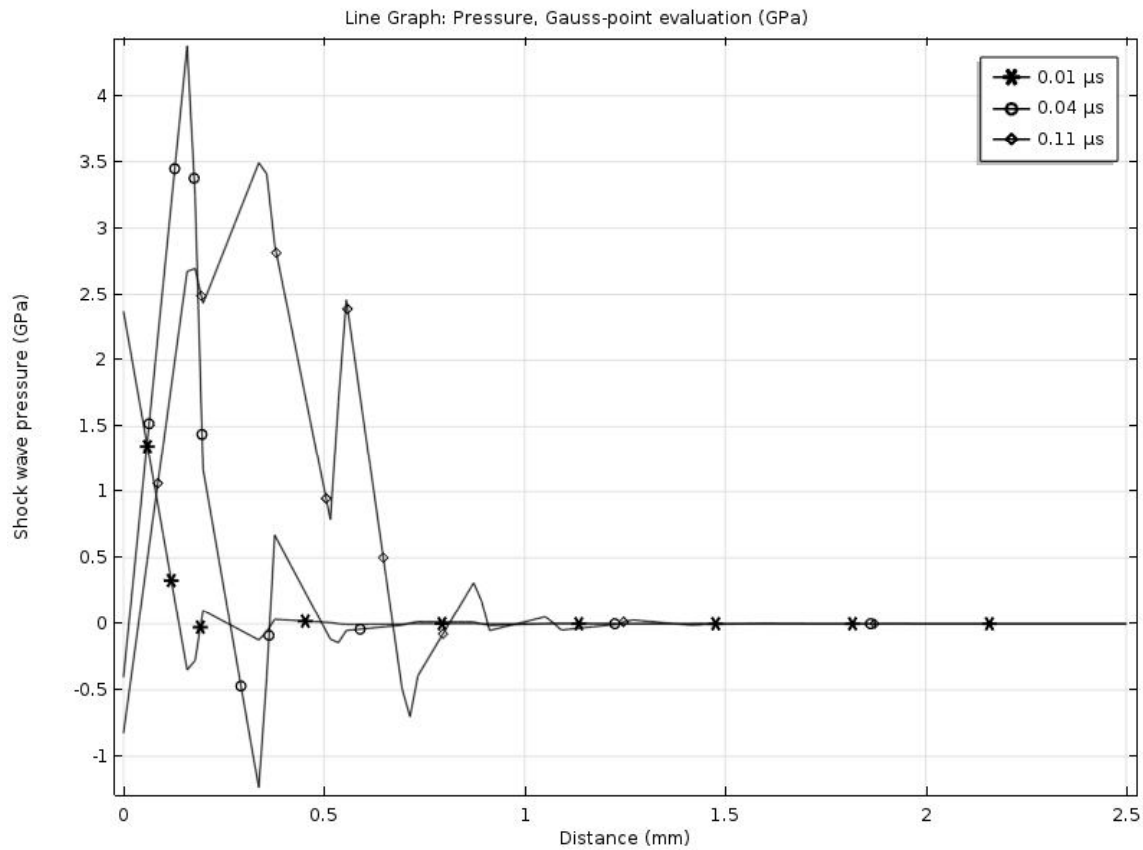


Рисунок 2 - Распределение давления по глубине образца на различные моменты времени

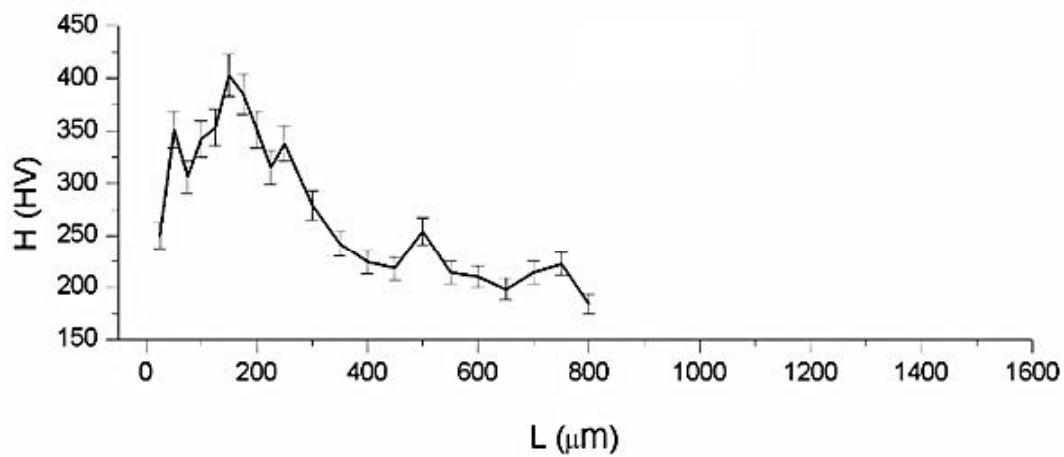


Рисунок 3 - Распределение микротвердости по глубине образца

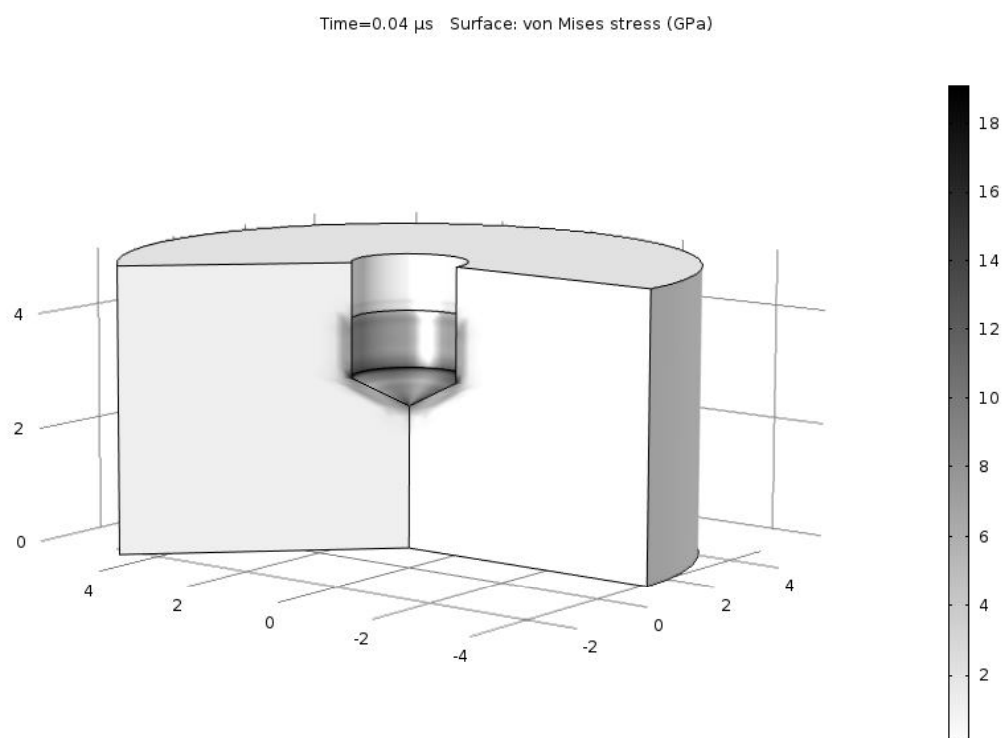


Рисунок 4 - Тензор напряжения в образце на момент формирования фронта ударной волны

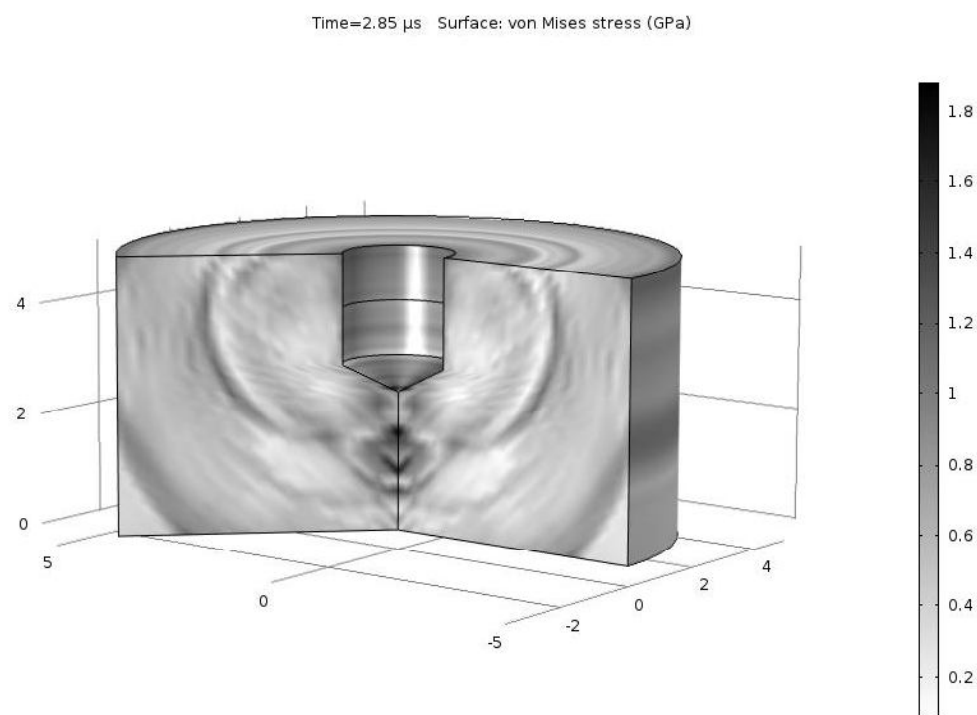


Рисунок 5 - Тензор напряжения в образце на момент прохождения ударной волны объема образца

На основании вышеизложенного можно сделать следующее заключение. Моделирование формирования фронта ударной волны проведено с применением уравнений механики твердого тела, результат которых строго соответствует экспериментальным данным повышения микротвердости.

Максимальное значение давления на фронте ударной волны достигает более 17 GPa, что в свою очередь объясняет повышение микротвердости за счет формирования мартенситной фазы и делает возможным фазовое превращение железа $\alpha(\text{ОЦК}) \rightarrow \epsilon(\text{ГПУ}) \rightarrow \alpha(\text{ОЦК})$.

Список литературы

1. Огородников В.А. Прочность некоторых марок стали и армо-железа при ударно-волновом сжатии и разгрузке в области давлений 2+200 ГПа / В.А. Огородников, Е.Ю. Боровкова, С.В. Ерунов // Физика горения и взрыва. – 2004. – Т. 40. - № 5. – С. 109-117.
2. Огородников В.А. О кинетике разрушения при отколе в широком диапазоне изменения амплитуды и длительности ударно-волновых нагрузок // Физика горения и взрыва. – 2002. – Т. 38. - № 4. – С. 119-123.
3. Dougherty L. M., Gray III G. T., Cerreta E. K., McCabe R. J., Field R. D., Bingert J. F. Rare Twin Linked to High-Pressure Phase Transition in Iron // Scripta Materialia. – 2009. V.60, N9: – P.772-775.
4. Wright T.W. The physics and mathematics of adiabatic shear bands. –Cambridge University Press, 2002.
5. Беликова А.Ф. Локализация деформации и связь ее с деформированным состоянием материала / А.Ф. Беликова, С.Н. Буравова, Ю.А. Гордолопов // Журнал технической физики. – 2013. - Т. 83. - № 2. – С.153-155.
6. Isbell W.M. Shock Waves: Measuring the Dynamic Response of Materials. – London Imperial College Press, 2005.
7. Meyers M.A., Sarzeto C., Hsu C.Y. A technique for obtaining shock-wave parameters using wave superposition in low- carbon steel // Metallurgical transactions A – 1980. V. 11A, October. – P.1737-1745.
8. Зельдович Я.Б. Физика ударных волн и высокотемпературных гидродинамических явлений / Я.Б. Зельдович, Ю.П. Райзер. – М.: Наука, 1966.
9. Канель Г.И. Ударно-волновые явления в конденсированных средах / Г.И. Канель, С.В. Разоренов, Ф.И. Уткин и др. – М.: Янус-К, 1996.

