ӘОЖ 517.2

ФУНКЦИЯНЫ ИНТЕРПОЛЯЦИЯЛАУ ЖОЛДАРЫ

Ынтымақ Г., Қабдолла Ш., Сайланбек П., Хаджи-мұрат М.М.
Аманжолов университеті, Өскемен қ., Қазақстан
e-mail: Yntmak99@icloud.com

$y = f(x)$ функциясы $[a,b]$ аралығында кесте $y_i = f(x_i)$ $i = 0,1,2,...,n$ түрінде берілген. Интерполяциялау түйіндері бір-бірінен бірдей қашықтықта орналасқан, яғни $x_i = x_0 + ih,\ h - const.$

Интерполяциялаушы полиномды төмендегідей түрде іздейміз:

Полином төмендегідей екі шартты қанағаттандыруы қажет:

1) дәрежесі *n*-нен артық емес болу қажет;

2) полиномның интерполяциялау түйіндерінде қабылдайтын мәндері, кесте түрінде берілген $y_i = f(x_i)$ мәндерімен бірдей:

$$P_n(x_i) = y_i \text{ және } \Delta^m P_n(x_i) = \Delta^m y_i,\ i = 0,1,2,..,n$$

$$P_n(x) = y_0 + q\Delta y_0 + \frac{q(q-1)}{2!}\Delta^2 y_0 + ... + \frac{q(q-1)(q-2)...(q-n+1)}{n!}\Delta^n y_0$$

Әрі қарай Ньютонның 2-ші интерполяциялық формуласы қорытылып шығарылады:

$$P_n(x) = y_n + \frac{\Delta y_{n-1}}{1!h}(x - x_n)^{[1]} + \frac{\Delta^2 y_{n-2}}{2!h^2}(x - x_{n-1})^{[2]} + ... + \frac{\Delta^n y_0}{n!h^n}(x - x_1)^{[n]}$$

Енді Ньютонның интерполяциялық формулаларының қалдық мүшесінің формуласы қарастырылады

$$|R_n(x)| \le \frac{M_{n+1}(x)}{(n+1)!}h^{n+1}q(q-1)...(q-n)$$

$$R_n(x) \le \frac{h^{n+1}q(q+1)...(q+n)}{(n+1)!} \cdot M_{n+1}$$

Біз бұған дейін интерполяциялау түйіндерінің ара қашықтықтары $h-const$ деп қарастырдық, енді интерполяциялау түйіндерінің бір-бірінен ара-қашықтықтары әртүрлі болсын. Мұндайда Лагранж интерполяциялаушы формуласы төмендегідей түрде қарастырылады.

$$L_n(x)=\sum_{i=0}^{n}\frac{(x-x_0)(x-x_1)...(x-x_{i-1})(x-x_{i+1})...(x-x_n)}{(x_i-x_0)(x_i-x_1)...(x_i-x_{i-1})(x_i-x_{i+1})...(x_i-x_n)}y_i$$

Бірдей қашықтықта орналасқан түйіндер үшін Лагранж интерполяциялық формуласы

$$L_n(x)=\sum_{i=0}^{n}\frac{q^{[n+1]}\cdot h^{n+1}\cdot(-1)^{n-i}y_i}{i!(n-i)!(q-i)\cdot h^{n+i}}=\sum_{i=0}^{n}\frac{(-1)^{n-i}q^{[n+1]}}{i!(n-i)!(q-i)}\cdot y_i$$

$$f(x)-L_n(x)=\frac{\Pi_{n+1}(x)\cdot f^{n+1}(\xi)}{(n+1)!}$$

$M_{n+1}=\max\left|f^{(n+1)}(\xi)\right|$, $a\le\xi\le b$ белгілеуін енгізсек, онда:

$$\left|R_n(x)\right|\le\frac{M_{n+1}(x)}{(n+1)!}\left|\Pi_{n+1}(x)\right|$$

Барлық есептеу қадамдары мысалдар арқылы көрсетіліп, баяндалады.

Алдымен Гаусстың интерполяциялық формуласын қорытып шығарылады. Аралықтың $2n+1$ бірдей қашықтағы интерполяциялық түйіндері бар болсын.

$x_{-n},x_{-(n-1)},...,x_{-1},x_0,x_1,...,x_{n-1},x_n$, мұнда $\Delta x_i=x_{i+1}-x_i=h=const$

Бізге $P(x_i)=y_i$, $i=0,\pm1,...,\pm n$ болатындай, дәрежесі 2n –нен артпайтын $P(x)$ полиномын құрастыру керек.

Полиномды мына түрде іздейміз:

$$P(x) = a_0 + a_1(x - x_0) + a_2(x - x_0)(x - x_1) + a_3(x - x_{-1})(x - x_0)(x - x_1) +$$

$$+ a_4(x - x_{-1})(x - x_0)(x - x_1) \times (x - x_2) + a_5(x - x_{-2})(x - x_0)(x - x_1)(x - x_2) + \ldots$$

$$\ldots + a_{2n-1}(x - x_{-(n-1)})\ldots(x - x_{-1})(x - x_0)(x - x_1)\ldots(x - x_{n-1}) + a_{2n}(x - x_{-(n-1)})\ldots$$

$$\ldots(x - x_{-1})(x - x_0)(x - x_1)\ldots(x - x_{n-1})(x - x_n)$$

Нәтижесінде келесі турдегі полиномды аламыз:

$$P(x) = y_0 + q\Delta y_0 + \frac{q^{[2]}}{2!}\Delta^2 y_{-1} + \frac{(q+1)^{[3]}}{3!}\Delta^3 y_{-1} + \frac{(q+1)^{[4]}}{4!}\Delta^4 y_{-2} + \ldots$$

$$\ldots + \frac{(q+n-1)^{[2n-1]}}{(2n-1)!}\Delta^{2n-1} y_{-(n-1)} + \frac{(q+n-1)^{[2n]}}{(2n)!}\Delta^{2n} y_{-n},$$

Әрі қарай Гаусстың екінші интерполяциялық формуласы қарастырылады:

$$P(x) = y_0 + q\Delta y_{-1} + \frac{(q+1)^{[2]}}{2!}\Delta^2 y_{-1} + \frac{(q+1)^{[3]}}{3!}\Delta^3 y_{-2} + \frac{(q+2)^{[4]}}{4!}\Delta^4 y_{-2} + \ldots$$

$$\ldots + \frac{(q+n-1)^{[2n-1]}}{(2n-1)!}\Delta^{2n-1} y_{-n} + \frac{(q+n)^{[2n]}}{(2n)!}\Delta^{2n} y_{-n},$$

мұнда $x = x_0 + qh$.

Әрі қарай Стирлинг интерполяциялық формуласы талданады. Гаусстың бірінші және екінші интерполяциялық формулаларының орта арифметикалық шамасын алғаннан соң, Стирлинг формуласын аламыз:

$$P(x)=y_0+q\cdot\frac{\Delta y_{-1}+\Delta y_0}{2}+\frac{q^2}{2}\Delta^2 y_{-1}+\frac{q\left(q^2-1^2\right)}{3!}\cdot\frac{\Delta^3 y_{-2}+\Delta^3 y_{-1}}{2}+$$

$$+\frac{q^2\left(q^2-1^2\right)}{4!}\Delta^4 y_{-2}+\frac{q\left(q^2-1^2\right)\left(q^2-2^2\right)}{5!}\cdot\frac{\Delta^5 y_{-3}+\Delta^5 y_{-2}}{2}+$$

$$+\frac{q^2\left(q^2-1^2\right)\left(q^2-2^2\right)}{6!}\Delta^6 y_{-3}+\ldots+\frac{q\left(q^2-1^2\right)\left(q^2-2^2\right)\left(q^2-3^2\right)\ldots\left[q^2-(n-1)^2\right]}{(2n-1)!}\cdot$$

$$\cdot\frac{\Delta^{2n-1}y_{-n}+\Delta^{2n-1}y_{-(n-1)}}{2}+\frac{q^2\left(q^2-1^2\right)\left(q^2-2^2\right)\ldots\left[q^2-(n-1)^2\right]}{(2n)!}\Delta^{2n}y_{-n},$$

мұндағы $q=\frac{x-x_0}{h}$. $P(x_i)=y_i$, $i=0,\pm1,\ldots,\pm n$ екенін оңай көруге болады. Ақырғы айырымдарды есептеу үшін центрлік айырымдар кестесі қолданылады.

Әдебиеттер тізімі

1. Г. Омарова, Математика, Физика әдістемелік журнал: «Туынды тарауына берілген есептер», 2007. №4.

2. Ж.М. Рашбаев «Сандық әдістер курысының лабораториялық практикумы». - Алматы, 2002.

3. Айдос Е.Ж. «Жоғарғы математика» Алматы, «Иль-Тех-Кітап», 2003 жыл.

КОНДЕНСАЦИЯЛАНҒАН КҮЙ ФИЗИКАСЫ ЖӘНЕ ОНЫҢ ҚОЛДАНБАЛЫ БАҒЫТТАРЫ

ФИЗИКА КОНДЕНСИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ И ЕЕ ПРИКЛАДНЫЕ НАПРАВЛЕНИЯ

УДК 621.785.5

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛИ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОГО ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОГО УПРОЧНЕНИЯ

[1]Байжан Д.Р.*, [1]Сагдолдина Ж.Б., [2]Кожанова Р.С.,
[1]Журерова Л.Г., [1]Магазов Н.М.
[1]Восточно-Казахстанский университет им. С.Аманжолова,
г. Усть-Каменогорск, Казахстан
[2]ТОО «PlasmaScience», г. Усть-Каменогорск, Казахстан
e-mail : daryn.baizhan@mail.ru

В данной работе представлены результаты исследования электролитно-плазменной термоциклической модификации (нагрев-закалка) поверхности среднеуглеродистой стали. В качестве электролита использовали водный раствор 15% карбоната натрия Na_2CO_3. Принцип действия термоциклического электролитно-плазменного упрочнения заключается в периодическом и циклическом повышении значений напряжения и силы тока, при котором образец нагревается выше температуры фазового перехода $\alpha \rightarrow \gamma$ и последующем быстром охлаждении, в процессе которого фиксируются фазы на основе железа, образующиеся в слое обрабатываемого материала, как мартенсит и упрочняющие фазы которые, и способствуют улучшению эксплуатационных характеристик материала.

Традиционно только нагрев и охлаждение стали были наиболее распространенным методом обработки поверхности, который существовал с течением времени. Обычная термическая обработка состоит из нагрева металла в печи и охлаждения на воздухе, воде или масле [1]. Все эти процессы требуют дорогостоящей настройки и времени обработки больше, а некоторые имеют громоздкое оборудование [2]. Электролитно-плазменное поверхностное упрочнение (нагрев-закалка) является новым методом, позволяющим преодолеть все эти недостатки [3]. Это доказывает, что он может успешно улучшить желаемые физико-механические свойства за гораздо меньшее время, примерно за несколько секунд, по сравнению с традиционными процессами термообработки, которые требуют часов и дней. Электролитно-плазменное упрочнение (нагрев-закалка) представляет собой особый термомеханический процесс, в котором используется электролит в водном растворе при

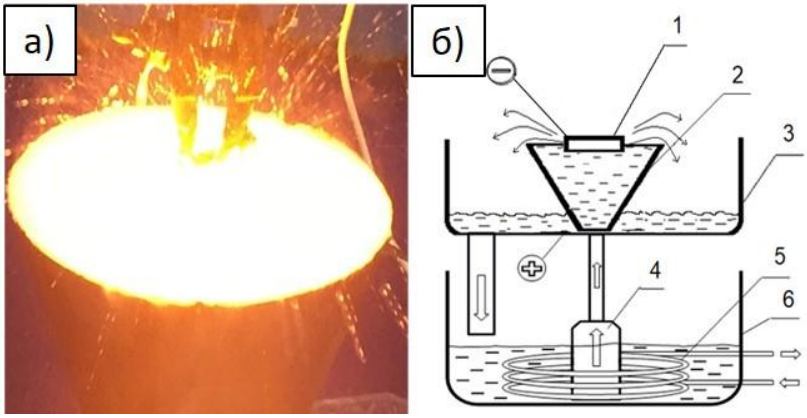
определенных условиях, например, при напряжении, токе, электролите, продолжительности и скорости нагрева-закалки [4]. В процессе электролитно-плазменного упрочнения (нагрев-закалка) электрическая энергия обычно передается от металлического анода к самой заготовке через слои электролита и плазмы. Плазменный слой формируется из материала электролита в зазоре между жидким электродом и проводящей поверхностью заготовки. Электролитно-плазменное упрочнение представляет собой сложный процесс, который объединяет физическую металлургию и электрохимические процессы, такие как нагрев образца в катодном режиме, где фазовые превращения и деформация происходят одновременно. Электролитно-плазменное упрочнение среднеуглеродистых сталей может изменить их микроструктуру, что вызывает изменения механических и физических свойств и влияет на поведение сталей в условиях эксплуатации [5]. Одним из важных параметров, определяющих характер фазовых изменений при электролитно-плазменном нагреве, является периодическое повышение температуры, при котором металл нагревается выше температуры фазового перехода $\alpha \rightarrow \gamma$. Последующее быстрое охлаждение фиксирует фазы на основе железа, образующиеся в слое обрабатываемого материала, такие как мартенсит, бейнит и мелкий перлит соответственно, и обладающее промышленно ценными свойствами.

В связи с вышеизложенным, целью настоящей работы является исследование влияния модификация при электролитно-плазменном термоциклическом упрочнении на фазово-структурное составляющее, микротвердость поверхности стали 30ХГСА.

Материалы и методы. Образцы для испытания изготавливали из сталей 30ХГСА химическим составом (ГОСТ 4543-71): 0,34 % C; 1,1 % Mn; 1,2 % Si; 1,1 % Cr; 0,3 % Ni; 0,3 % Cu; 0,025 % S; 0,025 % P. Перед экспериментальной обработкой поверхности образцов стали размером 2×2×2 см^3 были отшлифованы на шлифовальной бумаге с зернистостью от P100 до P2000, затем отполированы на бархатных и нейлоновых тканях алмазными пастами размером 0,25–0,5 мкм и далее очищены спиртом. Электролитно-плазменное поверхностное упрочнение (нагрев-закалка) стали осуществляли в катодном режиме на установке электролитно-плазменной обработки (рис.1, *а*) [6], схема которой показана на рис. 1, *б*. Источником питания служил мощный выпрямитель, дающий на выходе максимальное значение 360В/100А в виде постоянного тока [7]. Раствор карбоната натрия (Na_2CO_3) использовался в качестве источника активной среды для нагрева и охлаждения. Состав электролита: 85 % дистиллированная вода + 15 % карбонат натрия (масс. %). Согласно, технологическим параметрам режимов упрочнения значение напряжения (U, В) для каждого образца менялось при 320В (U_1) и 50В (U_2) последовательности за цикл. Значения термоциклирования приведены в табл. 1.

Экспериментальные исследования были проведены на базе научно-исследовательского центра «Инженерия поверхности и трибология» Восточно-Казахстанского университета им. С. Аманжолова (г.Усть-Каменогорск, Казахстан). Фазовый состав образцов исследовали с помощью рентгеновского

дифрактометра X'PertPro (Philips, Нидерланды) с использованием излучения CuKα. Обработка данных и количественный анализ проводились с использованием программного обеспечения PowderCell 2.4. Травление осуществлялось 4,0% раствором азотной кислоты (HNO_3) в спирте в течение 10 секунд. Микроструктура поверхности модифицированных образцов была получена с помощью оптического микроскопам Altami 5C (РФ). Сканирующий электронный микроскоп (SEM) (TESCAN MIRA) использовался для изучения структуры поперечного сечения образцов при увеличениях ×4000, ×10000. Для определения твердости образцов в исходном состоянии и закаленной стали использовался микро-измеритель твердости по Виккерсу (Метолаб 502, РФ), оснащенный алмазным индентором и датчиком нагрузки до 1000 г.



1 – обрабатываемая деталь; 2 – конусообразная электролитическая ячейка из нержавеющей стали; 3 – поддон; 4 – насос; 5 – теплообменник; 6 – ванна с электролитом

Рисунок 1 - Процесс обработки образца электролитной плазмой и функциональная схема установки

Таблица 1. Технологические параметры режимов ЭПТЦО стали 30ХГСА

Цикл	1		2		3	
Образец	U_1, В	t_1, с	U_2, В	t_2, с	U_1, В	t_1, с
№1	320	2	-	-	-	-
№2	320	1	50	7	320	1

Результаты исследования. Микроструктура поверхности стали 30ХГСА до электролитно-плазменного упрочнения приведены на рис. 2 (*а, б*). Как показано на оптических и SEM микрофотографиях основной фазовой составляющей исходного состояния стали 30ХГСА является феррит (F –белая часть) и перлит (P – темная часть). Матрица состоит из большого количества феррита и небольшого количества перлита. Зерна феррита и перлита локализованы по границам относительно друг другу. Методом случайных секущих было установлено, что матрица стали 30ХГСА содержит около 60% феррита и 40% перлита.

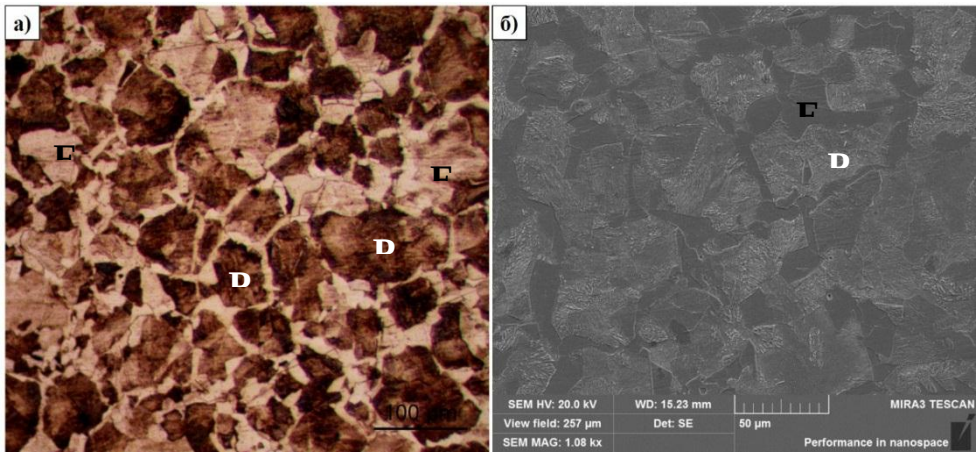
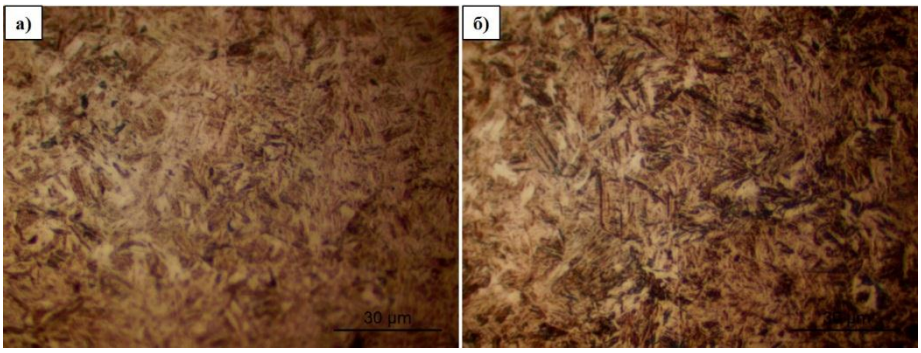


Рисунок 2 - Микрофотографии стали 30ХГСА в исходном состоянии

Электролитно-плазменное упрочнение (нагрев-закалка) выполняется посредством электрического разряда в плазменном слое между поверхностью заготовки и жидким электродом. Плазменный материал представляет собой активный электролит на водной основе. Этот электролит используется также для охлаждения нагретой поверхности [8]. В процессе плазменной обработки при температуре ≈880–900°С в течение нескольких секунд (табл. 1) в водном растворе 15 мас.% карбоната натрия на поверхности образцов образуется упрочненный слой толщиной ≈2 мм. Микроструктуры после электролитно-плазменного термоциклического упрочнения стали 30ХГСА показаны на рис.3 (*а, б*), где можно наблюдать формирование структуры игольчатого закаленного мартенсита.

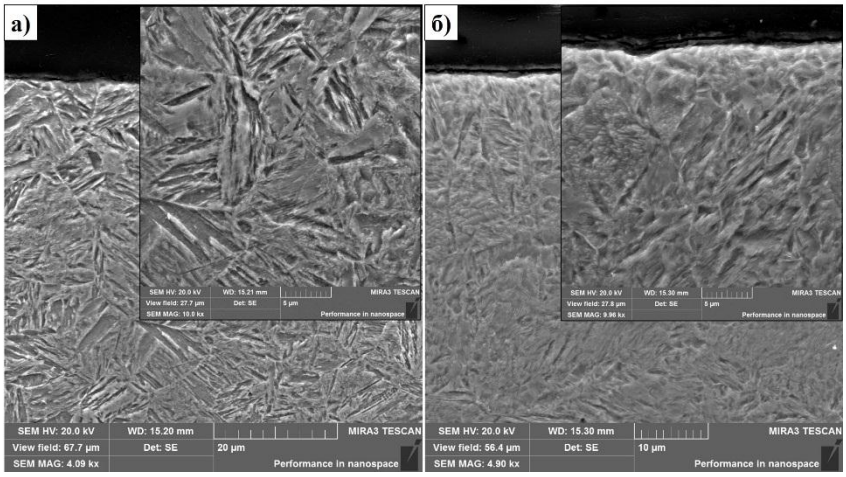


Образцы: а) №1, *б*) №2

Рисунок 3 - Микроструктура упрочненной стали 30ХГСА

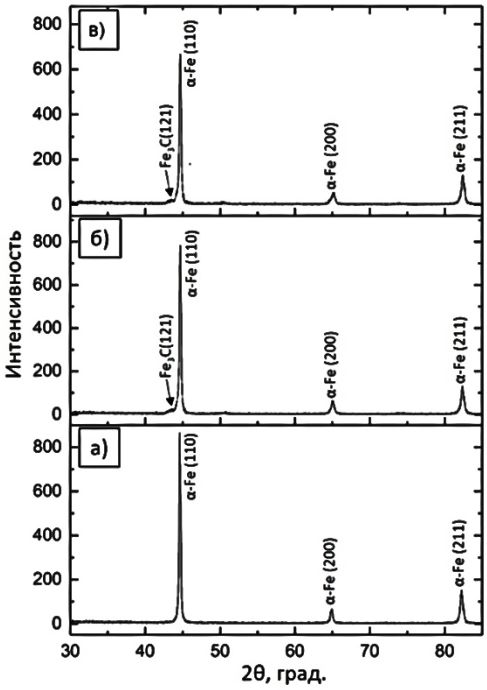
На рис. 4 показано поперечное сечение зоны упрочненных образцов. После электролитно-плазменного упрочнения (нагрев-закалка) микроструктура изменяется в соответствии и диаграммой состояния Fe – C. Образуются слои, в которых присутствуют структурные составляющие в соответствии с содержанием углерода в стали при закалке их от температур выше AC_1 и охлаждении ниже неё, с переходными зонами между слоями со структурными

составляющими смежных областей. Образцы были нагреты в пределах области аустенитной фазы т.е. до температуры полностью аустенизации, затем охладили до комнатной температуры в электролите на водной основе. Конечная микроструктура – мартенсит. Как на рисунках SEM, так и на рисунках оптического микроскопа видно сильное образование типичного мартенсита закалки.



Образцы: а) №1, *б*) №2

Рисунок 4 - СЭМ изображения микроструктуры поперечного сечения упрочненного слоя



Образцы: а) исходный; *б*) №1; *в*) №2

Рисунок 5 - Дифрактограммы стали 30ХГСА до и после упрочнения

На рис. 5 показаны дифрактограммы исходного и упрочненных образцов стали 30ХГСА, которые были оценены на основе рентгеновского исследования дифракционных картин с помощью базы данных программного обеспечения

PowderCell 2.4. Дифрактограммы были взяты с активной поверхности исходных и упрочненных плазмой образцов. Результаты показывают наличие пиков цементита (карбида железа). Эти результаты согласуются с исследованием микроструктуры.

На рис. 6 построена диаграмма значений микротвердости образцов по методу Виккерс, где в исходном состоянии микротвердость стали 30ХГСА равно 245 HV, а после электролитно-плазменного упрочнения в среднем микротвердость увеличилась в 2–2,5 раза. Причиной изменения микротвердости является периодическое повышение температуры при котором сталь нагревалась выше температуры фазового перехода α→γ и превращения аустенит в мартенсит при охлаждении после окончания воздействия. Такая типичная схема фазовых превращении присутствует во всех образцах, упрочненных методом термоциклического электролитно-плазменного модифицирования.

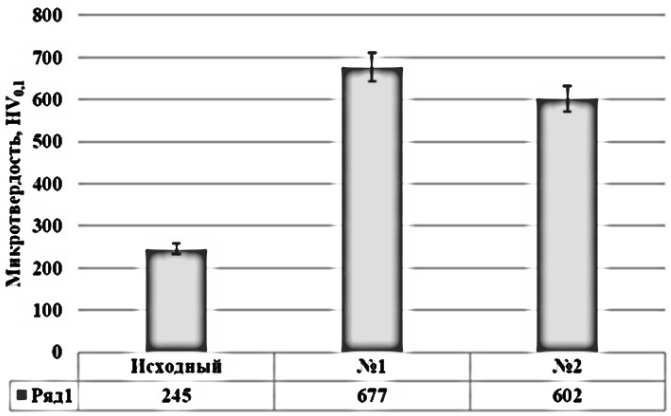


Рисунок 6 - Микротвердость стали 30ХГСА до и после электролитно-плазменное упрочнение

Выводы. Термоциклическое электролитно-плазменное упрочнение (нагрев-закалка) поверхности конструкционной стали 30ХГСА содержанием углерода более 0,3 % и достаточными легирующими элементами, позволяющих получить твердые фазы, способствует к улучшению параметров микротвердости. Циклическое соединение высокого (320 В) и низкого (пауза 50В) электрического потенциала приводит к периодическому увеличению и стабилизации скорости нагрева, что способствует повышению значений микротвердости в микрообъемах до 602 – 677 HV в поверхностном слое стали 30ХГСА. Полученные результаты показывают, что электролитно-плазменное упрочнение (нагрев-закалка) обладает высокими потенциальными возможностями в управлении основными структурными изменениями в поверхностном слое стали при формировании физико-механических свойств.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Комитета науки Министерства образования и науки Республики Казахстан (грант № AP08857733).

Список литературы

1. Belkin, P. N. Plasma electrolytic hardening of steels: Review / P. N. Belkin, S. A. Kusmanov // Surface Engineering and Applied Electrochemistry. – 2016. – Vol. 52. – P. 531–546.
2. Rakhadilov, B. K. The cathodic electrolytic plasma hardening of the 20Cr2Ni4A chromium-nickel steel / B. K. Rakhadilov [at al.] // Journal of Materials Research and Technology. – 2020. – Vol. 9. – P. 6969–6976.
3. Wear and corrosion resistance of laser surface hardened structural steel / D. I. Pantelis [et al.] // Surface and Coatings Technology. – 2002. – Vol. 161. – P. 125–134.
4. Kulka, M. Laser surface modification of carburized and borocarburized 15CrNi6 steel / M. Kulka, A. Pertek // Materials Characterization. – 2007. – Vol. 58. – P. 461–470.
5. Hurtado-Delgado E. Microcracks reduction in laser hardened layers of ductile iron / E. Hurtado-Delgado [et al.] // Coatings. – 2021. – Vol. 11(3). –P. 368-383
6. Structural modification and erosion of plasma-irradiated tungsten and molybdenum surfaces / A. Z. Miniyazov [et al.] // Technical Physics. – 2020. – Vol. 65. – P. 382–391.
7. Dudkina, N. G. Surface layer of 40Kh steel after electromechanical treatment with dynamic force impact / N. G. Dudkina, V. N. Arisova // Izvestiya Ferrous Metallurgy. – 2021. – Vol. 64. – P. 259–265.
8. Zhu, X. Effect of fast cooling on mechanical properties of continuous annealed cold rolled ultra high strength steel / X. Zhu // Cailiao Rechuli Xuebao/Transactions of Materials and Heat Treatment. – 2006. – Vol. 27. – P. 49–52.

УДК 621.039

ПОДРЕАКТОРНАЯ ЛОВУШКА РАСПЛАВА ЛЕГКОВОДНОГО ЯДЕРНОГО РЕАКТОРА С ЖЕРТВЕННЫМ МАТЕРИАЛОМ ИЗ КЕРАМИКИ С КИПЯЩИМ МЕТАЛЛИЧЕСКИМ СЛОЕМ

[1, 2]Скаков М.К., [1, 3]Бекмулдин М.К.

[1]Национальный ядерный центр РК, г. Курчатов, Казахстан
[2] Восточно-Казахстанский университет им. С. Аманжолова, г. Усть-Каменогорск, Казахстан
[3]Государственный университет им. Шакарима, г. Семей, Казахстан
e-mail: Bekmuldin@nnc.kz

Как известно, в настоящее время тридцать одна страна мира получает энергию с помощью атомных электростанций. Казахстан также рассматривает возможность строительства реактора «III+». В связи с чем, улучшение безопасности АЭС является одной из актуальных и приоритетных задач. После нескольких крупных аварий все мировое сообщество занято решением данной проблемы. Опыт эксплуатации АЭС показал, что существует возможность развития тяжелой аварии даже при достаточно низкой вероятности. Существует

множество сценариев развития тяжелой аварии, одним из которых является взаимодействие расплава активной зоны реактора (кориума – расплавленного материала активной зоны, который образуют соответственно их химическому составу и условиям окисления систему из двух несмешивающихся жидкостей – оксидной и металлической [1]) с корпусом, с дальнейшим проплавлением его и утечкой в подреакторную ловушку расплава.

Подреакторная ловушка расплава обеспечивает прием, размещение и охлаждение кориума. Повышение безопасности достигается за счет исключения выхода жидких и твердых радиоактивных материалов за пределы подреакторной ловушки расплава, чем обеспечивается исключение повреждения системы герметичного ограждения зоны локализации аварии [2].

На первых этапах развития ядерной энергетики предлагалось на случай разрушения корпуса ядерного реактора иметь на дне шахты реактора бассейн, заполненный водой, попадая в которую расплав будет охлаждаться за счет испарения запасенной воды. Проблемным фактором выступает генерация водорода в подреакторной ловушке расплава, при которой возникает вероятность парового взрыва [3], параметры ударной волны которого превышают запас прочности защитной оболочки.

Было предложено [4] под фундаментом АЭС установить каналы, облицованные жаропрочной керамикой и снабженные снаружи ребрами охлаждения. Недостатком было усложнение и ослабление фундамента АЭС и протяженность таких каналов: при необходимой общей поверхности более 350 – 400 м^2 и максимально возможном диаметре 300 мм требуемая длина составляла бы более 350 – 400 метров.

Существует вариант устройства в пределах защитной оболочки с увеличенной поверхностью теплоотвода за счет системы продольных щелей, внутрь которых поступает расплав топлива, а в стенках щелей размещена система охлаждающих труб, куда при тяжелой аварии будет подаваться вода. Недостатком является образование в большом количестве водорода, потеря герметичности щелевых полостей для кориума с заполнением их водой, что создаст опасность паровых взрывов [4].

Основным направлением, в настоящее время, по локализации последствий тяжелой аварии с расплавлением активной зоны легководного ядерного реактора является вариант с ловушкой тигельного типа (см., например, работы [5 – 12]), как одного из перспективных и эффективных методов удержания и охлаждения кориума. Существует множество вариаций «сухой» ловушки тигельного типа. Основным назначением ловушек данного типа является локализация процессов остаточного энерговыделения кориума и предотвращение его попадания за пределы ловушки. Указанная концепция базируется на заполнении подреакторного пространства блоками кассет с наполнителем - жертвенным материалом [13], помещенными в стальной теплообменник-тигель [14], который окружен теплоизоляционными слоями, охлаждаемыми кольцевым секционированным бассейном с кипящей водой.

Основное отличие всех ловушек тигельного типа заключается в конструкции и составе жертвенного материала. Помимо конструкции имеется различные вариации состава материала ловушки. Таким образом, вопрос выбора конструкций и материалов подреакторной ловушки расплава для эффективной локализации процессов остаточного энерговыделения кориума эффективно изучается и является актуальным по настоящее время.

Задача выбора материала ловушки состоит в обеспечении глубокой подкритичности расплава активной зоны ядерного реактора, его ядерной безопасности и высокой эффективности локализации.

Быстрая и надёжная локализация расплава требует эффективного отвода тепла, выделяющегося в объёме расплава кориума. Наилучшим теплоносителем для отвода тепла служит вода, однако необходимость предотвращения паровых взрывов и генерации большого количества водорода требует принятия дополнительных технических решений.

В связи с этим, актуальным становятся способы теплоотвода от расплава, исключающие прямую подачу воды на поверхность. В связи с чем, возникла идея установить на дне ловушки, совместно с жертвенным материалом, определенное количество металла. При попадании кориума в подреакторную ловушку расплава, будет происходить нагрев и дальнейший фазовый переход металла, на что соответственно необходимо значительное количество энергии. Преимущество расплавленного металла является отсутствие реакций образования водорода, а также низкая вероятность парового взрыва по сравнению с водой.

В связи с вышеизложенным, на наш взгляд представляется целесообразным провести серию экспериментальных исследований взаимодействия кориума с жертвенным материалом из керамики с кипящим металлическим слоем для защитной облицовки подреакторной ловушки расплава. Результаты экспериментальных исследований позволят провести обоснованный анализ эффективности данного материала, для проектируемой подреакторной ловушки расплава, предназначенной для повышения безопасности АЭС, в случае тяжелой аварии с плавлением активной зоны реактора. Использование металлического слоя позволяет ограничить температуру керамики температурой кипения слоя, обращенного к кориуму, а также обеспечивает эффективный теплоотвод от кориума за счет энергии, затрачиваемой на фазовый переход материала кипящего металлического слоя в парообразное состояние.

Для анализа эффективности теплоотвода остаточного энерговыделения кориума керамики с кипящим металлическим слоем нами был проведен тепловой расчет в программе ANSYS жертвенного материала с кипящим слоем и без кипящего слоя.

На рисунке 1 приведены модели подреакторной ловушки расплава жертвенного материала с кипящим слоем и без кипящего слоя, и приведено расчетное температурное поле после взаимодействия кориума с жертвенными материалами подреакторной ловушки расплава по истечению 150 минут. В одной из моделей присутствует металлический слой.

Из рисунка видно, что температурное поле подреакторной ловушки расплава с кипящим слоем ниже и распределено более равномерно по сравнению с температурным полем подреакторной ловушки без кипящего слоя.

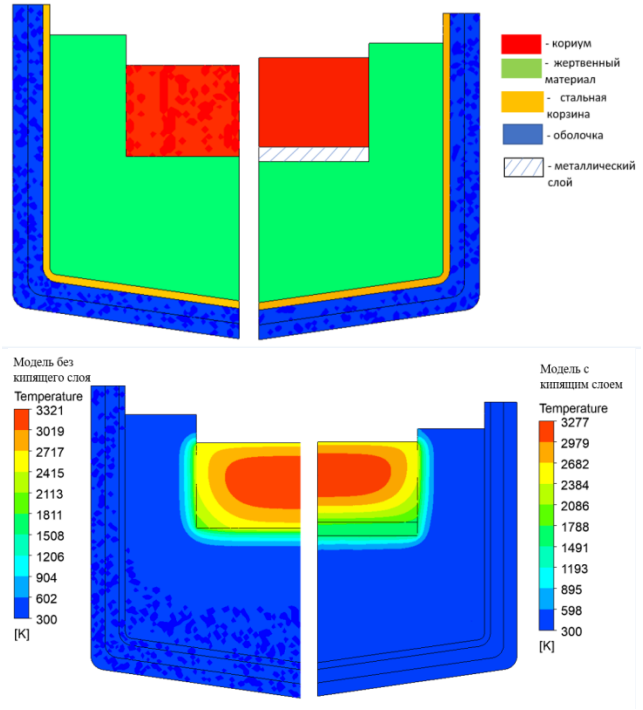


Рисунок 1 – Модель подреакторной ловушки без кипящего слоя и с ним. Расчетное температурное поле подреакторной ловушки расплава по истечению 150 минут после взаимодействия с кориумом

Изменения средней температуры расплава в подреакторных ловушках с жертвенным материалом из керамики без кипящего слоя (модель 1) и с кипящим слоем (модель 2) показаны на рисунке 2.