Получено 15.11.2017

УДК 534.222.2

С.В. Плотников, А. Тұрлыбекұлы

Восточно-Казахстанский государственный технический университет им. Д. Серикбаева,
г. Усть-Каменогорск

В.И. Олешко

Томский политехнический университет, г. Томск

ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛИ ПРИ ДЕТОНАЦИОННОМ НАГРУЖЕНИИ ВЗРЫВОМ

Проведено исследование процесса локализации деформаций в низкоуглеродистой стали при ударно-волновом нагружении взрывом. Определена глубина формирования ударной волны. Проведены исследования микротвердости, установлено, что контактное нагружение взрывом приводит к повышению микротвердости на глубине 120-200 мкм.

Жарылыстың соққы толқынымен әсерлесу нәтижесінде аз көміртекті болаттағы деформацияның оқшаулану процесіне зерттеу жүргізілген. Соққы толқынының қалыптасу тереңдігі анықталды. Микроқаттылықты зерттеу барысында бетпе-бет жарылыспен әсер ету 120-200 мкм тереңдікте микроқаттылықтың артуына әкелетіні анықталды.

The process of deformation localization in low-carbon steel under shock-wave loading by explosion is carried out. The depth of the shock wave front formation is determined. Microhardness studies have been carried out, it has been established that contact loading by explosion leads to an increase in microhardness at a depth of 120-200 μm .

Ключевые слова: ударная волна, формирование фронта ударной волны, высокоинтенсивное динамическое нагружение, высокоскоростная деформация, микротвердость низкоуглеродистой стали.

На сегодняшний день, несмотря на многочисленные исследования, природа явления локализации деформации в полосах адиабатического сдвига до конца не ясна. Новизна данной работы заключается в новом подходе постановки эксперимента с контактным применением малого количества взрывчатого вещества (~11 мг) при условии наблюдения откольных явлений и полос адиабатического сдвига в стали. Целью настоящей работы является определение природы локализации деформации в полосах адиабатического сдвига и, как следствие, откольного разрушения и исследование механических свойств поствзрывного состояния.

В задачах, связанных с созданием взрывостойких конструкций для хранения и транспортировки объектов, содержащих токсичные, радиоактивные и взрывчатые материалы, или проведения в них испытаний, особенно важно знать поведение прочности материалов этих конструкций, в частности сталей различных марок в широком диапазоне давлений, действующих на них ($p=1\div 13 \text{ GPa}$) при скоростях деформации ($\dot{\epsilon} = 10^3 \div 10^5 \text{ с}^{-1}$) [1, 2]. Большое количество экспериментальных наблюдений установило взаимосвязь между ударно-волновыми эффектами и постударными микроструктурными параметрами для каждого материала при определенных условиях и характеристиках ударной волны. Повышение плотности дислокаций, точечные дефекты, деформационное двойникование, ударноспровоцированные фазовые переходы или мартенситные превращения ведут к увеличению постударных механических свойств, таких как твердость, напряжение текучести [3]. Высокоскоростные деформационные процессы приводят к локализации деформации, так называемым полосам адиабатического сдвига. Данные структурные образования являются источниками разрушения в процессе эксплуатации изделия [4]. Энергия пластической деформации при высокоскоростном протекании процесса переходит в тепло, что является причиной термического разупрочнения и образования полос адиабатического сдвига [4]. Условием наблюдения полос адиабатического сдвига является разогрев материала до температур 500 – 800 °С согласно [5, 6].

Воздействие ударных волн давлением $>13 \text{ ГПа}$ в низкоуглеродистых сталях делают возможными наблюдения фазового превращения железа $\alpha(\text{ОЦК}) \rightarrow \epsilon(\text{ГПУ}) \rightarrow \alpha(\text{ОЦК})$. Одинокная ударная волна создает давление порядка 13 ГПа, однако в области суперпозиции ударной волны давление может возрасти, провоцируя переходы, остатки которых могут наблюдаться в микроструктуре образца [6, 7].

В работе [8] наблюдается повышение микротвердости в α -железе при облучении импульсным мощным ионным пучком. Показано влияние градиента давления и глубины формирования фронта ударной волны в облученном мощным ионным пучком $\alpha\text{-Fe}$ на образование и местоположение максимума плотности дислокаций и микротвердости в модифицированном слое.

В работе исследованы образцы из низкоуглеродистой стали Ст.3 с равномерной феррито-перлитной структурой. На рис. 1 приведена схема экспериментальной установки.

Ударная волна выводилась на свободную или несвободную поверхности посредством установления либо удаления стальной болванки.

В цилиндрическом образце высотой 5 мм и диаметром ϕ 10 мм высверлено отверстие ϕ 2 мм и глубиной 3 мм, плоскость дна выполнена в виде конуса 120° , куда запрессовывалось взрывчатое вещество (ВВ) бицклоктаген навеской 11 мг $\pm 3\%$. Образцы стали были предварительно термически нормализованы при температуре 900°C 2 часа в вакууме при остаточном давлении 1 Па согласно [9]. Инициирование взрыва производилось сильноточным электронным пучком. Ударная волна генерировалась взрывом ВВ сильноточным электронным пучком в условии прямого контакта с поверхностью образца. Механизм инициирования бризантного ВВ сильноточным электронным пучком описан в работе [10]. После проведения экспериментов все образцы разрезались вдоль распространения ударной волны. Для выявления микроструктуры образца применялся 3% раствор азотной кислоты в спирте. Исследование микроструктуры проводилось на оптическом микроскопе Altami, измерение микротвердости - на установке Durascan 20 методом Виккерса при нагрузке 50 мГ.

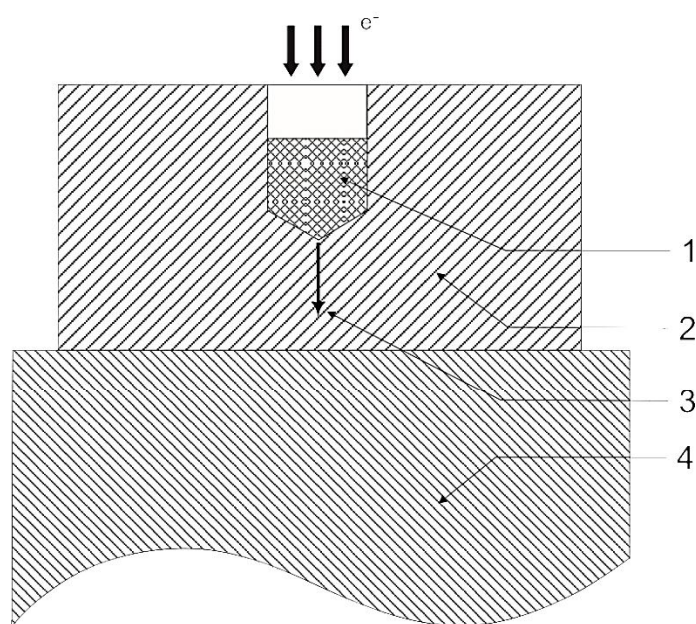


Рисунок 1 - Схема эксперимента: 1- заряд взрывчатого вещества; 2 - образец, выполненный в виде цилиндра; 3 - направление исследования микротвердости; 4 - болванка из Ст.3

Известно, что интерференция волн разгрузки приводит к откольному разрушению свободной поверхности. Исходя из этого, ориентация свободных поверхностей определяет расположения места разрушения.

Исследование исходной структуры Ст.3 после травления показало, что площадь, занимаемая ферритом, составляет от 77 до 89% общей площади образца. Измеренный средний размер зерна не превышал $40\text{ }\mu\text{m}$. Среднее значение микротвердости в исходных образцах составило $180 \pm 5\text{ HV}$.

Откольное разрушение наблюдается для образцов, где ударная волна выходила на свободную поверхность, тем самым происходила интерференция волн разгрузки. Откол происходил параллельно свободной поверхности на глубине $\sim 400\text{ }\mu\text{m}$.

Распределение микротвердости по глубине для различных образцов приведено на рис. 2. Во всех образцах наблюдается повышение микротвердости в два раза в области от 120 до 400 μm и на $\sim 25\%$ по всей глубине образца. Увеличение твердости в два раза связано с образованием мартенситной фазы, что подтверждается исследованиями микроструктуры. Выход ударной волны на свободную поверхность оказывает одинаковое воздействие на механические свойства образца. Глубина формирования фронта ударной волны, исходя из данных исследования микротвердости, не зависит от условий выхода ударной волны на свободную поверхность.

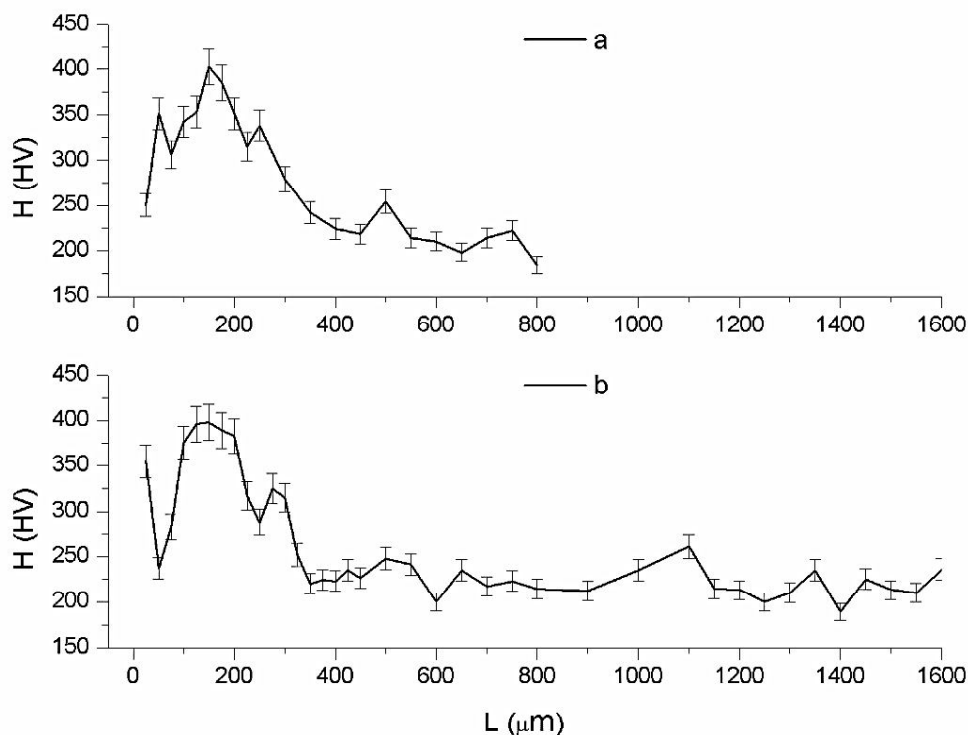


Рисунок 2 - Распределение микротвердости по глубине образца: а - образец с образованием откольного разрушения; б - образец без образования откольного разрушения

Рис. 3 иллюстрирует продольный разрез образца после нагружения взрывом. Энергия плазмы взрыва создает воронку сферической формы, деформируя дно. На дне кратера образуются трещины, направленные в глубину образца, а также интенсивные полосы адиабатического сдвига (рис. 3). Белые нетравящиеся области, находящиеся на расстоянии $\sim 120 \mu\text{m}$ от дна кратера, представляют собой мартенситные образования. Проявление мартенситных образований говорит о полиморфном превращении с повышением локальной концентрации углерода. Мартенситное превращение является причиной повышения микротвердости образца на расстоянии $\sim 120-150 \mu\text{m}$.

На рис. 4 показана область выхода трещины со дна кратера в откольную полость. Микроструктура четко отображает образования пластических течений вокруг дефекта с образованием полос адиабатического сдвига. Обращает на себя внимание тот факт, что полосы ориентированы перпендикулярно плоскости откола. Очагами разрушения и структурной неоднородности могут служить сильные локализованные течения [11].

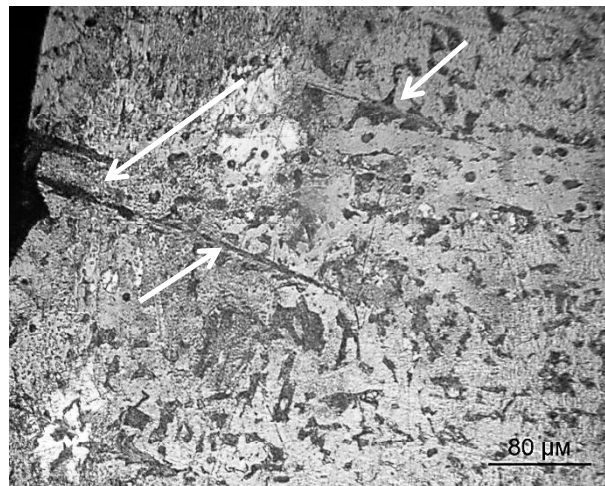


Рисунок 3 - Шлиф продольного разреза образца после динамического нагружения.
На снимке запечатлена область близлежащей нагружаемой поверхности

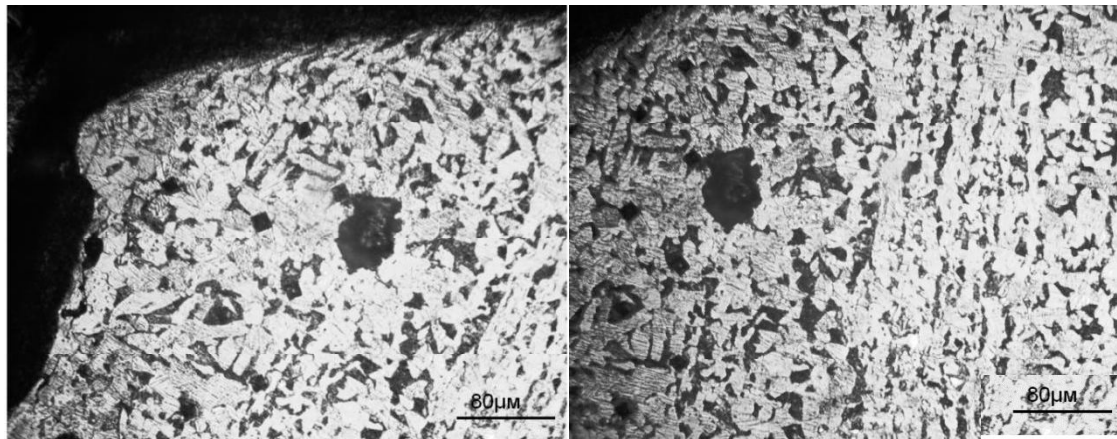


Рисунок 4 - Шлиф продольного разреза образца после динамического нагружения
у самого дна кратера

В заключение можно сказать следующее. Образование полос локализованной деформации при импульсном нагружении, с точки зрения волновой механики является результатом интерференции волн разгрузки. Причиной откольного разрушения являются волны разрежения на свободные поверхности. Таким образом, зарождение и рост трещин в образцах исследованных сплавов определяется условиями ударно-волнового нагружения: воздействием первичных и отраженных волн напряжения, свойствами материала образцов, их макро- и микроструктурой.

Моделирование формирования фронта ударной волны проведено с применением уравнений механики твердого тела, результат которых строго соответствует экспериментальным данным повышения микротвердости.

Причиной прироста твердости и других связанных механических свойств после воздействия высокоскоростной деформации ударной волной взрыва являются пространственные изменения характеристики микроструктуры. То есть образованиями мартенсита и адиабатических полос сдвига.

Список литературы

1. Огородников В.А. Прочность некоторых марок стали и армо-железа при ударно-волновом сжатии и разгрузке в области давлений 2+200 ГПа / В.А. Огородников, Е.Ю. Боровкова, С.В. Ерунов // Физика горения и взрыва. – 2004. – Т. 40. – № 5.
2. Огородников В.А. О кинетике разрушения при отколе в широком диапазоне изменения амплитуды и длительности ударно-волновых нагрузок // Физика горения и взрыва. – 2002. – Т. 38. – № 4.
3. L. M. Dougherty G. T. Gray III E. K. Cerreta R. J. McCabe R. D. Field J. F. Bingert Rare Twin Linked to High-Pressure Phase Transition in Iron, Scripta Materialia 60(9):772-775 · May 2009 with 10 Reads, DOI: 10.1016.
4. Wright T.W. The physics and mathematics of adiabatic shear bands. Cambridge University Press, 2202. 240 p.
5. Беликова А.Ф. Локализация деформации и связь ее с деформированным состоянием материала // А.Ф. Беликова, С.Н. Буравова, Ю.А. Гордополов // Журнал технической физики. – 2013. – Т. 83. – Вып. 2.
6. W.M. Isbell Shock Waves: Measuring the Dynamic Response of Materials, London Imperial College Press 2005.
7. M.A. Meyers, C.Sarseto, C.Y. Hsu A Technique for Obtaining Shock-WaVe. Parameters Using Wave Superposition in Low- Carbon Steel, Metallurgical transactions A, V. 11A, 1980.
8. Валяев А.Н. Влияние градиента давления ударной волны в α -железе, облученном мощным ионным пучком, на появление максимума микротвердости / А.Н. Валяев, А.Д. Погребняк, С.Н. Братушка и др. // Письма в ЖТФ. – 1998. – Т. 24. – № 20.
9. Тылкин М.А. Справочник термиста ремонтной службы. – М.: Металлургия, 1981.
10. Олешко В.И. Электрический пробой и взрывное разложение монокристаллов тетранитрата пентаэритрита при облучении электронным пучком // В.И. Олешко, В.М. Лисицын, А.С. Скрипин и др. // Письма в ЖТФ. – 2012. – Т. 38. – Вып. 9.
11. Хомская И.В. Фазовые и структурные превращения в сплавах на основе железа и меди при интенсивных ударно-волновых и деформационных воздействиях: Дисс. ... д-ра техн. наук. - Екатеринбург, 2014.

Получено 15.11.2017

УДК 620.17.05: 620.178

В.В. Роговский, М.С. Муздыбаев, А.С. Муздыбаева, Д.М. Мырзабекова

Восточно-Казахстанский государственный технический университет им. Д. Серикбаева,
г. Усть-Каменогорск

**ИСПЫТАТЕЛЬНЫЙ СТЕНД ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ АБРАЗИВНЫХ СВОЙСТВ
ФРИКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ**

В статье представлена методика расчета параметров и конструкция испытательного стенда для исследований абразивных свойств фрикционных материалов. Освещены вопросы оценки износостойкости фрикционных узлов тормозных механизмов машин.

Мақалада үйкеліс материалдарының түрлілік қасиеттерін зерттеуге арналған сынау стендінің құрылымы мен параметрлерді есептеу әдістемесі ұсынылған. Машиналардың тежегіш механизмдерінің үйкеліс түйіндерінің төзімділігін бағалау мәселелері баяндалған.

The article presents the method of calculation of parameters and design of test bench for research of abrasive properties of friction materials. The questions assess the wear resistance of the friction brake assemblies of machinery.

Ключевые слова: испытания на износ, износостойкость, стенд, фрикционные материалы, тормозной механизм.

Недостаточно высокая износостойкость и повышенная абразивность материала фрикционной накладки в конструкции тормозных механизмов транспортных машин приводит к сокращению ресурса тормозного механизма и снижению безопасности машин. Предлагаемый на рынке ассортимент тормозных колодок не содержит информации об износостойкости и абразивности материала фрикционных накладок. Сравнительная оценка износостойкости и абразивности фрикционных накладок позволит выбрать из перечня аналогичных запасных частей оптимальный вариант, тем самым обеспечив долговечность тормозного механизма и безопасность автомобильной конструкции. Однако для выполнения сравнительной оценки свойств фрикционных материалов необходим испытательный стенд, отличающийся простотой конструкции и невысокой стоимостью. Разработка конструкции испытательного стенда позволит обеспечить проведение исследований триботехнических свойств фрикционных накладок тормозных механизмов, что характеризует тематику данной работы как актуальную и практически значимую.

Целью исследования является обоснование параметров и разработка конструкции испытательного стенда для исследования абразивных свойств фрикционных материалов применительно к фрикционным колодкам тормозных механизмов транспортных машин.

Для обоснования параметров конструкции испытательного стенда необходимо задать значение усилий, прикладываемых к рабочей поверхности фрикционной накладки. Это необходимо для создания моделирования условий режима работы фрикционной накладки на основе принципов теории подобия. Это позволит обеспечить достоверность испытаний фрикционных материалов при оценке их абразивных свойств.

Рассмотрим тормозной механизм транспортной машины с пневматическим приводом. В качестве исходных данных примем, что усилие, прикладываемое к фрикционной накладке, передается от штока тормозной камеры через разжимной кулак:

$$F_{\text{штока}} = P_{n/\text{кам}} \cdot S_{\text{диафраг}} = P_{\frac{n}{\text{кам}}} \cdot \frac{\pi d_{\text{диафр}}^2}{4}. \quad (1)$$

Тогда момент на кулаке составит

$$M_{\text{кул}} = F_{\text{шток}} \cdot h_{\text{рычаг}}. \quad (2)$$

При этом усилие на нажимном ролике с учетом радиуса кулака рассчитаем как

$$F_{\text{ролика}} = \frac{M_{\text{кул}}}{r_{\text{кул}}}. \quad (3)$$

Сила трения активной и пассивной колодок о тормозной барабан определим как

$$F_{\text{трени.актив}} = \frac{2F_{\text{рол}}\mu h_{\text{кол}}}{k_0 \cdot a - \mu \cdot r_{\text{б}}}, \quad (4)$$

$$F_{\text{трени.пассив}} = \frac{2F_{\text{рол}}\mu h_{\text{кол}}}{k_0 \cdot a + \mu \cdot r_{\text{б}}}, \quad (5)$$

$$\text{где } a = \frac{h_{\text{кол}}}{2}, \mu_{\text{торм}} = 2F_{\text{рол}} \cdot r_{\text{б}} \cdot \frac{\mu h_{\text{кол}}}{k_0 \cdot a - \mu r_{\text{б}}} + \frac{\mu h_{\text{кол}}}{k_0 \cdot a + \mu r_{\text{б}}}.$$

Среднее значение силы трения колодок о барабан позволит определить момент, развиваемый тормозным механизмом:

$$F_{\text{трени.ср}} = \frac{M_{\text{торм}}}{r_{\text{б}}}. \quad (6)$$

Для моделирования работы фрикционной накладки на испытательном стенде необходимо определить усилие прижатия фрикционного элемента к тормозному барабану:

$$N_{\text{актив}} = \frac{F_{\text{трени.актив}}}{\mu} = q_{\text{актив}} \cdot S_{\text{кол}}, \quad (7)$$

$$N_{\text{пассив}} = \frac{F_{\text{трени.пассив}}}{\mu} = q_{\text{пассив}} \cdot S_{\text{кол}}. \quad (8)$$

В формулах (7) и (8) использовано значение удельного усилия прижатия (давления) колодки к тормозному барабану:

$$q_{\text{актив}} = \frac{F_{\text{тр.актив}}}{\mu \cdot S_{\text{кол}}}, \quad (9)$$

$$q_{\text{пассив}} = \frac{F_{\text{тр.пассив}}}{\mu \cdot S_{\text{кол}}}, \quad (10)$$

где $S_{\text{кол}} = l_{\text{окр}} \cdot b_{\text{кол,накл}}$ – площадь поверхности трения колодки о барабан.