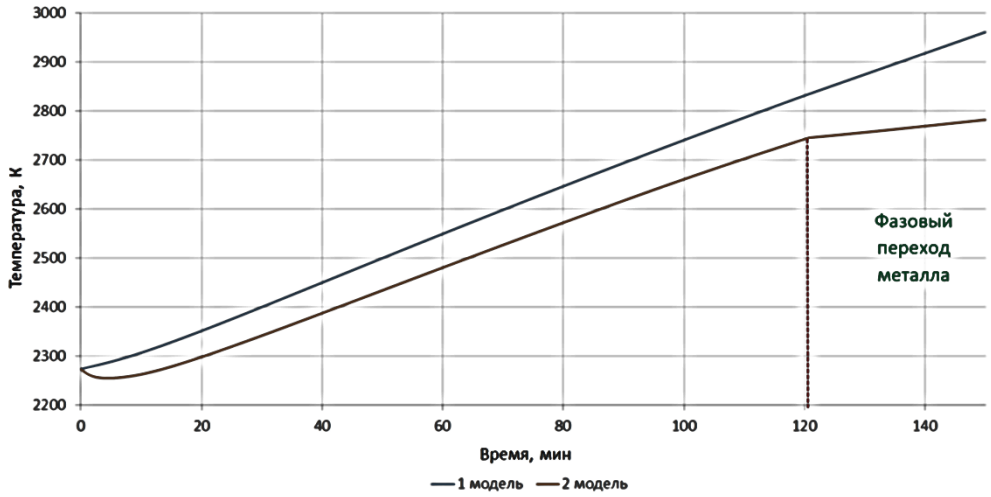


Рисунок 2 – Изменение средней температуры расплава в разных моделях

Увеличение средней температуры расплава вызвано остаточным энерговыделением кориума. Как видно из рисунка 2, увеличение средней температуры расплава проходит менее интенсивно в модели подреакторной ловушки с кипящим слоем, за счет теплоотвода от кориума к металлу на совершение фазового перехода.

Исследования по данной работе будут проводиться на экспериментальной установке ЛАВА-Б, созданной в ИАЭ НЯЦ РК. На данной установке проводятся исследования процессов, сопровождающих тяжелую аварию легководного энергетического реактора [15]. Установка позволяет плавить до 60 кг прототипной смеси материалов активной зоны LWR методом индукционного нагрева в «горячем тигле» с последующим сливом расплава в экспериментальную секцию.

До настоящего времени, в рамках различных программ на установке ЛАВА-Б было выполнено несколько исследовательских работ:

– Эксперименты по исследованию взаимодействия топлива с теплоносителем (серия FCI) [15];

– Эксперименты по исследованию взаимодействия топлива с остаточной водой внутри корпуса реактора (серия LHI) [15];

– Исследования взаимодействия расплава активной зоны с бетоном (MCCI) [15];

– Экспериментальное изучение нестационарных процессов при удержании кориума в корпусе реактора при имитации остаточного тепловыделения (проект INVECOR) [15];

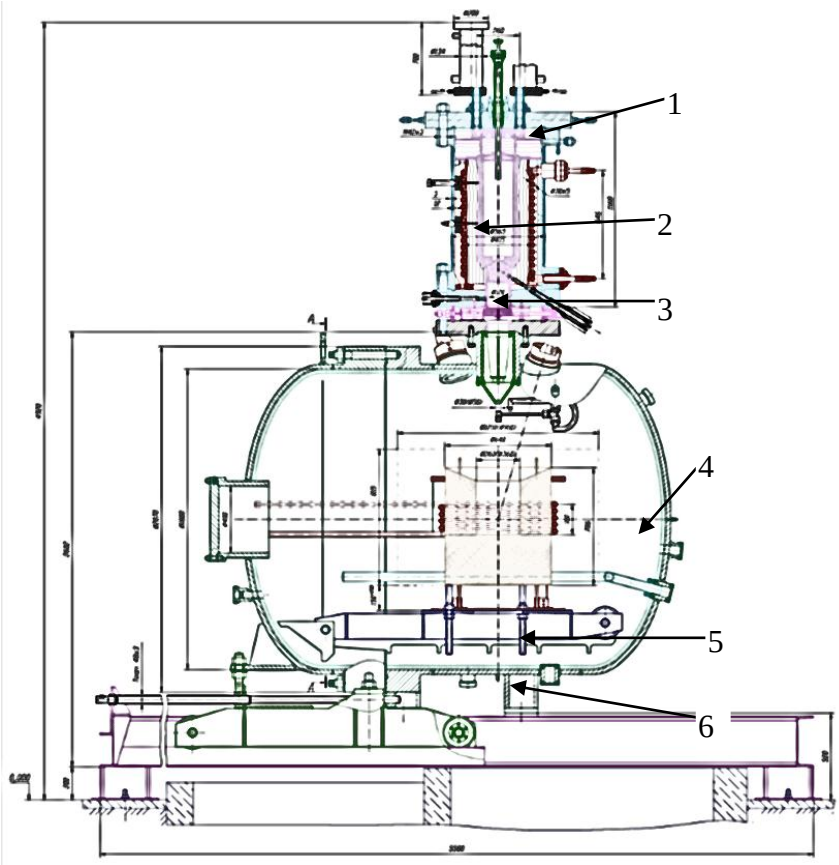
– Экспериментальное исследование взаимодействия кориума и жаростойких материалов (проект CORMIT) [16];

– Экспериментальные исследования по получению модельного застывшего кориума, аналогичного кориуму, образовавшемуся в результате аварии на АЭС Фукусима-1 (проект Fukushima Debris) [17].

Экспериментальная установка (рисунок 3) включает в себя два основных функциональных блока: электроплавильную печь (ЭПП) для подготовки расплава прототипного кориума и устройство приема расплава (УПР), в котором размещается экспериментальная секция для моделирования исследуемых процессов.

Таким образом, на наш взгляд, одним из наиболее простых альтернативных вариантов теплоотвода от расплава является использование кипящего слоя металла на дне ловушки ядерного реактора в период времени, когда подача воды на расплав нежелательна вследствие генерации водорода и возможного парового взрыва. При этом, необходимо экспериментально определить и теоретически обосновать состав и теплофизические свойства металлического слоя, который может создать значительный теплоотвод (более 170 - 200 кДж/моль) от кориума в процессе своего кипения.

Материал оформлен по содержанию статьи «Heat-resistant composite coating with a fluidized bed of the under-reactor melt trap of a light-water nuclear reactor», M.K. Bekmuldin, M.K. Skakov, V.V. Baklanov, A.V. Gradoboyev, A.S. Akaev., Eurasian Physical Technical Journal, 2021, №3, с. 65-70.



1 – ЭПП (электрическая плавильная печь), 2 – тигель графитовый, 3 – индуктор ЭПП, 4 – УПР (устройство приема расплава), 5 – индуктор УПР, 6 – бетонная ловушка.

Рисунок 3 – Установка ЛАВА-Б

Список литературы

1. В.В. Гусаров, В.И. Альмяшев, В.Б. Хабенский, С.В. Бешта, В.С. Грановский. Физико-химическое моделирование и анализ процессов взаимодействия расплава активной зоны ядерного реактора с жертвенным материалом. Физика и химия стекла. 2005.

2. И.А. Сидоров, Устройство локализации расплава для АЭС с ВВЭР-1200, 7-я МНТК «Обеспечение безопасности АЭС с ВВЭР», ОКБ «Гидропресс», Подольск, 17-20 мая 2011.

3. Melt-Structure-Water Interactions During Severe Accident in LWRs. B.R. Sehgal et al, NPSD, Royal Institute of Technology, Annual Report, Sweden, Nov. 2000.

4. Столяревский А., «Спасает ли ловушка?», ПРОАТОМ, 2014.

5. Гусаров В.В., Хабенский В.Б., Бешта С.В. и др. Отрасл. конф. «Вопросы безопасности АЭС с ВВЭР», СПб., 2000.

6. Гусаров В.В, Альмяшев В.И., Бешта С.В. и др. Теплоэнергетика, 2001.

7. Almjashev V.I., Gusarov V.V., Bechta S.V. e.a. 6th Int. Conf. on Intermolec. Interact. in Matter, Gdansk-Jelitkowo, 2001.

8. Сидоров А.С., Сидорова Н.В., Дзбановская Т.Я. Патент РФ RU 2696612 C1, 2018.

9. Безлепкин В.В, Сидоров В.Г, Кухтевич В.О. и др. Патент РФ RU 100327 U1, 2010.

10. Можжерин В.А., Сакулин В.Я., Мигаль В.П. и др. Патент РФ RU 2559294 C1, 2014.
11. Недорезов А.Б., Сидоров А.С. Патент РФ RU 2576516 C1, 2014.
12. Грановский В.С., Хабенский В.Б., Василенко В.А. и др. Патент РФ № 0002696012, 2019.
13. Жертвенные материалы системы безопасности атомных электростанций – новый класс функциональных материалов / В.В. Гусаров, В.И. Альмяшев, С.В. Бешта [и др.] // Теплоэнергетика. – 2001.
14. Концепция локализации расплава кориума на внекорпусной стадии запроектной аварии АЭС с ВВЭР-1000 / И.В. Кухтевич, В.В. Безлепкин, В.Б. Хабенский [и др.] // Теплоэнергетика. – 2001.
15. Назарбаев Н.А., Школьник В.С., Батырбеков Э.Г., Березин С.А., Лукашенко С.Н., Скаков М.К. ПРОВЕДЕНИЕ КОМПЛЕКСА НАУЧНО–ТЕХНИЧЕСКИХ И ИНЖЕНЕРНЫХ РАБОТ ПО ПРИВЕДЕНИЮ БЫВШЕГО СЕМИПАЛАТИНСКОГО ИСПЫТАТЕЛЬНОГО ПОЛИГОНА В БЕЗОПАСНОЕ СОСТОЯНИЕ, ТОМ III, г. Курчатов, 2016.
16. Tomohisa KURITA, Isao SAKAKI , Fumiyo SASAKI, e.a. TEST AND EVALUATION PLAN FOR PASSIVE DEBRIS COOLING SYSTEM, ICNRP – 2013, 9th International Conference NUCLEAR AND RADIATION PHYSICS, September 24-27, 2013, Almaty, Kazakhstan.
17. Shohei Kawano , Takahiro Hayashi , Yasuo Morishima, e.a. CHARACTERIZATION OF FUEL DEBRIS BY LARGE-SCALE SIMULATED DEBRIS EXAMINATION FOR FUKUSHIMA DAIICHI NUCLEAR POWER STATIONS, Proceedings of ICAP 2017, April 24-28, 2017 – Fukui and Kyoto (Japan).

UDK 620.19:621.31

STRUCTURAL-PHASE STATE AND PROPERTIES OF THE COMPOSITE CR-AL-CO-Y- COATING PRODUCED ON THE BASIS OF THE DEVELOPED MAGNETRON METHOD

[1,2]Mazhyn Skakov, [1]Assel Zhilkashinova,
[1]Almira Zhilkashinova, [3]Alexander Gradoboev

[1]National Research Laboratory for Collective Use, Sarsen Amanzholov East Kazakhstan University, Ust-Kamenogorsk, Kazakhstan
[2]Science Department, National Nuclear Center of the Republic of Kazakhstan, Kurchatov, Kazakhstan
[3]Department of Experimental Physics, National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia
e-mail: asssel2462@mail.ru

The article presents studies of the structural-phase state and properties of the Cr-Al-Co-Y composite coating obtained on the basis of the developed method of magnetron deposition before and after heat treatment.

A magnetron method for applying Cr-Al-Co-Y composite coatings has been developed which makes it possible to form dense coatings without a pronounced columnar structure characteristic of metal coatings. The optimal modes for applying composite coatings are determined. Studies of the structure of magnetron coatings have shown the deposition process under the selected modes is accompanied by the formation of a developed interface between the coating and the substrate as well as between the layers themselves, which is clearly seen on all samples (1-, 2-, 4-, and 8-layer). The main process occurring during annealing of composite multilayer coatings is the formation of a spinel-type phase. Shown the values of microhardness and roughness of coatings increase with increasing temperature. A slight increase in erosion (abrasive) resistance after heat treatment by 16% was found. [1-5].

Keywords: coating; structural-phase state; magnetron; phase; spinel; layer-by-layer deposition.

Introduction

The application of protective coatings to the details of critical parts of installations can provide an increase in the durability of the part without a significant increase in their cost [6].

Studies of structural-phase states and properties of protective coatings are the most effective tool for the implementation of research programs aimed at obtaining experimental information about the processes occurring in thin films. Need to study new phenomena and regularities in the study of thin-film materials, which can become the basis for the creation of fundamentally new technologies and devices, is beyond doubt [7].

The structure, phase composition and properties of the modified surface layers depend on the technological features of the methods and deposition modes used. The ability to form new structural-phase states of the surface layers of metals and alloys makes it possible to expand the area and conditions for their practical use [8].

The purpose of this work is to study the structural-phase state of the Cr-Al-Co-Y composite coating obtained as a result of using the developed magnetron method for applying multilayer coatings with a controlled concentration of constituent elements in the initial state and after heat treatment.

Research methods

Classical research methods: optical, electron transmission and scanning microscopy, X-ray diffraction analysis. Mechanical tests, thermal surface treatment methods were also used.

Results and its discussion

The object of study in this work was coatings of the Cr-Al-Co-Y system, which were deposited on a substrate of single-crystal silicon with crystallographic orientation [100]. Because the technology for manufacturing targets and coating is very complex, therefore, at this stage, the silicon substrate studied by us earlier was chosen for testing the coating technology.

Metal disks were inserted into the erosion zone of the aluminum disk (matrix), the quantity (cobalt 6 pcs and yttrium 1 pcs), the diameter of which was chosen in proportion to the sputtering coefficient of this element and its required concentration

in the final coating. The size (Al) of the target is 100 mm, the diameter of 1 disk Co = 16 mm, the disk diameter Y = 10 mm. The diameter of the pressed discs was chosen based on the spray coefficient of a given element and its required concentration in the final coating. Because of a partial short circuit of the magnetic lines of the magnetron, the discharge did not switch to the diode mode, which made it possible to control the power density on the target and control the composition of the resulting final coating.

To compare the structure, morphology and mechanical properties of Cr-Al-Co-Y multilayer coatings, coatings were obtained from 1, 2, 4 and 8 alternating layers.

In the process of carrying out experimental work on the optimal selection of the coating deposition mode, several modes of the magnetron method were tested. Figure 1 shows images from samples with different coating processing modes.

Figure 1 a) shows that the coating structure has longitudinal through channels, indicating a loss of coating integrity. Figure 1 b) also demonstrates the lack of integrity of the coating texture, it can be seen that the edge areas are destroyed. Figure 1 c) has a homogeneous integral structure. Figure 1 d) shows a longitudinal median crack along the entire sample. The structure of Figure 1 e) contains parts of the coating that are twisted and torn off at the edges. Figure 1 e) is represented by a crack on the surface of the coating.

Based on the state of the coatings (warping, integrity and uniformity of the layers), the following optimal mode was chosen:

- layer 1 - Co/Al/Y magnetron current - 0.5 A, Co/Al/Y magnetron voltage - 450 V; Cr magnetron current - 0.3 A, Cr magnetron voltage - 320 V; layer deposition time - 12.5 minutes; substrate temperature <100˚C;

- layer 2 - Co/Al/Y magnetron current - 0.5 A, Co/Al/Y magnetron voltage - 450 V; Cr magnetron current - 0.6 A, Cr magnetron voltage - 380 V; - chamber pressure 0.1-0.66 Pa; layer deposition time - 11.4 minutes; substrate temperature <100˚C.

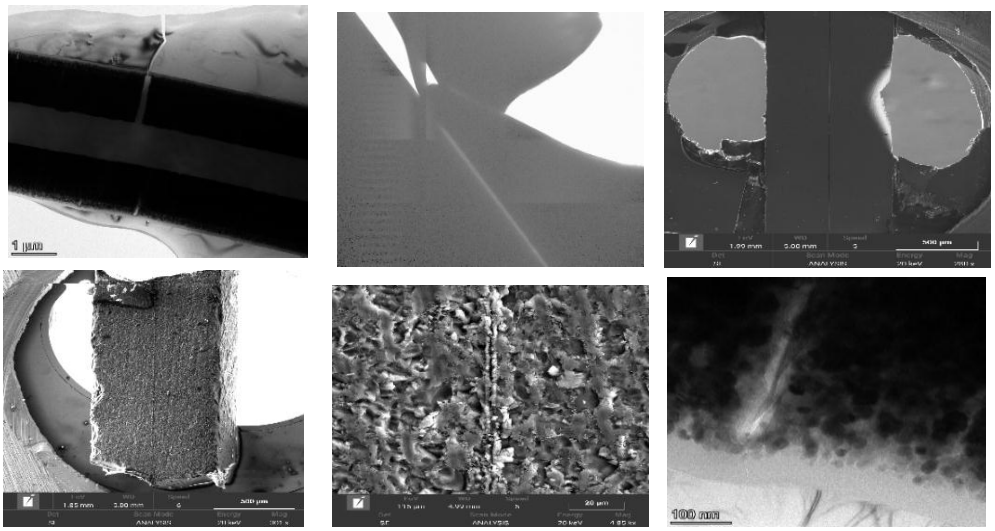


Figure 1 - Microscopic image of the surface of coatings with different modes of coating processing according to table 1: a) processing of a 2-layer sample of mode 1; b) mode 2 processing; c) mode 3 processing; d) mode 4 processing; e) mode 5 processing; e) mode 6 processing

According to the results of SEM measurements, it can be seen that the Cr-Al-Co-Y system forms dense coatings with a columnar structure characteristic of metal coatings. Figure 2 shows that during the deposition process a coating was formed, which has a high-relief character. The thickness of all synthesized Cr-Al-Co-Y coatings is 1.5-1.7±0.2 μm. The thickness of each of the layers averaged 0.3±02 μm.

SEM studies of the structure of magnetron coatings have shown that the deposition process under the selected modes is accompanied by the formation of a developed interface between the coating and the substrate, as well as between the layers themselves, which is clearly seen on all samples (1-, 2-, 4-, and 8- milayer). In some places of the surface layer of the substrate, partial deformation occurs, a kind of microchanneling by individual particles of powder components. This also manifests itself in the border places between the layers. At the interface, there are sections where, at the initial stage of coating formation, for example, a 4-layer coating, immediately after the sublayer, particles of powder components are introduced into the surface of the next layer. Beyond the interfacial boundary, approximately to the depth of the coating, the region of the transition layer extends, which during the deposition process was exposed to charged particles in the magnetron plasma, which is ensured by the ionization of neutral gas atoms by electrons accelerated by the electric field in the cathode space.

A distinctive feature of the synthesized layers is the almost complete absence of a crystalline structure for all types of synthesized Cr-Al-Co-Y multilayer coatings, which is most likely due to the amorphous properties of cobalt and its tendency to form metallic glasses.

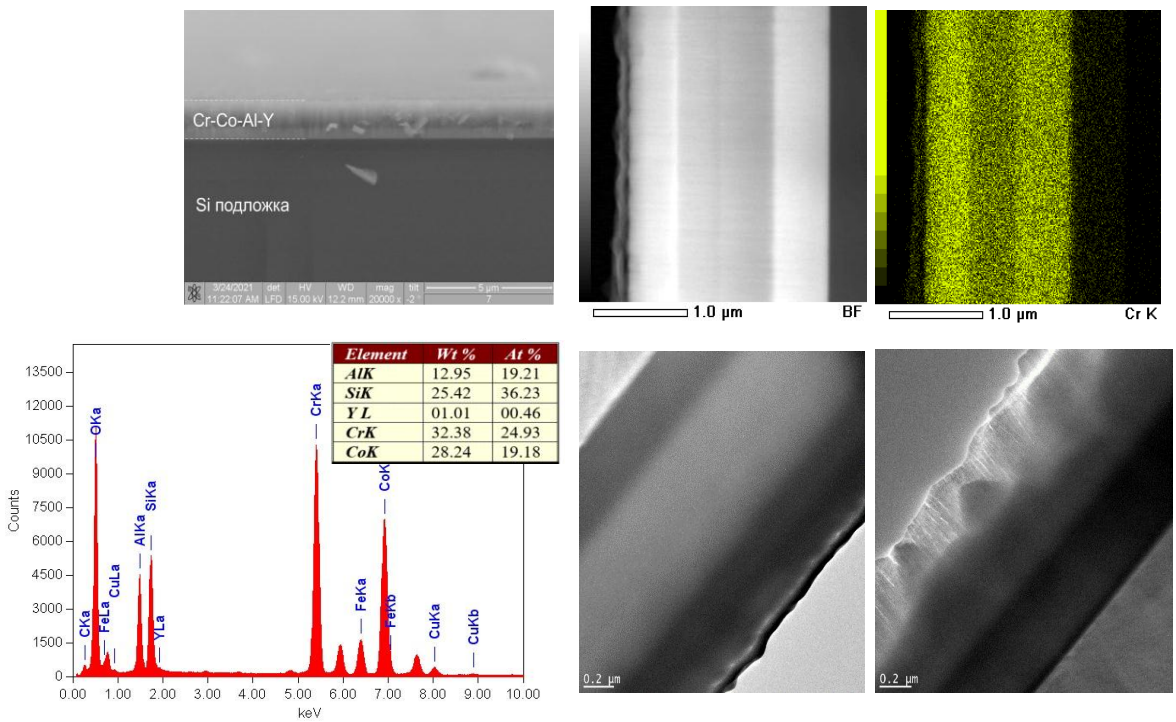


Figure 2 - SEM microscopy of a cross section of a coating (four-layer coating) with an energy dispersive spectrum

In addition, the formation of an amorphous state is also determined not only by the chemical composition, but also by thermodynamic, kinetic, and technological factors. In the process of deposition of Cr-Al-Co-Y coatings by magnetron sputtering of combined cathodes, the flow occurs in three stages: erosion leads to the knocking out of atoms from the first several atomic layers of the cathode surface due to bombardment with accelerated ions of the working gas, forming an emission flux; transportation of a substance through a localized high-density plasma transforms it into a metastable state under the influence of thermal, photon and electrical effects, while remaining electrically neutral; deposition of condensate on the surface of stirred powder particles under low-energy conditions at low temperatures in the zone of faraday space at a certain distance from the cathode, apparently ensuring the formation of an amorphous coating structure.

In order to identify patterns of changes in the structural-phase state and properties of composite coatings, work was carried out on heating samples at 400 ^{0}C, 800 ^{0}C and 1000 ^{0}C.

The main process occurring during annealing of composite multilayer coatings is the formation of a spinel-type phase (SiO_2, CoO, $AlSi_{0.5}O_{2.5}$, $CrAl_{0.42}Si_{1.58}$, Co_3O_4, Y_2O_3, $CoCr_2O_4$). In this case, despite the symbol Co_3O_4, the composition of the resulting spinel may be different and may also include Cr, Y, and Al based on the possible charge states of these cations (Cr^{3+}, Al^{3+}, Y^{3+}). Their final formation for all samples occurs in the temperature range of 800-1000°C. In this case, the yttrium oxide phase can form separately from particles with this structure, which is due to the large size of the Y^{3+} cations. Apparently, the calcination of samples in an inert atmosphere does not lead to the reduction of oxides, but to their crystallization.

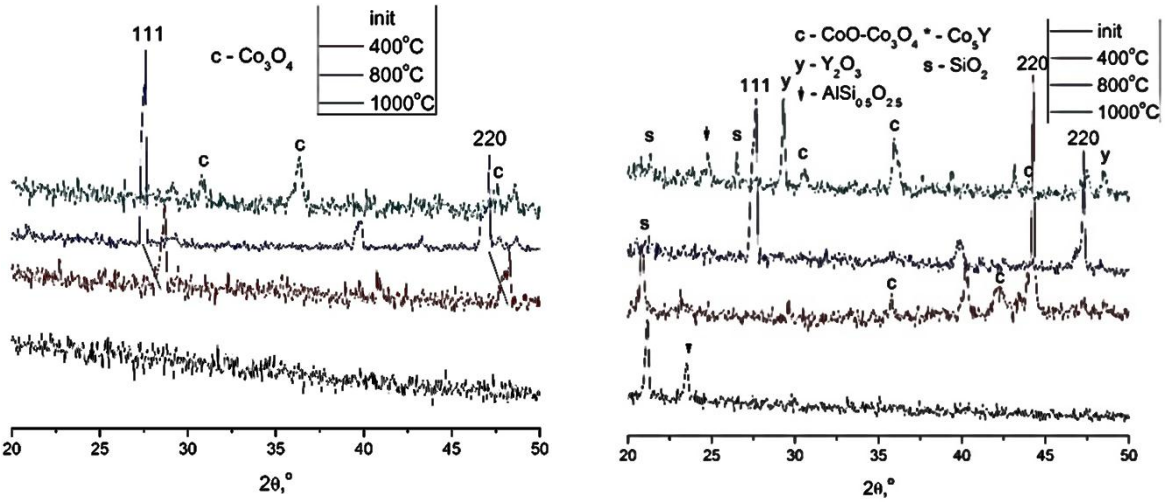
The experiments carried out allowed us to conclude that in the future it is recommended to carry out heat treatment of coatings using a medium with a more reducing character, for example, a mixture of gases "Ar + H_2" or "He + H_2", which will contribute to the process of reduction of the original spinels. The phases of impurities based on silicon dioxide are retained, the latter being observed in the original samples, and therefore, its appearance can also be associated with the interaction of the substrate, film substance and the environment during the preparation of the composite

According to the results of measurements, the maximum value of Ra surface roughness is observed for a sample with a 4-layer coating and the value of microhardness is also maximum for this sample. Annealed samples of all series have a slight increase in microhardness by 10%, while samples with a 4-layer coating annealed at 800 0C have a slight decrease in microhardness by 1% compared to a similar unannealed sample. This is due to the formation of a spinel-type phase after annealing of the samples.

Generally, grain boundaries will prevent crack propagation, so multi-layer coatings have better hardness than single-layer coatings due to large interfaces.

The results of experiments on testing coatings for abrasion resistance made it possible to obtain the following data: in the initial state, a 4-layer Cr-Al-Co-Y coating on a matrix of steel 12X13 has an average value of 9.8598e-15 kg/(s*m2). After heat treatment of these samples, the abrasive resistance had the following indicators: at

400^0C - 9.0122e - 15 kg/(s*m2); at 800^0C - 10.5897e - 15 kg / (s * m2); at 1000^0C - 10.9635e - 15 kg / (s * m2).



а) б)

Figure 3 - X-ray diffraction patterns of Cr-Al-Co-Y coating samples in asymmetric geometry depending on the annealing temperature of the samples: a) 1 layer; b) 4 layers

Thus, the experimental data showed a slight increase in erosion (abrasive) resistance (9.0122e-15 kg/(s*m2)) after heat treatment at 400 ^{0}C compared to the same samples in the initial state. The remaining samples at 800 ^{0}C and 1000 ^{0}C show a decrease in erosion resistance. As a result of the research, it was found that the level of erosion (abrasive) resistance of annealed samples decreased on average by 16%, which is included in the norm of lost material during operation at elevated temperatures. Weight loss decreased by 16%, and, therefore, increased wear resistance of the material.

The composite coatings obtained by the method proposed in this work can be used in various industries to harden parts, increase their erosion resistance and wear resistance.

Acknowledgment

This research is funded by the Science Committee of the Ministry of Education and Science of the Republic of Kazakhstan (Grant No. AP08053322).

References

1. Zhilkashinova, A.; Abilev, M.; Pavlov, A.; Prokhorenkova, N.; Skakov, M.; Gradoboev, A.; Zhilkashinova, A. «Ion-Plasma Spraying and Electron-Beam Treatment of Composite Cr-Al-Co-ZrO2-Y2O3 Coating on the Surface of Ni-Cr Alloy», Coatings 2021, 11(3), 321; https://doi.org/10.3390/coatings11030321

2. Zhilkashinova As.M, Zhilkashinova Al.M., Skakov M.K., Abilev M.A., Prokhorenkova N. «Features of structural-phase states of Co-Cr-Al-Y composite

coatings after heat treatment». Physical Sciences and Technology. Vol. 9 (No. 1-2), 2022: 45-54. https://doi.org/10.26577/phst.2022.v9.i1.06

3. Zhilkashinova A.M., Skakov M.K., Gradoboev A.V. Patent No. 35716. "A method for applying a wear-resistant coating to a heat-resistant alloy". Bulletin No. 24 of 06/17/2022.

4. Zhilkashinova As.M., Alontseva D.L., Prokhorenkova N.V., Kabdrakhmanova S.K., Zhilkashinova Al.M., Troeglazova A.V., Abilev M.B., Rusakova A.V. Patent No. 35713. "Method of applying a ceramic coating to a titanium alloy". Bulletin No. 24 of 06/17/2022.

5. Skakov M.K., Zhilkashinova A.M. Patent Bulletin No. 21 dated May 28, 2021, invention No. 2020/0223.1 "Method of applying a wear-resistant coating to parts made of cast iron and steel".

6. Bhushan B. Principles and Applications of Tribology 2013, 980 p. DOI: 10.1002/9781118403020.

7. Betsofen S.Ya., Petrov L.M., Seo Ken Su, Lutsenko A.N. Study of the structure of protective coatings on a nickel heat-resistant alloy // 6th Int. Conf. "Films and Coatings'2001": Proceedings. report -SPb., 2001. - P. 477-482.

8. Khaponen N.A., Lisyansky A.S. Survivability of turbines near and beyond the park resource // Safety of labor in industry. - 2004. - No. 7. – P.16 (in Russian).

УДК 621.45.038.7

СТРУКТУРА И МЕХАНО-ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИТРИДА ТИТАНА, ПОЛУЧЕННОГО ВОЗДУШНО-ПЛАЗМЕННЫМ НАПЫЛЕНИЕМ

Кенесбеков А.Б.*, Сагдолжина Ж.Б., Рахадилов Б.К.

Восточно-Казахстанский университет им. С. Аманжолова,
г. Усть-Каменогорск, Казахстан
e-mail: aidar.94.01@mail.ru

Износостойкое покрытие TiN было получено на стали Р6М5 методом воздушно-плазменного напыления. Проанализированы микроструктура, фазовый состав, микротвердость и износостойкость покрытия. Результаты показали, что покрытие TiN хорошо сцепляется с подложкой. После нанесения покрытий данные рентгенофазового анализа показали формирование в приповерхностных слоях фаз TiN и Ti_3O. А также показаны результаты триблогических и механических испытаний покрытий TiN. Покрытие TiN обладает высокой микротвердостью (1163 $HV_{0,2}$), что превосходит сталь Р6М5, а также низкий коэффициент трения (0,35). Таким образом, метод обладает высоким потенциалом для напыления износостойких покрытий открытом воздухе.

Ключевые слова - износостойкое покрытие, TiN, микроструктура, воздушно-плазменное напыление.

Проблема повышения эффективности обработки материалов резанием остро ставит задачу поиска путей обеспечения работоспособности и надежности режущего инструмента. Выход из строя инструмента преимущественно обуславливается не его поломкой, а преждевременным износом рабочих поверхностей. Поэтому актуальным является вопрос повышения износостойкости режущего инструмента за счет модификации поверхностного слоя путем формирования воздушно-плазменных покрытий (ВПН) на основе нитрида титана [1-3]. Такие покрытия обладают более высокой твердостью, сопротивлением деформации и износостойкостью по сравнению с покрытиями из SiC, CrN и др. за счет структуры и более высокого уровня механических напряжений, отличаются значительной стойкостью к температурному воздействию [4,5]. Основными преимуществами этого метода по сравнению с другими способами являются высокая скорость осаждения и интенсивная плазменная обработка растущего слоя покрытия. В результате этого происходит тепловая интенсификация диффузионных процессов проникновения атомов покрытия в подложку, что значительно улучшает его адгезию к подложке [6,7]. Кроме того, применение воздуха в качестве активной плазмообразующей среды значительно повышает безопасность работ и снижает себестоимость покрытий.

Реализация выбранной технологии связана со следующими проблемами: в покрытиях могут присутствовать оксидные пленки и проявляться структурная неоднородность. Одной из причин возникновения подобного рода дефектов может служить различное агрегатное состояние частиц, находящихся в плазме [8,9]. Полностью избавиться от этих дефектов невозможно, но можно значительно сократить их количество, грамотно подбирая технологические режимы напыления. Поэтому стояла задача исследовать структуру и свойства покрытий TiN, полученных воздушно-плазменным методом.

Целью данной работы является проведение комплексного исследования структуры, фазового состава, морфологии поверхности и трибологии TiN покрытий, полуженных в условиях ВПН.

Материалы и методика исследования

В качестве материала для формирования износостойких покрытий использовали порошок на основе нитрида титана с фракцией 40 мкм. Порошок напыляли на отрезную фрезу из быстрорежущей стали Р6М5.

Плазменное напыление проводили с использованием плазмотрона [10], укомплектованного узлом кольцевого ввода порошка. Покрытия наносили при токе дуги 135А, рабочее напряжение 40В, температура осаждения не превышала 250°С [11]. Дистанция напыления составляла 30 мм. В качестве плазмообразующего газа использовался воздух и аргон. Непосредственно перед напылением проводили пескоструйную обработку поверхности отрезной фрезы из стали Р6М5.

Для определения толщины и элементного состава покрытий использовали растровый электронный микроскоп TESCAN VEGA 3 с энергодисперсионным

спектрометром (ЭДС). Микротвердость покрытий оценивали на твердомере Виккерса Q10A+ при нагрузке 200 г. Измерение трибологических характеристик покрытий проводилось в режиме трения скольжения по схеме «шар-диск» на трибометре TRB^3. Скорость вращения образца – 2 см/с, нагрузка – 10 Н, в качестве контртела использовался шар из стали 100Cr6 диаметром 6 мм. Для исследования структуры образца микрошлифы подготавливали по стандартной методике: шлифование на шкурках и полирование с использованием полировочной пасты 3М.

Результаты исследования и их обсуждение

Результаты РЭМ свидетельствуют о неоднородности структуры полученных покрытий, связанной с неравномерностью нагрева частиц порошка в плазменной струе. В материале покрытий встречаются слабодеформированные конгломераты частицы порошка, что характерно для термических способов напыления. Видно, что столбчатые элементы структуры, характерные для покрытий TiN, отсутствуют. Отметим, что столбчатая структура является неблагоприятной с точки зрения механических характеристик и коррозионной стойкости покрытий [17-19]. Общий вид ВПН покрытий TiN приведен на рисунке 1. Толщина покрытий составляет 70-75 мкм.

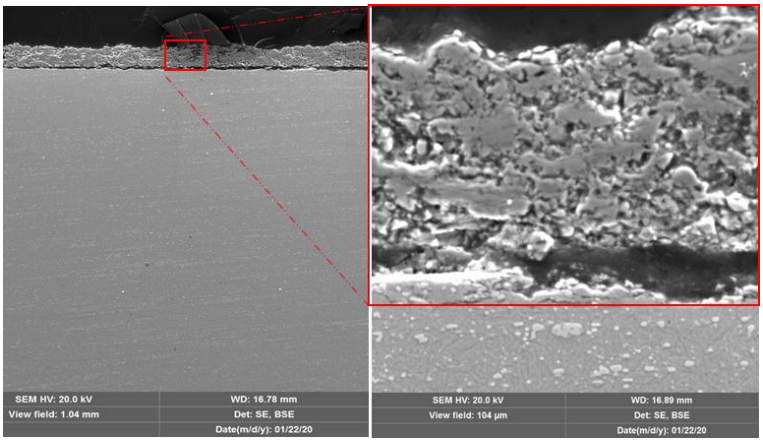
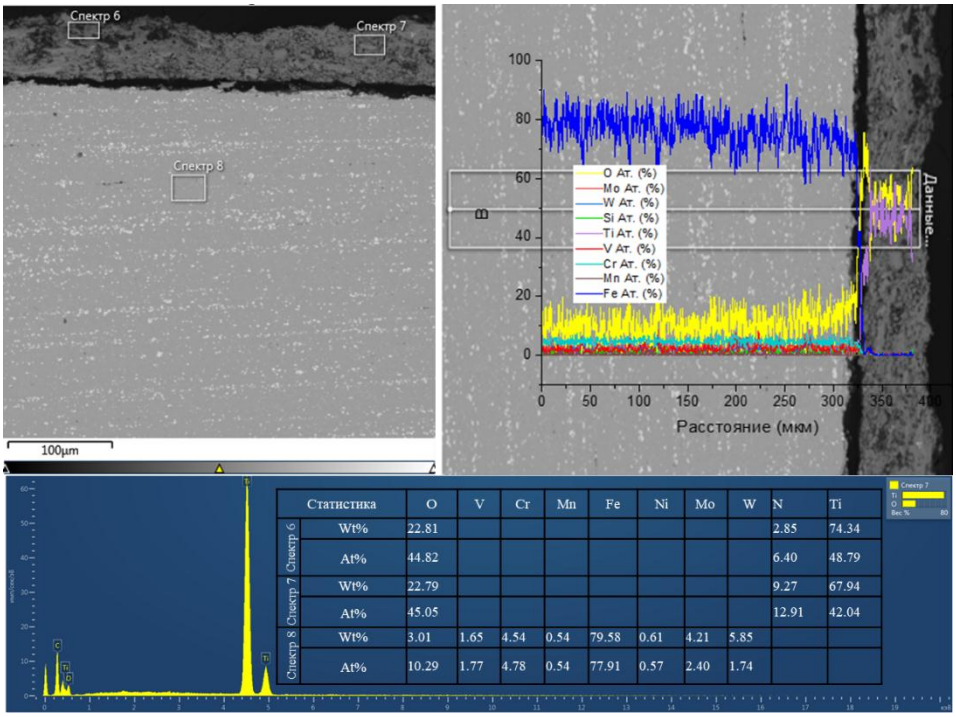


Рисунок 1 – РЭМ изображение поперечного сечения покрытий TiN

На рисунке 2 показано распределение элементов по толщине покрытия TiN, получаемого при ВПН. Согласно полученным анализам по глубине было установлено что атомы кислорода сконцентрированы на поверхности напыленного слоя. Это связано с процессом ВПН который осуществляется на открытом воздухе, где распыленный материал может легко вступать в реакцию с кислородом в воздухе.