На основании кинематических параметров рассчитаем коэффициенты приведения тормозного механизма к модели тормозного барабана с колодками на испытательном стенде. Скорость скольжения накладки о барабан определим как

$$V_{\text{лин,стенд}} = V_{\text{лин,бар}} = V_{\text{авт,торм}} \cdot \frac{r_{\text{бар}}}{r_{\text{кач}}}, \quad (11)$$

где $V_{\text{лин,бар}} = \omega_{\text{к}} \cdot r_{\text{бар}}$, $V_{\text{авт,торм,ср}} = \omega_{\text{к}} \cdot r_{\text{кач}}$.

Тогда скорость вращения стендового барабана определим как

$$n_{\text{стенд}} = \frac{30}{\pi} \cdot V_{\text{авт,торм}} \cdot \frac{r_{\text{б}}}{r_{\text{кач}} \cdot r_{\text{стенд}}}. \quad (12)$$

Произведем тяговый расчет для стенда. Определим тормозной момент, развиваемый фрагментом тормозной накладки на стенде:

$$M_{\text{торм}} = q_{\text{уд,торм}} \cdot S_{\text{накл}} \cdot r_{\text{стенд,бараб}}. \quad (14)$$

При этом момент тяги на шкиве привода стенда рассчитываем как

$$M_{\text{тяги}} = F_{\text{натяж}} \cdot \mu_{\text{трения}} \cdot r_{\text{шкива}}. \quad (15)$$

Техническое решение по конструкции испытательного стенда является изобретением [1] и относится к испытательной технике, а именно к испытаниям на износостойкость и абразивность фрикционных накладок тормозных механизмов.

На рис. 1 представлена схема испытательного стенда. Стенд для испытания образцов материалов фрикционных накладок на износостойкость и абразивность содержит электродвигатель 1, клиноременную передачу 2, редуктор 3, промежуточную муфту 4, тормозной барабан 5, узел нагрузки 6 для крепления образца испытываемой фрикционной накладки 7, ограничитель для крепления узла нагрузки 8, опорные ролики 9, датчик 10.

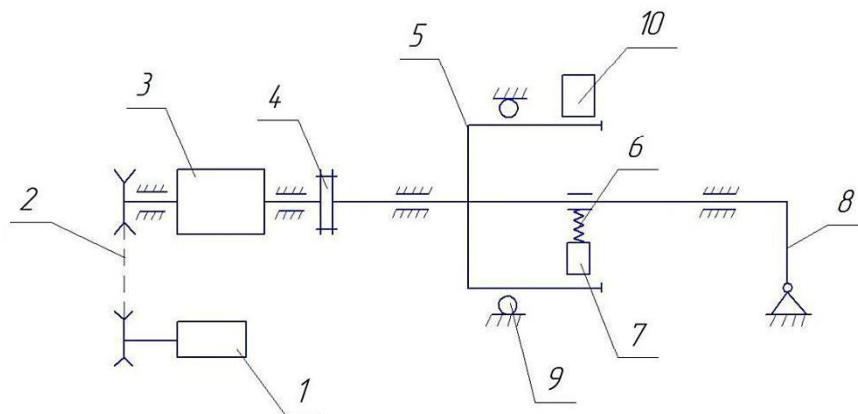


Рисунок 1 - Схема испытательного стенда

Принцип действия стенда заключается в том, что испытания образца фрикционных накладок тормозных колодок производятся при его трении о тормозной барабан, вращающийся со скоростью, соответствующей средней скорости движения транспортной машины при торможении. Разработанный испытательный стенд был изготовлен (рис. 2) и апробирован [2].

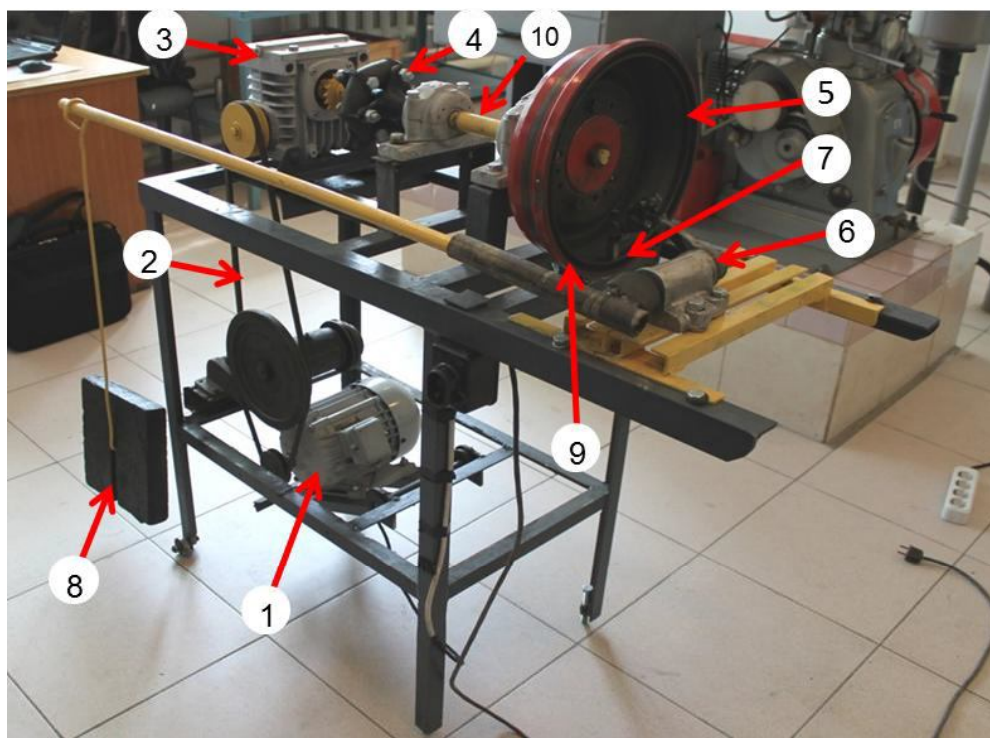


Рисунок 2 - Испытательный стенд (обозначения как на рис. 1)

Последовательность проведения испытаний на стенде включает три стадии. На первой стадии (до начала вращения барабана в контакте с образцом фрикционной накладки) измеряются размер образца фрикционной накладки и толщина стенки тормозного барабана в зоне контакта с образцом фрикционной накладки. Производится введение узла нагрузки по ограничителю во внутреннее пространство барабана и создание прижимного усилия на образец фрикционной накладки к рабочей поверхности тормозного барабана. На второй стадии (в период вращения барабана в контакте с образцом фрикционной накладки) осуществляется собственно испытание на износ. Испытание на износ проводится циклами, включающими количество оборотов тормозного барабана в контакте с образцом фрикционной накладки под нагрузкой. Фактическая продолжительность цикла испытаний фиксируется датчиком. После завершения цикла испытаний вращение барабана прекращается. На третьей стадии (после остановки барабана в контакте с образцом фрикционной накладки) снимается усилие прижатия на узле нагрузки, которое затем выводится по ограничителю из внутреннего пространства барабана. После этого повторно измеряются размер образца фрикционной накладки и толщина стенки тормозного барабана в зоне контакта с образцом фрикционной накладки. Разница в размерах до и после испытаний позволяет оценить износ образца фрикционной накладки и тормозного барабана.

Результатом исследований стала разработка испытательного стенда и его патентование в качестве изобретения, что позволило осуществить сравнительную оценку износостойкости и абразивности фрикционных накладок тормозных механизмов транспортных машин. Технический результат изобретения достигается тем, что на стенде для испытания образцов на износостойкость производится контрольный износ пары трения «фрикционная накладка - тормозной барабан» под нагрузкой, соответствующей удельной силе

прижатия тормозной колодки к тормозному барабану, с относительной скоростью перемещения, соответствующей скорости скольжения тормозной колодки по тормозному барабану в тормозном механизме машины при ее торможении.

Список литературы

1. Инновационный пат. 28734 Республика Казахстан, МПК G01N 3/08 (2006.01). Стенд для испытания образцов на износостойкость / В.В. Роговский, М.С. Муздыбаев, А.С. Муздыбаева, В.В. Роговский, Д.М. Мырзабекова. - Заявитель и патентообладатель В.В. Роговский, М.С. Муздыбаев, А.С. Муздыбаева, В.В. Роговский, Д.М. Мырзабекова. - № 2013/0029.1; Заявлено 14.01.2013; Опубл. 15.07.2014, Бюл. № 7. - 3 с.: ил.
2. M.S. Muzdybaev, A.S. Muzdybaeva, V.V. Rogovskij, D.M. Myrzabekova, A.B. Elemes, Wojciech Wielebe, Tadeusz Lesniewski. Preliminary experimental research of tribological properties of bus brakes friction linings // Tribologia, 4/2016 (268). 167-176 p. Warszawa (Poland), Publishing House of Polish Mechanical Engineers «Sim-press». ISSN 0208-7774.

Получено 15.11.2017

УДК 669.331

А.К. Серикбаева

Каспийский государственный университет технологий и инжиниринга им. Ш. Есенова, г. Актау

ТЕРМИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ОБОЖЖЕННЫХ С СЕРОЙ ОКИСЛЕННЫХ МЕДНЫХ РУД

В статье приведены результаты термического исследования полученных продуктов обжига окисленных медных руд в присутствии элементной серы при различных температурах. Установление вещественного состава изучаемых проб проводилось по морфологиям термических кривых и численных значений интенсивностей эндо – и экзотермических эффектов с использованием сопряженных с ними термогравиметрических показаний TG-линий. Полученные данные могут использоваться при обогащении окисленных медных руд.

Мақалада тотықты мыс кендерін күкірт қатысында әртүрлі температурада күйдіргендегі өнімдердің термиялық зерттеу нәтижелері ұсынылған. Зерттелген сынамалардың заттық құрамын анықтау термиялық қисықтар морфологиясы мен эндо – және экзотермиялық эффектілердің сандық мәндерін және TG-сызығының термогравиметриялық көрсеткіштерін қолдану арқылы жүзеге асырылды. Алынған мәліметтерді тотықты мыс кендерін байытуда пайдалануға болады.

The article presents the results of a thermal study of fired with elemental sulfur oxidized copper ores at different temperatures. The determination of the material composition of the studied samples was carried out according to the morphology of the thermal curves and the numerical values of the intensities of endo- and exothermic effects using the thermogravimetric indications of the TG lines. The data can be used in the enrichment of oxidized copper ores.

Ключевые слова: окисленная медная руда, сера, сульфидирование, термогравиметрические показания, дериватограмма.

Содержание окисленных и смешанных медных руд в общем объеме добываемого сырья составляет в среднем 20-25%. Наиболее перспективным направлением обогащения данного сырья является изменение поверхностных свойств минералов за счет предварительного сульфидирования [1-3]. В результате сульфидирования на поверхности окисленных минералов должен образоваться тонкий слой сульфидов, тем самым изменяя

поверхностные свойства минералов. В случае присутствия в руде халькопирита разделение сульфидов меди и железа также повышает селективное извлечение меди из сырья [4, 5]. Поэтому твердофазное сульфидирование элементной серой окисленных медных руд, где основная масса представлена труднообогатимыми окисленными минералами меди является перспективным. В связи с этим исследование системы окисленная медная руда + сера несомненно представляет интерес.

В статье изучены термические характеристики обожженных с серой окисленных медных руд при различных соотношениях элементной серы. Целью дифференциального термического и термогравиметрического исследования образцов явились контрольные определения состава термически активной части обожженной с серой руды и выявление их термического поведения в условиях динамического подъема температуры.

Установление вещественного состава изучаемых проб проводилось по морфологиям термических кривых и численных значений интенсивностей эндо- и экзотермических эффектов с использованием сопряженных с ними термогравиметрических показаний ТГ-линий.

Результаты анализа сравнивались с данными приведенных в атласах термических кривых минералов и горных пород и сопоставлялись с описаниями термического поведения проб, изложенных в других справочных источниках и накопленных в банке данных лаборатории, проводившей эти исследования [6, 7].

Исходная медная руда представлена окисленными минералами меди в количестве 0,5% и в виде сульфидов 0,3%. Состав термически активных компонентов окисленной медной руды Бозшаколь по данным термического анализа следующий: монтмориллонит – 10,6%; гидрослюда – 7,8%; кальцит – 1,1%; доломит – 1,0; халькопирит – 8%; халькозин ~1%; термически инертные вещества ~70% (кремнезем) [8].

В качестве сульфидизатора бралась техническая сера – отход нефтепромышленности.

На рис. 1 представлена обожженная с серой окисленная медная руда в соотношении 1:0,2 при температуре 400 °С. Исследуемые пробы при динамическом нагревании печи оставили на своих дифференциальных и термогравиметрических кривых информацию о вещественном наполнении их навесок. Серия эндо- и экзотермических эффектов, выявленных при разложении комплекса медная руда + сера, дали возможность получить температурные и гравиметрические параметры формирования в образце летучих компонентов и позволили проследить за динамикой взаимообмена их с атмосферным кислородом.

При динамическом нагревании в диапазоне 20-1000 °С пробы оставили на термических кривых дериватограммы серию эндотермических проявлений, связанных с удалением из шихты газообразных соединений H_2O , OH , SO_2 и твердых тонкодисперсных частиц продуктов обжига (рис. 1).

На рис. 1 термогравиметрическая кривая (ТГ) препарированного медного рудного образования обозначила ряд ступеней потери веса (Δm_1 , Δm_2 , Δm_3 и Δm_4), вызванных обезвоживанием компонентов системы и десульфатизацией (Δm_4) рудной части образца. Низкотемпературная (20-200 °С) молекулярная вода, входящая в состав пробы, не принадлежит к структурам каких-либо минералов, а относится к механически связанной форме H_2O , которая локализована в поровых пространствах концентрата. Это обусловлено методикой препарирования данного образца, в частности содержанием его с концентратами серы в условиях высоких температур.

Второй этап потери веса регистрируется в пределах температур 200-685 °С. Он вызван удалением гидроксильной воды и, по-видимому, связан с выбросом в атмосферу оставшейся части серы, не вступившей в реакцию с рудными компонентами образца. Около 400 °С наступает заметное разложение сульфида по схеме [9, 10]:

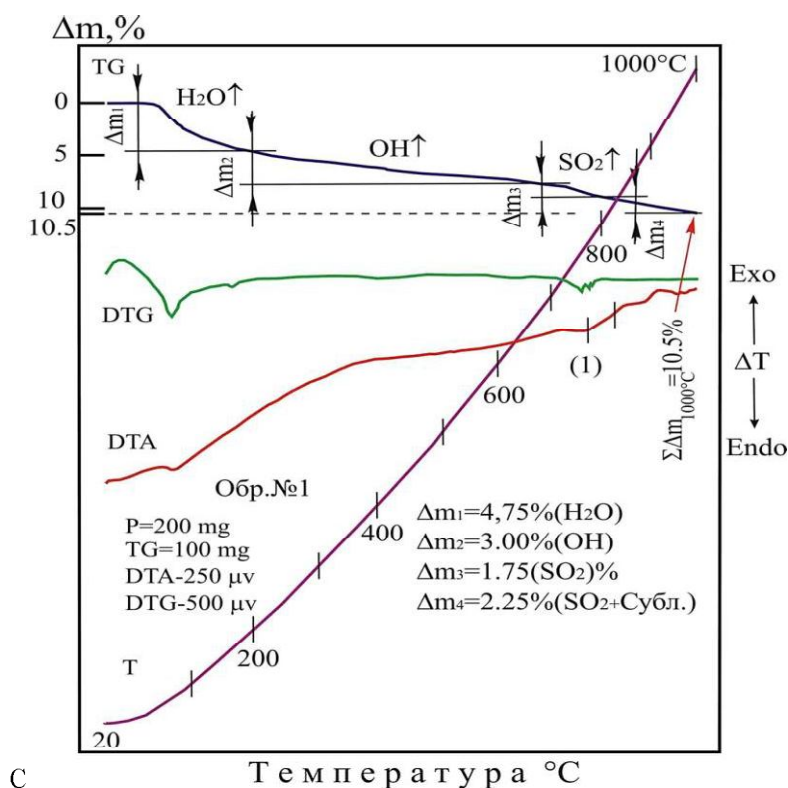
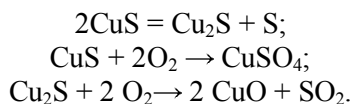
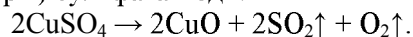


Рисунок 1 - Дериватограмма сульфидированной окисленной руды: эндотермическая реакция частичного разложения сульфата меди. Состав анализируемого продукта: термически инертные вещества (в том числе CuO); сульфат меди; гидроскопическая вода

Заключительная часть термической деструкции медистого образования протекает в две стадии – в интервалах 685-790 и 790-1000 °C. В первом из этих промежутков температур прослеживается главная фаза разложения сульфата меди, которая осуществляется с удалением из системы диоксида серы в количестве 1,75% (относительно массы образца).

Далее сульфат меди разлагается на окись меди и серный ангидрид. Иногда вместо серного ангидрида пишут $\text{SO}_2 + \text{O}_2$, но это не точно, так как разложение все-таки идет до серного ангидрида SO_3 , но он при $t > 450$ °C начинает постепенно разлагаться на $\text{SO}_2 + \text{O}_2$ [11]. В справочнике Лидина показано, что сульфат меди разлагается при 650 °C. В этом нет ничего удивительного: мы видим начало термического разложения (распада на части под воздействием температуры) сульфата меди:



При этом образуется оксид меди CuO чёрного цвета. Реакция протекает с выбросом в атмосферу тепла, оставшего на кривой DTA слабо выраженный эндотермический провал в области 770 °C.

В последующих пределах температур вынос SO_2 проходит совместно с процессом сублимации невыгоревшей части образца, при котором система теряет еще 1,5% своей массы (табл. 1).

Таблица 1

Термогравиметрические показания в пределах 20-1000 °C

Последовательность потери веса	Потеря веса, %	Летучие компоненты нагретого образца	Интервал температур этапа разложения, °C
Δm_1	4,75	H_2O	50-200
Δm_2	3,0	$(\text{S})+\text{OH}$	200-685
Δm_3	1,75	SO_2	685-790
Δm_4	0,5	$\text{SO}_2+(\text{S})$ субли.	790-1000
$\Sigma \Delta m_{1000^\circ\text{C}}$	10,5	$\text{H}_2\text{O}+\text{OH}+\text{SO}_2$ $+(\text{S})+\text{субли.}$	20-1000

Термическая характеристика обожженной с серой окисленной медной руды в соотношениях 1:0,2 при температуре 500 °C повторяет главные черты термического поведения образцов № 1 и № 3 (рис. 1, 3). Также характерно наличие в поровых пространствах атмосферной воды, количество которой составляет 1,13% от массы образца.

В нем также обнаружено мизерное содержание гидрооксидов (<0,5%).

При термическом разложении сульфатных соединений меди практически в тех же пределах температур 545-800 °C выносит в атмосферу SO_2 , (табл. 2).

Таблица 2

Термогравиметрические показания в пределах 20-1000 °C

Последовательность потери веса	Потеря веса, %	Летучие компоненты нагретого образца	Интервал температур этапа разложения, °C
Δm_1	1,13	H_2O	50-200
Δm_2	0,47	$\text{S}+\text{OH}$	200-545
Δm_3	2,65	SO_2	545-790
$\Sigma \Delta m_{1000^\circ\text{C}}$	4,25	$\text{H}_2\text{O}+\text{SO}_2+\text{OH}+\text{S}$	20-1000

Эту реакцию диссоциации особенно четко проявляет дифференциальная термогравиметрическая кривая, которая описывает в окрестностях 700 °C явно выраженный прогиб, отражающий изменение скорости выброса из системы диоксида серы (рис. 2).

На рис. 3 представлена обожженная с серой окисленная руда в соотношении 1:0,2 при температуре 600 °C. По отношению к предшествующей пробе в большинстве диапазонов температур образец показал низкую активность этапов термического разложения вмещающих рудных компонентов. Это определенным образом обусловлено высокой температурой препарирования пробы, при которой частично или полностью разрушаются водосодержащие структуры минеральных включений, входящих в состав исследуемого образца. Здесь молекулярная форма воды ($\Delta m_1=1,5\%$ масс.), фиксируемая термогравиметрической кривой (20-200 °C), относится к группе поровых вод и не может принадлежать к каким-либо другим минеральным образованиям (рис. 3). Последующий этап потери веса вызван выбросом из системы остальной части газообразного вещества - OH , SO_2 и, возможно, элемента S , затерявшегося в поровых пространствах спекшегося продукта препарирования (табл. 3).

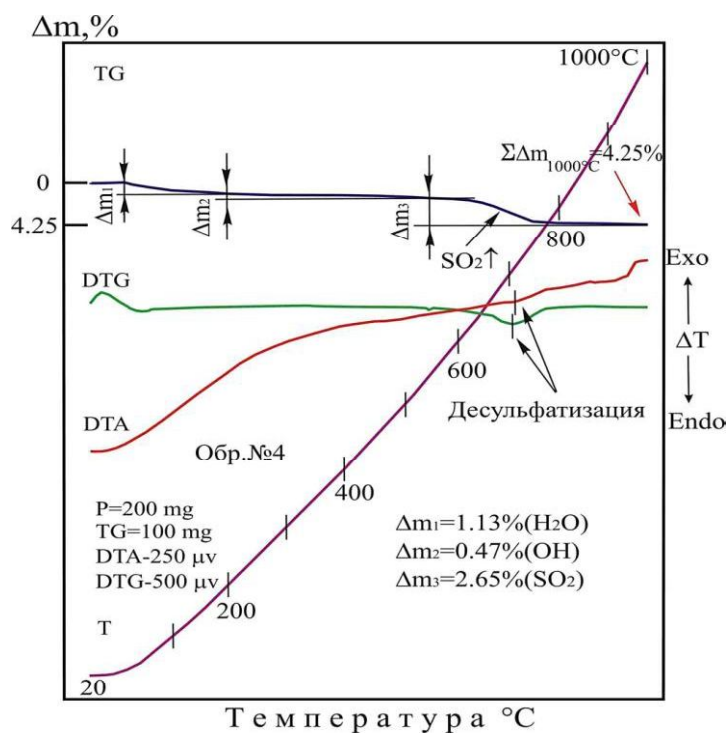


Рисунок 2 – Дериватограмма руды, обожженной при 500 $^\circ\text{C}$.
 Состав: термически инертные вещества; оксиды и сульфаты меди; гидроскопическая вода