Рентгенофазовое исследование стали Р6М5 показало наличие в них фазы V_6C_5 гексагональной решётки и Fe_2, Fe_2W_2C кубической решеткой (рис. 3). После напыления не обнаружено образование других фаз системы Ti-N, наблюдается лишь уменьшение интенсивности дифракционных линий TiN и TiO. Уменьшение интенсивности дифракционных линий может быть связано со статистическими искажениями, причина которых кроется в различных ионных

радиусах атомов [12], так как статистические искажения имеют различную зависимость от температуры в процессе плазменного напыления.



	Статистика	O	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo	W	N	Ti
Спектр 6	Wt%	22.81								2.85	74.34
	At%	44.82								6.40	48.79
Спектр 7	Wt%	22.79								9.27	67.94
	At%	45.05								12.91	42.04
Спектр 8	Wt%	3.01	1.65	4.54	0.54	79.58	0.61	4.21	5.85		
	At%	10.29	1.77	4.78	0.54	77.91	0.57	2.40	1.74		

Рисунок 2 – Линии и точечный ЭДС, полученные для TiN покрытия

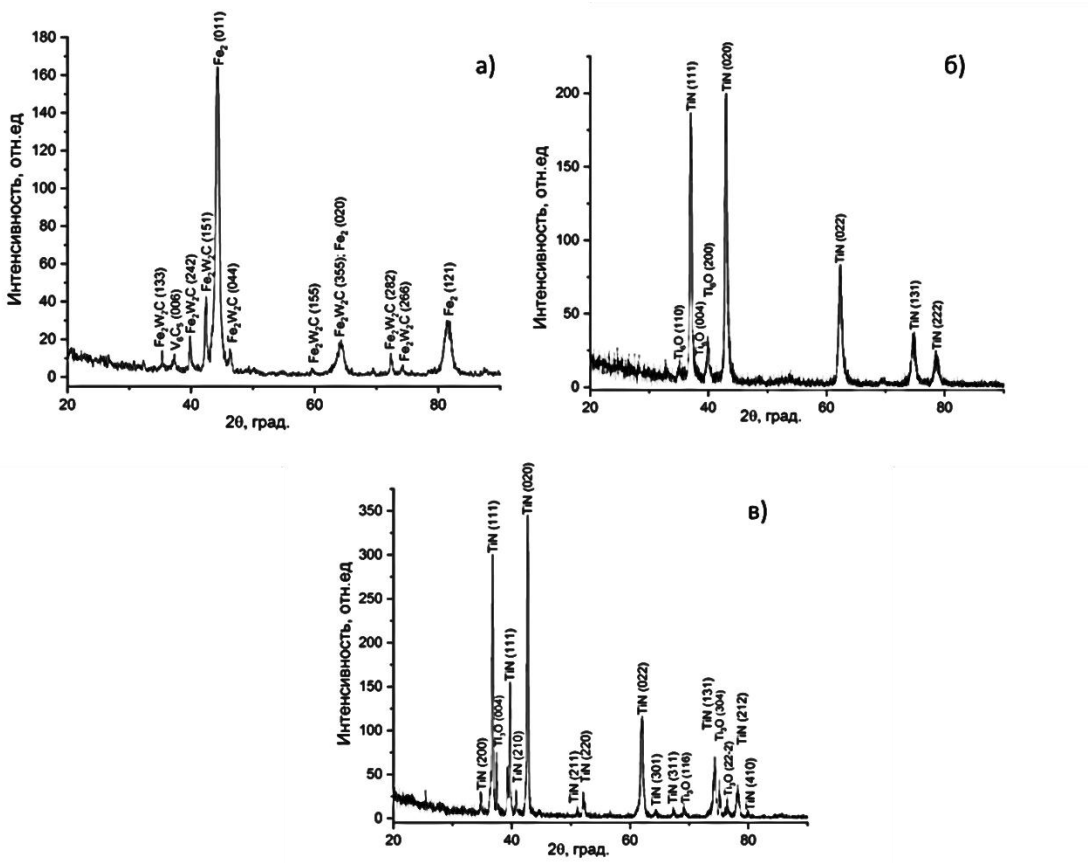


Рисунок 3 – Дифрактограмма: а) сталь Р6М5; б) покрытия TiN; в) TiN порошок

Покрытия TiN начинают окисляться на воздухе при температуре 400-550 ºС, образуя тетрагональную структуру TiO с некоторым содержанием азота [13, 14]. Кислород диффундирует в покрытие, замещая азот, который уходит из покрытия. При этом создаётся чёткая граница между слоями (рис.1, 2), а оксинитриды не образуются.

В таблице 1 показаны результаты измерения микротвердости по поперечному сечению образца. После нанесения покрытий наблюдается увеличение микротвердости образцов. Микротвердость покрытий TiN составляет 1163 $HV_{0,2}$ что коррелирует с данными экспериментов на плазменно-напыленных покрытиях TiN [18, 19]. Также в таблице 1 приведены результаты коэффициента трения исследуемых образцов от пути трения. Показано, что коэффициент трения покрытий TiN ниже, чем у стали Р6М5 при сухом трении. Среднее значение коэффициента трения (0,28) покрытий TiN сходиться с изменениями микротвердости. Чем выше микротвердость, тем меньше становится площадь реального контакта образца с контртелом. Повышение микротвердости покрытий приводит к повышению износостойкости покрытий.

Таблице 1 – Результаты эксперимента

Образец / Характеристики	Сталь Р6М5 (подложка)	TiN покрытия
Микротвердость, $HV_{0.2}$	824	1163
Коэффициент трения, μ	0,44	0,28
Толщина покрытия, мкм	-	54,65
Шероховатость покрытия, Ra, мкм	-	3,86

Таким образом, проблема плазменного напыления покрытий из порошков TiN является актуальной и до настоящего времени не решена. Покрытия TiN напылялись путем воздушно-плазменного метода и имели среднюю толщину порядка 75 мкм. Анализируя полученные в работе результаты, можно сделать следующие выводы:

1. Покрытие TiN на стали Р6М5 привели к появлению в приповерхностных слоях фаз TiN и TiO. Это подтверждают данные рентгеноструктурного анализа, изображения растровой электронной микроскопии, полученные с поверхности и поперечного среза образца Р6М5 с покрытием TiN.

2. Значение микротвердости составило 1163 $HV_{0.2}$. Полученные данные позволяют сделать вывод о том, что увеличение микротвердости способствует снижению износа покрытий TiN в реализованных условиях трения.

3. Покрытие TiN обладает высокой износостойкостью и низким коэффициентом трения при сухом трении. Коэффициент трения стали Р6М5 в 2,5 раза больше, чем у покрытия TiN при нагрузке 10 Н.

Таким образом, анализ полученных данных позволяет утверждать о перспективности дальнейших исследований в области защитных покрытий, напыленных воздушно-плазменным методом, и их использовании в качестве коррозионно-, износо- и трещиностойких покрытий.

Список литературы

1. Кабалдин Ю.Г., Кожевников Н.Е. Исследование изнашивания режущей части инструмента из быстрорежущей стали // Трение и износ. 1990, т.11, №1, с.130-135.

2. Li, J. ., Liao, H., Normand, B., Cordier, C., Maurin, G., Foct, J., & Coddet, C. (2003). Uniform design method for optimization of process parameters of plasma sprayed TiN coatings. Surface and Coatings Technology, 176(1), 1–13. doi:10.1016/s0257-8972(03)00019-7

3. Chen, Z., Trice, R. W., Besser, M., Yang, X., & Sordelet, D. (2004). Air-plasma spraying colloidal solutions of nanosized ceramic powders. Journal of Materials Science, 39(13), 4171–4178. doi:10.1023/b:jmsc.0000033396.51316.8b

4. Tendero, C., Tixier, C., Tristant, P., Desmaison, J., & Leprince, P. (2006). Atmospheric pressure plasmas: A review. Spectrochimica Acta Part B: Atomic Spectroscopy, 61(1), 2–30. doi:10.1016/j.sab.2005.10.003

5. Sajedi Alvar, F., Heydari, M., Kazemzadeh, A., Vaezi, M., & Nikzad, L. (2018). Al 2 O 3 -TiB 2 nanocomposite coating deposition on Titanium by Air Plasma Spraying. Materials Today: Proceedings, 5(7), 15739–15743. doi:10.1016/j.matpr.2018.04.186

6. Zhu, L., He, J., Yan, D., Liao, H., & Zhang, N. (2017). Oxidation Behavior of Titanium Carbonitride Coating Deposited by Atmospheric Plasma Spray Synthesis. Journal of Thermal Spray Technology, 26(7), 1701–1707. doi:10.1007/s11666-017-0620-z

7. Yaghtin, A. H., Salahinejad, E., Khosravifard, A., Araghi, A., & Akhbarizadeh, A. (2015). Corrosive wear behavior of chromium carbide coatings deposited by air plasma spraying. Ceramics International, 41(6), 7916–7920. doi:10.1016/j.ceramint.2015.02.131

8. Кенесбеков А.Б., Рахышов Т.Т., Рахадилов Б.К. Модификация оборудования и способа нанесения покрытий методом воздушно-плазменного напыления // VI Международная конференция «Лазерные, плазменные исследования и технологии - ЛаПлаз-2020» Сборник научных трудов. Ч.1. М.: НИЯУ МИФИ. –2020. –С.66-68.

9. Mauer, G., Vaßen, R., & Stöver, D. (2009). Atmospheric plasma spraying of yttria-stabilized zirconia coatings with specific porosity. Surface and Coatings Technology, 204(1-2), 172–179. doi:10.1016/j.surfcoat.2009.07.017

10. Патент на изобретение № 34334 РК: МПК H05H 1/42 / Плазматрон для напыления / Очередько Игорь Александрович., Рахадилов Бауыржан Корабаевич., Туякбаев Бауыржан Толеубекович., Кенесбеков Айдар Бакытбекулы.; заявл.14.02.19; опубл. 29.05.20, Бюл. № 21.

11. B.K. Rakhadilov, A.B. Kenesbekov, P. Kowalevski, Y.A. Ocheredko, Zh.B. Sagdoldina. Development of air-plasma technology for hardening cutting tools by applying wear-resistant coatings.// NEWS of the Academy of Sciences of the Republic of Kazakhstan. 2020. Volume 3, Number 441 (2020), 54–62, ISSN 2518-170X (Online), ISSN 2224-5278 (Print). https://doi.org/10.32014/2020.2518-170X.54

12. Иверонова В.И. Теория рассеяния рентгеновских лучей: Учебное пособие / В.И. Иверонова, Г.П. Ревкевич. – М.: МГУ, 1978. – 277 с.

13. Андреев, А.А. Вакуумно-дуговые покрытия / А.А. Андреев, Л.П. Саблев, С.Н. Григорьев. – Харьков: ННЦ ХФТИ, 2010. – 318 с.

ӘОЖ 621.793

БІРТЕКТІ ЖӘНЕ ГРАДИЕНТТІ NICR-AL ЖАБЫНДАРЫНЫҢ ҚҰРЫЛЫМЫ МЕН ҚАСИЕТТЕРІН САЛЫСТЫРМАЛЫ ЗЕРТТЕУ

Маулет М.*, Сағдолдина Ж.Б., Кәкімжанов Д.Н.
Ғылыми жетекші: Рахадилов Б.К., PhD
С. Аманжолов атындағы Шығыс Қазақстан университеті,
Өскемен қ., Қазақстан
e-mail: maulet_meruert@mail.ru

Бұл жұмыста детонациялық бүрку әдісімен алынған NiCr-Al жүйесіндегі біртекті және градиент жабындарының құрылымы мен қасиеттері салыстырылады. Рентгендік құрылымдық талдау нәтижелеріне сәйкес, біртекті NiCr-Al жабындыда тек $CrNi_3$ фазасы қалыптасқан, ал градиентті NiCr-Al жабынында $CrNi_3$, Al және NiAl фазалары пайда болды. EDS талдауы нәтижелері бойынша алюминийдің мөлшері біртекті жабын бетіне аз және градиентті жабын бетінде көп мөлшерде екенін көрсетті. Сонымен қатар градиентті NiCr-Al жабыны кезінде алюминий субстраттың бетінен жабын бетіне біртіндеп арта отырып таралады. Жалпы градиент NiCr-Al жабыны біртекті NiCr-Al жабынына қарағанда жоғары қаттылыққа ие болды.

Кілтсөздер*:* градиентті жабын, NiCr-Al жабыны, фаза, структура, детонациялық тозаңдату, микроқаттылық.

Кіріспе. Қорғаныс жабындары өнеркәсіптік технологияларды тозудан және коррозиядан қорғау үшін қолданылады [1]. NiCr-Al негізіндегі қорғаныс жабындары жылу электр станцияларының жоғары температуралы бөлшектерін тотығу мен жылу коррозиясынан қорғау үшін жиі қолданылады [2-3]. Бұл жабынды осы мақсатта алғашқы қолдану 1970 жылдары ұсынылған [4]. Бұл жүйенің басты артықшылығы никель мен хром ыстыққа төзімді болса, ал алюминий жоғары температурада ауадағы оттегімен әрекеттесіп, беттің тотығуына жол бермейтін Al_2O_3 қорғаныс қабатын құрайды [5]. Алайда, жабын бетіндегі алюминийдің мөлшері 10-14% аралығында болуы керек. Сондықтан 1975 жылдан бастап алюминийдің жабын бетіне біркелкі таралуын зерттеуге көп көңіл бөлінді [6]. Осы мақсатта әртүрлі зерттеу жұмыстары жүргізіліп, әдістер ұсынылды. Соңғы жылдары ұсынылып жүрген әдістердің бірі-градиент құрылымы бар жабынды алу.

Градиентті жабындардың құрылымы мен қасиеттері олардың қалыңдығына байланысты өзгереді. Градиентті жабындар субстрат пен жабынның интерфейсінде аз кернеуді көрсетеді. Оны басқа жабындардан ерекшелейтін жалпы ерекшелігі - жабын элементтерінің жабын бетінде үздіксіз таралуы. NiCr-Al жабындары әртүрлі әдістермен алынды [7-8]. Олардың бірі-детонациялық бүрку әдісі [9-10]. Детонациялық бүрку технологиясы кеуектілігі төмен, адгезиялық беріктігі жоғары жабындарды алуға мүмкіндік беретін тиімді әдіс болып табылады. Бұл жұмыста детонациялық тозаңдандыру әдісін қолдану

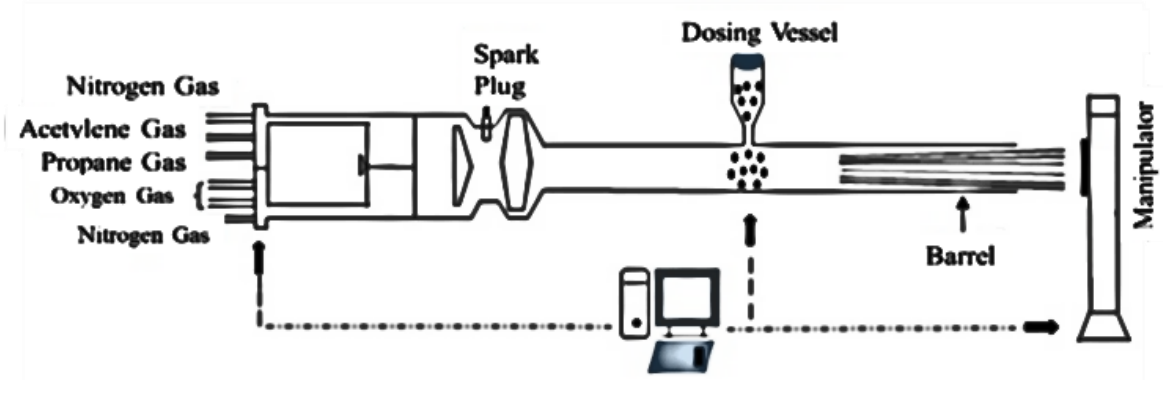
арқылы алынған NiCr-Al біртекті және градиент жабындыларының құрылымы мен қасиеттерін салыстырмалы зерттеу нәтижелері ұсынылған.

Зерттеу материялы және әдістері. Субстрат ретінде 12Х1МФ ферритті-перлитті болат таңдалды. 12Х1МФ болатының химиялық құрамы 1-кестеде келтірілген. Үлгілер біркелкі және тегіс бетті алу үшін MIRKA тегістеу қағазымен 1200-ге дейін тегістеді. Тегістеуден кейін үлгілерді құммен өңдеу жүргізілді. NiCr-Al негізіндегі жабындарды алу үшін NiCr (Ni20Cr80) және Al (99,99%) ұнтақтарының қоспалары келесі пропорцияда қолданылды (: 80% NiCr (Ni20Cr80) және 20% - Al (99,99%). Ұнтақ бөлшектерінің мөлшері 30-45 мкм құрайды. Ұнтақ қоспасын механикалық белсендіру PULVERISETTE 23 планеталық шар диірменінде дайындады. Механикалық белсендіру уақыты 30 Гц жиілікте 0,5 сағатты құрады.

1-кесте. 12Х1МФ болатының химиялық құрамы.

C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Mo	V	Cu
0.1-0.15	0.17 -0.37	0.4-0.7	≤ 0.3	≤ 0.025	≤ 0.03	0.9-1.2	0.25-0.35	0.15-0.3	≤ 0.2

Жабындарды алу үшін отын мен оттегінің берілуін реттейтін және жүйенің үрлеуін бақылайтын электромагниттік газ клапандары жүйесі бар CCDS2000 детонациялық кешені (ISIS СО РАН, Новосибирск, Ресей) қолданылды. Детонациялық бүрку процесінің жалпы жұмыс істеу схемасы 1-суретте көрсетілген. Оқпан компьютермен басқарылатын жоғары дәлдіктегі газ тарату жүйесінің көмегімен газдармен толтырылады. Процесс бөшкелерді тасымалдаушы газбен толтырудан басталады, азот тасымалдаушы газ ретінде қолданылады.



1-сурет. Детонациялық бүрку процесінің жұмыс істеу схемасы

NiCr-Al біртекті жабыны оқпан көлемінің 50% толтырылған кезде алынды. NiCr-Al градиент жабыны [9] жұмыста сипатталған әдіспен алынды. 2-кестеде Ni-Cr-Al негізінде біртекті және градиент жабындарын алу режимдері келтірілген.

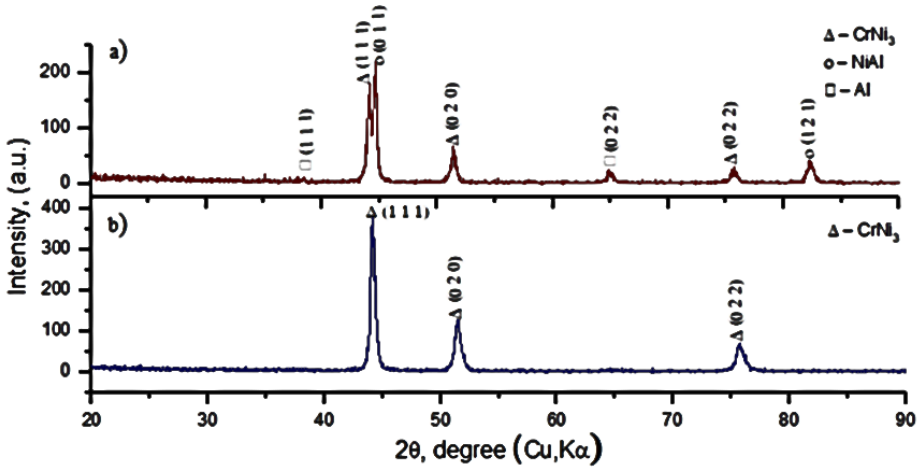
2-кесте. NiCr-Al негізінде біртекті және градиент жабындарын алу режимдері.

Аты	O_2/C_2H_2 қатынасы	Оқпанды толтыру көлемі, %	Бүрку арақашықтығы, мм	Ату саны
Біртекті NiCr-Al жабыны	1,856	50%	250	20
Градиентті NiCr-Al жабыны	1,856	50%	250	5
		40%		5
		30%		5
		25%		5

Үлгілерді рентгенофазалық зерттеу X'PertPRO (Philips Corporation, Нидерланды) дифрактометрінде рентгенқұрылымдық талдау әдісімен жүргізілді. Дифрактограммалар 40 кВ кернеуде және 30 мА токта CuKa (λ=2,2897 A°) сәулеленуімен түсірілді. Дифрактограммаларды декодтау High Score бағдарламасының көмегімен жүргізілді. Жабын бетінің микроқаттылығы МЕМСТ9450-76 сәйкес Matlab-502 (Metalab, Ресей) сынақ машинасының көмегімен өлшенді. Үлгілердің көлденең морфологиясы жеделдетілген кернеулерде JSM-6390LV (Jeol, Токио, Жапония) сканерлейтін электронды микроскопта кері шашыраған электрондарды (BSE) қолдана отырып, сканерлейтін электронды микроскопия (SEM) әдісімен зерттелді.

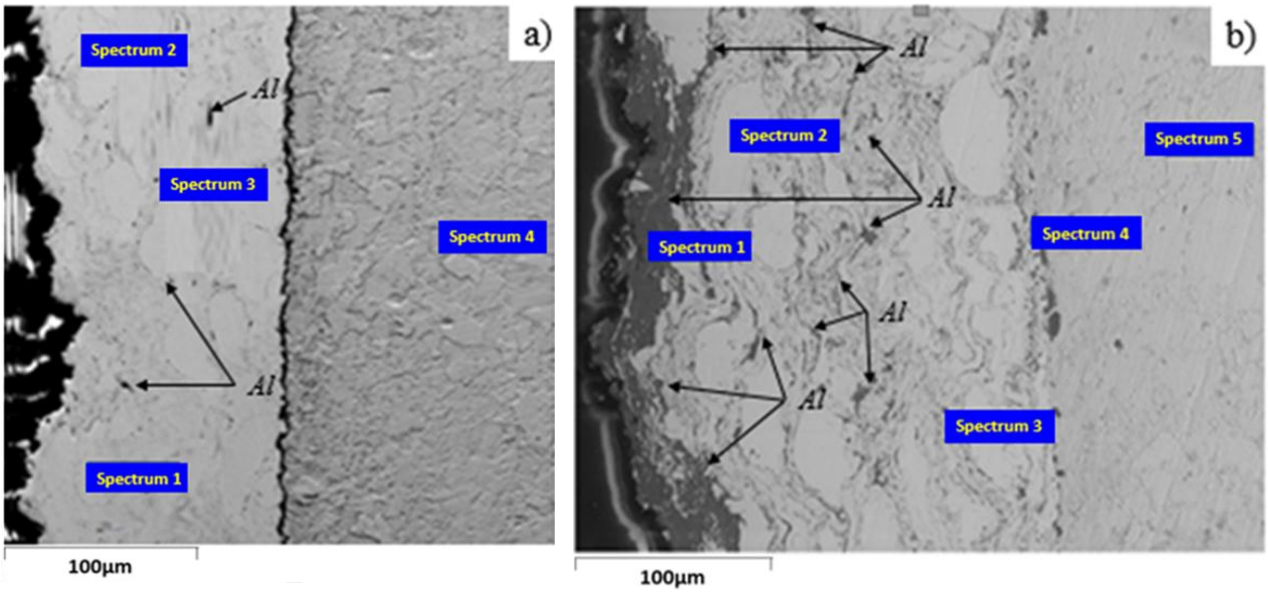
Нәтижелер және талқылау. 2-суретте біртекті және градиентті NiCr-Al жабындарының дифрактограммалары көрсетілген. Суретте біртекті жабын $CrNi_3$ фазасынан тұратындығы көрсетілген. Алюминий мөлшері төмен болғандықтан (~20%), біртекті жабынның дифракциялық көрінісінде Al шыңдары байқалмайды.

Градиенттіи NiCr-Al жабыны $CrNi_3$, Al және Ni фазаларынан тұрады. Al және NiAl фазаларының пайда болуы жабындардың беткі қабатындағы алюминий концентрациясының жоғарылауымен байланысты.



2-сурет. біртекті және градиентті NiCr-Al жабындарының дифрактограммалары

4а-суретте үлгінің бетінде алынған NiCr-Al біртекті жабынның көлденең қимасының СЭМ кескінінің нәтижелерін көрсетілген. Жабынның микроқұрылымы градиентті NiCr-Al жабынымен салыстырғанда біртекті екенін көруге болады (4b-сурет), ал алюминий түйіршіктерінің саны шамалы. Градиентті жабындары бар үлгілердің көлденең қималарының микроқұрылымдары біркелкі емес, жоғары рельеф қабатын көрсетеді. Сонымен қатар, алюминий түйіршіктерінің саны үлгінің бетінен жабын бетіне біртіндеп артады.



4-сурет. NiCr-Al негізіндегі біртекті (а) және градиентті жабынының (b) СЭМ-көлденең қимасының суреті

EDS талдауының көмегімен NiCr-Al біртекті және градиент жабындарының элементтік құрамы анықталды. EDS талдау нәтижелері 3-4-кестелерде келтірілген. Нәтижелерге сәйкес, алюминийдің аз мөлшері біртекті жабынның бетіне және градиент жабындысында көп мөлшерде бөлінгенін көруге болады. Сонымен қатар, градиент жабыны кезінде алюминий үлгі бетінен жабын бетіне біртіндеп артады, яғни градиентті таратылады. Жабындарды энергетикалық дисперсиялық талдау оттегінің мөлшерін 20% - ға дейін (массасы бойынша) көрсетті, бұл детонациялық жабынды қолдану кезінде жабындардың тотығуымен байланысты, өйткені өңдеу ауада жүргізілді.

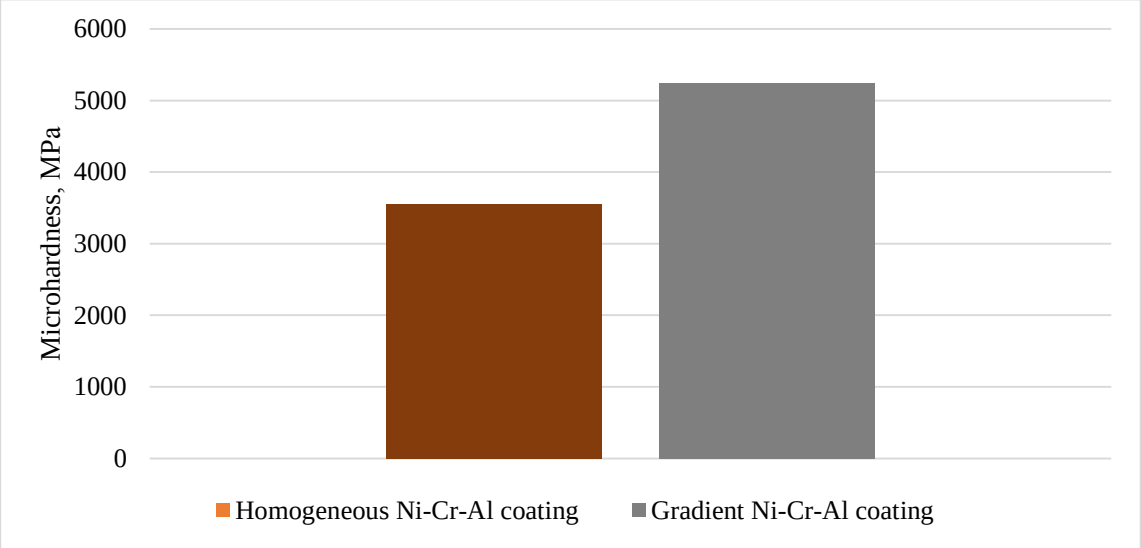
3-Кесте. EDS-талдау әдісімен NiCr-Al біртекті жабынының элементтік құрамы

Спектр	O	Al	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
Спектр 1	3.44	2.36		20.3			73.90
Спектр 2	2.65	1.28		21.59			74.48
Спектр 3	3.55	1.1		20.21			75.14
Спектр 4			0.59	1.23	0.75	94.07	3.36

4-Кесте. EDS-талдау әдісімен NiCr-Al градиент жабынының элементтік құрамы

Спектр	O	Al	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
Спектр 1	5.74	74.32		6.24			13.7
Спектр 2	6.23	40.98		18.25			34.54
Спектр 3	13.3	25.24		19.64			41.82
Спектр 4		1.43	1.11	8.32	1.09	59.69	28.36
Спектр 5			0.66	2.42	0.73	90.73	5.46

Ni-Cr-Al біртекті және градиент жабындарының микроқаттылығын өлшеу нәтижелері 5-суретте көрсетілген. Қаттылықтың жоғарылау әсері градиент құрылымының пайда болуымен байланысты, онда жабындардың беткі қабаты NiAl фазаларын қамтиды. NiAl интерметаллидінің бірқатар сипаттамалары бар: төмен кеуектілік, салыстырмалы түрде жоғары балқу температурасы, тамаша коррозияға және тотығуға төзімділік, жоғары температурада жоғары беріктік және салыстырмалы түрде арзан.



Сурет. 5. біртекті және градиентті NiCr-Al жабындарының микроқаттылығын зерттеу нәтижелері

Қорытынды. Жұмыста біртекті және градиентті NiCr-Al жабындарының құрылымы мен қасиеттерін зерттеу нәтижелері салыстырылды. Рентгендік талдау нәтижелері бойынша градиент жабында $CrNi_3$, Al және NiAl фазалары пайда болған кезде біртекті жабындыдан тек $CrNi_3$ фазасы пайда болды. SEM кескіні алюминийдің градиент бойынша таралуын көрсетеді және жабын бетінде алюминийдің едәуір мөлшері пайда болады. Біртекті жабындыда алюминий түйіршіктерінің саны аз, тіпті алюминий түйіршіктері де байқалмайды. EDS нәтижелері бойынша алюминийдің аз мөлшері біртекті жабын бетіне және градиент жабындысында көп мөлшерде бөлінеді. Сонымен қатар, градиент

жабыны кезінде алюминий мөлшері үлгінің бетінен жабын бетіне біртіндеп артады. Алынған эксперименттік нәтижелерді талдау градиент жабыны біртекті жабынға қарағанда жоғары қаттылыққа ие екенін көрсетеді. Қаттылықтың жоғарылау әсері градиент құрылымының пайда болуымен байланысты, онда жабындардың беткі қабатында NiAl фазалары болады.

Бұл зерттеуді Қазақстан Республикасы Білім және ғылым министрлігінің Ғылым комитеті қаржыландырды (ГРАНТ№AP08857579).

Қолданылған әдебиеттер

1. Darolia R. Thermal barrier coatings technology: critical review, progress update, remaining challenges and prospects / R. Darolia //, International Materials Reviews. – 2013. – Vol. 58 . – № 6. – P. 315–348.

2. Shuting Z. Effect of Si on hot corrosion resistance of CoCrAlY coating / Z. Shuting, D. Kaiping, R. Xianjing, S. Ji // Rare Metal Materials and Engineering. –2017. – Vol.46. –№ 10. – P.2807-2811.

3. Naebe M. Functionally graded materials: a review of fabrication and properties / M. Naebe, K. Shirvanimoghaddam // Applied Materials Today. – 2016. – Vol. 5. – P. 223–245.

4. Lee W.Y. Concept of functionally graded materials for advanced thermal barrier coating applications / W.Y. Lee, D.P. Stinton, C.C. Berndt, F. Erdogan, Y.D. Lee, Z. Mutasim // Journal of the American Ceramic Society. – 1996. – Vol. 79. – № 12. – P. 3003-3012.

5. Movchan B.A. Graded thermal barrier coatings, deposited by EB-PVD / B.A. Movchan, K.Y. Yakovchuk // Surface Coatings Technology. – 2012. – Vol. 188. – P. 85-92.

6. Kim J.H. Evaluation of functionally graded thermal barrier coatings fabricated by detonation gun spray technique / J.H. Kim, M.C. Kim, C.G. Park // Surface Coatings Technology. – 2003. – Vol. 168. – № 2. – P. 275-280.

7. Choi K.H. High-temperature thermo-mechanical behavior of functionally graded materials produced by plasma sprayed coating: experimental and modeling results / K.H. Choi, H.-S. Kim, C.H. Park, G.-H. Kim, K.H. Baik, S.H. Lee, T. Kim, H.S. Kim // Metals and Materials International. – 2016. – Vol. 22. – № 5. – P. 817-824.

8. Rakhadilov B. Structure and tribological properties of Ni-Cr-Al based gradient coating prepared by detonation spraying / B.Rakhadilov, M.Maulet, M.Abilev, Zh.Sagdoldina, R.Kozhanova // Coatings. – 2021 . – Vol. 11. – № 2. – P. 218.

9. Rakhadilov B.K. Comparative study of the structure and properties of homogeneous and gradient Ni-Cr-Al coatings / B.K. Rakhadilov, M. Maulet, D.N. Kakimzhanov, O.A. Stepanova, G.B. Botabaeva // Eurasian Journal of Physics and Functional Materials. – 2022. – Vol. 6. – №1. – P. 47-55.

10. Buitkenov D.B. Obtained of powder coatings by detonation spraying / D.B. Buitkenov, B.K. Rakhadilov, Zh.B. Sagdoldina, M. Maulet // Eurasian Journal of Physics and Functional Materials. – 2020. – Vol.4. – № 3. – P. 242-248.

УДК 538.91

ВЛИЯНИЕ МОЩНОЙ ТЕПЛОВОЙ НАГРУЗКИ И КАРБИДИЗАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ ВОЛЬФРАМА НА ЕГО СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И СВОЙСТВА

[1,3]Скаков М.К., [2]Миниязов А.Ж., [2]Жанболатова Ғ.Қ., [2]Соколов И.А., [2]Туленбергенов Т.Р., [2]Кожахметов Е.А., [2]Букина О.С.
[1]Национальный ядерный центр, г. Курчатов, Казахстан
[2]Филиал “Институт атомной энергии” РГП НЯЦ РК, г. Курчатов, Казахстан
[3]НАО «ВКУ им. С. Аманжолова», г. Усть-Каменогорск
e-mail: miniyazov@nnc.kz

В работе представлены результаты исследования влияния мощной тепловой нагрузки и карбидизации поверхности вольфрама на его структурно-фазовое состояние и физико-механические свойства. Получены данные о значениях температуры в контрольных точках исследуемых образцов и распределение температуры в элементе моноблока дивертора термоядерного реактора, представляющего собой прямоугольник с отверстием под тракт охлаждения. Показано, что изменение мощности тепловой нагрузки влияет на микротвердость, шероховатость, распыляемость карбидизированной поверхности вольфрама и на процессы фазообразования. Установлено, что тепловая нагрузка q=10 МВт/м^2 незначительно влияет на элементный состав поверхности и структурно-фазовое состояние образцов W с карбидизированным слоем. Увеличение тепловой нагрузки до q=20 МВт/м^2 приводит к заметной трансформации монокарбида вольфрама (WC) в полукарбид вольфрама (W_2C) и растрескиванию поверхности образцов W.

ИТЭР, дивертор, вольфрам, карбид вольфрама, тепловая нагрузка, фазовая структура, микроструктура, шероховатость.