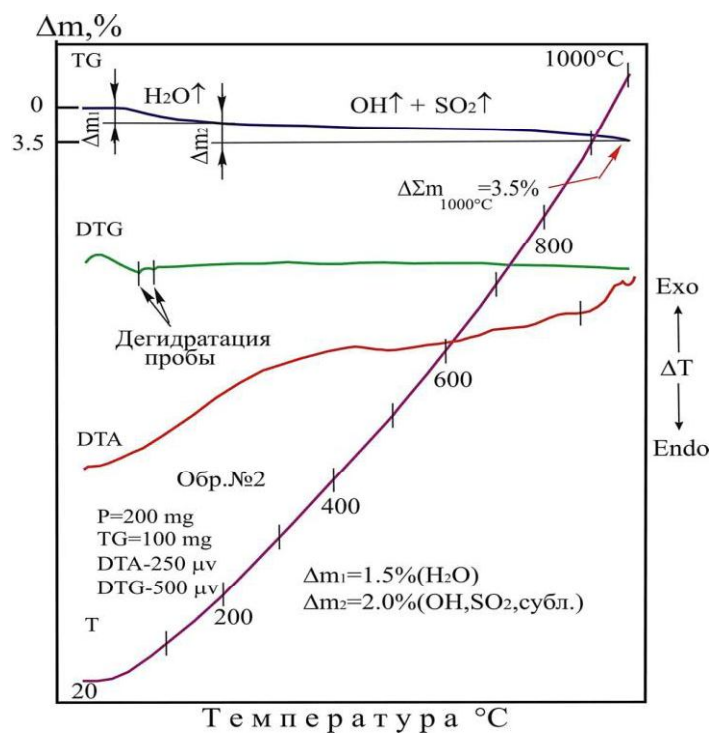


Рисунок 3 – Дериватограмма руды, обожженной при 600 $^\circ\text{C}$. Состав: термически инертные вещества (в том числе CuO); сульфат меди (незначителен); гидроскопическая вода

Таблица 3

Термогравиметрические показания в пределах 20-1000 °С

Последовательность потери веса	Потеря веса, %	Летучие компоненты нагретого образца	Интервал температур этапа разложения, °С
Δm_1	1,5	H ₂ O	50-200
Δm_2	2,0	S + SO ₂ + OH	200-1000
$\Sigma \Delta m_{1000^\circ\text{C}}$	3,5	H ₂ O + SO ₂ + S + OH	20-1000

В силу особенностей термических свойств медьсодержащих образований, а также в результате слабого наполнения породы рудным концентратом, ДТА-кривая исследуемой пробы не произвела явно выраженных термических эффектов, характеризующих вещественный состав и структурное состояние ее компонентов. Слабо выраженный экзотермический эффект в области 440 °С следует отнести к процессу формирования более высоких уровней окисления рудных образований. А две небольшие эндотермические впадины с экстремальными минимумами при 770 и 890 °С необходимо увязать с развитием разложения сульфата меди.

Единственный из всех представленных к анализу образцов, который наглядно продемонстрировал процесс окисления рудного продукта, обожженного с серой при 800 °С в соотношении 1:0,2, показан на рис. 4.

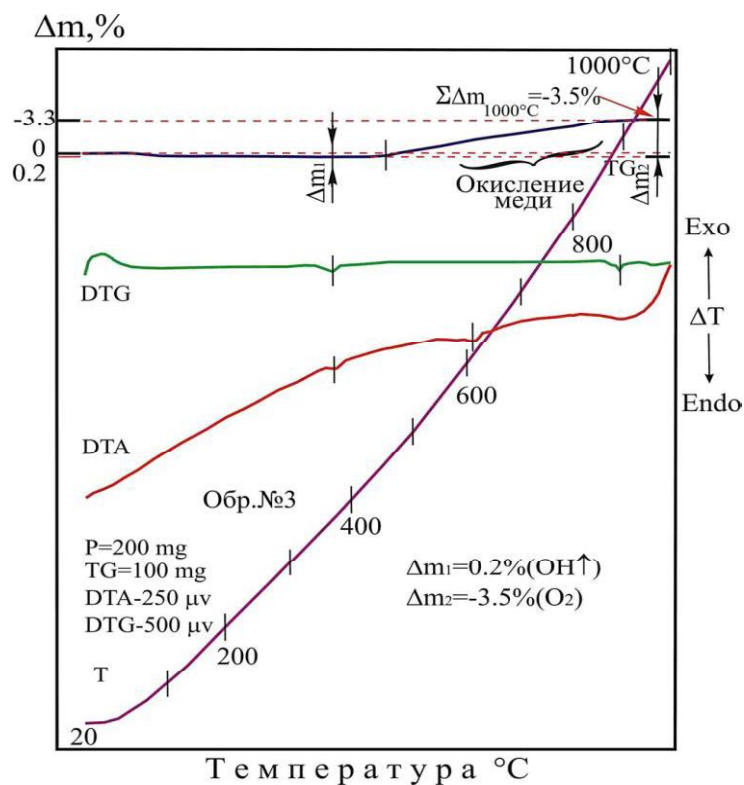


Рисунок 4 – Дериватограмма руды, обожженной при 800 °С.

Состав: термически инертные вещества (в том числе значительное количество CuO); сульфат меди (незначителен); гидроксильная вода (<0,2%)

Динамический нагрев образца привел к снижению его веса на 0,2% еще вначале диапазона температур – при 80 °С. Дальнейшее повышение температуры до 450 °С не изменило массу образца, но за пределами этой величины (вплоть до 1000 °С) термогравиметрическая кривая демонстрировала равномерный приток вещества, вызванный окислением рудного образования атмосферным кислородом. Отрезок TG-линии, заключенный в промежутке 450-1000 °С, весьма явно иллюстрирует поступательный характер термического окисления компонента исследуемого образца (рис. 4). Конечные данные изменения веса системы по всему изучаемому диапазону температур изложены в табл. 4, из которой видно, что основным продуктом разложения является сера и ее оксиды.

Таблица 4

Термогравиметрические показания в пределах 20-1000 °С

Последовательность потери веса	Потеря веса, %	Летучие компоненты нагретого образца	Интервал температур этапа разложения, °С
Δm_1	0,2	S	100-450
Δm_2	-3,5	SO ₂ -O ₂	450-1000
$\Sigma \Delta m_{1000^\circ\text{C}}$	3,3	SO ₂ +S-O ₂	20-1000

На основании вышеизложенного можно сделать следующие выводы. Термогравиметрические характеристики обожженных с серой окисленных медных руд в различных температурах соответствуют окислению и разложению сульфида меди. Это дает возможность предполагать, что продукт содержит в основном сульфид меди, и твердофазное сульфидообразование в системе окисленная медная руда сера протекает при температурах 400-600 °С.

Список литературы

1. Padilla R., Rodriguez M., Ruiz M.C. Sulfidation of Chalcopyrite with Elemental Sulfur// Metallurgical and materials transactions. – 2003. - Vol. 34. – P. 15-23.
2. Ertseva L.N., Dyachenko V.T., Tsemekhman L.Sh. Interaction of Pentlandite, Chalcopyrite, and Pyrrhotine with Elementary Sulfur: II. Sulfidizing of Chalcopyrite// Russian metallurgy (Metally). – 2009 - Vol. 5. - P.377-381.
3. Пат. RU № 2149709. Способ переработки окисленных медных руд / А.А. Баков; Г.И. Аржанников; Опуб.: 27.05.00.
4. Шерембаева Р.Т. Технология переработки окисленного медного сырья с использованием гидротермального сульфидирования серой и пиритом с целью повышение эффективности извлечения металлов. Автореф. дисс. ... канд. техн. н. – СПб, 1992.
5. Кетегенов Т.А. Механохимическое сульфидирование окисленных минералов меди // Известия Национальной Академии наук Республики Казахстан. – Сер. химии и технологии. – 2011. - № 4. - С. 63-66.
6. Иванова В.П. Термический анализ минералов и горных пород / В.П. Иванова, Б.К. Касатов, Т.Н. Красавина и др. - Л.: Недра, 1974. – 398 с.
7. Фекличев В.Г. Диагностические константы минералов: Справ. - М.: Недра, 1989. – 478 с.
8. A.K. Serikbayeva, K. Zhumashev, N.Sh. Janaliyeva, F.A. Berdikulova. Physicochemical properties of mixed oxide copper ore of Kazakhstan // European journal of natural history № 6, 2015, с.43-46.
9. Некрасов Б.В. Основы общей химии. - М.: Химия, 1973. - Т. II. - С. 274-275.
10. Волков А.И. Большой химический справочник / А.И. Волков, И.М. Жарский. - Мн.: Современная школа, 2005. - С. 139.
11. Лидин Р.А. Реакции неорганических веществ: Справ. / Р.А. Лидин, В.А. Молочко, Л.Л. Андреева. - М: Дрофа, 2007. - С. 151.

Получено 15.11.2017

УДК 669.331

А.К. Серикбаева, А. АдиловаКаспийский государственный университет технологий и инжиниринга им. Ш. Есенова,
г. Актау**ИССЛЕДОВАНИЕ ФЛОТАЦИОННОЙ СПОСОБНОСТИ ОКИСЛЕННОЙ МЕДНОЙ РУДЫ
ПОСЛЕ СУЛЬФИДИРУЮЩЕГО ОБЖИГА С СЕРОЙ**

В статье представлены результаты экспериментальных исследований флотационной способности окисленной медной руды после сульфидирующего обжига с технической серой - побочным продуктом нефтепромышленности - в различных соотношениях и температуре. Выявлено, что предварительный обжиг с элементарной серой выше температуры 300 °C и расходе серы 5-10% позволяет увеличить извлечения меди на 10%.

Мақалада мұнай өндірісінің жанама өнімі - техникалық күкіртпен әртүрлі ара қатынастарда және температурада тотықты мыс кендерін сульфидті күйдіруден кейінгі флотациялық көрсеткіштерінің эксперименттік зерттеу нәтижелері келтірілген. 300 °C температурадан жоғары және күкірттің 5-10% шығынында алдын ала күйдіру мысты бөліп алу дәрежесін 10%-ға арттыратыны анықталған.

The article presents the results of experimental studies of the flotation capacity of oxidized copper ore after sulphiding roasting with technical sulfur, a by-product of the oil industry in various ratios and temperatures. It was revealed that preliminary firing with elemental sulfur above the temperature of 300 °C and sulfur consumption of 5-10% allows to increase copper recovery by 10%.

Ключевые слова: окисленная медная руда, обогащение, сера, флотация.

При обогащении медных руд из верхних горизонтов, охваченных процессами окисления и вторичного обогащения, получают неудовлетворительные результаты. Из свободных окисленных соединений меди малахит и азурит могут быть извлечены флотацией после предварительной сульфидизации их поверхности или без сульфидизации, но при очень высоких расходах (до 1 кг/т) собирателя - ксантата или меркаптанов и других, содержащихся в полярной части. Хризоколла почти не извлекается флотацией, как и связанные соединения меди. По обогатимости окисленные руды, в зависимости от характера соединений меди в руде, делят на два типа: легкообогащаемые (относительно) и труднообогащаемые, или упорные [1].

Так как малахит и азурит легко растворяются в цианистом калии, а другие соединения, не флотируемые, не растворяются, то представление об обогатимости руды можно получить по результатам цианистой вытяжки из руды. Флотацией может быть извлечено столько меди, сколько ее перейдет в цианистую вытяжку при той же крупности измельчения.

Руды, в которых мало глины и порошковатых гидроокислов железа, размазанных по всей массе породы, обычно обогащаются относительно хорошо, и извлечение меди флотацией из них может составить 70-85%, в зависимости от содержания меди в руде. Из упорных руд извлечение флотацией в бедные концентраты составляет иногда 20-30%. Упорные окисленные руды обогащают более дорогими методами - комбинированными.

Известно, что в условиях флотации полисульфиды в водной среде выделяют элементарную серу, которая сорбируется на минеральной поверхности, создавая адсорбционное покрытие [2]. В работе [3] установлено, что при закреплении элементарной серы минеральная поверхность приобретает максимальную флотационную активность. Широко используемый в настоящее время во флотации для указанных целей сернистый натрий менее эффективен, чем полисульфид натрия, поскольку образование элементарной серы в случае применения сернистого натрия происходит только за счет его окисления. При ис-

пользовании полисульфидов одновременно с окислением ионов серы происходит отщепление элементарной серы. Эффективными методами снижения отрицательного влияния шламов на флотацию являются процессы флокуляции, которые могут применяться как самостоятельный процесс или в сочетании с предварительной сульфидизацией окисленной части минералов. В качестве возможного варианта решения вопроса в работе [4] провели низкотемпературную сульфидизацию полисульфидами натрия в сочетании с последующей обработкой аполярными углеводородами, широко используемыми в обогащении (керосин и машинное масло). Авторами работ [4] установлено, что добавление керосина в пульпу независимо от температуры агитации способствовало увеличению удельной поверхности, а при введении машинного масла наблюдалось ее уменьшение.