Как известно, дивертор ИТЭР будет работать при высокой температуре (≥1000 К) в течение длительного времени (>10^7 с), подвергаясь воздействию теплового потока ~10 МВт/м^2 стационарно (~20 МВт/м^2 импульсно) при интенсивной смеси ионизированных и энергетически нейтральных видов изотопов водорода (D и T), гелия (He) (потоки >10^{24} м$^{-2}$·с$^{-1}$) и нейтронов [[1]-[3]]. Более того, будут наблюдаться более интенсивные тепловые потоки, достигающие 1-10 ГВт/м^2 в течение ~0,5 мс в результате срывов плазмы и мод, локализованных на краю плазменного шнура (Edge Localized Mode) [[4]]. Такие события могут привести к значительному накоплению поверхностных повреждений дивертора в результате сложного радиационного, теплового и механического воздействия на него. Механизмы таких повреждений включают в себя пластическую деформацию, поверхностное растрескивание и локальное плавление, которые могут вызвать значительную эрозию, миграцию материала вокруг области дивертора и распространение вещества в плазму с дальнейшим

ее загрязнением [[1]-[3]]. Без успешного решения этих проблем невозможно рассчитывать на создание энергетического реактора термоядерного синтеза со сроком эксплуатации более 10 лет.

Наряду с этим, как известно [2-4], в энергетических токамаках, содержащих как вольфрам, так и графит, в качестве конструкционных материалов его элементов, in situ будут формироваться карбидные слои на поверхности W. В 2013 году было принято решение о создании дивертора ИТЭР полностью из W [[2]-[9]], поскольку ряд положительных его свойств, таких как высокая температура плавления, хорошая теплопроводность, очень высокий энергетический порог распыления под действием частиц плазмы и малый захват трития, соответствуют требованиям к обращённым к плазме материалам (ОПМ) и компонентам установки [6-[11]].

В связи с вышеизложенным, целью настоящей работы является экспериментально изучить влияние мощной тепловой нагрузки и карбидизированной поверхности W на его поверхностные сруктурно-фазовые состояния и мехнические свойства.

Материалы и методы

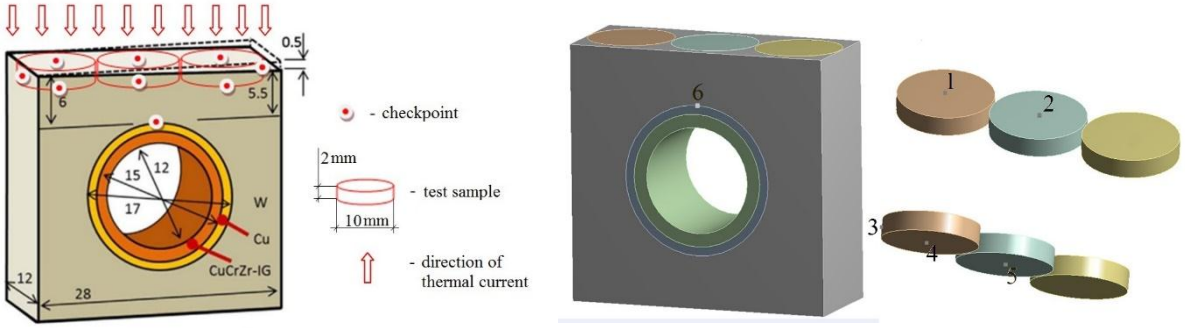
Эксперименты по получению карбидизированного слоя на поверхности W и проведению испытаний по тепловой нагрузке проводили на имитационном стенде в филиале «Институт атомной энергии» Национального ядерного центра Республики Казахстан. Имитационный стенд представляет собой плазменно-пучковую установку (ППУ) с продольным магнитным полем, в котором плазма образуется за счет пучково-плазменного разряда. ППУ состоит из трех основных узлов: электронной пушки, разрядной камеры и системы электромагнитных катушек для создания продольного магнитного поля с напряженностью 0,1 Тл [[12]-[14]].

Рекристаллизационный отжиг образцов W осуществляли на ППУ в режиме электронного пучка в соответствии [[13]]. Температура образцов при отжиге составляла 1300±20°С. Образцы отжигались в течение 3600 с. После проведения отжига в рабочую камеру ППУ подавался плазмообразующий газ – метан (CH_4) – для получения на подготовленной поверхности образцов вольфрама карбидизированного слоя по ранее разработанному способу [[15]-[18]9]. Эксперименты по формированию слоев в виде W_2C и WC осуществлялись при различной длительности экспозиции, выбор которых основан на данных, приведенных в работах [20-[22]2].

Для определения условий воздействия теплового потока ППУ на поверхность вольфрама были проведены расчеты и моделирование тепловой нагрузки, согласно исходным данным о тепловой мощности в ИТЭР [[1]-[6]]. В результате получены данные о значениях температуры в контрольных точках исследуемых образцов и распределение температуры в элементе моноблока дивертора термоядерного реактора, представляющего собой прямоугольник с отверстием под тракт охлаждения, модель которого показана на рисунке 1 [23].

Исследование морфологии структурных составляющих, элементного состава и топографии поверхности образцов W проводили при помощи оптического микроскопа ICX-41M и сканирующего электронного микроскопа

(СЭМ). Определение твердости по Виккерсу проводили на автоматическом твердомере Q10A+ (Qness). Определение изменений массы образцов после воздействия тепловой нагрузки проводили с помощью аналитических весов Mettler Toledo MS205DU с дискретностью показаний 10 мкг. Площадь нагреваемой поверхности определялась на стереоскопическом микроскопе Альтами CM0745-T в программной среде Altami Studio. Шероховатость поверхности вольфрамовых образцов после воздействия плазмой определялась профилометром Mitutoyo SJ-411. Съемка рентгеновских дифрактограмм образцов производилась на дифрактометре Empyrean в Cu Kα-излучении, со сканирующим линейным детектором PIXcel1D. Для идентификации фазового состава на поверхности образцов W использовалась база данных Crystallography Open Database и база данных PDF-2 ICDD Release 2004.



а) исходные данные модели б) расчетная модель моноблока

Рисунок 1 – Модель моноблока дивертора термоядерного реактора.

Результаты и их обсуждение

По результатам анализа было подтверждено, что на образцах HP-4, HP-8 после облучения длительностью 600 секунд и на образцах HP-5, HP-7 после облучения длительностью 3600 секунд основами фазового состава являются W_2C и WC с процентным содержанием более 90 масс. % соответственно.

Анализ дифрактограмм образца HP-4 позволил идентифицировать увеличение фазы W до уровня 30 масс. % (в исходном состоянии было <5 масс. %), Большинство пиков полукарбида сохранило раздвоенность профиля, полуширина компонент профиля уменьшилась. Содержание фазы W_2C уменьшилось до 70 масс. %. В фазовом составе образца HP-5, произошли незначительные изменения. Интенсивности линий фазы W и W_2C находятся на уровне 3 %. Уровень интенсивности фазы WC остался на прежнем уровне 93 – 94 %. Предполагается, что при температуре 1250 °C W_2C распадается на W и WC. Однако полученные экспериментальные результаты показали, что уже после тепловой нагрузки при температуре 905 °C происходит распад W_2C. Эти результаты позволили предположить, что существующие модификации W_2C могут иметь различное термодинамическое окно, при котором происходит распад W_2C.

У образца HP-4 с полукарбидным слоем после тепловой нагрузки значительно изменился элементный состав за счет уменьшения содержания углерода. При этом наименьшее изменение заметно у образца HP-8 после

тепловой нагрузки при мощности q=20 МВт/м^2. Образец НР-5 с монокарбидным слоем в лучшем виде сохранил элементный состав при воздействии тепловой нагрузки при мощности q=10 МВт/м^2. Увеличение мощности тепловой нагрузки приводит к заметному снижению содержания углерода, о чем свидетельствует образец НР-7.

По результатам микроструктурных исследований видно, что на образцах НР-4 и НР-5 при воздействии тепловой нагрузки малой мощности частично сохранился поверхностный карбидизированный слой. На фрагменте микроструктуры образца НР-4 с полукарбидным слоем заметны хлопьевидные включения углерода, расположенного, в основном, в межзеренных участках. На образце НР-5 с монокарбидным слоем углерод приобрел рыхлую структуру, состоящую из большого количества отдельных наростов, между которыми просачивается подложка (поверхность W или карбидного слоя. Результаты СЭМ показывают, что на поверхности образцов НР-7 и НР-8 обнаружены разветвленные трещины, распространяющиеся, в основном, по границам и сквозь зерен. Протяженность трещин значительно превышает размеры зерен. Образование таких трещин вызвано более интенсивным разрушением - W_2C- и WC-фаз под действием высокой тепловой мощности. Образец НР-7 имеет более текстурированную поверхность по сравнению с образцом НР-8, что согласно результатам рентгеноструктурного анализа свидетельствует о заметном снижении содержания углерода.

Выводы

Проведены экспериментальные работы на пучково-плазменной установке по исследованию влияния мощных тепловых нагрузок, предполагаемых в области дивертора ИТЭР, и карбидизированного слоя на морфологические и физико-механические свойства поверхности W.

Установлено, что изменение мощности тепловой нагрузки приводит к изменению соотношения между содержанием углерода и вольфрама на поверхности образца. Удельная распыляемость поверхности образцов с карбидизированным слоем значительно меньше по сравнению с исходными образцами, и не зависит от вида слоя и температуры испытания.

Тепловая нагрузка мощностью P=10 МВт практически не влияет на элементный состав поверхности образцов W с карбидизированным слоем. Увеличение мощности тепловой нагрузки до P=20 МВт/м^2 приводит к заметной трансформации WC в W_2C и растрескиванию поверхности образцов W. В зависимости от вида слоя и мощности испытания тепловые нагрузки уменьшают микротвердость W до 40 %.

Подтверждение (acknowledgements)

Настоящая работа выполнена в рамках реализации Республиканской научно-технической программы «Экспериментальные исследования влияния покрытий на свойства материалов, обращенных к плазме, на имитационном стенде с плазменно-пучковой установкой» в филиале «Институт атомной энергии» Республиканского государственного предприятия на праве хозяйственного ведения «Национальный ядерный центр Республики Казахстан» Министерства энергетики Республики Казахстан. Материалы работы основаны на статье авторов M. Skakov, G. Zhanbolatova, A. Miniyazov, T. Tulenbergenov, I. Sokolov, Y. Sapatayev, Y. Kozhakhmetov, O. Bukina. Impact of High-Power Heat

Load and W Surface Carbidization on its Structural-Phase Composition and Properties. – Fusion Science and Technology. – 2021. – Vol.77P. 57-66 https://doi.org/10.1080/15361055.2020.184388.

Список литературы

[1] Escourbiac F. et al. Effort on Design of a Full Tungsten Divertor for ITER. – 24th, IAEA Fusion Energy Conference, San Diego, 2012.

[2] H. Bolt, V. Barabash, G. Federici, J. Linke, A. Loarte, J. Roth, K. Sato, Plasma facing and high heat flux materials-needs for ITER and beyond. – J. Nucl. Mater., 2002. – vol.307, p.43-52.

[3] Youchison, D., Gehrig, M., Lumsdaine, A., Klett, J., Greuner, H., & Böswirth, B. High heat-flux response of high-conductivity graphitic foam monoblocks. – Fusion Engineering and Design., 2019. – vol.146, p.417-420. https://doi.org/10.1016/j.fusengdes.2018.12.081

[4] Humphry-Baker, S. A., Smith, G. D. W., & Pintsuk, G. Thermal shock of tungsten carbide in plasma-facing conditions. – Journal of Nuclear Materials, 2019. – vol. 524, p.239-246. https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2019.06.041

[5] T.Hirai, F.Escourbiac, et.al. ITER tungsten divertor design development and qualification program. – Fusion Engineering and Design, 2013, vol.88, is.9-10, p.1798-1801.

[6] G.Putnik, Th.Loewehoff. – J. of Nucl. Mater., 2013.- vol. 438, p.S945-S948.

[7] G.Pintsuk. Tungsten as a plasma-facing material. – Comprehensive Nuclear Materials, 2012. – vol.4, p.551-581. https://doi.org/10.1016/B978-0-08-056033-5.00118-X

[8] G.Pintsuk., A.Hasegawa. Tungsten as a plasma-facing material. – Reference Module in Materials Science and Materials Engineering, 2019. https://doi.org/10.1016/B978-0-12-803581-8.11696-0

[9] S.A.Fabritsiev. Structural and Functional Materials: Selection Criteria and Radiation Characteristics. Fundamentals of Magnetic Thermonuclear Reactor Design, 2018, p.387–400.

[10] A.Zh. Miniyazov, A.A. Sitnikov, M.K. Skakov. Eksperimentalnye issledovaniya vzaimodeystviya nizkotemperaturnoy plazmy s volframom. – Polzunovskiy Vestnik AltGTU, – Barnaul, 2019. – №1. – S. 181-185. VAK. https://doi.org/10.25712/ASTU.2072-8921.2019.01.033

[11] I. Tazhibaeva, M. Skakov, V. Baklanov, E. Koyanbaev, T. Kulsartov, Yu. Ponkratov, Yu. Gordienko, Zh. Zaurbekova, I. Kukushkin, E. Nesterov. Study of Properties of Tungsten Irradiated in Hydrogen Atmosphere. – Nuclear Fusion, 2017. – V57, №12, P№. 126062. IF2017: 4,057. https://doi.org/10.1088/1741-4326/aa7911

[12] Patent RK na poleznuyu model № 2080. Imitactionnyy stend s plazmenno-puchkovoi ustanovkoy / Kolodeshnikov A.A., Zuev V.A., Ganovichev D.A., Tulenbergenov T.R. I dr. – opubl. 15.03.2017, Byul. № 5.

[13] V. Kurnaev, I. Vizgalov, K. Gutorov, T. Tulenbergenov, I. Sokolov, A. Kolodeshnikov, V. Ignashev, V. Zuev, I. Bogomolova , N. Klimov. Investigation of plasma–surface interaction at plasma beam facilities. - Journal of Nuclear Materials, 2015, vol.463, p.228-232. http://dx.doi.org/10.1016/j.jnucmat.2014.12.076

[14] T.R. Tulenbergenov, M.K. Skakov, A.Zh. Miniyazov, I.A. Sokolov, G.K. Kaiyrdy. Rol' imitacionnogo stenda s plazmenno-puchkovoy ustanovkoy v issledovaniyah plazmenno-poverhnostnogo vzaimodeystviya. – NNC RK Bulletin. Research and Technology Review National Nuclear Center Of The Republic Of Kazakhstan, 2019. – Issue. 4(80). – P. 51-58.

[15] Patent RK №2018/0846.1. Skakov M.K., Sokolov I.A., Batyrbekov E.G., Tulenbergenov T.R., Miniyazov A.Zh. «Sposob polucheniya karbidov volframa v plazmenno-puchkovom razryade».

[16] Sokolov I.A., Skakov M.K., Miniyazov A.Zh., Tulenbergenov T.R. Izuchenie proctessov obrazovaniya karbidov na poverhnosti divertora termoyadernogo reactora. – Vestnik KazNAEN. – 2019. – Вып. 1.– С. 44-49.

[17] Sagdoldina, Z., Rakhadilov, B., Skakov, M., Stepanova, O. Structural evolution of ceramic coatings by mechanical alloying // Materials Testing, 2019, - 61(4), c. 304-308.

[18] Rahadilov, B.K., Skakov, M.K., Tulenbergenov, T.R. Tungsten surface erosion by hydrogen plasma irradiation // Key Engineering Materials, - 2017, - 736 KEM, c. 46-51

[19] Rakhadilov, B.K., Miniyazov, A.Z., Skakov, M.K. et al. Structural Modification and Erosion of Plasma-Irradiated Tungsten and Molybdenum Surfaces. – Tech. Phys., 2020. – Vol. 65. – pp. 382–391. https://doi.org/10.1134/S1063784220030202

[20] Kurlov A.S., Gusev A.I. Karbidy volframa: structura, svoystva I primenenie v tverdyh splavah. – Springer, 2013.

[21] Samsonov G.V. Fizicheskoe materialovedenie karbidov.– Наукова думка, 1974.– С. 79-397.– 454 с.

[22] Kurlov A.S., Gusev A.I. Fizika i himiya karbidov volframa. – M.: Fizmatlit, 2013. – 272 s. – ISBN 978-5-9221-1477-6.

[23] Escourbiac F. The ITER divertor design and engineering challenges. – ITER Seminar, 2014.

УДК:621.039.51

РАСЧЕТНОЕ ОБОСНОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ ПО ИССЛЕДОВАНИЮ РАДИАЦИОННОГО РАЗОГРЕВА МАТЕРИАЛОВ В РЕАКТОРЕ ИГР

*Мухамедов Н.Е., Вурим А.Д., Пахниц А.В.,
Витюк Г.А., Келсингазина Р.Е., Должиков С.А.
Филиал «Институт атомной энергии» РГП НЯЦ РК,
г. Курчатов, Казахстан, E-mail: mukhamedov@nnc.kz

Разработка и внедрение на современном этапе развития атомной энергетики экологически безопасных ядерных установок сдерживается технологическими пределами, превышение которых приводит к инцидентам, связанным в большинстве своем с нарушением целостности конструкции

активной зоны ядерного реактора. Для рационального проектирования и обеспечения безопасной эксплуатации ядерно-энергетических установок, необходимо исследовать процессы и факторы совместное воздействие которых, на узлы конструкции ядерного реактора, приводит к изменению их физического состояния и оказывает значительное влияние на работоспособность всей установки в целом. Так как в процессе работы материалы конструкционных элементов активной зоны находятся в состоянии термомеханического напряжения, изменяющегося под воздействием радиационных механизмов, вопросы надежной и безотказной работы реактора в значительной степени определяются радиационным разогревом этих материалов. Для предсказания и уменьшения отрицательных эффектов размерных изменений элементов конструкции необходимо изучение этого физического явления. Также исследование процесса радиационного разогрева имеет фундаментальное значение для создания научных основ разработки новых радиационно-стойких материалов. Определение закономерностей температуры радиационного разогрева реакторных материалов от параметров облучения, в достаточном объеме возможно лишь с использованием внутриреакторных методов исследования, предоставляющих наиболее ценную и достоверную информацию. В перспективе испытаний тестирование необлученных материалов при воздействии высокопоточного нейтронного и гамма-излучения в процессе работы реактора. Особое внимание при подготовке и проведении таких работ уделяется методикам измерений и расчетов параметров, определяющих условия испытания, тщательная оптимизация которых, является основным условием успешного проведения натурных экспериментов на исследовательских реакторах.

Для обоснования возможности проведения реакторных испытаний, обязательным условием является предэкспериментальное расчетное определение максимальной температуры исследуемых образцов конструкционных материалов, располагаемых в экспериментальном устройстве в зависимости от выбранных режимов работы реактора и параметров их облучения. Таким образом, в данной работе представлено расчетное обоснования экспериментов по исследованию радиационного разогрева материалов в реакторе ИГР, а также разработана и расчетным путем обоснована схема экспериментов. Данные, полученные в результате нейтронно-физических и теплофизических расчетов, позволяют прогнозировать «поведение» материалов и произвести выбор «деловых» параметров облучения из предложенных режимов работы реактора ИГР.

Конструкция экспериментального устройства

Исследование радиационного разогрева материалов предполагает их тестирование в условиях комплексного воздействия факторов эксплуатации, то есть непосредственно в процессе работы реакторной установки. Для возможности облучения исследуемых материалов в активной зоне реактора ИГР было разработано экспериментальное устройство.

Основными элементами экспериментального устройства являются ампула и испытательная секция. Испытательная секция предназначена для размещения в ней образцов различных конструкционных материалов и представляет собой штангу диаметром 20 мм, на которой установлены два алюминиевых диска толщиной 10 мм и диаметром 100 мм. Расстояние между дисками составляет 100 мм.

На дисках равномерно по окружности выполнены 6 отверстий диаметром 21,5 мм для установки кварцевых ложементов, в которых размещены исследуемые образцы.

Образцы исследуемых материалов выполнены в виде куба со стороной 10 мм. В качестве образцов для исследований используются как химически «чистые» материалы, так и различные марки сталей.

Условия испытаний

В эксперименте предполагается исследовать радиационный разогрев конструкционных материалов в реакторе ИГР. Исследуемые образцы устанавливаются в испытательную секцию таким образом, чтобы минимизировать взаимное тепловое влияние и обеспечить режим калориметрического измерения. Это достигается применением ложементов из кварцевого стекла, для уменьшения потерь тепла от образца при его остывании и помещением всего экспериментального устройства в вакуум. После создания разреженной среды в экспериментальном устройстве, реализуется заданная диаграмма изменения мощности реактора ИГР. Радиационный нагрев в образцах обеспечивается конструкцией экспериментального устройства, его положением в центральном экспериментальном канале и реализацией требуемой диаграммы мощности ИГР.

Определение отношения энерговыделения в образцах к энерговыделению в реакторе

С целью определения отношения энерговыделения в испытываемых образцах конструкционных материалов к энерговыделению в реакторе был проведен ряд нейтронно-физических расчетов. Расчеты выполнялись с использованием расчетного кода MCNP5 [1] с библиотекой ENDF/B-VII. Расчетная модель реактора ИГР [2] полностью соответствует реальной конструкции и учитывает неравномерность распределения концентрации урана в объеме активной зоны.

Моделирование экспериментального устройства осуществлялось с соблюдением основных размерно-материальных характеристик конструкции согласно разработанному проекту.

Расчетные значения соотношения энерговыделения в образцах конструкционных материалов, расположенных на верхнем диске, выше значений, которые наблюдаются при их расположении на нижнем диске. При этом отличие составляет не более 10%. Данное различие объясняется расположением образцов в ложементах относительно центра активной зоны реактора.

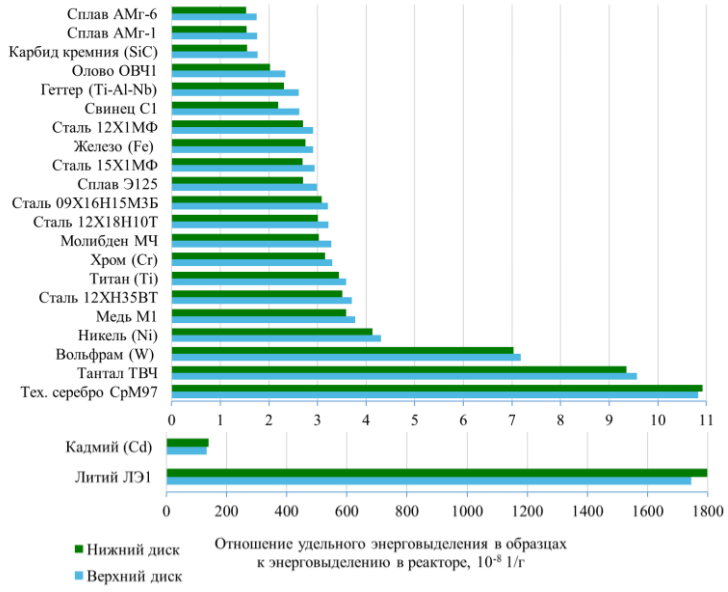


Рисунок 1 – Отношение энерговыделения в образцах конструкционных материалов к энерговыделению в реакторе, размещенных на верхнем и нижнем дисках

Значения энерговыделения в образцах лития марки ЛЭ1 и кадмия значительно превышают значение энерговыделения в других образцах, это обусловлено тем, что данные материалы обладают, в сравнении с другими конструкционными материалами, большим поперечным сечение захвата тепловых нейтронов.

Определение оптимальных режимов испытаний образцов конструкционных материалов

Определение оптимальных режимов испытаний образцов конструкционных материалов проводилось на основании нейтронно-физических характеристик, приведенных на рисунке 1.

В процессе проведения расчета были приняты следующие допущения:

- начальная температура образцов принималась равной 293,15 К;
- потери тепла с образцов отсутствуют (адиабатный процесс);
- значение теплоемкости для каждого из образцов принималось средним [3-7];
- диаграмма изменения мощности в реакторе представляет собой вспышку длительностью 2 секунды, при этом максимально возможное энерговыделение в реакторе не превышает 1,5 ГДж.

В результате проведенных расчетов были получены значения максимально возможной температуры для каждого образца при различных энерговыделениях в реакторе ИГР (1,5 ГДж, 1 ГДж, 0,5 ГДж, 0,025 ГДж) и их размещении в ЭУ (верхний диск, нижний диск).

Учитывая особенности конструкции испытательной секции ЭУ, максимально возможный нагрев образцов, полученный по результатам расчета, а также температуру плавления испытуемых материалов, образцы конструкционных материалов были разделены на три группы, соответствующие трем экспериментам с различным энерговыделением в реакторе ИГР в каждом из исследований.

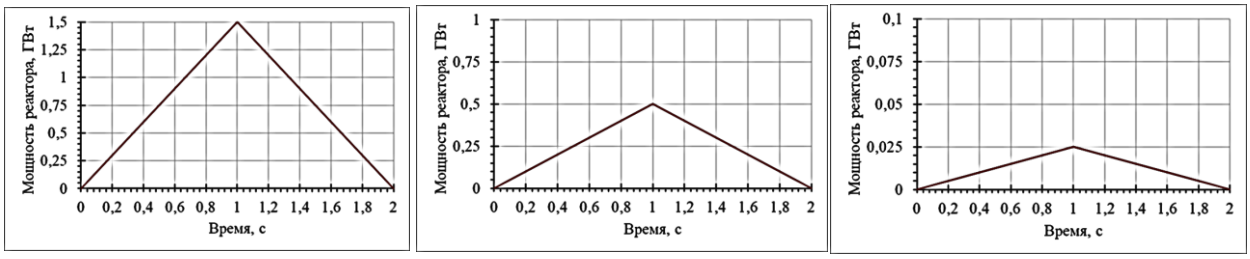
В первой группе размещено 12 образцов (сплав АМг-6, сплав АМг-6, карбид кремния SiC, геттер Ti-Al-Nb, сталь марки 12Х1МФ, технически чистое железо, сталь марки 09Х16Н15М3Б, сталь марки 15Х1МФ, хром и сталь марки 12ХН35ВТ) с наименьшим нагревом при реализации энерговыделения в реакторе 1,5 ГДж. Минимальный радиационный нагрев наблюдается у образца выполненного из сплава АМг-6, а максимальный нагрев у образца из стали марки 12ХН35ВТ.

Ко второй группе образцов были отнесены оставшиеся материалы (никель, медь, сплав Э125, олово, молибден, свинец, тех. серебро СрМ97, вольфрам и тантал), за исключением образцов лития и кадмия. При этом рекомендуемое энерговыделение реактора должно составлять 0,5 ГДж. При более высоком энерговыделении в реакторе некоторые образцы достигают температуры более 1000 К, что может нежелательно сказаться на прочностных свойствах кварцевых ложементов в местах контакта с образцом.

Минимальный радиационный нагрев во второй группе наблюдается у никелевого образца, а максимальный нагрев у данной группы образцов наблюдается у тантала марки ТВЧ.

Из второй группы были исключены образцы лития и кадмия, поскольку при рассмотренных значениях энерговыделения в реакторе их нагрев достигает температуры плавления ($T_{\text{плав.Li}} = 455\ K$ и $T_{\text{плав.}Cd} = 594\ K$). По этой причине данные образцы должны быть исследованы в отдельном третьем эксперименте с реализацией энерговыделения в реакторе 0,025 ГДж.

Таким образом, в результате проведения оценочного теплофизического расчета, были определены оптимальные диаграммы изменения мощности реактора ИГР для испытания образцов конструкционных материалов с учетом их теплофизических параметров (рисунок 2).



а) 1 эксперимент *б) 2 эксперимент* *в) 3 эксперимент*

Рисунок 2 – Изменение мощности реактора ИГР в экспериментах по исследованию радиационного разогрева конструкционных материалов

Также по результатам расчетов была составлена картограмма размещения образцов относительно друг друга и определено месторасположение каждого из них (рисунок 3).

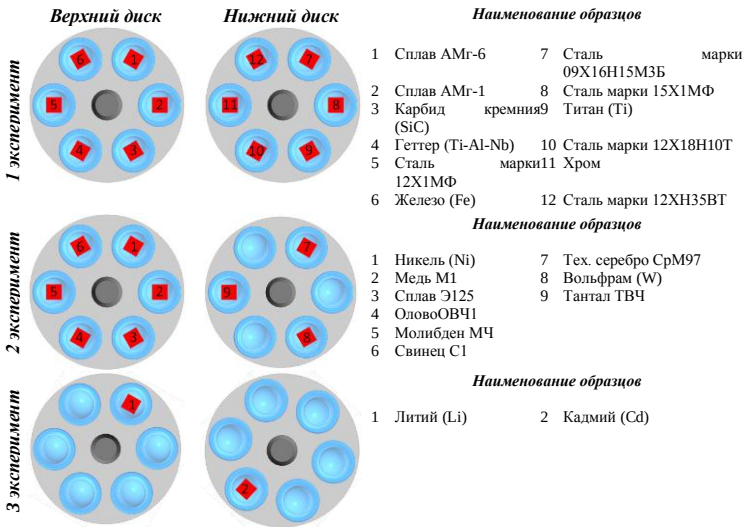


Рисунок 3 – Картограмма размещения образцов в экспериментах

Теплофизические расчеты в обоснование выбранных режимов испытаний

Для проведения теплофизического расчета в обоснование выбранных режимов испытаний в программе ANSYS [8] была построена трехмерная геометрическая модель ЭУ, включающая в себя испытательную секцию экспериментального устройства с установленными в нее кварцевыми ложементами и образцами, центральную часть ампулы экспериментального устройства и среду, которой заполнено экспериментальное устройство.

Полученные в результате нейтронно-физического расчета значения отношений энерговыделения в реакторе к исследуемым образцам (рисунок 1) и диаграммы изменения мощности реактора ИГР (рисунок 2) были использованы в качестве исходных данных для теплофизического расчета. Образцы размещались согласно картограмме представленной на рисунке 3. Теплофизические характеристики образцов материалов принимались из литературных источников [8, 9, 8, 10, 11, 12].

В процессе проведения расчета были приняты следующие допущения:

– начальная температура элементов модели составляет 293 К;

– полость ампулы отвакуумирована;

– теплообмен между элементами в модели осуществляется за счет теплопроводности;

– на внешней поверхности ампулы экспериментального устройства задавались условия конвективного теплообмена с окружающей средой с температурой 293 К при коэффициенте теплоотдачи 5 Вт/(м^2·К),

В результате теплофизических расчетов была определена максимальная температура тестируемых образцов при предложенных режимах работы реактора ИГР и условиях облучения с учетом параметров энерговыделения, полученных в результате нейтронно-физических расчетов. Также получены результаты по изменению температуры в процессе проводимых исследований.

В первом эксперименте, при реализации диаграммы изменения мощности в реакторе ИГР максимальная температура наблюдается у образца стали марки 12ХН35ВТ и составляет 395 К. Минимальная температура у образца сплава АМг-6 – 317 К.

Во втором эксперименте максимальная температура наблюдается у образца, выполненного из тантала марки ТВЧ, и составляет 532 К. Минимальная температура у образца никеля – 333 К. При этом диаграмма изменения мощности в реакторе ИГР соответствует диаграмме, представленной на рисунке 2б.

При реализации изменения мощности реактора ИГР согласно диаграмме, представленной на рисунке 2в, радиационный разогрев лития ЛЭ1 составит 96 К, при этом его максимальная температура составит 389 К. Максимальная температура кадмия – 409 К (нагрев 116 К).

Таким образом была подтверждена возможность проведения экспериментов при выбранных режимах испытаний.

Проведено расчетное обоснования экспериментов по исследованию радиационного разогрева материалов в реакторе ИГР.

Разработано экспериментальное устройство и расчетным путем обоснована схема эксперимента. В результате нейтронно-физических и теплофизических расчетов спрогнозировано «поведение» материалов и произведен выбор «деловых» параметров облучения из предложенных режимов работы реактора ИГР. Таким образом, была подтверждена возможность проведения экспериментов при выбранных режимах испытаний.

Результаты проведенных расчетных исследований позволят провести реакторные испытания и получить экспериментальные данные для нового набора конструкционных материалов ядерной и термоядерной техники.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. MCNP-5.1.40 Monte-Carlo N-Particle Transport Code; Los Alamos National Laboratory; Los Alamos, New Mexico. – April 24, 2003.

2. Компьютерная модель реактора ИГР для стационарных нейтронно-физических расчетов: а. с. № 2738 от 27.12.16 Республика Казахстан / А.Д. Вурим, В.М. Котов, Р.А. Иркимбеков, Л.К. Жагипарова, А.А. Байгожина.[1]

3. Thermophysical Properties of Materials for Nuclear Engineering: Tutorial for students of specialty «Nuclear Power Plants» / Edited by Prof. P.L. Kirillov. Second revised and augmented edition. − Obninsk. 2006. − 182 p.

4. Казанцев Е.И. Промышленные печи. Справочное руководство для расчетов и проектирования. М., Металлургия, 2-ое издание, 1975. – 368 с.

5. Thermophysical properties of γ-Titanium Aluminide the European IMPRESS Project/ Ti-2007 Science and Technology, 2007. – PP. 1026-1036.

6. 15CrMoV5-9 description. URL: https://www.steel-grades.com/

7. Silicon Carbide(SiC) properties and applications. URL: https://www.azom.com/

8. ANSYS Inc. – Release 21.1.0. – USA, 2021.

УДК: 621.762

ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОБРАЗЦОВ КАРБИДОКРЕМНИЕВОЙ КЕРАМИКИ

[1,2]Скаков М.К., [3]Мухамедова Н.М.*, [3]Кожахметов Е.А., [3]Мухамедов Н.Е.
Научный руководитель: Скаков М.К., доктор ф-м. наук
[1] Восточно-Казахстанский университет им. С. Аманжолова,
г. Усть-Каменогорск, Казахстан
[2] Национальный ядерный центр, г. Курчатов, Казахстан
[3] Филиал «Институт атомной энергии» РГП НЯЦ РК,
г. Курчатов, Казахстан
E-mail: bakayeva@nnc.kz

В филиале ИАЭ РГП НЯЦ РК в настоящее время идут работы по получению нового для Казахстана материала на основе карбида кремния, используя в качестве исходных компонентов промышленный лом.

Как известно [1-6], карбидокремниевая керамика обладает высокой прочностью, жаростойкостью и жаропрочностью, стойкостью к многократным теплосменам, к тепловым ударам, химической инертностью по отношению к агрессивным средам, достаточно высокой теплопроводностью и низким коэффициентом трения. Основное достоинство керамики на основе карбида кремния является использование материалов для подшипников и уплотнений жидкостного трения, применяемых в нефтяной, химической, машиностроительной и ядерной промышленностях. Одним из основных методов получения данного материала на сегодняшний день является пропитка графитовой основы жидким кремнием, который был изобретен более полувека назад, а получение материала методом порошковой металлургии отсутствует [5-8].

Стоить отметить, что особое развитие в последнее десятилетие по получению материалов на основе карбида кремния с помощью порошковой металлургии является метод искроплазменного спекания (SPS – Spark Plasma Sintering).

Данный метод позволяет эффективно контролировать пористость спекаемых материалов и получать компактные образцы соединений, обычное прессование которых практически неосуществима [9-10].

Принимая во внимание вышеизложенное, целью настоящей работы является изучение физико-механических свойств карбидокремниевой керамики в зависимости от ее температуры спекания с использованием в качестве исходных компонентов вторичные продукты промышленности.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве исходных сырьевых материалов для получения SiC-композита использовали порошки Si (99,9 %), C (99, 6 %). Соотношение порошков в формируемой композиции составляло Si-75 % масс C 25 % масс.

Для создания компактных образцов карбида кремния в работе использовали технологию искроплазменного спекания порошковых смесей (SPS-технология) на установке Labox-1575 (г. Новосибирск, Россия), по методике указанной в [9-10]. Параметры спекания приведены в таблице 1. По окончании спекания образцы приобретали цилиндрическую форму диаметром 15-20 мм и высотой 5,5-6,5 мм.

Таблица 1. Параметры спекания

№ п\п	Образец	Температура спекания, °С	Время выдержки, мин	Скорость нагрева, ºС/мин	Нагрузка, кН
1	SiC-1	1200	5	100	12
2	SiC-2	1300	5	100	12
3	SiC-3	1400	5	100	12
4	SiC-4	1500	5	100	12
5	SiC-5	1600	5	100	12

Метод определения предела прочности при сжатии состоит в определении отношения величины нагрузки, предшествующей разрушению образца, на первоначальную площадь его поперечного сечения. Для определения геометрических размеров образцов применялся цифровой штангенциркуль с дискретностью отсчета 0,01 мм. Испытания проводили до разрушения испытуемого образца при скорости перемещения активного захвата равной 2 мм/мин.

Предел прочности при сжатии (σсж) рассчитывали по формуле:

$$\sigma сж = P/S, \quad (1)$$

где P – разрушающая образец нагрузка, МН;

Площадь поперечного сечения (S) в мм^2 вычисляли по формуле :

$S = b \times h = a^2$ — для кубических образцов;

b – ширина образца, м;

h – толщина образца, м.

Определение микротвердости образцов карбидокремниевой керамики проводили методом восстановленного отпечатка с помощью прибора ПМТ-3М [11-12].

В качестве индентора использовали четырехгранную алмазную пирамиду с квадратным основанием. Нагрузка на индентор составляла 0,3 Н, время выдержки – 3 с. Число измерений на поверхности одного образца составляло 9, для определения распределения микротвердости по глубине модифицированного слоя – не менее 20 мкм.

Микротвердость рассчитывали по формуле (2):

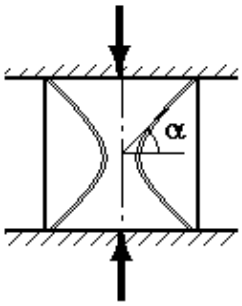
$$HV=0.189\ F/d^2\ , \quad (2)$$

где F – нагрузка, приложенная к алмазному наконечнику,

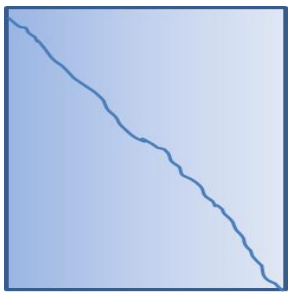
d- среднее арифметическое длин диагоналей квадратного отпечатка, мм.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЯ

При испытании на сжатие кубических образцов наблюдается расскалывание образцов по диагонали, характерных для хрупких материалов (рисунок 1).



а) геометрия сдвигового разрушения в объеме образца

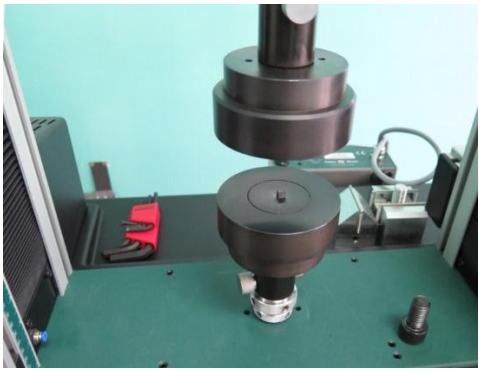


б) расскалывание по диагонали

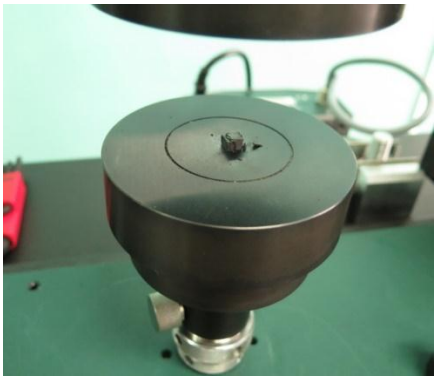
Рисунок 1 – Характерные формы разрушения образцов при испытании на сжатие

Такое разрушения объясняются тем, что на плоскости, наклоненной под углом, действуют максимальные касательные напряжения, являющиеся причиной разрушения образцов из хрупких материалов при испытании их на сжатие. Разрушении обусловлены сдвиговым напряжением из-за наличия сил трения между плитами испытательной машины и торцами образца.

Разрушение происходит по плоскостям, наклоненным к оси под углом 45°, совпадающим с направлением площадок, по которым действуют максимальные касательные напряжения. По причине не соблюдения перпенкикулярности сторон образцов, наблюдаются смещение оси излома (разрущения) показанного на рисунке 2.



а) установка образца в универсальную машину



б) характер разрушения

Рисунок 2 – Испытание образцов на разрывной машине

В процессе испытания регистрировались кривые сжатия «Нагрузка - перемещение», которые приведены на рисунке 3.

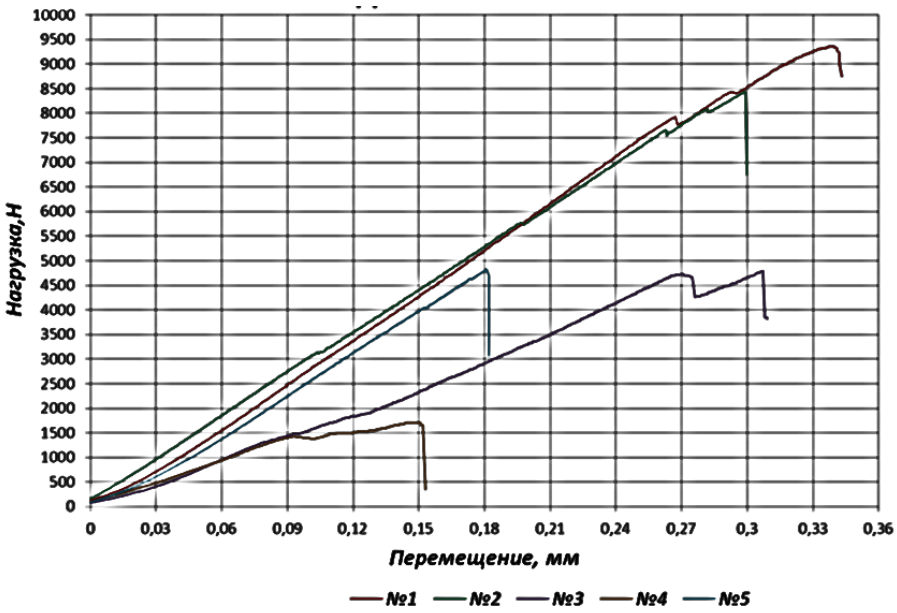


Рисунок 3 – Диаграмма «Нагрузка-перемещение» сжатия образцов № 1 – образец, спеченный при температуре 1500 ºС; №2 – 1600º; №3 – 1300º; №4 – 1200º; №5 – 1400º

Значения предела прочности при сжатии и деформации при максимальной нагрузке всех испытанных образцов приведены в таблице 2.

Таблица 2 – Результаты определения прочностных характеристик при испытании на сжатие

№ п/п	Температура спекания, º	Максимальная нагрузка, Н	Предел прочности ($\sigma_{сж}$), МПа
1	1200	1708	72,6
2	1300	4787	144,63
3	1400	4834	175,3
4	1500	9352	260,11
5	1600	8441	263,41

В результате анализа кривых испытаний на сжатие установлено, что наибольшие значения предела прочности выявлены у образцов карбидокремниевой керамики, спеченных при температуре 1500º и 1600 ºС (260~263 МПа). Относительно средние прочностные характеристики наблюдаются у образцов, полученных при температуре 1300º и 1400 Сº (145~175 МПа), а образец, спеченный при температуре 1200 ºС показывает низкий предел прочности. Зависимость предела прочности полученных образцов от температуры спекания показана на рисунке 4.

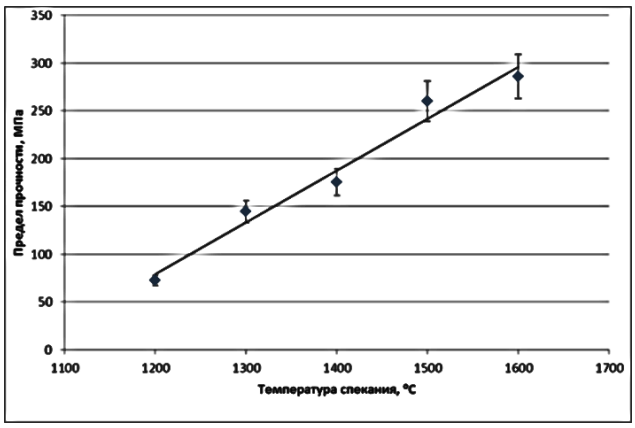


Рисунок 4 – Зависимость предела прочности карбидокремниевой керамики от температуры спекания

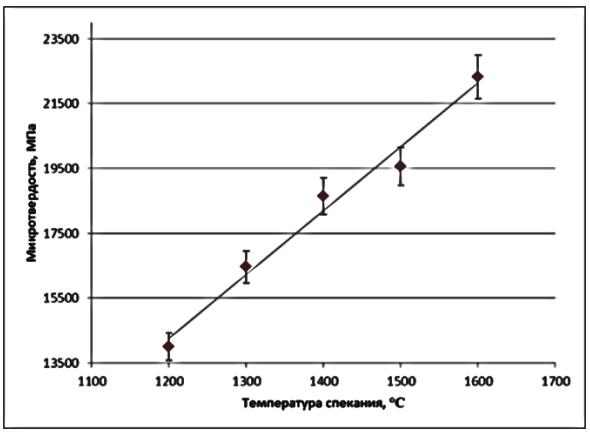


Рисунок 5 – Зависимость микротвердости карбидокремниевой керамики от его температуры спекания

Как видно из рисунка 4, с увеличением температуры спекания, предел прочности образцов карбидокремниевой керамики увеличивается от 70 МПа до 290 МПа.

Из рисунка 5 видно, что микротвердость образцов карбидокремниевой керамики увеличивается от 13500 МПа до 23000 МПа с ростом температуры спекания.

Из приведенных выше результатов мы наблюдаем улучшение характеристик карбидокремниевой керамики в зависимости от его температуры спекания.

ВЫВОДЫ:

На основании полученных данных по влиянию температуры искроплазменного спекания на физико-механические свойства образцов карбидокремниевой керамики, полученных с использованием в качестве исходных компонентов вторичные продукты промышленности можно сделать следующие выводы:

- выявлено, что с увеличением температуры спекания керамических образцов увеличивается их предел прочности от 110 до 270 МПа;
- микротвердость образцов карбидокремниевой керамики возрастает от 13500 МПа до 23000 МПа с увеличением температуры спекания.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Rashed A. H. Properties and Characteristics of Silicon Carbide // Poco Graphite, Inc. 2002. –19 p.

2. Evans R. S. Reaction Bonded Silicon Carbide / Evans R. S., Bourell D. L., Beaman J. J // SFF, Process Refinement and Applications. Department of Mechanical Engineering, The University of Texas at Austin, Solid Freeform Fabrication Proceedings. – 2003, P. 414 – 422.

3. Izhevskyi V.A. Liquid Phase Sintered SiC. Processing and Transformation Controlled Microstructure Tailoring / Izhevskyi V.A., Genova L.A., Bressiani A.H., Bressiani J.C.// Materials Research. – 2000. - v. 3.- № 4. - P. 131–138.

4. SiC Ceramic Materials for Design of High Performes Applications// General Literature Form No. A–12,047 12 C. Saint–Gobain Ceramics.© 1997 Carborundum Corporation Effective 5/97 Supercedes 7/91 All Rights Reserved. Printedin USA.

5. Stephen E. Saddow Anant Agarwal. Advances in Silicon Carbide Processing and Applications - Artech House Inc., 2004. - 229 p.

6. J. Mentz, M. Müller, H.P. Buchkremer, D. Stöver. Processing of porous C/SiC via «inner siliconizing» // acs.omnibooksonline.com/data/papers/2001_31.3.pdf.

7. Li Zhuan, XIAO Peng, XIONG Xiang, HUANG BO-yun. Manufacture and properties of carbon fibre-reinforced C/SiC dual matrix composites // New carbon materials.– Vol. 3. – 2010 – No.25. – P. 225-231.

8. Xiao Peng, Li Zhuana, Zhu Zi-bingb, Xiong Xiang. The morphology and mechanism of formation of SiC in C/C-SiC composites fabricated by liquid silicon infiltration // Journal of Ceramic Processing Research. – Vol. 11. – 2010 – No. 3, P. 335-340.

9. Bhaumik S. K. Synthesis and sintering of SiC under high pressure and high temperature / Bhaumik S. K., Divakar C., Usha Devi S. // J. Mater. Res. Soc.. - v. 14. - № 3. - P. 901–906.

10. Болдин М.С. Физические основы технологии электромпульсного плазменного спекания: учеб.-метод. пособие / Нижегородский государственный университет. – Нижний Новгород, 2012. – 59 с.

11. Н.Н. Фаддеенков, А.М. Третьяков // Разрушение хрупких материалов при сжатии. Методические указания к лабораторной работе по сопротивлению материалов для студентов Барнаул, 1998.

12. Уманский Я.С., Скаков Ю.А., Иванов А.Н., Расторгуев Л.Н. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия.– М.: Металлургия, 1982.– 632 с.

13. ГОСТ 9450-76 Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников.– М.: Издательство стандартов, 1993. – 34 с.

УДК-67.02/ 691.175.5/.8

РАЗРАБОТКА ОПТИМАЛЬНЫХ РЕЖИМОВ ТЕХНОЛОГИИ ГАЗОТЕРМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ СВЕРХ ВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНОГО ПОЛИЭТИЛЕНА С МОДИФИКАТОРАМИ

Скаков М.К., Очередько И.А., Баяндинова М.Т., Туякбаев Б.Т., Кантай Н.
Научный руководитель: Скаков М.К., доктор ф-м. наук
[1]Sarsen Amanzholov East Kazakhstan State University, Kazakhstan
e-mail: egor007kz@mail.ru

В работе представлены результаты моделирования методом конечных элементов процесса теплообмена в системе «пропано-воздушный факел-полимерная частица» СВМПЭ. Разработана установка газотермического оборудования для формирования защитных покрытий на основе полимеров, что имеет важное экономическое значение. При этом учтены физико- химические

свойства полимеров, такие как низкая теплопроводность и склонность к деструкции, что накладывает особые требования к подбору необходимых параметров газотермического оборудования.

В работе установлены зависимость геометрии факела и его физико-химических свойств от геометрии форсунки, технологическое обеспечение необходимой траектории полимерных частиц в факеле предотвращающих деструкцию полимера. Показана зависимость: диаметр частицы- оптимальная плотность теплового потока.

Полимерные покрытия полученные газотермическим методом напыления важны для многих отраслей промышленности, в том числе нефтехимической, автомобильной и авиационной промышленности. Они используются для защиты поверхности от влажности, коррозии и агрессивных химических сред. [1–5]. При этом сверхвысокомолекулярный полиэтилен обладает высокой химической устойчивостью и износостойкостью. Разработка технологии напыления СВМПЭ имеет важное экономическое значение для химических предприятий. СВМПЭ обладает высокой вязкостью в следствии высокой молекулярной массы. Переработка порошка СВМПЭ в покрытие наиболее перспективна газопламенным методом[6].

При разработке технологии газотермических полимерных покрытий накоплен определенный опыт, однако физико-химическое взаимодействие в системе полимерная частица – газотермическое пламя малоизучен из-за быстроты и сложности протекающих процессов. До сих пор нет четких представлений о процессе нагрева частиц полимера[3–5] Рекомендации по гранулометрическому составу материала базируются на общих соображениях, что мелкие частицы окисляются и выгорают, а крупные не успевают полностью проплавиться [4]. Технология переработки полимерных порошков имеет узкий температурный интервал. Технологические режимы так же должны обеспечить необходимую оптимальную степень проплавления частицы.

Технологический процесс который позволит переработать СВМПЭ в покрытие надлежащего качества, должен включать стадии подогрева подложки, разгон и разогрев частицы в факеле, соударение с подложкой, дополнительный нагрев. При этом стадия разгона и прохождения полимерной частицы через факел имеет критически важное значение, так как легко допустить перегрев частицы выше температуры плавления.

Проведённые нами экспериментальные работы по созданию газопламенной установки для напыления сверхвысокомолекулярного полиэтилена показали, что наиболее перспективной для напыления термопластичных полимеров является газовая форсунка с трехфазным течением (Рис. 1). Так как при прямом взаимодействии пламени и частицы происходит ее теле факела.

Цель данной работы – методом конечных элементов рассчитать взаимодействие частицы СВМПЭ и газотермического пламени при трехфазном потоке (согласно схемы рис. 1.)

Для достижения данной цели необходимо решить следующие задачи:

– Установить время пребывания частицы в факеле

– Установить термические характеристики СВМПЭ

– Установить необходимое соотношение скоростей потоков 2,3 и давление пропана подаваемое в форсунку 4.

– Установить плотность теплового потока позволяющего переработать СВПМЭ без деструкции.

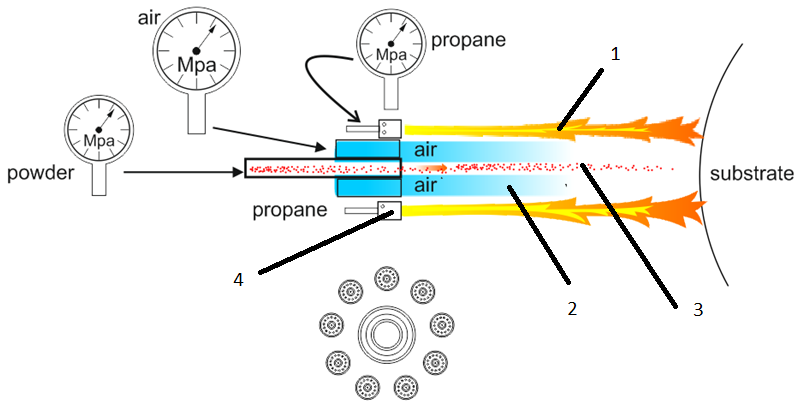


Рис. 1. Трехфазное истечение из форсунки. 1 фаза пламя (пропан), вторая фаза воздушная заслонка, третья фаза порошок+воздух

Методы исследования

Объект исследования – порошок сверхвысокомолекулярного полиэтилена с молекулярной массой $n \cdot 10^6$ г/моль и размером частиц 0,25-0,3 мм, как сырьё для переработки в защитное покрытие газотермическим методом. Газотермическое оборудование пропан-воздух для напыления термопластов.

Схема исследования. На первом этапе методом ДСК на приборе Excellence МЕТТЛЕР ТОЛЕДО, определены температура плавления и удельная теплоёмкость СВМПЭ. Создана 3D модель форсунки газопламенного напыления по схеме рис.1. Полученные данные были внесены в программный комплекс конечно- элементного анализа Solidworks где получали данные по оптимальным параметрам газотермического оборудования обеспечивающим переработку СВМПЭ без деструкции. Применялась стандартная CFD модель, k-ε модель турбулентности.

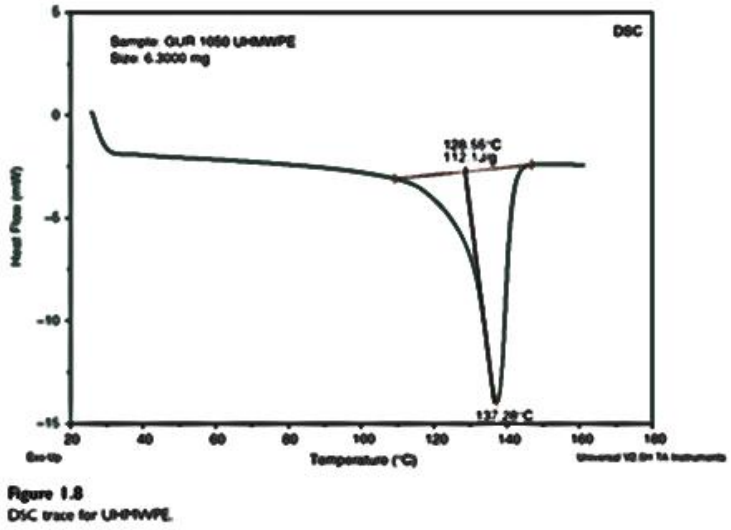


Рис. 2. Определение температуры плавления СВМПЭ методом ДСК, температура составила 137,28 ˚С

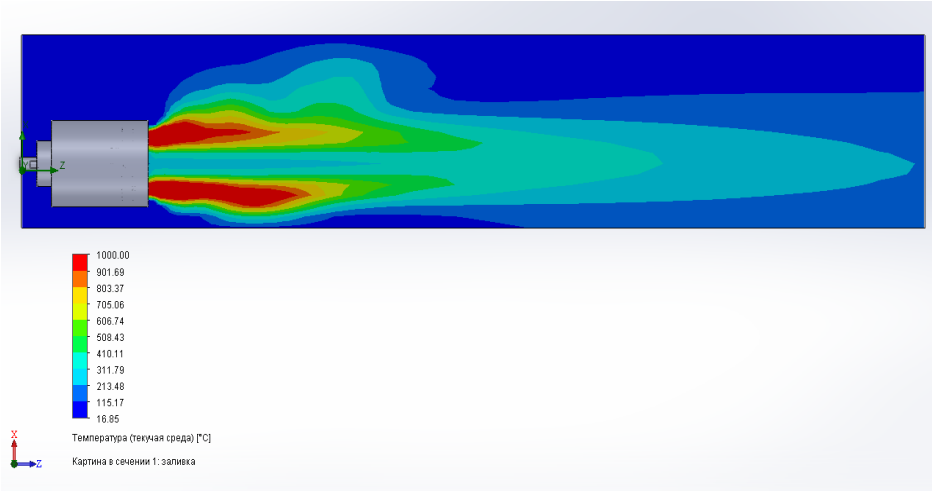


Рис. 3. Градиент температуры факела, регулируемый воздушной заслонкой. На полученной диаграмме видно, что в зоне пролёта частиц можно регулировать температуру от 400°С.

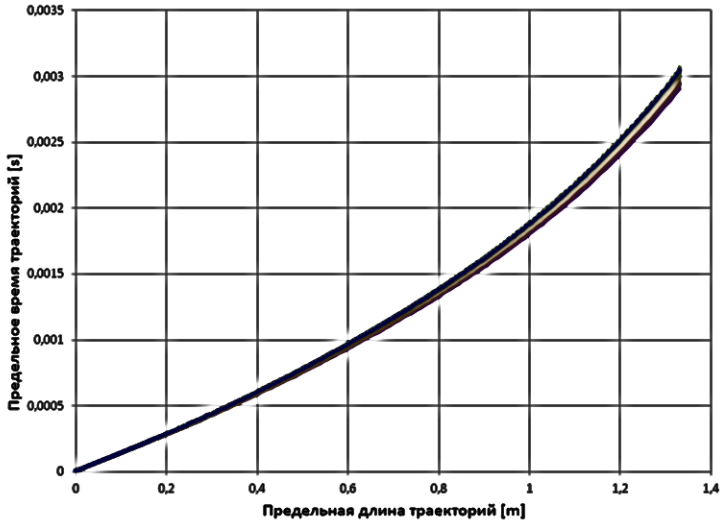


Рис. 4. Время пребывания частицы в факеле. Из полученного графика видно, что пребывание частицы в факеле при подаче порошка давлением 3 Мпа составляет 0,003 с на дистанции 1000 мм

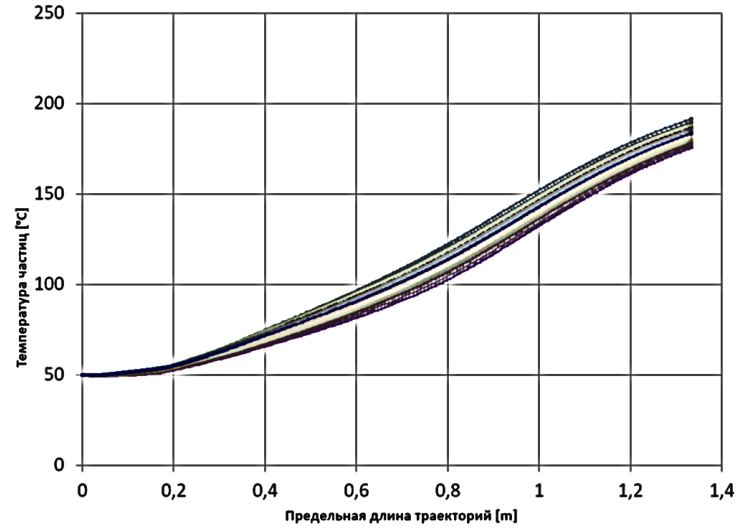


Рис. 5. Температура поверхности частиц по траектории факела

Температура деструкции полимера составляет – 1,5 Тпл, при этом температура плавления СВМПЭ –137°С, кратковременный порог нагрева частиц термопласта без деструкции порядка 200°С, для достижения данной температуры, температура зоны полёта в пламени должна составлять 785°С .

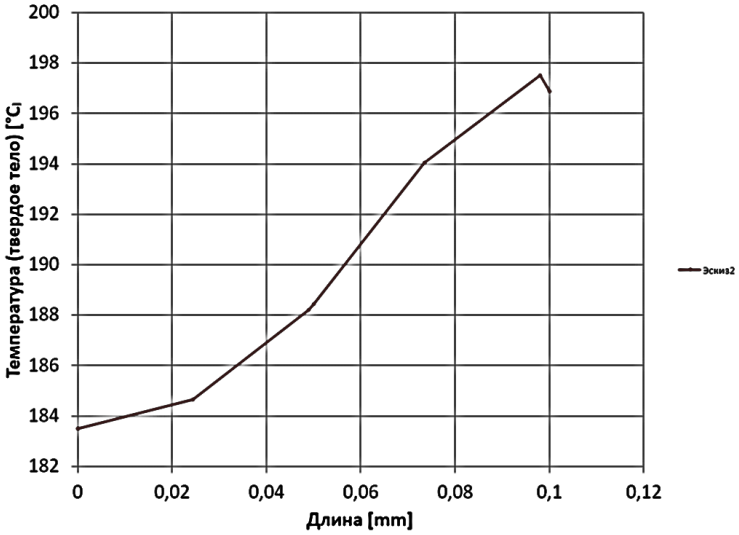


Рис. 6. Градиент распределения температуры и график распределения температуры от периферии к сердцевине. Частица порошка СВМПЭ – 0,2 мм.

Выводы и обсуждение. Методом конечных элементов смоделирована работа газотермического оборудования для напыления СВМПЭ. Установлено, что форсунка с трехфазным течением позволяет регулировать температуру пламени в пределах необходимых для переработки СВМПЭ. Воздушная заслонка (2, рис. 1) предотвращает вылет частиц полимера с оси пламени в высокотемпературную зону. Оптимальные режимы работы форсунки для переработки СВМПЭ-давление пропана 3 Мпа, давление, подаваемое в воздушную заслонку 1,5 Мпа, давление подачи порошка 3 Мпа. Так же установлено, что частица полимера в следствии низкой теплопроводности прогревается неравномерно, установлены данные зависимости. На основании полученных данный видно, что для формирования качественных покрытий необходимо так же определять оптимальную температуру подложки и дополнительного нагрева нанесённого покрытия для образования гомогенной структуры, что может явиться темой для отдельного исследования. Для проверки теоретических расчётов изготовлена установка для напыления. Полученные данные позволят получать зависимости влияния технологических параметров на структуру покрытий на основе СВМПЭ.

Благодарности

Работа выполнена в рамках грантового финансирования МОН РК «Разработка и внедрение высокоэффективной технологии нанесения антикоррозийного покрытия на основе сверхвысокомолекулярного полиэтилена» 2021–23 г. ИРН №AP09259925

Литература

1. Protective action of semi-fluorinated perfluorocyclobutyl polymer coatings against corrosion of mild steel / E. B. Caldona [et al.] // Metals & corrosion, 2019. – P. 32–37.

2. Process control for thermal-spray deposition of thermoset coatings using computer simulation / H. Xua [et al.] // Progress in Organic Coatings, 2016. – Vol. 101. – P. 407–415.

3. Study of wear and corrosion performance of thermal sprayed engineering polymers / F. Camargo [et al.] // Surface & Coatings Technology, 2013. –Vol. 220. – P. 140–143.

4. Petrovicova, E. Thermal spraying of polymers / E. Petrovicova, L. S. Schadler // International Materials Reviews, 47:4, 2002. – P. 169–190.

5. Production of Polymer Matrix Composite Coatings by Thermal Spraying / Y. Bao [et al.] // Transactions of the IMF. – 1994. – P. 73–75.

6. Bao, Y. Influence of composition and process parameters on the thermal spray deposition of UHMWPE coatings / Y. Bao, T. Zhang, D. T. Gawne // Journal of materials science. – 2005. –Vol. 40. – P. 77–85.

УДК: 621.039.665

РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ С ОБРАЗЦОМ ЛИТИЕВОЙ КАПИЛЛЯРНО-ПОРИСТОЙ СТРУКТУРЫ НА ПЛАЗМЕННО-ПУЧКОВОЙ УСТАНОВКЕ

[1,2] Скаков М.К., [3]Гордиенко Ю.Н., [3]Понкратов Ю.В., [2,3] Самарханов К.К.[*], [3]Тулубаев Е.Ю., [3]Соколов И.А., [3]Жанболатова Г.К., [3]Бочков В.С.
Научный руководитель: Скаков М.К., доктор физ-мат. наук, профессор
[1]Национальный ядерный центр Республики Казахстан,
г. Курчатов, Казахстан
[2]Восточно-Казахстанский университет им. С. Аманжолова,
г. Усть-Каменогорск, Казахстан
[3]Филиал «Институт атомной энергии» РГП НЯЦ РК,
г. Курчатов, Казахстан
E-mail: samarkhanov@nnc.kz

В последние годы одним из важных направлений в развитии термоядерных установок являются исследования, связанные с использованием в качестве обращенного к плазме материала лития и жидколитиевых систем [1]. Применение жидкого лития в качестве обращенного к плазме материала в большинстве случаев реализуется за счет использования в качестве стабилизирующей матрицы капиллярно-пористой структуры (КПС). Эксперименты по использованию жидкого лития в качестве материала, обращенного к плазме (ОПМ), проводятся на действующих плазмо-физических

установках, таких, как Т11-М (г. Троицк, Россия), FTU (г. Фраскатти, Италия), NSTX (г. Принстон, США), EAST (г. Хэфэй, Китай) и на стеллараторе TJ-II (г. Барселона, Испания). Обзор современной научной литературы в области управляемого термоядерного синтеза показывает, что и на других действующих установках проводятся исследования с литиием и жидко-литиевыми системами [2-7]. В связи с созданием в РК исследовательского материаловедческого токамака КТМ в филиале ИАЭ НЯЦ РК ведутся работы по исследованию возможности использования литиевых КПС в качестве внутрикамерных элементов ТЯР [8,9]. Так, в предыдущие года были реализованы работы по созданию и испытанию макета литиевого дивертора (МЛД), который в свою очередь планируется использовать в токамаке КТМ, как один из сменных сегментов приемного диверторного устройства. Особенностью МЛД является то, что в качестве обращенного к плазме материала используется литиевая КПС, которая установлена на приемную поверхность диверторного элемента. С целью получения данных об оптимальных режимах работы литиевого устройства в условиях реальной работы токамака КТМ имеется необходимость полномасштабной проверки концепции использования литиевых технологий, в частности, исследования поведения литиевых КПС в условиях высоких тепловых, радиационных и плазменных нагрузок. В данной работе представлено описание методики испытания образца литиевой КПС при проведении облучательных экспериментов на плазменно-пучковой установке (ППУ). Разработана конструкция мишенного узла, описана процедура изготовления образцов литиевой КПС при его размещении в мишенном узле ППУ и определены оптимальные температурные режимы и вакуумные условия при облучении.

Методическая часть

В проведенных работах по испытанию литиевой капиллярно-пористой системы (КПС) модернизированного модуля МЛД при взаимодействии с плазмой был использован имитационный стенд с плазменно-пучковой установкой (ППУ) [10]. Стенд имитационных испытаний предназначен для изучения взаимодействия плазмы КТМ с материалами, для проведения испытаний диагностического оборудования, а также для развития существующих и разработки новых методов моделирования нагрузок на конструкционные материалы, изучения свойств и поведения материалов при взаимодействии с плазмой. Использование ППУ дает возможность оперативно получать предварительные экспериментальные данные о поведении материалов в условиях взаимодействия их с плазмой, что позволяет вносить коррективы в основные экспериментальные исследования на КТМ. Параметры плазменного потока представлены в таблице 1

Таблица 1. Параметры плазменного потока при проведении экспериментов

Мощность источника электронов, кВт	0 – 30
Электронная температура, эВ	0 – 15
Энергия электронов, кэВ	0 – 20

Диаметр электронного пучка, мм	3 – 30
Максимальное давление газа, Торр	$<10^{-3}$
Энергия ионов плазмы, кэВ	0 – 2
Плотность ионного потока, $м^{-2}\times с^{-1}$	10^{22}
Максимальная концентрация плазмы, H_2, D, He (Ar) $м^{-3}$	~ $1\cdot10^{18}(10^{19})$

При разработке процедур изготовления образца литиевой КПС были рассмотрены имеющиеся коллекторы мишенного узла ППУ, и выбран подходящий вариант для размещения исследуемого образца литиевой КПС (рисунок 1).

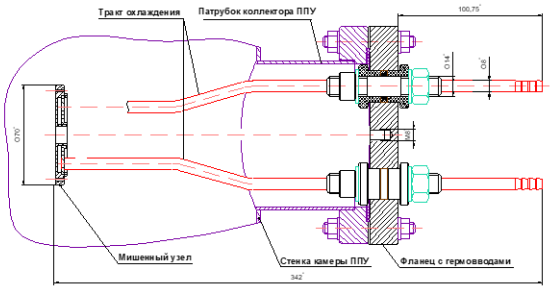


Рисунок 1 – Схема коллектора мишенного узла ППУ

Изготовление образца литиевой КПС и его размещение в мишенном узле ППУ

В соответствии с форм-фактором выбранного коллектора была разработана мишень, в которой в последующем был установлен исследуемый образец литиевой КПС. В ходе этих разработок выбран материал мишени (молибден) и определена конструкция мишени. На основе разработанной конструкторской документации были изготовлены основные комплектующие детали КПС из молибдена (рисунок 2).

а) б) в)

Рисунок 2 – Комплектующие из молибдена: а) для мишени с КПС без лития; б) для мишени с образцом литиевой КПС; в) образец для методических экспериментов.

Приемная поверхность литиевой КПС представляет собой сетку из нержавеющей стали 12Х18Н10Т (рисунок 3) которая в процессе изготовления мишени будет заполнена литием (рисунок 4), предварительно очищенным от неметаллических примесей. Описание процесса очистки приведено в работе [11].

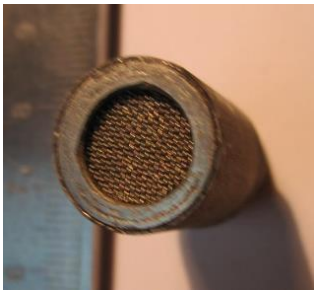


Рисунок 3 – Мишень перед изготовлением образца литиевой КПС

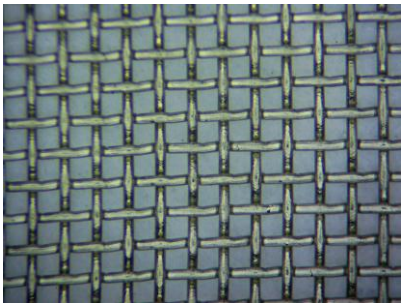


Рисунок 4 – матрица КПС

В дальнейшем были проведены работы по заполнению литиевой КПС, размещенной на приемной поверхности мишени. Изготовление образца литиевой КПС проводилось при помощи специально разработанного экспериментального устройства (рисунок **Ошибка! Источник ссылки не найден.**).

Рисунок 5 – Экспериментальное устройство и процедура загрузки мишени

Процедура изготовления литиевой КПС заключались в следующем:

– мишень с образцом помещалась в экспериментальное устройство, которое при помощи высоковакуумного насоса откачивалось до давления не выше 10^{-5} Па;

– далее мишень с образцом нагревалась до температуры порядка 200^{0}С и выдерживалась на данной температуре в течение 1 часа, в условиях непрерывной

откачки, затем в объем экспериментального устройства напускался чистый аргон до давления порядка $13{,}3 \cdot 10^3$ Па;

– мишень с образцом последовательно нагревалась до температуры 400^0С, 500^0С, и 800^0С и выдерживалась на каждой температурной полке в течение 40 мин, 20 мин и 10 мин соответственно, после чего выключался нагрев, и остывание экспериментального устройства происходило естественным образом.

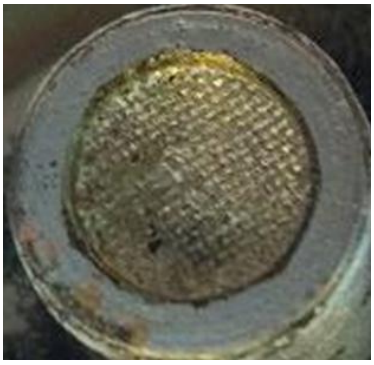


Рисунок 6 – Заполненная литием КПС

Рисунок 7 – Размещение литиевой КПС на мишенном узле ППУ

Таким образом был изготовлен образец литиевой КПС. После изготовления литиевая КПС была установлена на мешеный узел плазменно-пучковой установки (рисунок 7).