Флотация без сульфидизации возможна при применении высокомолекулярных ксантогенатов, дитиокарбаматов. Однако широкого применения этот метод не получил, так как он требует довольно больших расходов собирателя и является менее эффективным, чем флотация с предварительной сульфидизацией.

Для предварительной сульфидизации окисленных медных руд нами предлагается использовать элементарную серу - побочный продукт нефтепромышленности. Такой подход позволяет удешевить процесс извлечение основного металла.

В статье приводятся результаты исследования флотационной способности окисленной медной руды после сульфидирующего обжига с технической серой в различных соотношениях и температуре.

Окисленную медную руду, содержащую 5,1% меди (основная часть медных минералов представлена окисленными минералами на 98,76%), измельчают до содержания класса -0,074 мм. В тигель помещают 5-10 г технической серы, сверху укладывают 100 г измельченной руды. Шихту нагревают в печи при 200-300 °С в течение 30 минут. После охлаждения и флотируют в обычном реагентном режиме. Результаты экспериментов представлены в табл. 1, из которой видно, что флотация без сульфидизации окисленной руды требует применения дорогостоящего реагента - сульфида натрия. Кроме того, извлечение меди в концентрат при сульфидизации с элементарной серой на 8% выше. Полученные экспериментальные данные позволяют сделать вывод о преимуществе предлагаемого способа [5]. При этом расход серы на сульфидизацию руды составляет 5-10% от массы руды, температура сульфидизации невысокая и составляет 200-400 °С. Повышение температуры до и выше 400 °С и расхода серы выше 10% незначительно влияет на показатели флотации.

Таблица 1

Влияние температуры обжига и расхода серы на обогащение окисленной медной руды

№ п/п	Температура обжига, °С	Расход серы, г	Продукт	Выход, %	Содержание меди, %	Извлечение, %
1	200	5	Медный концентрат	18,3	18	67,2
			Хвосты флотации	81,7	2,0	32,8
			Исходная руда	100	4,90	100
2	200	10	Медный концентрат	19,1	18,5	72,1
			Хвосты флотации	80,9	1,7	27,9
			Исходная руда	100	4,9	100

Окончание таблицы

3	300	5	Медный концентрат	19,4	21,3	84,32
			Хвосты флотации	82,6	0,93	15,68
			Исходная руда	100,0	4,90	100,0
4	300	10	Медный концентрат	19,6	21,7	86,8
			Хвосты флотации	80,4	0,8	13,2
			Исходная руда	100	4,9	100
5	400	5	Медный концентрат	19,8	21,4	86,5
			Хвосты флотации	80,2	0,8	13,5
			Исходная руда	100	4,9	100
6	400	10	Медный концентрат	20,1	21,4	87,8
			Хвосты флотации	79,9	0,7	12,2
			Исходная руда	100	4,9	100
7	Без сульфидизации	Расход сульфида натрия на агитацию 0,3г	Медный концентрат	21,0	18,3	78,4
			Хвосты флотации	79,0	1,3	21,6
			Исходная руда	100	4,9	100

На медной руде после обжига с серой для определения времени флотации реализован опыт по кинетике флотации. При постановке опыта расход ксантогената составил 250 г/т руды, расход вспенивателя Т-90 – 100 г/т руды. Результаты опыта представлены в табл. 2.

Таблица 2

Результаты опытов по кинетике флотации

№ опыта	Наименование продуктов	Выход, %	Содержание меди, %	Извлечение меди, %
8	Медный концентрат 3 мин	9,0	20,42	37,5
	Медный концентрат 6 мин	4,1	34,43	28,8
	Медный концентрат 9 мин	2,4	16,65	8,15
	Медный концентрат 12 мин	2,2	14,42	6,45
	Суммарный концентрат	17,7	22,41	80,9
	Хвосты флотации	82,3	1,14	19,1
	Исходная руда	100,0	4,90	100,0

В результате опыта получен концентрат с содержанием меди 22,41%, с извлечением 80,9%, при времени флотации 12 минут. Для выяснения возможности до извлечения медных минералов реализован опыт с увеличением времени флотации до 15 минут. Результаты опыта представлены в табл. 3.

Таблица 3

Результаты опытов с увеличением времени флотации

№ опыта	Наименование продуктов	Выход, %	Содержание меди, %	Извлечение меди, %
5	Медный концентрат	19,4	21,3	84,32
	Хвосты флотации	82,6	0,93	15,68
	Исходная руда	100,0	4,90	100,0

При увеличении времени флотации до 15 минут получен медный концентрат с содержанием меди 21,3% с извлечением меди в концентрат 84,32%.

На основании вышеизложенного можно сделать следующие выводы. По результатам исследований флотационной способности окисленных медных руд выявлено, что предварительный обжиг с элементарной серой выше температуры 300 °С и расходе серы 5-10% позволяет увеличить извлечение меди на 10%. При этом получен медный концентрат с содержанием меди 21,3% с извлечением меди в концентрат 84,32%, тогда как без предварительной сульфидизации содержание меди в концентрате составляет 18,3% , извлечение 78,4%.

Список литературы

1. <http://metal-archive.ru/osnovy-metallurgii/1700-obogaschenie-mednyh-rud.html>.
2. Ertseva L. N., D'yachenko V. T., Tsemekhman L. Sh. Interaction of Pentlandite, Chalcopyrite, and Pyrrhotine with Elementary Sulfur: II. Sulfidizing of Chalcopyrite// Russian metallurgy (Metally). – 2009 - Vol. 5. - P.377-381.
3. Овсепян А.О. Исследование процесса сульфидизации окисленных минералов меди на стадии измельчения / А.О. Овсепян, М.Г. Мелконян, Д.Р. Тадевосян // Вестник ГИУА. – Сер. «Металлургия, материаловедение, недропользование». - 2013. - Вып. 16. - № 1. – С. 65-71.
4. Шерембаева Р.Т. Технология переработки окисленного медного сырья с использованием гидротермального сульфидирования серой и пиритом с целью повышение эффективности извлечения металлов: Автореф. дисс. ... канд. техн. н. – СПб, 1992.
5. Заявка на патент РК «Способ переработки окисленных медных руд» / А.К. Серикбаева. - № 2016/0972.1; Заявлено 21.10.2016.

Получено 15.11.2017

УДК 621.317.44, 53.089.6

О.К. Туенбаев, Ж. Лязат, Н. Досжан, А. Мухамедгали,

Н. Узбеков, Б. Ханев

Казахский национальный университет им. аль-Фараби, г. Алматы

К.К. Толубаева

Восточно-Казахстанский государственный технический университет им. Д. Серикбаева, г. Усть-Каменогорск

**ДЕТАЛЬНОЕ ПРОЕКТИРОВАНИЕ НАЗЕМНОГО КОМПЛЕКСА
УПРАВЛЕНИЯ НАНОСПУТНИКА**

В данной статье представлены результаты создания национальной научной школы по разработке космической техники и технологий. Проектирование, сборка и запуск первого казахстанского наноспутника.

Мақалада ғарыш техникасы мен технологияларын өзірлейтін ұлттық ғылыми мектепті құру нәтижелері келтірілген. Бірінші қазақстандық наноспутникті жобалау, құрастыру және іске қосу.

This article presents the results of the establishment of the national scientific school on the development of space equipment and technologies. Design, build and launch of the first Kazakhstan nanosatellite.

В данной статье представлены результаты выполненных работ по проекту программно-целевого финансирования «Создание национальной научной школы по разработке космической техники и технологий. Проектирование, сборка и запуск первого казахстанского наноспутника». Руководитель проекта Мутанов Г.М.

Наземный комплекс управления предназначен для управления наноспутником и приема служебной телеметрической и целевой информации в УКВ- и S-диапазонах. В состав наземного комплекса управления наноспутника входят следующие основные компоненты:

- наземная станция;
- система связи с наземным целевым комплексом.

Наземная станция предназначена для осуществления радиосвязи с наноспутником в двух независимых радиодиапазонах - УКВ и S. УКВ-диапазон предназначен для передачи команд управления университетскому наноспутнику и служебной телеметрической информации. S-диапазон предназначен для передачи целевой информации с борта наноспутника на наземный комплекс управления. Архитектура наземного комплекса управления (НКУ) представлена на рис. 1.

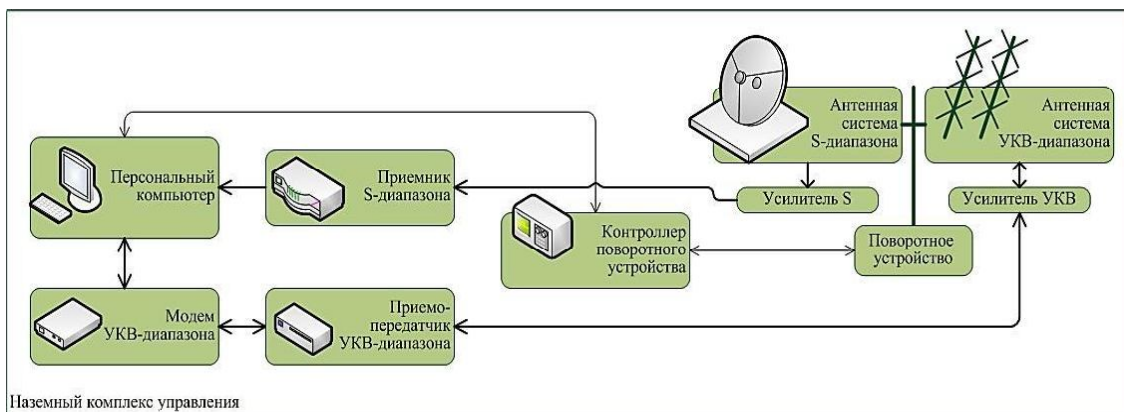


Рисунок 1 - Архитектура наземного комплекса управления

Наземная станция НКУ состоит из следующих основных элементов:

- система УКВ-диапазона;
- система S-диапазона;
- поворотное устройство;
- персональный компьютер;
- программное обеспечение.

Антенная система УКВ-диапазона представляет собой сдвоенную многоэлементную направленную антенну в конфигурации X-Quad Yagi для метрового и дециметрового диапазонов длин волн. Для канала «вверх» предназначена антенна, работающая на частоте 144 – 146 МГц (VHF), для канала «вниз» предназначена антенна, работающая на частоте 430 – 440 МГц (UHF). Коэффициент усиления одной антенной системы составляет 10,5 дБ. Внешний вид антенной системы приведен на рис. 2.



Рисунок 2 - Антенная система УКВ-диапазона

Приемопередатчик УКВ-диапазона предназначен для приема/передачи данных в широком диапазоне УКВ-частот. Выходная мощность приемопередатчика составляет 50 Вт для 2-метровых волн и 35 Вт для волн длиной 70 см.

Внешний вид приемопередатчика УКВ-диапазона приведен на рис. 3.



Рисунок 3 - Приемопередатчик УКВ-диапазона ICOM-9100

Малозумящий усилитель (МШУ) УКВ-диапазона предназначен для усиления принимаемых сигналов с эффективным подавлением шумов. Внешний вид МШУ УКВ-диапазона приведен на рис. 4.



Рисунок 4 - Малозумящий усилитель антенной системы УКВ-диапазона

Технические характеристики маломощного усилителя антенной системы УКВ-диапазона приведены в табл. 1.

Таблица 1

Технические характеристики МШУ УКВ-диапазона

Наименование	Значение
Частотный диапазон	144-146 МГц, 430-440 МГц
Усиление	20-24 дБ
Рабочее напряжение	12-14 В
Диаметр мачты	58 мм

Кабельная сеть УКВ-диапазона предназначена для электрического соединения аппаратуры системы УКВ-диапазона. Она обладает низким значением падения уровня сигнала, что позволяет располагать ее на значительном удалении от приемопередающей аппаратуры. Внешний вид кабельной сети УКВ-диапазона приведен на рис. 5.