Результаты и их обсуждение

После того как были изготовлены образцы КПС проводились их испытания при облучении дейтериевой плазмой в интервале температур от 20 ^{0}С до 1500 ^{0}С. Испытания проводились как с образцом литиевой КПС (рисунок 8), так и без лития. В ходе проведения методических экспериментов в реальном времени велась: регистрация температуры образца; регистрация интенсивности резонансных оптических линий при помощи спектрометра USB 2000+; параметров дейтериевой плазмы при помощи диагностик ППУ; состава газовой фазы в разрядной камере при помощи масс-спектрометра RGA-100. Регистрация всех параметров эксперимента велась в реальном времени.

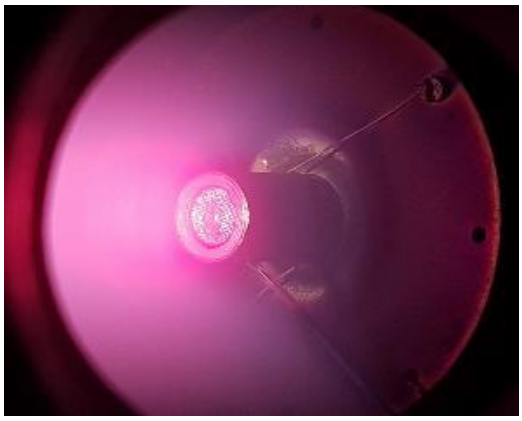


Рисунок 8 – Визуальное отображение эксперимента по облучению образца литиевой КПС дейтериевой плазмой на ППУ

По полученным оптическим спектрам определены зависимости изменения интенсивности излучения резонансных линий дейтерия и лития от изменения температуры исследуемых образцов.

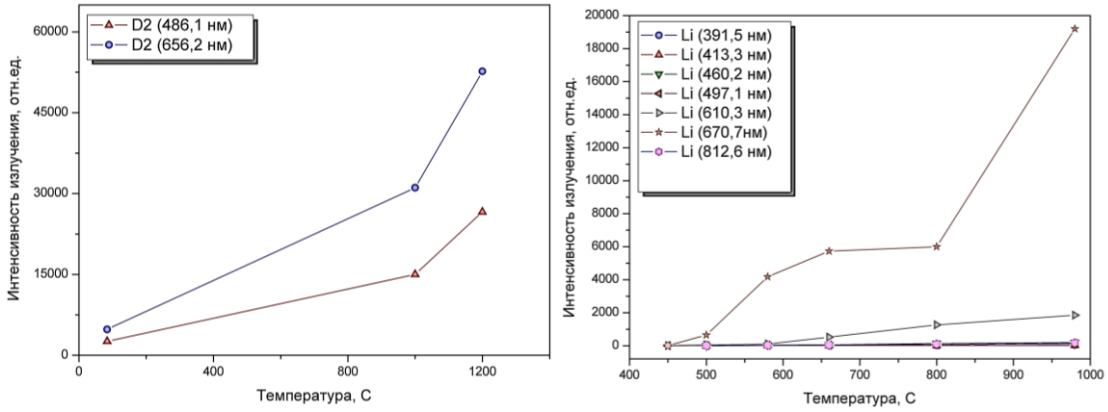


Рисунок 9 – Температурные зависимости излучения резонансных линий D2 и Li.

Выполнен расчет параметров дейтериевой плазмы плотность, который составил порядка $3*10^{17}$ D+/м^3. Проведено сравнение зависимостей температуры КПС без лития и литиевой КПС от тока дейтериевой плазмы при проведении идентичных экспериментов и состояние образцов после облучения на ППУ.

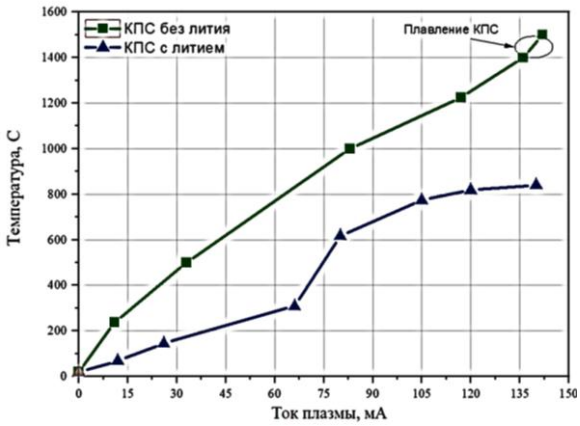


Рисунок 10 – Зависимость температуры мишени от тока дейтериевой плазмы

Как видно из выше приведенных рисунков, видно, что с увеличением тока плазмы для КПС без лития повышение температуры приводит к ее разрушению, в свою очередь литиевая КПС за счет теплоты плавления и парообразования лития, а в последующем переизлучения энергии плазмы на нейтральных атомах лития эффективно отводит тепло от матрицы КПС и защищает ее от разрушения даже при критических повышениях тока дейтериевой плазмы.

В результате выполненных работ была разработана методика проведения испытаний литиевых КПС на плазменно-пучковой установки ППУ. Выполнен

расчет параметров дейтериевой плазмы, плотность которой составила порядка $3 \cdot 10^{17}$ D+/м^3. По полученным оптическим спектрам определены зависимости изменения интенсивности излучения резонансных линий дейтерия, и лития от изменения температуры исследуемых образцов КПС. Проведённые исследования показали, что с увеличением тока плазмы для КПС без лития повышение температуры приводит к ее разрушению, в свою очередь литиевая КПС за счет теплоты плавления и парообразования лития, а в последующем переизлучения энергии плазмы на нейтральных атомах лития эффективно отводит тепло от матрицы КПС и защищает ее от разрушения даже при критических повышениях тока дейтериевой плазмы.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Golubchikov, L.G. Development of a liquid-metal fusion reactor divertor with a capillary-pore system / L.G. Golubchikov [et al.] // J. Nucl. Mater.− 1996.− Vol. 233-237.− P. 667-672.

2. Apicella, M.L., Mazzitelli, G., Lazarev, V.B., Azizov, E.A., Mirnov, S.V., Petrov, V.G., Evtikhin, V.A., Lyublinski, I.E., Vertkov, A.V. et al. Preliminary analysis on a liquid lithium limiter in capillary porous system (CPS) configuration in view of a “litization” experiment on FTU tokamak. — Fusion Eng. and Design, 2005, vol. 75 – 79 p. 351 – 355.

3. Mazzitelli, G., Apicella, M.L., Pericoli, V., Marinucci, M., Mazzotta, C., Tudisco, O., Lazarev, V., Alekseyev, A., Vertkov, A., Zagórski, R. FTU experimental results using a lithium liquid limiter. In: 48th APS. Philadelfia, 11 Feb. 2006. N UI1.00005.

4. Kugel, H.W. NSTX plasma operation with a Liquid Lithium Divertor. / H.W. Kugel [et al.] // Fusion Engineering and Design. – 10 October 2012.– Vol. 87.– P. 1724-1731.

5. Mirnov, S.V. Recent lithium experiments in tokamak T-11M / S.V. Mirnov [et al.] // Journal of Nuclear Materials.– July 2013.– Vol. 438, Supplement.– P. S224-S228.

6. Lyublinski, I.E. Development of lithium and tungsten limiters for test on T-10 tokamak at high heat load condition / I.E. Lyublinski, A.V. Vertkov, M.Yu. Zharkov, V.A. Vershkov, S.V. Mirnov // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering.– 2016.– Vol.130.– 012019.

7. Tabarés, Francisco L. First liquid lithium limiter biasing experiments in the TJ-II stellarator / Francisco L. Tabarés [et al. TJ-II Team] // Journal of Nuclear Materials.– August 2015.– Vol. 463.– P. 1142-1146.

8. Status of design and experimental activity on module of lithium divertor for KTM tokamak. / I.E. Lyublinski [et al.] // Fusion Engineering and Design.– 2013.– Vol. 88.– P. 1862-1865.

9. Status of design and experimental activity on module of lithium divertor for KTM tokamak. / I.E. Lyublinski [et al.] // Fusion Engineering and Design.– 2013.– Vol. 88.– P. 1862-1865.

10. Sokolov, I.A. Study of the Interaction of Plasma with Beryllium That Is a Candidate Material for the First Wall of a Fusion Reactor / Sokolov, I.A. [et al.] // Zhurnal Tekhnicheskoi Fiziki, 2018, Vol. 88, No. 4, pp. 521–525.

11. Литий / В.И. Субботин [и др.]. – М. : ИздАТ, 1999. – 263 с.

УДК 538.9

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ТЕХНОЛОГИИ HIGH-VELOCITY AIR-FUEL НА ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ФАКЕЛА ГАЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ГОРЕЛКИ В ПРОЦЕССЕ ПЕРЕРАБОТКИ СВМПЭ

[1,2]Скаков М.К., [2]Очередько И.А., [2]Баяндинова М.Б.*, [2]Туякбаев Б.Т.
Научный руководитель: Скаков М.К., д.ф.-м.н., профессор
[1]Национальный ядерный центр Республики Казахстан,
г. Курчатов, Казахстан
[2]Восточно-Казахстанский университет им. С. Аманжолова,
г. Усть-Каменогорск, Казахстан
shohmanova_m@mail.ru

В ряде работ (см. например, [1-2]), для защиты металлических изделий предлагается способ нанесения на их поверхность полимерных покрытий методом газотермического напыления. Технология устраняет необходимость использования летучих органических растворителей в условиях вредных производств. На наш взгляд, не проведены систематические исследования по определению рационального состава горючей смеси и грануляции наносимого полимерного материала. Кроме того, технология не оптимизирована под критерии промышленной применимости.

В результате этого, до сих пор отсутствуют единые рекомендации по выбору оптимальной величины плотности теплового потока факела термораспылителя, режимов оплавления полимерных покрытий на длинномерных деталях. Более того, с технологической точки зрения, не решены проблемы управления геометрическими размерами наносимых покрытий, которое в свою очередь зависит от точного моделирования процесса напыления.

Как известно, не устойчивые технологические режимы неблагоприятно сказываются соответственно на практически важных свойствах получаемых покрытий. Были проведены работы по переработке полимеров с помощью энергии плазмы [3]. Однако высокая температура, развиваемая в плазменном потоке, приводит к деструкции полимеров. Плазменная технология, целесообразна только для переработки тугоплавких полимеров, таких как фторлоны.

В связи с вышеизложенным, целью настоящей работы является определение степени влияния параметров технологии High-Velocity Air-Fuel (HVAF) на физико-химические свойства факела горелки в процессе переработки сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ).

Материал и методы исследования

Для нанесения покрытия из СВМПЭ был использован газопламенный метод. В качестве топливного газа использовали пропан, а в качестве окислителя – воздух (высокоскоростная технология нанесения покрытий - газ-воздух High

Velocity Air-Fuel (рис.1). Объект исследования СВМПЭ, производство Nantong Yangba Polyethylene Co., Ltd., China, плотность 930 *кг/м*^{3}, с молекулярной массой $2\cdot10^6$ *моль*$^{-1}$, представляет собой белый порошок со средним размером частиц 150 *мкм* (см. рисунок 2 а, б), насыпная плотность >0,4 г/см ^{3}, ρ ≥ 0,933 г/см ^{3}. Форму и размер частиц СВМПЭ определяли методом электронной микроскопии. Типичная морфология порошков показана на рисунке 2, частицы СВМПЭ имеют почти сферическую форму. Текучесть порошков определяли как скорость истечения свободногонасыпного порошка через стандартную воронку. Смешивание порошков проводили в шаровой мельнице Pulverizette 23, частота вращения 1500 *об/мин*, время помола в промежутке от 6,5 до 15 *мин*.

Зависимость физико-химических свойств факела газотермической горелки от геометрии форсунок и массовых долей горючего и окислителя

Для определения зависимости физико-химических свойств факела газотермической горелки от геометрии форсунок горелки и массовых долей горючего и окислителя мы построили 3D – модель технологии высокоскоростного напыления газ-воздух HVAF - (см. рисунок 1).

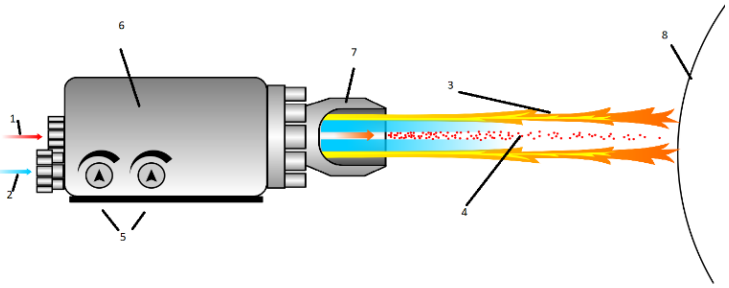
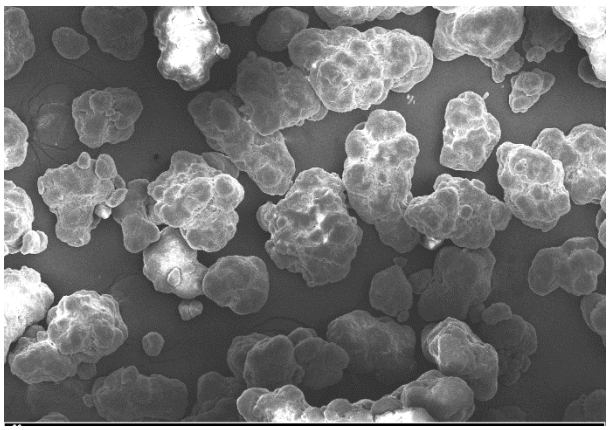
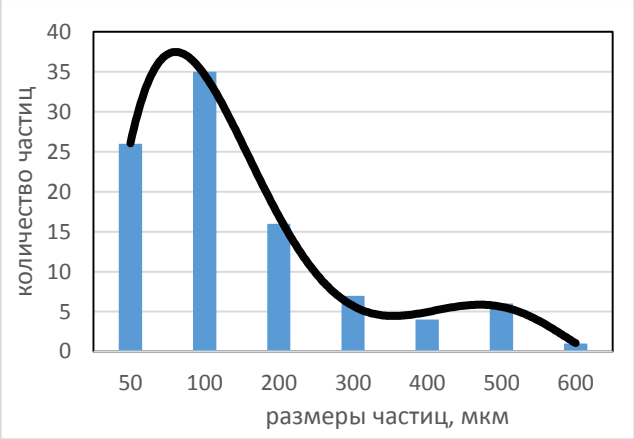


Рисунок 1. Принципиальная схема напыления полимеров газотерическим методом

В соответствии с рисунком 1, краткое описание технологического процесса: пропан 1 поступает в газораспределительный узел 6, распыляется через форсунку 7, под воздействием теплового источника воспламеняется и образует факел 3; смесь воздуха и композиционной шихты 2 поступает в газораспределительный узел и далее через сопло 7 входит в зону факела; порошки СВМПЭ 4 под воздействием температуры оплавляются и соударяясь с подложкой 8 образуют покрытие. Соотношение горючего, окислителя и рабочего сырья, т.е. переменные технологические параметры, регулируются соответственно вентилями 5.

Факел горелки должен обеспечивать необходимый режим для переработки частиц СВМПЭ. Оптимальный режим - это интервал, где нижний порог интервала - температура плавления, верхний порог - это температура деструкции полимера. При этом, как известно [4], теплопроводность полимера низкая и для обеспечения его полного перехода в текучее состояние необходим больший промежуток времени, чем для керамики или металла. В этом процессе, несомненно, играет важную, ключевую роль газотермическая горелка технологической установки. Ряд работ (см., например, [5,6]) посвящен совершенствованию горелки.





а б

Рисунок 2. СЭМ - изоброжение частиц СВМПЭ (а), распределение частиц по размерам (б)

Важнейшей задачей оптимизации процесса горения факела является эффективное использование энергии, выделяющейся при сгорании горючей смеси. Кроме того, при напылении полимерных покрытий особое внимание уделяется соблюдению температурного режима напыления.

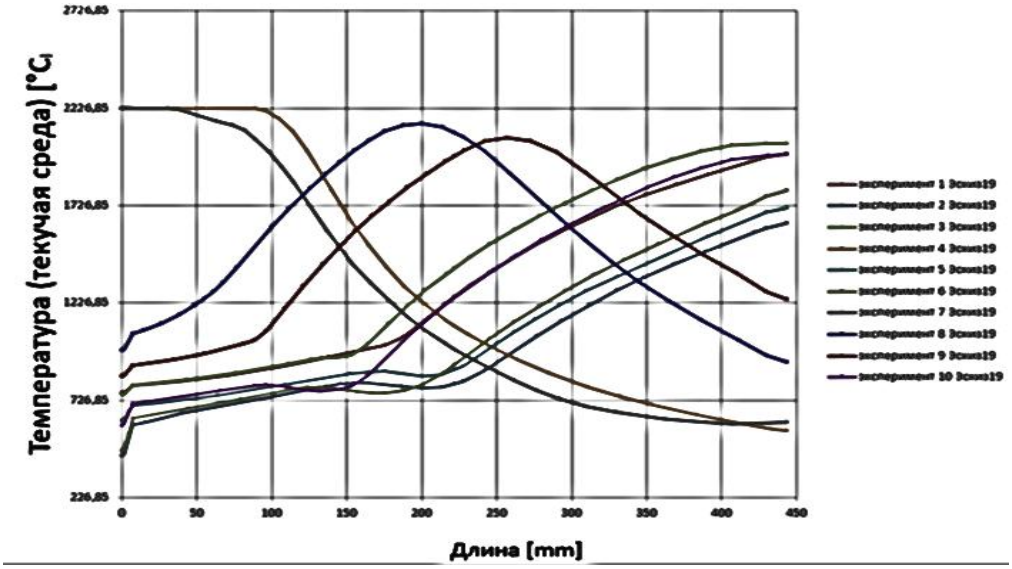


Рисунок 3. Зависимость физико-химических свойств факела от геометрии форсунок и массовых долей горючего и окислителя

На рисунке 3 представлены изменения физико-химических свойств факела в зависимости от геометрии форсунок и массовых долей горючего и окислителя.

Зависимость величины плотности теплового потока, градиента температуры факела горелки, типа реакции при горении в различных режимах от массовых долей горючего и окислителя.

В соответствии с рис. 2 соотношение горючего, окислителя, сырья (переменные технологические параметры) регулируются вентилями 5.

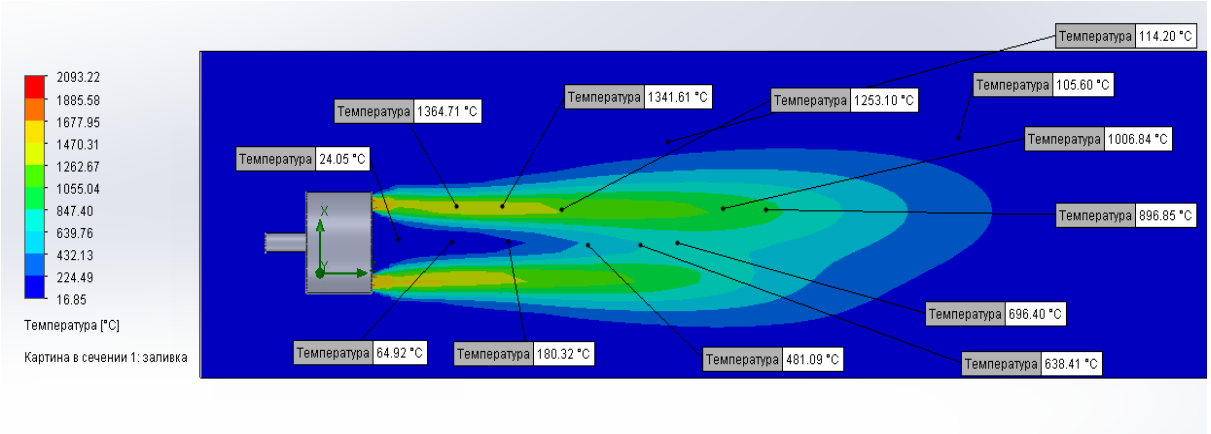


Рисунок 3. Градиент температурного поля факела

На рисунке 3 представлены рассчитанные данные градиента температуры факела газотермической горелки. Пламя факела состоит из трёх компоненотов: нейтральной зоны (красный цвет), восстановительной зоны (зелёный цвет) и окислительной (светло голубой цвет). Как видно из диаграммы, созданная конечно-элементная модель позволяет получать данные в любой точке пространства факела. В зависимости от соотношения горючего вещества и кислорода газовое пламя подразделяется на [7] :

- окислительное - с избытком кислорода;
- нормальное - при паритетном соотношении горючего вещества и кислорода;
- восстановительное - с избытком горючего газа.

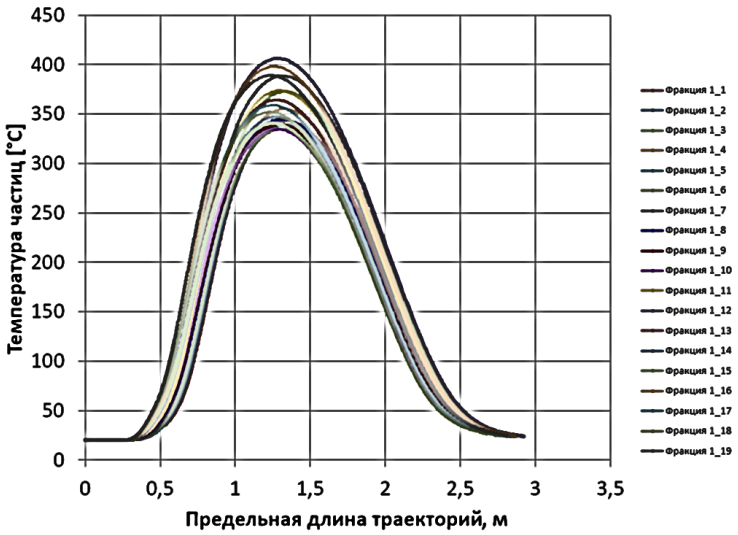
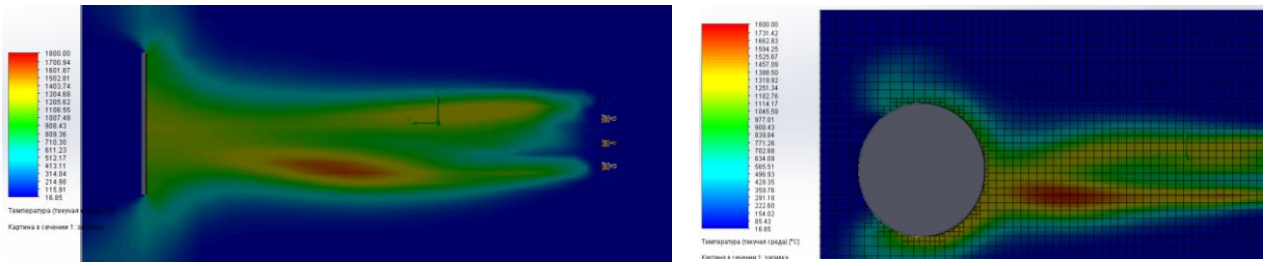


Рисунок 4. Распределение температуры частиц по длине факела

Из рисунка 4 видно, что необходимую температуру частицы достигают уже на дистанции 0,8 *m*. При этом температура частиц практически одинаковая, что должно обеспечивать равномерную структуру получаемых покрытий из СВМПЭ [8]. Полученные нами значения удовлетворяют заданному интервалу.

Из полученных данных также следует, что необходимо выбирать дистанцию напыления 800 *mm*, обеспечивающую выдержку заданного температурного интервала.



а) б)

Рисунок 5. Температурный градиент при взаимодействии термической струи с плоской (а) и цилиндрической (б) геометрией подложек

На рисунке 5 показано взаимодействие «термическая струя - подложка». Видны поля распределения температуры в зависимости от геометрии подложек. Из диаграмм видно, что оптимальная дистанция напыления составляет 0,8-1 *m*, так как далее факел менее стабилен и частицы попадают в турбулентный поток.

Таким образом, в результате проведенных исследований определены технологические параметры газотермического оборудования и установлено их значительное влияние на физико-химические свойства факела горелки в процессе переработки СМПЭ (технология HVAF). Определены величины плотности теплового потока и градиента температурного поля факела, тип реакции при горении в различных режимах (восстановительная, нейтральная, окислительная) в зависимости от массовых долей горючего и окислителя. Установлена значительная роль температуры факела, как одного из важнейших факторов, определяющих качество получаемых полимерных покрытий. Определена необходимая плотность теплового потока для полного расплавления частиц СВМПЭ, не превышающая порог деструкции.

Работа выполнена в рамках грантового проекта Комитета науки Министерства образования и науки Республики Казахстан №AP09259925 "Разработка и внедрение высокоэффективной технологии нанесения антикоррозийного покрытия на основе сверхвысокомолекулярного полиэтилена", 2021-2023 годы.

Список литературы:

1. Gonzalez R., Ashrafizadeh H., Lopera A., Mertiny P., and McDonald A., A Review of Thermal Spray Metallization of Polymer- Based Structures. Journal of Thermal Spray Technology, Volume 25(5) June, 2016, p. 897-919, https://doi.org/10.1007/s11666-016-0415-7

2. Heli Koivuluoto, A Review of Thermally Sprayed Polymer Coatings. Therm Spray Tech, 10 April 2022, Published online: 12 may, 2022 https://doi.org/10.1007/s11666-022-01404-1

3. Гатиятуллина Р.Ф., Бадрутдинова А.Н., Применение низкотемпературной плазмы для нанесения полимерно-порошковых покрытий, Вестник Казанского технологического университета. 2014. Т.17, №20, с. 45-48

4. Y. Bao, T. Zhang, D. T. Gawne, Influence of composition and process parameters on the thermal spray deposition of UHMWPE coatings. Journal of materials science 4 0. 2005, p. 77–85.

5. Горелка для газопламенного напыления покрытий. Чагаев В.А., Сахнович В.Т., Белоцерковский М. А., B05B7/20 (BY), 1995 г.

6. Горелка для газопламенного напыления. Говорин Е.В., B05B 7/20 (RU), 2012 г.

7. Frey P.J. Mesh Generation. Application to Finite Elements / Frey P.J. – L.George. – 2nd ed. – London: ISTE Publishing Company, 2008. – 814 p.

8. Скаков М.К., Очередько И.А., Туякбаев Б.Т./ Горелка для газопламенного напыления легкоплавких порошковых материалов, преимущественно термопластичных полимеров / № 5371 /11.09.2020/.

УДК 623.454.862 (574)

PHYSICAL DOSIMETRY IN KAZAKHSTAN AND WORLD: HISTORY AND PROSPECTS

[1]Скаков М.К., [2]Бияхметова Д.Б.*, [2]Жамалдинов Ф.Ф.,
[2]Кенжина Л.Б., [2]Мамырбаева А.Н.

[1]РГП ПХВ «Национальный ядерный центр Республики Казахстан»,
071100, Республика Казахстан, ВКО, г. Курчатов, Бейбіт атом 2
[2]Филиал «Институт радиационной безопасности и экологии» РГП НЯЦ РК, 071100, Республика Казахстан, ВКО, г. Курчатов, Бейбіт атом 2
e-mail:caldina@nnc.kz

The threat of serious radiation exposure to the population as a result of radiological incidents and nuclear events has led to intensive study of a number of methods of emergency and retrospective dosimetry for sorting purposes, as well as an adequate assessment of the effects of exposure [1].

In this context, it should be noted that biological dosimetry based on biological analyses and cytogenetic approaches: dicentric chromosome analysis (DIC), microkernel analysis with cytokinesis blocking (CBMN) and translocation analysis using fluorescent in situ hybridization (FISH), successfully implemented and mastered at present in Kazakhstan [2-4] and retrospective physical dosimetry (electron paramagnetic resonance (EPR), thermoluminescence (TL), Optically stimulated

luminescence (OSL) has long been an important tool for assessing an individually received dose (of blood or a personal device) without the influence of temporary changes in blood tests or confounding factors such as chemicals or psychogenic reactions. However, the continuous improvement and expansion of the fields of application of biological and physical dosimetry methods, initially used for the purpose of retrospective assessment of the effects of radiation, make it possible to ensure timely assessment of the impact on the population as a whole. The approval of the cytogenetic method of biological dosimetry as the "gold standard" of primary sorting of victims in cases of emergency dosimetry [5], a number of successful studies on the use of the EPR and OSL method on personal objects (portable electronic devices, chip cards), have proved the significant potential of using methods of both physical and biological dosimetry of complementary use, especially in an emergency scenario inhomogeneous irradiation.

Physical dosimetry techniques were used at the beginning of their development in order to retrospectively assess the effects of high-dose radiation: the accident at the Chernobyl nuclear power plant, Fukushima Daiichi, as well as for people who went to infected areas after the accident. One of the largest objects for research in the field of emergency dosimetry at the end of the 20th century was the Semipalatinsk nuclear test site (SNTS) in the Republic of Kazakhstan. The consequences of the landfill's activities, the large-scale effect on public health, the radioecological situation of the region, all these circumstances have become prerequisites for Kazakhstan's participation in numerous fundamental epidemiological studies, as well as the development of emergency and personal dosimetry in the country.

Currently, modern research proves the need to develop, improve and implement physical dosimetry methods in an integrated approach to dose assessment. The traditional separation of physical and biological dosimetry communities is a thing of the past, the current emphasis on worldwide networks, mutual assistance demonstrates the need to adopt a multiparametric approach.

It would be more expedient to start with EPR spectroscopy, since it is more advanced and studied in the world literature among other approaches. Electron paramagnetic resonance (EPR) dosimetry based on the measurement of stable radiation-induced radicals in calcified human tissues (primarily in tooth enamel) has firmly established itself as a reliable, specific and highly sensitive method in retrospective dosimetry. This method is of particular importance for relatively low radiation doses or when the results of conventional dosimetry are not available (for example, in emergency conditions).

The use of the EPR dosimetry method on calcined human biological tissues began in the 50s of the last century. Currently, ESR spectroscopy using tooth enamel is a well-established method for retrospectively determining the effects of photon fields with minimal detectable dosesAlso, the accumulated experience of developing and improving the method allows it to be used to test dosimetry in epidemiological and medical studies of radiation therapy or to assess the absorbed dose for people after acute exposure as a result of an accident, such as the Chernobyl accident, Fukushima, nuclear industry workers in the Southern Urals, as well as residents of settlements

located near and near the sites of radiation incidents and nuclear test sites (Techa River, SNTS in Kazakhstan). Despite the absence of a single standardized protocol of the EPR methodology for the enamel of human teeth, hair and nails, since 1993, protocols for measuring the absorbed dose in enamel using EPR dosimetry of teeth developed by various laboratories have been evaluated and improved by several international comparison programs.

In Kazakhstan, EPR dosimetry of tooth enamel was developed at the end of the XX -beginning of the XXI century, however, it was limited to a retrospective assessment of absorbed doses received by residents of settlements affected by the activities of SNTS (Dolon, Bodene, Bridge, etc.) within the framework of numerous international projects of Kazakhstan, Japan, Russia, etc. An extensive array of data on the reconstruction of the received doses allowed us to recreate a complete picture of the consequences on the health of residents of the east of Kazakhstan and to trace the trajectory of the radioactive trace, as well as the most affected populated areas where the values of "emergency doses" were increased [6-10]. It should be noted that the purpose of almost all studies using the EPR method in Kazakhstan was to determine the dose of external radiation to residents of settlements near the SNTS area associated with exposure to radioactive fallout from the landfill. Kazakhstan also participated as a research platform in numerous interlaboratory studies, including EPR dosimetry on tooth enamel and soil samples and luminescent dosimetry.

Also among the few attempts to apply or improve the EPR dosimetry method for other purposes in Kazakhstan, one can single out a pilot study of the effect of X-ray scanning of luggage on the dosimetric properties of electron spin resonance. This experiment was conducted in 2006 as part of a joint work of scientists from Kazakhstan and Japan. The zone at Incheon Airport in Korea, which is a transfer point for routes from Kazakhstan to Japan, was studied. Tooth enamel was used as individual dosimeter in this experiment.

In addition, in 2014, a study was conducted using the EPR method, where the objects were employees of a uranium mining plant in the city of Stepnogorsk, in the north of Kazakhstan. This pilot experiment was aimed at evaluating the possible absorbed accumulated doses obtained as a result of many years of professional activity.

At the moment, it can be argued that the scientific practice of EPR dosimetry in Kazakhstan is limited to comparative studies, or attempts are being made to generalize the available data on the assessment of absorbed doses by the population near the SNTS.

Luminescent dosimetry is another area that has no less extensive world experience in the use of emergency dosimetry. It includes methods using the principle of the phenomenon of transmission of radiation of various kinds (thermal, optical) through the sample. The most well-known are thermoluminescence and optically stimulated luminescence techniques.

The method of thermoluminescence dosimetry (TLD) has been successfully used for primary sorting of victims and personal dosimetry after large-scale accidents (Hiroshima and Nagasaki, Chernobyl). This method, in comparison with the EPR

method, is more mobile, has a wide range of different samples to use, but gives the same reliable and accurate results when assessing the dose.

The primary experience of using the TLD method for emergency and retrospective dosimetry was limited to using the principle of thermoluminescence on samples of building materials (bricks, ceramics), as well as for obtaining industrial personal dosimeters. However, after identifying chip cards from mobile phones, as well as credit cards, it was found that luminescent dosimetry for personal belongings has extensive potential and a number of significant advantages in emergency dosimetry. Modern world research on the application of the TLD method for personal items in the field of individual emergency dosimetry examines materials such as clothing items (buttons, pieces of fabric), shoes (heels, soles) and personal accessories (tablet vitamins, trace elements, food containing sugar or salt crystals), but the most popular purpose of the study is personal electronics, especially various components from modern smartphones, as well as credit cards, ID cards and other personal items containing electronic components (chips, resistors, etc.) [11-13]. If in the last decade this type of sample was unreliable, due to its non-proliferation in the everyday life of every person, now these samples are perhaps the most specific and accurate individual dosimeter of any potential victim. Smartphone components now widely used as test samples include surface-mounted devices (SMD, such as resistors, capacitors and inductors) glass materials, including front protective glass, display glass and (with more modern devices) rear protective glass, chips in identification cards and credit cards.

In all large-scale studies using methods of luminescent dosimetry, Kazakhstan appears as a vast research space with the richest material. The purpose of the first studies using thermoluminescence dosimetry methods, where Kazakhstan appears as a site providing the richest material for research, was retrospective luminescent dosimetry in areas affected by radioactive fallout of the SNTS to assess the potential of this approach. In this case, the method was also used with ceramic bricks to determine the cumulative dose of external gamma radiation caused by precipitation, mainly as a result of the 1949 test, in areas located northeast of the SNTS in Altai, Russia, and Semipalatinsk region, Kazakhstan [14-15]. In addition, in these studies, bricks and other samples of building materials were taken as samples from the surfaces of the walls of buildings of houses affected by the activities of the landfill. However, the TLD method itself, as well as the method of OSL dosimetry, has not been practically mastered by Kazakhstan.

In subsequent years and at the present time, no studies or experiments for the development or use of elements of the TLD method have been carried out, or have not been documented in the literature. This circumstance testifies to the huge potential for the development of this method in Kazakhstan, given the comparative simplicity and mobility of this method for use in a wide variety of purposes: from emergency dosimetry, primary sorting of victims, to the assessment of accumulated doses received by professionals and medical workers.

If we talk about the 2nd method of luminescence dosimetry, in context of Kazakhstan, the data is negligible.

This method has no experience of application, except for the use of its principle of operation in interlaboratory comparisons within the framework of joint projects for the purpose of retrospective dosimetry. A similar study was conducted in the 2000s to compare the luminescence measurements of bricks from the village of Dolon, using an experimental methodology, with the results of a "European research group". Thermoluminescence and optically stimulated luminescence methods were applied to quartz grains extracted from different depths in bricks taken from buildings in the village of Dolon, to determine the cumulative absorbed dose of DT. Measurements were carried out in four laboratories (with the support of the EU Measurement Group). The results obtained using TLD and OSL techniques were compared and discussed with reference to known sources of experimental uncertainty and the corresponding luminescence characteristics that could affect the assessment of the absorbed dose. Moreover, the OSL method based on scientific laboratories and institutes of Kazakhstan was not used as an independent approach to dose assessment.

Dosimetry methods based on physical data open up wide and new possibilities for emergency dosimetry, especially in the case of large-scale events. The world's standardized research and development programs aimed at increasing the possibilities of dose assessment for large-scale events (RENEB, MULTIBIODOSE, IAEA) are based on biological dosimetry, especially cytogenetic methods, as a fundamental approach to dose assessment, however, the approaches of so-called ‘physical dosimetry’ are currently being actively developed and introduced into the world practice of advanced scientific laboratories. All the methods described at the global level are still under development and do not have the same level of standardization as biological analyses, but, nevertheless, they have some key advantages:

- A signal specific to a particular irradiation;
- No special conditions for transportation;
- No imposed delay for the start of measurements when taking a sample;
- Significant available support in the form of worldwide networks of laboratories and many comparisons;
- The possibility of using them as part of a multiparametric approach;
- Signal stability (EPR);
- Luminescent dating (TL, OSL).

The history of the use of physical dosimetry methods in Kazakhstan has rich experience only in the use of electron-paramagnetic resonance, but it is limited to measuring retrospective absorbed doses in the population affected by the acute exposure. Approaches using luminescence have no practical experience at all as independent methods. The increased labor intensity, expensive equipment, the specificity of each conducted experiment, the lack of a single standard of methodology, the high sensitivity and complexity of obtaining samples and their preparation for measurement – all these factors are a significant obstacle to the fundamental development of this methodology in the country.

However, the world experience and the relevance of the described methods prove their powerful potential for mastering, development and implementation in domestic science. It is necessary to start implementing approaches of luminescent

solid-state dosimetry as one of the promising, mobile and high-quality alternatives to biological approaches, while in the direction of emergency personal dosimetric support of the population. In order to increase competitiveness in the world scientific arena, a significant level of professional training, readiness and response in the event of large-scale radiation accidents or incidents related to ionizing radiation, it is necessary to create a national integrated dosimetry laboratory, including a variety of methods for determining and evaluating the absorbed dose.

References

1. Trompier, F. Overview of physical and biophysical techniques for accident dosimetry/ F. Trompier, C. Bassinet, S. Della Monaca [et al.] // Radiat Prot Dosimetry. – 2011. – Vol. 144, Is.1-4. – P. 571-574.

2. Кенжина, Л.Б. Освоение метода биологической дозиметрии микроядерный тест лимфоцитов с блокированием цитокинеза (CBMN) // Вестник НЯЦ РК. – 2019. - № 3 (79). – С. 109-113.

3. Кенжина, Л.Б. Определение региональной фоновой частоты стабильных транслокаций у населения, проживающего на территории, прилегающей к Семипалатинскому испытательному полигону // Вестник НЯЦ РК. – 2018. - № 4 (76). – С.26-31.

4. Кенжина, Л.Б. Определение региональной фоновой частоты нестабильных аберраций у населения, проживающего на территории, прилегающей к Семипалатинскому испытательному полигону // Вестник НЯЦ РК. - Курчатов, 2020. - Вып. 2. – С. 119-127.

5. Cytogenetic Dosimetry: Applications in Preparedness for and Response to Radiation Emergencies/ EPR-Biodosimetry 2011. - Vienna: IAEA, 2011. – P. 234.

6. Stepanenko, V.F. A gradient of radioactive contamination in Dolon village near SNTS and comparison of computed dose values with instrumental estimates for the 29 August, 1949 nuclear test/ V.F. Stepanenko, M. Hoshi, Y.V. Dubasov [et al.] // Journal of Radiation Research. – 2006. – Vol. 47. – P. A149–A158. - References: p. A157-A158.

7. Zhumadilov, K. Results of tooth enamel EPR dosimetry for population living in the vicinity of the Semipalatinsk nuclear test site/ K. Zhumadilov, A. Ivannikov, K. Apsalikov [et al.] // Radiation Measurements. – 2007. – Vol. 42, Is. 6-7. – P. 1049–1052.

8. Zhumadilov, K. ESR dosimetry study for the residents of Kazakhstan exposed to radioactive fallout on 24, August 1956/ K. Zhumadilov, A. Ivannikov, D. Zharlyganova [et al.] // Radiation Measurements. – 2011. - Vol. 46. Is. 9. - P. 793–796.

9. Ivannikov, A. I. Individual dose reconstruction among residents living in the vicinity of the Semipalatinsk Nuclear Test Site using EPR Spectroscopy of tooth enamel/ A. I. Ivannikov, Zh. Zhumadilov, B. I. Gusev [et al.]// Health Physics. - 2002. – Vol. 83, Is. 2. - P.183–196.

10. Ivannikov, A. Radiation dose reconstruction by tooth enamel EPR dosimetry for population of Dolon and Mostik settlements placed in vicinity of the radioactive fallout trace of the most contaminating nuclear test in the Semipalatinsk nuclear test

site/ A. Ivannikov, K. Zhumadilov, E. Tieliewhan [et al.]// Journal of Radiation Research. – 2006. – Vol. 47. – P. A39–A46.

11. McKeever, S.W.S. Developments in the use of Thermoluminescence and Optically Stimulated Luminescence from mobile phones in emergency dosimetry/ S.W.S. McKeever, S. Sholom, J.R. Chandler// Radiation Protection Dosimetry. – 2020. – Vol. 192, Is. 2. – P. 205-235. - doi: 10.1093/rpd/ncaa208. - PMID: 33406531.

12. Woda C. Radiation-induced damage analysed by luminescence methods in retrospective dosimetry and emergency response [et al.]/ C. Woda, C. Bassinet, F. Trompier // Ann Ist Super Sanita. – 2009. – Vol. 45, Is. 3. – P. 297-306. - References: p. 304-305.

13. Rivera, T. Thermoluminescence in medical dosimetry/ T. Rivera // Applied Radiation and Isotopes. – 2012. – Vol.71, Suppl. - P. 30-34.

14. Sholom, S. Emergency Optically Stimulated Luminescence Dosimetry Using Different Materials/ S. Sholom, R. Dewitt, S. Simon [et al.]// Radiation Measurements. – 2011. – Vol. 46, Is. 12. – P. 1866-1869. - doi: 10.1016/j.radmeas.2011.03.004. - PMID: 22125409; PMCID: PMC3223857.

15. Takada, J. Environmental radiation dose in Semipalatinsk area near nuclear test site/ J. Takada, M. Hoshi, R.I. Rozenson [et al.] // Health Physics. – 1997. – Vol. 73, Is. 3. – P. 524–527.

UDC 621.039

THE METHOD OF CORIUM COOLING IN A CORE CATCHER OF A LIGHT-WATER NUCLEAR REACTOR

[1] Skakov M.K., [2,3] Toleubekov K.O.*
[1] National Nuclear Center of the Republic of Kazakhstan,
Kurchatov, Kazakhstan
[2] Branch “Institute of Atomic Energy” of the RSE NNC RK,
Kurchatov, Kazakhstan
[3] Shakarim University, Semey, Kazakhstan
e-mail: toleubekov@nnc.kz

One of the main directions of research in the field of operation of nuclear power plants is the issues of its safety, in particular, the localization and cooling of the melt from the structural materials of the core (corium) during the development of a severe accident with loss of coolant. At the same time, this process is carried out in the so-called melt localization device of the core or the core catcher, located under the power vessel of the reactor. The main task of the core catcher is to accept and cool the corium in the localization volumes as quickly as possible in order to prevent its heating, outflow of non-volatile fission products and prevent the formation of re-criticality [1].

To date, there are several options of the under-reactor melt trap [2], among which the most well-known are the so-called “crucible” options of the melt trap for

trapping molten materials from the core. These traps are already used at existing nuclear power plants, such as the Taiwan NPP in China, and at power units currently under construction with the latest Russian-made WWER-1200 pressure reactors [3].

The core catcher is a steel vessel where corium melt pool is formed which arriving from the core. The melt formed in the core catcher is cooled by heat removal to the cooling water through the shell of the steel vessel as well as water supplied directly to the surface of the melt.

However, in the course of research, it was found that the corium-water interaction has serious negative phenomena associated with structural features of corium: the formation of explosive hydrogen during steam-metal reactions and the threat of steam explosions as a result of a batch outflow of corium from the reactor vessel [4-5].

In the scenario when water for cooling the corium is supplied immediately after the first portion of the corium enters the trap. This leads to the fact that at outflowing of the second portion of the corium (approximately 0.5 - 1 hour after the outflow of the first portion), a water pool is formed on the surface of the melt. In this case, when a high-energy melt falls into a container filled with water, there is a possibility of a steam explosion, as a result of which not only the device for trapping the molten materials of the core, but also the concrete burden with a sealed zone can be destroyed.

The second challenge is that corium is a mixture of two components that are immiscible with each other: metal and oxide. Due to the density difference between the two systems, the metal part of the corium is above the oxide part. This means that water is supplied directly to the metal part of corium. In that regard, it can be supposed that with the active interaction of water with the metal part of the corium, there is a possibility of the formation of a critical concentration of hydrogen and its detonation in the end. This means that the conditions of hydrogen safety and integrity of the containment cannot be reached.

To solve the above-mentioned disadvantages, part of the core catcher is filled with sacrificial material. Sacrificial materials are used to dilute the heat-generating oxide part of the corium in order to create conditions for the gravitational inversion of parts of the corium and reduce its high temperature [6]. The experiments showed that the mutual dissolution of the sacrificial material and the melt occurs at a rate sufficient to implement the inversion of the oxide and metal layers in <1 h [7]. Thus, the possibility of implementing the concept of gravitational inversion was experimentally confirmed, and after its implementation, water is supplied to the melt to cool it [8].

However, its implementation takes a certain amount of time, and the water supply should be started immediately at the moment the corium enters the trap due to the danger of the system going beyond the permissible limits (the beginning of the boiling of uranium dioxide) due to decay heat in the corium [9].

On the basis of the foregoing, methods of melt cooling become very relevant, excluding the direct supply of water to the surface during the period of portioned release of the corium and until the completion of the gravitational inversion of the corium parts. On the basis of the foregoing, methods of melt cooling become very relevant, excluding the direct supply of water to the surface during the period of

portioned release of the corium and until the completion of the gravitational inversion of the corium parts. As a result, authors have the idea arose - to use a non-water cooler until the end of the gravitational inversion process to prevent steam explosions and generate a large amount of hydrogen

In this article, the authors propose to consider light-melting materials as a non-water coolant, among which metals stand out the most. The choice of metals is primarily due to their thermophysical properties.

The proposed concept is based on the idea that when the corium enters the trap, the cooling material will move to its surface due to the density difference and will remove heat from the corium during the time period when water supply to the corium is undesirable. After the complete release of the corium and the completion of the process of inversion of its layers, water will begin to flow to its surface, and the selected material should undergo a phase transition of boiling and leave the core catcher.

The requirements for a candidate material must satisfy not only physical, but also chemical properties:

- Candidate materials should have density, melting and boiling points below relative to the density of corium and the average temperatures of its formation respectively;
- In the process of interaction between metal and corium, only thermophysical interaction is a priority, and the creation of new chemical compounds and heat release due to chemical reactions in the melt is undesirable.

Since there is a possibility of accidental ingress of water into the area of melt localization, then when choosing a metal as a heat-removing material, in the first approximation, one should consider metals that are in the electrochemical series of metals to the right of hydrogen. However, few metals to the right of hydrogen in the activity series can be used as a cooling material not only in terms of physicochemical properties, but also for economic reasons. In this regard, metals were also considered, standing in the activity series on the left side of hydrogen.

To determine the most suitable candidate material, an analysis of the physicochemical properties of various metals was carried out, which were based on information from sources [10-11]. Table 1 lists some metals with a density below or approximately equal to the average corium density (ρ ~ 7315 kg/m3 [12]) that can be used as a cooling material. During analyzing the properties of metals, alkali metals were not considered due to their extremely high chemical activity.

Table 1 - Properties of Candidate Metals

Name	Atomic number	Densityρ, kg/m^3	Melt temperature T_{melt}, °C	Boiling temperature T_{boil}, °C	Specific heat of melting λ, kJ/mol	Specific heat of boiling L, kJ/mol
Beryllium	4	1848	1278	2970	12.21	309
Magnesium	12	1739	650	1090	9.2	131.8
Calcium	20	1540	839	1484	9.2	153.6

Strontium	38	2630	769	1384	9.2	144
Barium	56	3760	729	1637	7.66	142
Aluminum	13	2698	660	2518	10.75	284
Titanium	22	4505	1670	3287	18.8	422.6
Antimony	51	6691	631	1635	20.08	195.2
Zinc	30	7133	420	906	7.28	114.8
Chromium	24	7190	1857	2672	21	342
Manganese	25	7210	1243	1961	13.4	221
Tin	50	7310	232	2620	7.19	296

According to the data given in Table 1, the most optimal metals for cooling the corium that meet the above requirements (the temperature of the corium can reach 2400 °C in the first hours after melting [13]) are antimony, alkaline earth metals (magnesium, calcium, strontium, barium), zinc and manganese.

The chemical activity of alkaline earth metals increases with increasing serial number. In this regard, among the noted alkaline earth metals for use in a melt trap, metals with a lower atomic number are considered the most acceptable, among which magnesium is the most optimal. The chemical activity of magnesium is much lower compared to other alkaline earth metals. This is because magnesium shares some chemical properties with the alkaline earth metals, but is otherwise markedly different from them. Nevertheless, magnesium remains a fairly active metal, so it should be considered as a last candidate.

Alternatives to magnesium are zinc and manganese. Zinc is more preferred as a candidate coolant due to the most optimal parameters (melting and boiling points), as well as its abundance in nature. In addition, zinc is inferior in chemical activity to alkaline earth metals, including magnesium, which is also an advantage.

Another candidate material is antimony, which in its properties occupies an intermediate position between metals and nonmetals. The experiments are supposed to use the metallic modification of antimony. Antimony is distinguished by its low reactivity, acceptable melting and boiling points (more favorable relative to manganese), and unique chemical properties inherent in the so-called metalloids, which are of particular interest for their study when interacting with corium.

The use of zinc, and especially antimony and manganese, as possible coolants can cause difficulties in the sense that there is a possibility of their incomplete boiling out from the melt at the end of the inversion of corium parts. However, it is assumed that, being melted when heated from the corium, the sacrificial materials form a composition with a specific density of less than 6.4 kg/m^3 with the uranium-containing oxide part of the corium [14]. This means that due to the higher density, the rest of the coolant volume will also exchange position with the new mixture of sacrificial

materials and the oxide part of the corium, thereby preventing dangerous hydrogen formation processes after the start of water supply to the melt.

Based on the above, we can draw conclusions about the potential feasibility of the proposed cooling method. To confirm which, it is necessary to obtain information on the nature of the interaction of the selected materials with the corium, the efficiency of heat removal, etc. These issues require computational - theoretical and experimental study.

Thus, it seems appropriate to conduct a series of small- and large-scale experimental studies of the interaction between corium and candidate metal coolants in order to further develop recommendations on the possible use of the proposed cooling method in existing and future core catchers at nuclear power plants.

The method of physical modeling is the most effective way to confirm the operability of the proposed method, since it will allow simulating the situation of corium entering the melt trap from the reactor pressure vessel during a severe accident with a core meltdown. At the same time, experimental studies will be carried out on the VCG-135 test-bench and the Lava-B facility, created at the Institute of Atomic Energy Branch, RSE NNC RK [15].

Reference

1. Кухтевич И.В., Безлепкин В.В., Хабенский В.Б., Грановский В.С., Асмолов В.Г., Бешта С.В., Сидоров А.С., Беркович В.М., Стрижев В.Ф., Хуа Минь Чан, Рогов М.Ф., Новак В.П. Концепция локализации расплава кориума на внекорпусной стадии запроектной аварии АЭС с ВВЭР-1000 // Отраслевая конференция «Вопросы безопасности АЭС с ВВЭР». СПб., 2000.
2. Молчанов И. А., Шумилин М. П. Удержание расплава активной зоны внутри контаймента при тяжелых авариях ядерных энергоблоков // Восточно-Европейский журнал передовых технологий. - 2011. - № 2(8). - С. 65-67.
3. Сидоров А.С., Рогов М.Ф., Новак В.П., Кухтевич И.В., Безлепкин В.В., Хабенский В.Б., Грановский В.С., Бешта С.В., Асмолов В.Г. Устройство локализации расплава Тяньваньской АЭС. Конструкция и функционирование // Отраслевая конференция «Вопросы безопасности АЭС с ВВЭР». СПб., 2000.
4. Сидоров А.С., Носенко Г.Е., Грановский В.С. и др., Система защиты защитной оболочки реакторной установки водо-водяного типа, Пат. РФ №2165108, 04.10.2001, бюл. №32
5. Melt-Structure-Water Interactions During Severe Accident in LWRs. B.R. Sehgal et al, NPSD, Royal Institute of Technology, Annual Report, Sweden, Nov. 2000.
6. Гусаров В.В., Альмяшев В.И., Бешта С.В., Хабенский В.Б., Удалов Ю.П., Грановский В.С. Жертвенные материалы системы безопасности атомных электростанций – новый класс функциональных материалов // Теплоэнергетика. 2001. №9, сентябрь. С.22-24.
7. Асмолов В.Г. и др. Выбор буферного материала ловушки для удержания расплава активной зоны ВВЭР-1000 // Атомная энергия. 2002. Т. 92. Вып. 1. С.7-18
8. Морозов А. В., Ремизов О. В. Тяжелые аварии на АЭС с ВВЭР. — 2012. - 136 с.

9. Столяревский А.Я., Атомные станции: теперь с «ловушкой», – «Энергия», 2002, №4, с.9–17

10. Металлы. Общие химические и физические свойства: учеб. пособие / Ю. П. Перелыгин, Э. Г. Яковлева, Л. М. Фирюлина, С. Ю. Киреев, И. С. Лось, Г. Е. Ванина, Н. К. Евсеева, И. Г. Кольчугина, Т. К. Семченко; под ред. Ю. П. Перелыгина. – 2-е изд., доп. и перераб. – Пенза: Изд-во ПГУ, 2016. – 114 с. ISBN 978-5-906855-86-2

11. Чиркин В.С. Теплофизические свойства материалов ядерной техники // АТОМИЗДАТ, 1968 г.

12. В. Г. Асмолов, В. Н. Загрязкин, Е. В. Астахова, В. Ю. Вишневский, Е. К. Дьяков, А. Ю. Котов, В. М. Репников, Плотность UO2–ZrO2-расплавов, ТВТ, 2003, том 41, выпуск 5, 714–719

13. Janet Wood, Institution of Engineering and Technology. Nuclear power. - IET, 2007. — p. 162. — ISBN 978-0-86341-668-2.

14. Столяревский А.Я. Проблема удержания расплава топлива в защитной оболочке АЭС с ВВЭР // Альтернативная энергетика и экология. № 6 (146). 2014, с. 25-35.

15. Назарбаев Н.А., Школьник В.С., Батырбеков Э.Г., Березин С.А., Лукашенко С.Н., Скаков М.К. Проведение комплекса научно-технических и инженерных работ по приведению бывшего Семипалатинского испытательного полигона в безопасное состояние, т. III, г. Курчатов, 2016, с. 320 – 356.

УДК 621.039.62...12; 621.039.634; 533.9.072

ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТИ И КРАЕВ БЕРИЛЛИЕВЫХ ПЛАСТИН В РЕЗУЛЬТАТЕ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ БЕРИЛЛИЯ

[1,2]Скаков М.К., [3]Соколов И.А., [3]Миниязов А.Ж., [3]Туленбергенов Т.Р., [3]Сапатаев Е.Е., [3]Оразгалиев Н.А., [3]Букина О.С.
Научный руководитель: Скаков М.К., д.ф.-м.н., профессор, академик КазНАЕН
[1] Восточно-Казахстанский университет им. С. Аманжолова, г. Усть-Каменогорск, Казахстан
[2] Национальный ядерный центр, г. Курчатов, Казахстан
[3] Филиал «Институт атомной энергии» РГП НЯЦ РК, г. Курчатов, Казахстан, e-mail: sokolov@nnc.kz

Как известно, в токамаках большое количество тепла плазмы проходит вдоль силовых линий магнитного поля. В частности, в ИТЭР плотность теплового потока, параллельного силовым линиям, может достигать 1 ГВт/м². Данная плотность теплового потока намного превышает технические возможности любого материала первой стенки. Реакция в ИТЭР нацелена на достижение высокого коэффициента усиления мощности, Q_{DT} = 10, для

длительностей в диапазоне 300–500 с [1]-[3]. В таких разрядах тепловая мощность, которая будет передаваться на FWP, будет составлять ~100 МВт [4]-[6].

Плотность данного теплового потока снижается до 2,0–4,7 МВт/м² за счет равномерного распределения частиц плазмы в магнитном поле около поверхности первой стенки. Однако, на стыках между FWP возможно взаимодействие плазмы на кромках бериллиевых панелей [3]-[8].

Для оценки проведения экспериментальных работ было проведено тепловое моделирование для многослойного компонента первой стенки при штатной и аварийной эксплуатации ИТЭР [9]. Установлено, что при «нормальном» тепловом потоке 2 МВт/м^2 максимальная температура бериллия составит ~ 360 ºС, при «повышенном» тепловом потоке 4,7 МВт/м^2 около 730 ºС [9]. Также построена модель элемента первой стенки для «критической» температуры поверхности бериллия в 1200 ^{0}С.

Из прутка были вырезаны заготовки в форме таблеток толщиной 5,1 мм с диаметральной прорезью шириной 1 мм и глубиной 2 мм электроэрозионным методом.

Эксперименты по термическому воздействию электронного пучка на бериллий марки ТГП-56 проводились в вакууме с количеством импульсов 10 и 100 при одинаковой длительности – 500 с на бериллий марки ТГП-56 в вакууме, при значениях температуры поверхности ~360 °С, ~800 °С и ~1200 °С.

После испытаний поверхность всех образцов вне зависимости от условий экспериментов по термическому воздействию характеризуются отсутствием металлического блеска, характерного для исходных образцов.

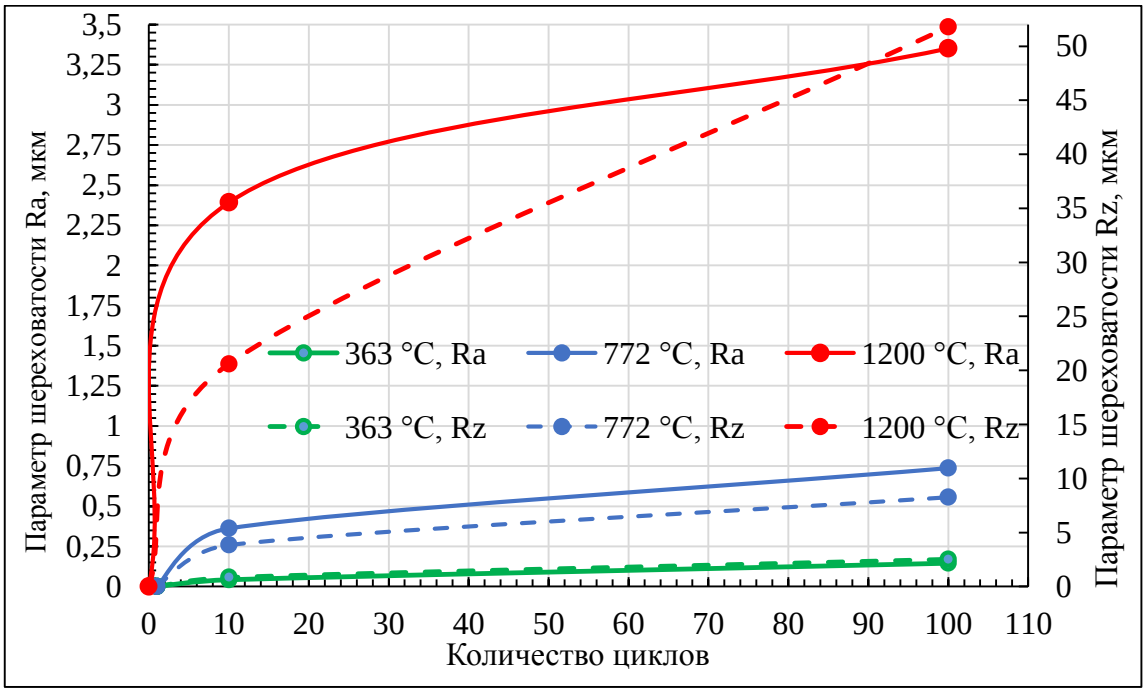


Рисунок 1 – Параметры шероховатости *Ra* и *Rz* испытанных образцов

На рисунке 1 показана зависимость параметров шероховатости *Ra* и *Rz* от количества циклов при заданном значении плотности теплового потока, которая измерялась преимущественно в области воздействия электронного пучка диаметром около 5 мм.

Как видно из рисунка 1, шероховатость образцов увеличивается с повышением температуры тепловой нагрузки и увеличением количества циклов. Существенный вклад в увеличение шероховатости дает повышение температуры тепловой нагрузки, что связано с активным распылением частиц с поверхности бериллия. На образцах Be-3 и Be-6 остались следы выпаривания от электронного пучка в виде кратера диаметром ~ 6,5 мм

Фазовая идентификация и количественная оценка содержания принятых фаз приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Результаты оценки количественного содержания Be и его соединений в %

	Be-1	Be-2	Be-3	Be-4	Be-5	Be-6	Be (исх.)
Be (P-3m1, a=b=2,29 Å,	92	93	91	91	92	88	91
Be (P 63/mmc, a=b=2,3250 Å,	7	6	8	8	7	11	8
BeO (P63mc, a=b=2,7002 Å,	1	1	1	1	1	1	1

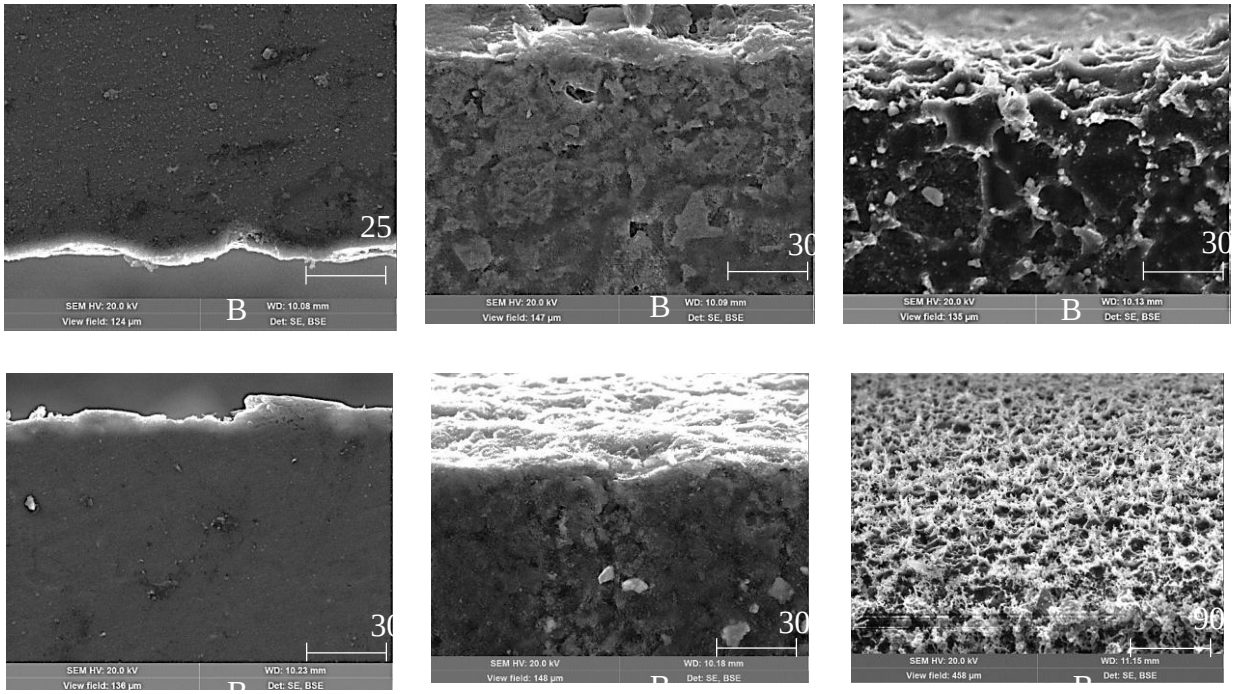


Рисунок 10 – СЭМ-изображения поверхностей образцов бериллия: Be-1 (360°C, 10 циклов), Be-2 (800°C, 10 циклов), Be-3 (1200°C, 10 циклов) Be-4 (360°C, 100 циклов), Be-5 (800°C, 100 циклов), Be-6 (1200°C, 100 циклов)

Микротвердость для всех образцов не изменилась по сравнению с исходным бериллием и в среднем составила 189±15 HV.

Изображения микроструктуры образцов были получены с помощью детекторов вторичных и обратно рассеянных электронов и показаны на рисунке 10. Для анализа морфологии поверхности выбирались участки края прорези.

Структура поверхности образцов Be-1 и Be-4 практически не отличается от исходного образца, остается гладкой, без видимых следов выпаривания.

Значительные изменения структуры поверхности происходят при температуре поверхности бериллия ~ 800°C в виде точечных пустот, глубина которых увеличивается при увеличении циклов Be-2 и Be-5.

Масштабное выпаривание поверхности происходит на образцах Be-3 и Be-6, подвергнутых воздействию температуры, равной ~ 1200°C, выраженная наличием высокодисперсных пор размерами менее 10 мкм, размеры которых увеличиваются с увеличением циклов.

Таким образом, в данной работе было определено, что шероховатость образцов увеличивается по мере увеличения температуры тепловой нагрузки и количества циклов.

Показано, что изменение структуры поверхности бериллия зависит от количества циклов, но именно при высокой тепловой нагрузке с температурой 1200 °C. Для 10 циклов глубина кратеров составила ≤0,12 мм, для 100 циклов ≤0,8 мм.

В результате X-ray анализа выявлено, что основой фазового состава исходного и облученных образцов является гексагональная фаза металлического бериллия. Обнаружено образование оксида бериллия.

По результатам микроструктурного анализа установлено, что заметные изменения поверхностной структуры проявляются уже после воздействия нагрузки с температурой ~800 °C, где циклическое воздействие приводит к увеличению геометрических размеров пор. А масштабные изменения структуры и формы поверхности происходят при температуре ~ 1200°C.

Установлено, что «нормальный» и «повышенный» тепловой поток в ИТЭР не окажет критического влияния на разрушение краев бериллиевых панелей, изготовленных из бериллия марки ТГП-56 даже после 100 рабочих импульсов. Таким образом, данный материал имеет высокую ресурсную стойкость для эксплуатации в условиях теплового воздействия в ИТЭР. При температуре ~ 1200 °C разрушения могут быть критическими для любых марок бериллия, что вызовет загрязнение плазмы в камере ИТЭР и приведет к преждевременной смене бериллиевых панелей.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. ITER Physics Expert Group Chairs and Co-Chairs and ITER Joint Central Team and Physics Integration Unit. ITER Physics Basis Editors // Nuclear Fusion.– 1999.– Vol. 39, No. 12.

2. Igor B.Kupriyanov et al. Effect of transient heating loads on beryllium // Fusion Engineering and Design. – 2014. – Vol. 89, Issues 7–8. – P. 1074-1080 https://doi.org/10.1016/j.fusengdes.2014.01.013

3. I.B.Kupriyanov et al. Erosion of beryllium under ITER – Relevant transient plasma loads // Journal of Nuclear Materials. – 2015. – Vol. 463. – P. 781-786

https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2015.01.050
4. B.N.Kolbasov, V.I.Khripunov, A.Yu.Biryukov On use of beryllium in fusion reactors: Resources, impurities and necessity of detritiation after irradiation // Fusion Engineering and Design. – 2016. – Vol. 109–111, Part A. – P. 480-484 https://doi.org/10.1016/j.fusengdes.2016.02.073
5. Mitteau R., Eaton R., Gervash A., Kuznetcov V., Davydov V., Rulev R. Allowable heat load on the edge of the ITER first wall panel beryllium flat tiles // Nuclear Materials and Energy.– 2017.– Vol. 12.– P. 1067-1070.
6. Robert W Conn, Russell P Doerner, JongikWon. Beryllium as the plasma-facing material in fusion energy systems—experiments, evaluation, and comparison with alternative materials // Fusion Engineering and Design. 1997. – Vol. 37, Issue 4. – P. 481-513 https://doi.org/10.1016/S0920-3796(97)00092-6
7. Mohanti R., Deksnis E., Lomas P., Pick M. Edge loading of plasma facing components in fusion devices // Joint Europ. Torus.– 1993
8. Sokolov I.A., Skakov M.K., Zuev V.A., Ganovichev D.A., Tulenbergenov T.R., Miniyazov A.Z., "Study of the Interaction of Plasma with Beryllium That Is a Candidate Material for the First Wall of a Fusion Reactor," *Technical Physics*, **63**, 4, 506 (2018); https://doi.org/10.1134/S1063784218040230
9. Sokolov I.A., Skakov M.K., Miniyazov A.Z., Aubakirov B.T., Tulenbergenov T.R., Gradoboev A.V. Analysis of the beryllium stability under standard and critical operation in a fusion reactor. Eurasian Journal of Physics and Functional Materials. 2021;5(4):188-197. https://doi.org/10.32523/ejpfm.2021050403

Материал подготовлен по содержанию статьи «Changes in structure of the surface and edges of beryllium plates as a result of thermal cycling tests» в журнале «Fusion Engineering and Design»

ӘОЖ 539.1

ЖОО МАМАНДЫҚТАРЫНЫҢ ФИЗИКА КУРСЫНДА АСА ЖОҒАРЫ МОЛЕКУЛАЛЫҚ ПОЛИЭТИЛЕННЕН ЖАБЫНДАРДЫ ЖАҒУДЫҢ ГАЗОТЕРМИЯЛЫҚ ТӘСІЛІН ОҚУ ӘДІСТЕМЕСІ

[1] Раманкулов Ш.Ж.[*], [2] Нуризинова М.М., [3] Скаков М.К., [4]Али Чорух
[1]Қожа Ахмет Ясауи атындағы Халықаралық қазақ-түрік университеті, Түркістан қ., Қазақстан
[2,3]Сарсен Аманжолов атындағы Шығыс Қазақстан университеті, Өскемен қ., Қазақстан
[4]Сакарья университеті, Сакарья қ., Түркия
sherzod.ramankulov@ayu.edu.kz, makpal.nurizinova@gmail.com, skakovmk@mail.ru, coruh@sakarya.edu.tr

Қазақстан Республикасы Жоғары оқу орындарының алдында сапалы білім беруді енгізу және оған қол жеткізу жолдарын іздестіру жөніндегі маңызды міндет тұр.

Бұл міндетті шешу қазақстандық білім мен ғылымның жаһандық бәсекеге қабілеттілігіне қол жеткізуге, мамандарды жалпыадамзаттық құндылықтар негізінде тәрбиелеуге және оқытуға, ғылымның елдің әлеуметтік-экономикалық дамуына қосатын үлесін ұлғайтуға мүмкіндік береді [1].

Экономикалық секторды жоғары және жоғары оқу орнынан кейінгі білімі бар бәсекеге қабілетті кадрлармен жарақтандыру үшін кәсіптік білім беру сапасын арттыру базалық және технологиялық білім беру бағдарламаларына жоғары талаптарды көздейді.

Мұндай жағдайда университеттегі оқу процесін кәсіби және педагогикалық міндеттердің шешімдерін іздеу ретінде қарастыруға болады. Бакалавриаттың негізгі бағдарламалары магистратура бағдарламаларының кең спектрі арқылы тереңдетуге және кеңейтуге болатын мемлекеттік дәреже бағдарламаларына дайындықты қамтамасыз етеді. Кәсіби құзыреттіліктің неғұрлым толық қалыптасуы, белгілі болғандай, ғылыми зерттеулердің мамандықтарын теориялық және практикалық дайындықпен үйлестіру арқылы әртүрлі ұйымдастырушылық және білім беру формаларында жүреді. Сонымен қатар кредиттік оқыту технологиясы болашақ кәсіби қызмет саласында құзыретті мамандарды даярлаудың маңызды бөлігі ретінде мамандандыруды білдіреді. Бұл жағдайда келесі негізгі факторлардың әсерін қарастырған жөн:

- ғылыми қызметкерлер мен ЖОО оқытушылары үшін елдің әлеуметтік-экономикалық қажеттіліктеріне сай келетін терең ғылыми және педагогикалық білімі бар базалық және қолданбалы білімді дайындау және интеграциялау арқылы сапалы білім беруді қамтамасыз ету;
- терең білімі бар оқытушыларды қоса алғанда, мамандарды кредиттік технологияның барлық деңгейлерінде жүйелі оқыту және жалғастыру арқылы алынған және сақталатын кәсіби білім.

Жоғарыда айтылғандарға байланысты, бұл жұмыстың мақсаты өндірісте қолдану айтарлықтай әлеуметтік-экономикалық дамуға әкелетін инновациялық технология ретінде университеттердің бірқатар мамандықтарының физика курсында АЖМПЭ-нен жабындарды газотермиялық әдіспен оқытудың әдіснамалық негіздерін әзірлеу болып табылады.