Рисунок 5 - Кабельная сеть УКВ-диапазона

Технические характеристики кабельной сети УКВ-диапазона приведены в табл. 2.

Таблица 2

Технические характеристики кабельной сети УКВ-диапазона

Наименование	Значение
Диаметр	10,2 мм
Сопротивление	50
Ослабление 1 ГГц/100 м	14,0 дБ
Молниезащита	Diamond/SP

Антенная система S-диапазона представляет собой параболическую антенну сетчатой конструкции, работающую в диапазоне 2,2-2,3 ГГц и предназначенную для обеспечения приема целевых данных с борта университетского наноспутника. Антенная система S-диапазона выполнена из спаянной сетки из алюминия и нержавеющей стали. Коэффициент усиления составляет 34,5 дБ при диаметре 2,5 метра, масса - 10 кг. Внешний вид антенной системы S-диапазона приведен на рис. 6.



Рисунок 6 - Антенная система S-диапазона

Облучатель антенной системы S-диапазона предназначен для приема электромагнитных волн длиной 13 см, сконцентрированных полотно с последующим формированием электрических сигналов. Внешний вид облучателя антенной системы S-диапазона приведен на рис. 7.



Рисунок 7 - Облучатель антенной системы S-диапазона

Технические характеристики облучателя антенной системы S-диапазона приведены в табл. 3.

Таблица 3

Технические характеристики облучателя S-диапазона

Наименование	Значение
Диапазон частот	2,2-2,5 ГГц
Диапазон колебаний	+/-40 МГц
Макс. мощность	100 Вт
Масса	250 гр

Приемник S-диапазона предназначен для приема сигналов, их декодирования и демодулирования по S-каналу с бортового передатчика наноспутника. Внешний вид приемника S-диапазона приведен на рис. 8.



Рисунок 8 - Приемник S-диапазона HISPICO

Технические характеристики приемника S -диапазона приведены в табл. 4.

Таблица 4

Технические характеристики приемника S–диапазона

Наименование	Значение
Частотный диапазон	2,2-2,3 ГГц
Демодуляция	DQPSK / TURBO
Чувствительность	-100 dBm
Скорость	1,06 Мбит/с
Диапазон рабочих температур	от -5 °C до 45 °C

МШУ S-диапазона предназначен для усиления принимаемых сигналов с эффективным подавлением шумов. Внешний вид МШУ S -диапазона приведен на рис. 9.

Технические характеристики малозумящего усилителя антенной системы S-диапазона приведены в табл. 5.



Рисунок 9 - Малошумящий усилитель антенной системы S –диапазона

Таблица 5

Технические характеристики МШУ S-диапазона

Наименование	Значение
Частотный диапазон	2,3-2,4 ГГц
Усиление	до 24 дБ
Рабочее напряжение	13,8 В
Вносимые потери	< 0,7
Диаметр мачты	до 54 мм

Кабельная сеть S-диапазона предназначена для электрического соединения аппаратуры системы S-диапазона. Обладает низким значением падения уровня сигнала на низких частотах, но на высоких частотах, характерных для S-диапазона, падение уровня сигнала становится ощутимо уже при длине кабеля > 20 метров, что ограничивает расстояние между антенной системой S-диапазона и приемопередающей аппаратурой.

Выбор места установки наземной станции является одной из важнейших задач, так как наличие электромагнитно чистой обстановки для наземной станции играет решающую роль при проведении сеансов связи с наноспутником.

Исходя из вышеуказанного, проведены работы по измерению электромагнитной обстановки в различных местах:

- территория города Алматы;
- территория горной окрестности города Алматы;
- территория равнинной окрестности города Алматы.

В черте города Алматы измерения электромагнитной обстановки в УКВ- и S-диапазонах проведены на территории Института космической техники и технологий (г. Алматы, 900 м над уровнем моря, 43°15'17,84" с.ш. - 76°51'24,97" в.д.).

Результаты измерений электромагнитной обстановки приведены на рис. 10.



Рисунок 10 - Результаты измерений в УКВ- и S-диапазонах на территории города Алматы

По результатам измерений получены следующие выводы:

- нет свободных участков УКВ-диапазона на территории города Алматы, что неприемлемо для работы НКУ наноспутника;

- для S-канала в диапазоне частот от 2,38 до 2,48 ГГц имеются относительно свободные участки, имеющие приемлемые уровни шумов, где отсутствуют коммерческие операторы телевидения и др.; предположительно имеется свободное окно в диапазоне с частотами 2,38-2,407 ГГц;

- основные источники помех в УКВ- и S-диапазонах - сигналы служебных транковых УКВ-систем и сигналы телевизионной службы Алма TV в S-диапазоне с телевышки «Коктобе»;

- открытость горизонта на территории города Алматы неудовлетворительная. Часть направлений ограничена плотной застройкой в данном районе.

В горной окрестности города Алматы проведены измерения электромагнитной обстановки в УКВ- и S-диапазонах на территории радиополигона «Орбита» Института ионосферы (40 км от г. Алматы, Заилийский Алатау, 2 700 м над уровнем моря, 43°03'29" с.ш. – 76°58'24" в.д.).

Результаты измерений электромагнитной обстановки приведены на рис. 11.

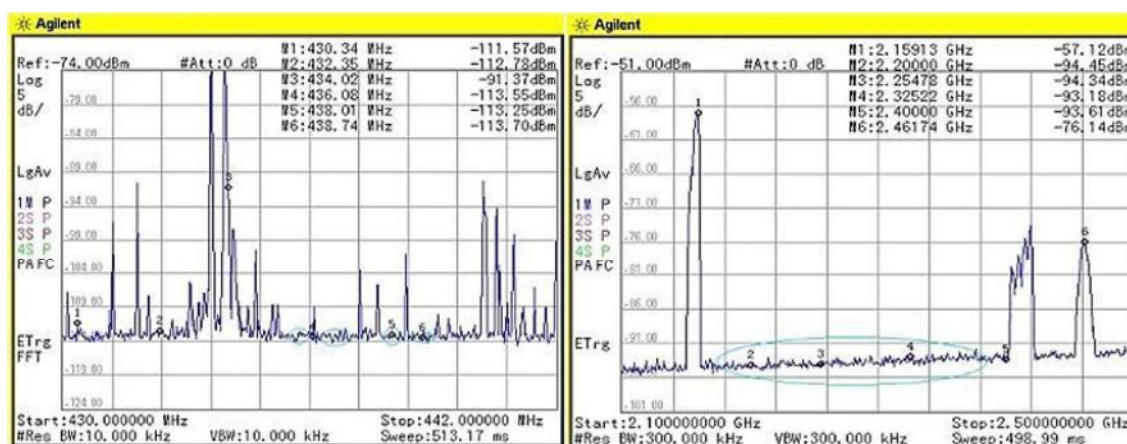


Рисунок 11 – Результаты измерений в УКВ- и S-диапазонах на территории горной окрестности города Алматы

По результатам измерений получены следующие выводы:

- выявлены свободные места в рабочем диапазоне частот в УКВ- и S-диапазоне; уровень помех небольшой, в данном месте наблюдается нестабильность и низкая скорость работы интернета;

- в УКВ- и S-диапазонах помехи практически отсутствуют;

- открытость горизонта на территории горной окрестности города Алматы приемлемая, угол места в северном направлении составляет 5-7°, в остальных направлениях ~10-15°.

В равнинной окрестности города Алматы проведены измерения электромагнитной обстановки в УКВ- и S-диапазонах на территории обсерватории Ассы-Тургень Астрофизического института им. В.Г. Фесенкова (75 км от г. Алматы, плато Ассы-Тургень, 2750 м над уровнем моря, 43°13'28" с.ш. – 77°52'16,68" в.д.).

Результаты измерений электромагнитной обстановки приведены на рис. 12.

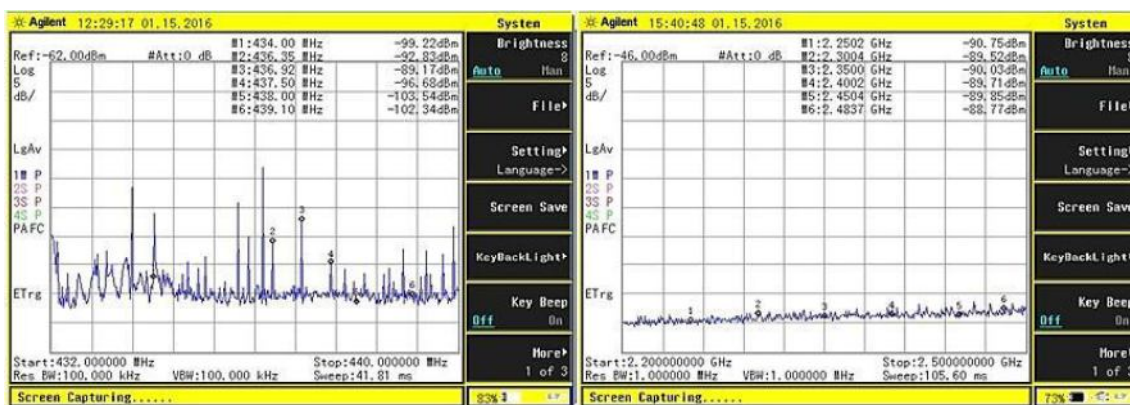


Рисунок 12 – Результаты измерений в УКВ- и S-диапазонах в равнинной окрестности города Алматы

По результатам измерений получены следующие выводы:

- в равнинной окрестности города Алматы выявлены свободные места в рабочем диапазоне частот в УКВ- и S-диапазоне, уровень помех небольшой, в данном месте наблюдается неудовлетворительная скорость работы интернета;
- в УКВ- и S-диапазонах помехи практически отсутствуют;
- открытость горизонта в равнинной окрестности города Алматы приемлемая, угол места в северном направлении составляет $5-7^\circ$, в остальных направлениях открытость горизонта $\sim 10-15^\circ$.

Список литературы

1. Севастьянов Н.Н. Анализ современных возможностей создания малых космических аппаратов для дистанционного зондирования Земли / Н.Н. Севастьянов, В.Н. Бранец, В.А. Панченко и др. // Труды МФТИ. – 2009. – Т. 1. – № 3.
2. Attitude determination and control. / edited by James R. Wertz. - Kluwer academic publishers, Dordrecht/Boston/London 1990, ISBN - 90-277- 0959 - 9 - 882 p.
3. Гущин В.Н. Системы энергоснабжения // Основы устройства космических аппаратов: Учеб. для вузов. - М.: Машиностроение, 2003. - 272 с.
4. Белан Н.В. Бортовые энергосистемы космических аппаратов на основе солнечных и химических батарей: Учеб. пособие / Н.В. Белан, К.В. Безручко, В.Б. Елисеев и др. - Харьков. авиац. ин-т. - Ч. 1. - 191 с.
5. Mukund R.Patel. Spacecraft Power Systems. - CRC Pres, 2005, 691 p.
6. Гэтланд К. Космическая техника / К. Гэтланд, М. Шарп, Д. Скиннер и др. - М.: Мир, 1986. - 295 с.
7. ECSS-E-ST-10C Space engineering. System engineering general requirements.
8. J.R. Wertz & W.J. Larson (eds.) Spacecraft mission analysis and design, Kluwer Academic Publishers.
9. A.A. Sukhanov. Lectures on Astrodynamics// INPE-14656-PUD/183, INPE, Sao Jose dos Campos – SP, Brasil, 2007.
10. Gerald R. Hintz. Orbital Mechanics and Astrodynamics. Springer International Publishing, - 2015. P.59-126.

Получено 15.11.2017