Біздің ойымызша, қойылған мақсатқа жету үшін С. Аманжолов атындағы ШҚУ инженерия және трибология орталығының құрамында тиісті ғылыми зерттеу эксперименттік базасы [2] және ғылыми дәрежелері мен атақтары бар жоғары білікті кадрлар, трибология саласындағы мамандар бар [3-5]. Кәсіби құзыреттілікке жол нақты салалар мен іргелі және мамандандырылған ғылыми пәндер үшін оқыту технологияларын әзірлеу арқылы жатыр. Осыған байланысты біз студенттерді материалды түсінуге ғана емес, сонымен қатар нақты тәжірибелерде АЖМПЭ-ден газотермиялық әдіспен корризиялық және тозуға төзімді жабындарды қалыптастыруға негізделген физикалық құбылыстар мен процестердің түсіндірмелерін жасауға итермелейтін нақты оқу міндеттерін әзірлеуді ұсынамыз. Жабындыларды жағу бойынша эксперименттік жұмыстар университеттің «Беттік инженерия және трибология» орталығының ғылыми-зерттеу зертханаларында жүргізілді.

Эксперименттерді бастамас бұрын, студенттер трибологияның физикалық негіздерімен және біз [6] келтірілген жабын технологиясымен танысады. Сонымен, олар материалдардың тозуға төзімділігін арттырудың және машина бөлшектерінің бетін қалпына келтірудің әртүрлі технологиялық әдістерін зерттейді: лазерлік, катодты-сәулелік, плазмалық, газды-термиялық, электролитті-плазмалық беріктендіру және жабындар, механикалық балқыту әдістері. «Газ-термиялық бүрку» термині жоғары температурада ыдырамайтын сым, шыбық немесе ұнтақ түрінде материалдардан жасалған барлық жабындарды қолдану процестерін білдіреді. Олар жоғары температура аймағына енгізіліп, газ ағынымен немесе сығылған ауамен шашыратылады, ал үлкен жылдамдықпен қозғалатын және алдын-ала дайындалған бетке түсетін ұсақ бөлшектер пайда болады, онда олар белгілі бір қасиеттері бар қабат түзеді [7].

Газды термиялық әдіспен жабудың физикалық негіздерін зерттегеннен кейін олар жалын алауын жобалау және модельдеу мәселесін шеше бастайды. Патенттік іздеу нәтижелерімен танысады [8]. Ауа, жанғыш газ және ұнтақ материалдары бар корпусты, ұнтақты шығаруға арналған осьтік арнасы бар ауыз қуысын, ауыз қуысын коаксиалды түрде жабатын газ араластырғыш камераны, гайканы және жанғыш қоспаның шығуына арналған саңылаулары бар саптаманы қамтитын жанғыш ұнтақ материалдарын шашыратуға арналған қыздырғыш [9].

Бұл құрылғының кемшілігі – жабындардың сапасы төмен және өнімділігі төмен, әсіресе үлкен өнімдерге жабын қолданған жағдайда.

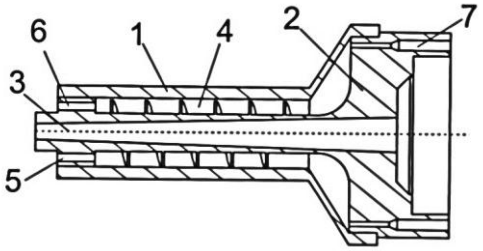
Сондай-ақ, жеңіл балқитын ұнтақты материалдарды, негізінен термопластикалық полимерлерді, құрамында ауа, жанғыш газ және ұнтақ материалдары бар каналдары бар корпус, ұнтақтың шығуына арналған осьтік каналы бар ауыз қуысы, ауыз қуысын коаксиалды түрде жабатын газ араластырғыш камера, гайка және жанғыш қоспаның шығуына арналған тесіктері бар саптаманың ұшы бар екендігі белгілі. саптаманың ұшы оның сыртқы бетінде бұрандалы ойық бар, жанарғының бүйірінен шүмек ұшы мен майысқақ гайканың арасында ені 2-5 мм сақиналы Саңылау жасалған, бұл ретте ауыз қуысы мен шүмек ұштығы арасында 0,25-0,5 мм саңылау пайда болған, ал шүмек ұштығында ұшы жағынан ортасында тереңдігі 3-9 мм ойық жасалған [10].

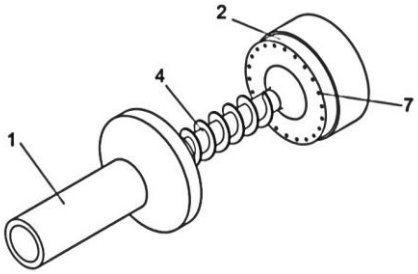
Бұл құрылғының кемшілігі сонымен қатар жабындардың төмен сапасы және өнімділігі төмен, әсіресе үлкен өнімдерге жабын қолданған жағдайда.

Пайдалы модель шешетін міндет – өнімділікті арттыру және жабындардың сапасын жақсарту, әсіресе ірі көлемді өнімдерге жабын жағу жағдайында.

Техникалық нәтиже пайдалы модельді пайдалану болып табылады арттыру дақтар тозаңдату және тұрақтылығын арттыру алаудың жану.

Пайдалы модельдің мәні келесідей. Жеңіл балқитын ұнтақты материалдарды, негізінен термопластикалық полимерлерді шашыратуға арналған қыздырғыш ұсынылады, оның құрамында білік, ұнтақтың шығуына арналған осьтік канал, газ араластырғыш камера, ауа және жанғыш газ беру арналары, жанғыш газдың шығу арналары бар, олар ұнтақтың шығуына арналған осьтік канал конустық, жанғыш газдың шығу арналары бар. Лаваль саптамасының пішіні.

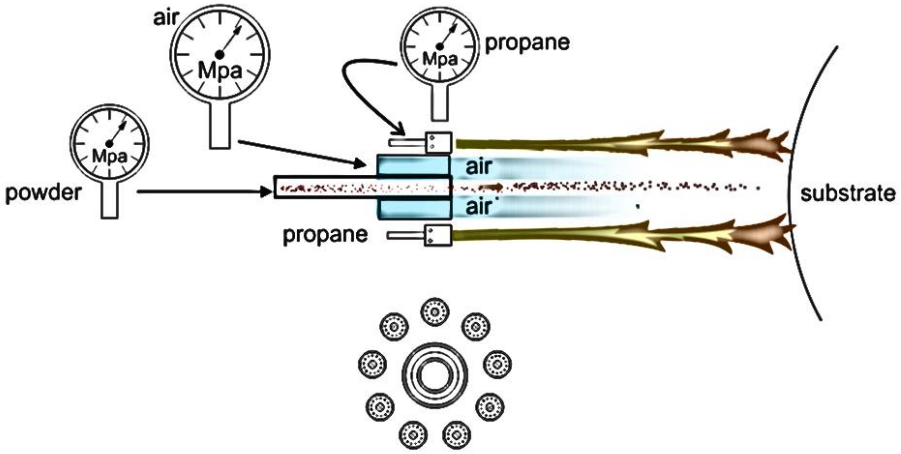




Сурет 1 – оттық схемасы Сурет 2 – бөлшектелген көрініс

Сурет 1 жеңіл балқитын ұнтақты материалдарды, негізінен термопластикалық полимерлерді (жалпы көрініс) газ жалынымен бүркуге арналған мәлімделген қыздырғыштың схемалық диаграммасын көрсетеді; суретте 2-бірдей, (бөлшектелген көрініс). Газжалынды тозаңдатуға арналған жанарғыда 1 корпус бар, онда 2 хвостовик орнатылған, ұнтақтың шығуына арналған осьтік арна 3, газ араластырғыш камера 4, 5 ауа беру және жанғыш газ арналары 6, жанғыш газдың шығу арналары 7.

Қыздырғыш келесідей жұмыс істейді. Қыздырғыш жұмыс күйінде бұрандалы қосылыс арқылы 2 корпусына 1 бұрандасын бұрау арқылы жүзеге асырылады. Сығылған ауа 5 ауа беру арнасына, 6 арнасына жанғыш газ кіреді. Газ араластырғыш камерада 4 жұмыс газы мен ауа біркелкі араласып, жанғыш қоспаны құрайды, ол жанғыш газдың шығу каналдарына 7 келіп, газ жалынын шығарады. Сығылған ауа бір уақытта 3 осьтік арна ұнтағымен бірге жеткізіледі. 3 осьтік каналдан өтетін ұнтақ бөлшектері газ жалынына түсіп, ерігенге дейін қызады және өнімді жабады. 3 осьтік арнасы конус түрінде жасалады (ұнтақ 3-10 градусқа тең конуспен шашырайды, бұл өнімділікті едәуір арттырады). Лаваль саптамалары түрінде жасалған 7 жанғыш газдың шығу арналары газдың шығу жылдамдығын арттырады, осылайша алауды тұрақтандырады, бұл қолданылатын жабындардың сапасына оң әсер етеді.



Сурет 3– термопластикалық материалдардың газ термиялық тозаңдануының жалпы схемасы.

Біз күрделі математикалық теңдеулер мен болашақ мұғалімдерге тақырыпты тереңірек зерттеуге қатысты кейбір бөлшектерді болдырмай, оттықтың құрылысының ерекшеліктерін түсіндірдік.

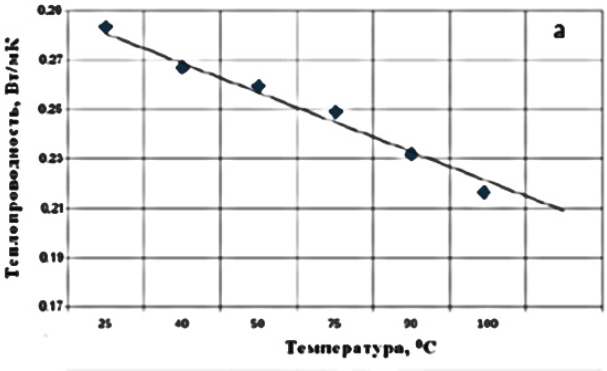
Біздің оқытудағы көпжылдық тәжірибеміз көрсеткендей, АЖМПЭ-ден газотермиялық технология мен Жабын жағудың физикалық негіздерінің кейбір мәселелерін білім алушылар қиын қабылдайды.

Сонымен, студенттер жабындарды жабудың технологиялық әдістерінің есептік және эксперименттік мәліметтерін түсіндіре және жинақтай алмайды. Сондықтан, алдымен газ-термиялық жабын технологиясының физикасын, газ-жылу қондырғысының дизайнын және жабынның оңтайлы режимдерін қысқаша түсіндіру керек.

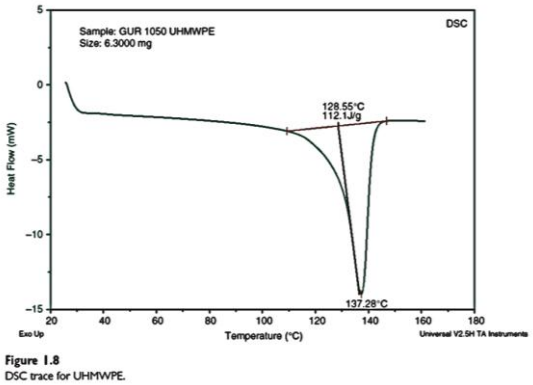
Студенттердің білімді біріктіру, шектеулі немесе толық емес білімге негізделген пікірталастарға қатысу қабілеті бағдарлама деңгейінде де, академиялық деңгейде де бастапқы оқу нәтижелерін ескере отырып, жалпы кәсіби құзіреттіліктің негізі болып табылады. Кәсіби құзыреттілік-бұл қалыптасу кезеңінде орын алатын күрделі көп деңгейлі динамикалық процесс. Кәсіпқойлық-бұл тиімді және тиісті іс-әрекеттерге дайындықты қамтамасыз ету үшін қажетті білімі мен дағдылары бар сарапшының жеке және кәсіби маңызды қасиеттерінің ажырамас атрибуты. Қазіргі тез өзгеретін әлемде кәсіби құзыреттілікті дамыту қажеттілігі туындайды. Оқытылатын пәннің күрделі мәселелерін талдау мұғалімнің жетекшілігімен жеке жұмыс істеуге арналғанын атап өткен жөн. Бұл кредиттік оқыту технологиясы бойынша оқыту нысандарының бірі.

«Беттік инженерия және трибология» орталығының зертханаларында жүргізілетін заттай эксперименттерде АЖМПЭ-нен газотермиялық тәсілмен жабындарды қалыптастырудың физикалық процестерін зерделеу кәсіби құзыреттіліктің нақты қалыптасуына, жоғары оқу орнында кадрлар даярлау сапасының артуына алып келеді, бұл оқу процесіне зерттеу мен сынаудың ғылыми әдістерін енгізудің көрнекі мысалы болып табылады.

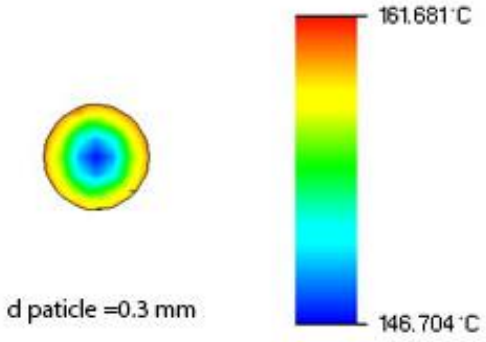
Қыздырғыштың, газ термиялық қондырғының құрылысының ерекшеліктерін нақты түсіндіру және жабынның оңтайлы режимдерін анықтау үшін біз АЖМПЭ сияқты бірнеше зерттеу мысалдарын қолдандық.



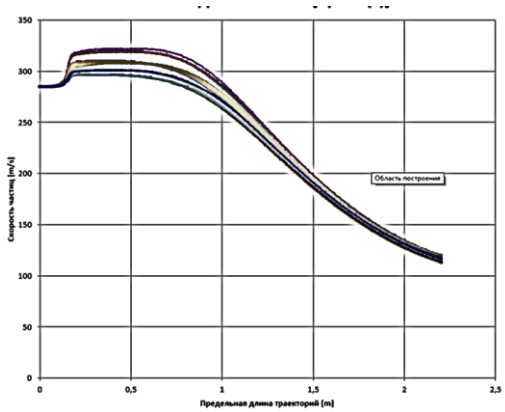
Сурет 4 – температураға байланысты жылу өткізгіштік



Сурет 5 – ҮҚК әдісімен балқу температурасын анықтау



Сурет 7 – АЖМПЕ бөлшегінің температура градиенті



Сурет 8 – Ауа қысымы 4 Мпа болған кезде жанарғы алауындағы бөлшектердің жылдамдығы

Алынған мәліметтер негізінде АЖМПЭ бөлшегінің диаметріне және жылу ағынының қажетті тығыздығына және бөлшектердің алауда болу уақытына тәуелділіктер анықталады. Субстратта жабынның салқындату динамикасы анықталды. Алынған мәліметтерге сүйене отырып, технологиялық параметрлердің АЖМПЭ негізінде жабындарды құрылым құру процестеріне әсер ету шарттары анықталды. Осылайша, студенттер бұл трибологияның маңызды ғылыми-техникалық саласы екенін түсінеді, ол қыздырғыштың, газ термиялық қондырғының құрылысының ерекшеліктерін егжей-тегжейлі түсіндіруді және жабынның оңтайлы режимдерін анықтауды қажет етеді.

Бұл мәселелерді шешкен кезде студент кәсіби дағдыларды қалыптастыруға ықпал ететін танымдық функцияның тән тәсілдерін игеретіні байқалады. Студенттер эксперименттік мәліметтерді өңдеудің математикалық әдістерін үйренеді және оларды кестелік мәліметтермен және басқа авторлардың деректерімен салыстырады. Осылайша, ғылыми зерттеулер мен білімнің интеграциясы қазіргі заманғы университеттік оқыту жағдайында ең танымал болашақ физика мұғалімдерінің бірін даярлау үмітін жеңуге мүмкіндік береді. Бұл жағдайда базалық және қолданбалы физикалық білімді педагогикалық университеттің оқу процесіне интеграциялау осыған ықпал ететінін атап өтуге болады: физиканы оқуға деген ынтаны арттыру; оқу жаттығулары мазмұнының жүйелі бейімделуін жақсарту; білім алушыларды оқыту, зерттеу және жобалау жұмыстарын интеграциялау; дене тәрбиесі үшін білім беру ресурстарын кеңейту; тыңдаушылардың кәсіби дағдыларын қалыптастыру.

«Физика» мамандығы бойынша жоғары білікті ғылыми-педагогикалық кадрларды даярлау экономика мен қоғамның инновациялық дамуын тиімді жүзеге асыруға ықпал ете отырып, техникалық және зияткерлік дамуда маңызды рөл атқарады. Осылайша, біздің зерттеулеріміздің нәтижелері оқу процесіне жобалық-зерттеу технологиясын енгізу, соның ішінде ғылыми зерттеулердің нәтижелері мен трибологиядағы жабынның технологиялық әдістерін зерттеу әдістемесі студенттерге қажетті кәсіби құзіреттілікке қол жеткізуге мүмкіндік беретінін көрсетті. Кәсіптік және білім беру міндеттерін шешуде білім

алушылардың кәсіби дағдыларын қалыптастыру және физикаға тән құндылық үрдістері мен мақсаттарын белгілеу жұмыс берушілер мен әлеуметтік қоғамның қажеттіліктерін ескереді.

Бұл жұмыс ҚР БҒМ 2021-2023 жылдарға арналған гранттық қаржыландыру жобасын іске асыру шеңберінде (ЖТН AP092259925) «Аса жоғары молекулярлық полиэтилен негізінде коррозияға қарсы жабын жағудың жоғары тиімді технологиясын әзірлеу және енгізу» тақырыбы бойынша орындалды.

Әдебиеттер тізімі

1. Об утверждении Государственной программы развития образования и науки Республики Казахстан на 2020-2025 годы (2019). Постановление Правительства Республики Казахстан от 27 декабря 2019 года № 988

2. http://tribology.vkgu.kz/index.php/scientific/pages

3. Skakov M., Bayatanova L., Sheffler M., 2012 – Skakov M., Bayatanova L., Sheffler M. (2012) Research of surface hardening influence on the microstructure, microhardness and wear resistence 18CrNi3MoA-Sh steel. - Tribologia. Teoria i praktika. 5/2012 (245), 147 https://t.tribologia.eu/resources/html/indexerSearch?search=Skakov%20M.K&type=FTsearch&t=1626052037362

4. Kozhakhmetov, Y., Skakov, M., Wieleba, W., Sherzod, K., & Mukhamedova, N. (2020). Evolution of intermetallic compounds in Ti-Al-Nb system by the action of mechanoactivation and spark plasma sintering. *AIMS Materials Science*, *7*(2), 182–191. https://doi.org/10.3934/MATERSCI.2020.2.182

5. Sagdoldina, Z., Rakhadilov, B., Skakov, M., & Stepanova, O. (2019). Structural evolution of ceramic coatings by mechanical alloying. *Materialpruefung/Materials Testing*, *61*(4), 304–308. https://doi.org/10.3139/120.111321

6. Скаков М.К., Нуризинова М.М. Пәндердің кәсіби циклінде трибология саласындағы болашақ физика мұғалімін дайындаудың қажеттілігі // Ясауи университетінің хабаршысы. – 2021. – №1 (119). – Б. 114–123. https://doi.org/10.47526/habarshy.vi1.482

7. Skakov M. K., Nurizinova M. M. (2021) «Physical foundations of tribology» Ust-Kamenogorsk: Publishing house of the VKU named after S. Amanzholov «Berel» 210.

8. Bhushan, B. (2013). *Principles and Applications of Tribology, Second Edition*. *Principles and Applications of Tribology, Second Edition*. John Wiley and Sons. https://doi.org/10.1002/9781118403020

9. Skakov M. K., Ocheredko I.A., Tuyakbayev B.T., 2020 – Skakov M. K., Ocheredko I.A., Tuyakbayev B.T. (2020). Burner for flame spraying of fusible powder materials, mainly thermoplastic polymers. Utility model patent, №5371/11.09.2020/ https://gosreestr.kazpatent.kz/Utilitymodel/Details?docNumber=326137

10. Патент RU №2033864C1, кл. B05B 7/20, 1995).

11. Патент BY №7926, кл. B05B 7/20, 2006).

МАЗМҰНЫ – СОДЕРЖАНИЕ

ЖАРАТЫЛЫСТАНУ-ТЕХНИКАЛЫҚ ҒЫЛЫМДАРДЫҢ, ЦИФРЛЫҚ ТРАНСФОРМАЦИЯ КОНТЕКСІНДЕГІ STEM-БІЛІМ БЕРУДІҢ ҚАЗІРГІ ЖАҒДАЙЫ МЕН ДАМУ ПЕРСПЕКТИВАЛАРЫ

СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ И ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ ЕСТЕСТВЕННО-ТЕХНИЧЕСКИХ НАУК, STEM-ОБРАЗОВАНИЯ В КОНТЕКСТЕ ЦИФРОВОЙ ТРАНСФОРМАЦИИ

ОЦЕНКА БИОЛОГИЧЕСКОЙ ПРОДУКТИВНОСТИ ВОДОЕМА И АНАЛИЗ КОРМОВОЙ БАЗЫ РЫБ ОЗЕРА БУРМАКОЛЬ
Касымханов А.М., Тарина Г.К., Надирбаева Г.Т., Қрыкпаева Г.С., Ержанов Д.Е. 3

ПЛАСТИКАЛЫҚ ДЕФОРМАЦИЯЛАНҒАН Fe86Mn13C ҚОРЫТПАСЫНДАҒЫ БҰЗЫЛҒАН МАГНИТТІК ҚҰРЫЛЫМ
Абылкалыкова Р.Б., Квеглис Л.И., Насырова А.К. 8

ОБ ОТБОРЕ ЗАДАНИЙ ПРИ STEM-ОБУЧЕНИИ
Ағызам Д., Кабдрахманова З., Адиканова С., Кадырова А.С. 13

О ДРОБНО-ДИФФЕРЕНЦИАЛЬНЫХ МОДЕЛЯХ ФИЛЬТРАЦИИ И ОСНОВНЫХ ПОДХОДАХ К ПОСТРОЕНИЮ ПРОЕКЦИОННЫХ МЕТОДОВ ИХ РЕАЛИЗАЦИИ
Алимбекова Н.Б., Байгереев Д.Р., Бердышев А.С. 17

МҰНАЙ, ГАЗ ЖӘНЕ ХИМИЯ ӨНЕРКӘСІБІ КӘСІПОРЫНДАРЫНДА, ЭНЕРГЕТИКА ОБЪЕКТІЛЕРІНДЕ АВАРИЯЛЫҚ-ҚҰТҚАРУ ЖҰМЫСТАРЫН ҰЙЫМДАСТЫРУ ЖӘНЕ ЖҮРГІЗУ
Алтынбек А.П., Дакиева К.Ж. 23

БИОЛОГИЯ ПӘНІН ОҚЫТУДА АҚПАРАТТЫҚ-КОММУНИКАТИВТІК ТЕХНОЛОГИЯЛАРЫН ПАЙДАЛАНА ОТЫРЫП,ОҚУШЫЛАРДЫҢ ОЙЛАУ ДЕҢГЕЙЛЕРІН ЖЕТІЛДІРУ
Асанова Ж.А., Шарипханова А.С. 28

УНИВЕРСИТЕТТІҢ АҚПАРАТТЫҚ-ТЕЛЕКОММУНИКАЦИЯЛЫҚ ЖЕЛІСІ ҮШІН VOIP ТЕХНОЛОГИЯСЫН ҚОЛДАНУ
Асхатов А.Е., Базарова М.Ж., Алпысова А.С. 33

ТЕОРЕТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ УСКОРЕНИЯ АЛГОРИТМА РЕШЕНИЯ ЗАДАЧИ ФИЛЬТРАЦИИ В ТРЕЩИНОВАТО-ПОРИСТЫХ СРЕДАХ НА ГРАФИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОРАХ
Байгереев Д.Р., Алимбекова Н.Б. 38

ҚҰНУДЫҢ (GULO GULO) ЭКОЛОГИЯСЫ МЕН БИОЛОГИЯСЫ
Бауыржанова С.Б., Карменова Б.К. 43

ОБЗОР ОСНОВНЫХ ПОДХОДОВ ЧИСЛЕННОЙ РЕАЛИЗАЦИИ СТОХАСТИЧЕСКИХ ОБОБЩЕНИЙ УРАВНЕНИЙ СТОКСА-ДАРСИ
Байгереев Д.Р., Боранбек К., Бердышев А.С. 46

ИЗУЧЕНИЕ ВИДОВОГО СОСТАВА БАБОЧЕК С. ВЕСЕЛОВКА
Гладышев А.О., Колосова С.Ф. 49

ОСОБЕННОСТИ РАЗВИТИЯ ЭКОЛОГИЧЕСКОГО ТУРИЗМА КУРЧУМСКОГО РАЙОНА ВОСТОЧНО-КАЗАХСТАНСКОЙ ОБЛАСТИ
Дәуренова Д.Д., Егорина А.В. 53

АКТИВИЗАЦИЯ ДЕЯТЕЛЬНОСТИ УЧАЩИХСЯ ЧЕРЕЗ ИССЛЕДОВАНИЕ ОБЕСПЕЧЕННОСТИ РОБОТОТЕХНИЧЕСКИМ ОБОРУДОВАНИЕМ СРЕДНИХ ШКОЛ
Джаксалыкова А.К., Жантасова Ж.З., Саматаев Н.М. 57

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И ЭФФЕКТ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ АУСТЕНИТНЫХ СПЛАВОВ
Ерболатұлы Д., Ерболатова Г.У., Тусупжанов А.Е., Қантай Н. 62

БИОЛОГИЯ ПӘНІН ЭЛЕКТРОНДЫҚ ҚҰРАЛ АРҚЫЛЫ ОҚЫТУ (8 СЫНЫП НЕГІЗІНДЕ)
Ерназарова С., Шарипханова А.С. 68

АКТУАЛЬНОСТЬ И ОСОБЕННОСТИ РАЗРАБОТКИ ЭЛЕКТРОННОГО УЧЕБНО-МЕТОДИЧЕСКОГО КОМПЛЕКСА ПО БИОЛОГИИ НА ПРИМЕРЕ РАЗДЕЛА БИОЛОГИИ «ГЕНЕТИКА» В ПРОГРАММЕ TURBOSITE
Ертаева А.Е., Китапбаева А.А. 73

ЖАРАТЫЛЫСТАНУ ПӘНДЕРІНІҢ ЗЕРТХАНАЛЫҚ САБАҚТАРЫН STEM ТЕХНОЛОГИЯСЫ АРҚЫЛЫ ОҚЫТУ
Жакина М.Т. 77

БІЛІМ МАЗМҰНЫН ЖАҢАРТУДА КОПЛЕКС САНДАРДЫ ОҚЫТУ
Жақсылықов Р., Толыбаева Л., Мадияров М.Н. 80

ТАБЫСТЫ ОҚЫТУ, ҚҰЗЫРЛЫ МҰҒАЛІМНІҢ БҮГІНІ МЕН КЕЛЕШЕГІ
Жексембаева А.С., Шарипханова А.С. 85

КОНЦЕПЦИЯ ПРЕПОДАВАНИЯ ПРЕДМЕТА «АСТРОНОМИЯ» В КОНТЕКСТЕ STEM ОБРАЗОВАНИЯ В ШКОЛЕ
Жолымбаев О.М., Нурабаева Г.У., Жолымбаев О.М. 89

ЗАГРЯЗНЕНИЕ ВОЗДУШНОЙ И ВОДНОЙ СРЕДЫ В КАЗАХСТАНЕ
Жукова Д.В., Колосова С.Ф. 93

МАТЕМАТИКАНЫҢ БАСТАПҚЫ КУРСЫНДАҒЫ СТОХАСТИКА ЭЛЕМЕНТТЕРІ
Жұман А.Б., Байгереев Д.Р. 98

ПРОФЗАБОЛЕВАЕМОСТЬ ПО ДАННЫМ МЕДОСМОТРОВ НА УЛЬБИНСКОМ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ ЗАВОДЕ
Зайнелова Г.З., Куленова Г.Б., Гайсин А.Б., Шарманова А.М. 102

STEM-ОҚЫТУ КЕЗІНДЕ ПӘНАРАЛЫҚ БАЙЛАНЫСТАРДЫ ІСКЕ АСЫРУ
Имашова И.Қ., Адиканова С. 105

ВИСМУТ-ПОЛОНИЙ-ҚОРҒАСЫННЫҢ ҚҰРЫЛЫМДЫҚ ЖӘНЕ ЯДРОЛЫҚ ТҮРЛЕНУІ
Мәмбетқанова Д.Қ., Исина К.М., Квеглис Л.И. 109

БІЛІМ АЛУШЫЛАРДЫҢ ОҚУ ҮЛГЕРІМІН БОЛЖАУДА МАШИНАЛЫҚ ОҚЫТУ ӘДІСТЕРІН ҚОЛДАНУ ТИІМДІЛІГІ
Карменова М.А., Кабдрахманова З.Г. 113

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МОРКОВНОГО ПЮРЕ В ТЕХНОЛОГИИ ХЛЕБОБУЛОЧНЫХ ИЗДЕЛИЙ ФУНКЦИОНАЛЬНОЙ НАПРАВЛЕННОСТИ
Кашкарова И.В., Колосова С.Ф. 116

РАЗВИТИЕ STEM-ОБРАЗОВАНИЯ ЧЕРЕЗ ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТОДА ПРОЕКТОВ НА УРОКАХ ИНФОРМАТИКИ
Клименко Е.С. 118

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРИЧИН САМОУПРОЧНЕНИЯ МАРГАНЦОВИСТЫХ СТАЛЕЙ
Кондакиров Р., Жомартхан Н., Аюбаева К., Фадеев Т.В., Сапрыкин Д.Н., Квеглис Л.И. 122

РОБОТ ҰҒЫМЫН НАҚТЫЛАУ
Копжасаров Б.Т.....128

3D MODELING TRAINING METHODS, FORMS AND TOOLS
Kulyntayeva A., Bazarova M. 130

ЖОО-НЫҢ БІЛІМ БЕРУ БАҒДАРЛАМАЛАРЫН STEM ТӘСІЛІН ҚОЛДАНУ АРҚЫЛЫ ҚАЛЫПТАСТЫРУ
Қайкенова Т.А., Базарова М.Ж., Джаксалыкова А.К. 136

ЖАЛПЫ БІЛІМ БЕРЕТІН МЕКЕМЕДЕГІ ОҚУШЫЛАРДЫҢ ҚАУІПСІЗДІК МӘДЕНИЕТІН ҚАЛЫПТАСТЫРУДЫҢ ИМИТАЦИЯЛЫҚ ӘДІСТЕРІМЕН, ПЕДОГОГИКАЛЫҚ МОДЕЛІН ІСКЕ АСЫРУ
Қалибеков М.Е., Слямова Г.С., Сейітжан Д.Қ. 139

ШЫҒЫС ҚАЗАҚСТАНДА КЕЗДЕСЕТІН ТОҚЫЛДАҚ ТҮРЛЕРІ
Қожахметова Ш.С., Карменова.Б.К. 142

СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ЗООПЛАНКТОНА ТАИНТИНСКОГО ВОДОХРАНИЛИЩА
Қуанышбекова Г.Қ. 145

ЖЕМІС ТҰҚЫМБАҒЫН ҰЙЫМДАСТЫРУДЫҢ БІЛІМ АЛУШЫЛАР ҮШІН МАҢЫЗЫ
Қыдырбаева А.Б., Адманова Г.Б. 149

ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ГОЛОГРАФИИ НА УРОКАХ ФИЗИКИ
Лоншакова С.В., Шевчук Е.П.....154

БИОЛОГИЯ САБАҚТАРЫНДА ОҚУШЫЛАРДЫҢ БІЛІМІН БАҚЫЛАУ ТӘСІЛДЕРІНІҢ ТИІМДІЛІГІ
Манатова Д.М., Шарипханова А.С. 158

БИОЛОГИЯ САБАҚТАРЫНДА БІЛІМ АЛУШЫЛАРДЫҢ ИНТЕЛЛЕКТУАЛДЫҚ ДАҒДЫЛАРЫН ДАМЫТУ ЖОЛДАРЫН ЗЕРТТЕУ
Молдабаева Б.Б., Шарипханова А.С. 163

ЗАГРЯЗНЕНИЕ МИРОВОГО ОКЕАНА: ПРИЧИНЫ И ПОСЛЕДСТВИЯ
Мухаметова А.К., Колосова С.Ф. 168

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРЫ НАПЫЛЕНИЯ HVOF МЕТОДА НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МЕХАНИКО-ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОКРЫТИЯ WC-10CO-4CR
Рахадилов Б.К., Мұқтанова Н., Буйткенов Д.Б. 172

КОМФОРТ ҚҰРЫЛЫС САУДА ОРТАЛЫҒЫ МЫСАЛЫНДА ЕҢБЕК ЖАҒДАЙЛАРЫН ЖАҚСАРТУ ІС-ШАРАЛАРЫ
Мұратов Ғ.Ғ., Құмарбекова М.Б., Сейітжан Д.Қ. 179

ОБЩАЯ ПОСТАНОВКА КРАЕВОЙ ЗАДАЧИ
Мұса С.Е., Хазым Ж.Х., Қайырбекова Ж.М., Мустаханова Г.А. 182

ХИМИЯ ПӘНІНЕН ЗЕРТХАНАЛЫҚ ЖҰМЫСТАРДЫ ОРЫНДАУДА МУЛЬТИМЕДИЯЛЫҚ ТЕХНОЛОГИЯНЫҚОЛДАНУ ЕРЕКШЕЛІКТЕРІ
Мұхамедқали Т.Б. 187

ЭКОЛОГИЯЛЫҚ ҚАУІПСІЗДІКТІ ҚАМТАМАСЫЗ ЕТУДЕГІ МОНИТОРИНГТІҢ РӨЛІ
Нигметова С.А., Дакиева К.Ж. 191

РАДИОАКТИВНОСТЬ БЕРИЛЛИЕВОЙ КЕРАМИКИ
Ноқанова А., Квеглис Л. 194

РОЛЬ ИНТЕГРИРОВАНИЯ НА УРОКАХ ФИЗИКИ
Нурумканова Ж.К., Кабдуахитова Б.М., Бектасова Г.С. 197

«АТОМ ФИЗИКАСЫ» ЭЛЕКТИВТІ КУРСЫН ОҚЫТУДА ПЕДАГОГТЕРДІҢ ЦИФРЛЫҚ ҚҰЗЫРЛЫҒЫН ҚАЛЫПТАСТЫРУ
Өкенұлы Айбол, Сакенова Р.Е. 202

СОВРЕМЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПЕРЕРАБОТКИ И ПРОИЗВОДСТВА ПРОДУКЦИИ ПЧЕЛОВОДСТВА
Подойникова А., Иванцова А., Бауыржанқызы А., Колосова С.Ф. 205

METHODOLOGICAL FOUNDATIONS FOR THE DEVELOPMENT OF RESEARCH ACTIVITIES OF STUDENTS
Polatuly S., Ramankulov Sh.Zh. 211

ЗИМУЮЩАЯ АВИФАУНА АЛАКОЛЬСКОЙ КОТЛОВИНЫ И ЮЖНЫХ ПРЕДГОРИЙ ТАРБАГАТАЯ
Прокопов К.П., Туктасинова А.А., Кабсаметов Р.Ж., Шарипханова А.Д. 216

ОНИ БЫЛИ ПЕРВЫМИ…
Прокопов К.П. 224

МАТЕРИАЛЫ О ФАУНЕ ПТИЦ САУР-ТАРБАГАТАЙСКОЙ ГОРНОЙ СИСТЕМЫ
Прокопов К.П., Туктасинова А.А. 234

ГОДЫ, ЛЮДИ, ТРУДЫ
Прокопов К.П. 240

СКАЛЯРЛЫҚ АРГУМЕНТТІҢ ВЕКТОРЛЫҚ ФУНКЦИЯСЫНА ПРАКТИКАЛЫҚ ЕСЕПТЕР
Рахимова С.Б., Кусаинов А.Б., Жайлаубаева А.М., Женсканова З.М. 246

ПРИМЕНЕНИЕ КОМПЬЮТЕРНОЙ ПРОГРАММЫ GEOGEBRA НА УРОКАХ МАТЕМАТИКИ В КОНТЕКСТЕ ЦИФРОВОЙ ТРАНСФОРМАЦИИ
Рублева Т.А. 250

КРЕАТИВТІ ОЙЛАУДЫ ДАМЫТА ОТЫРЫП ОҚУШЫЛАРДЫҢ БИОЛОГИЯ ПӘНІНЕ ДЕГЕН ҚЫЗЫҒУШЫЛЫҚТАРЫН АРТТЫРУ
Сабитова К.Ж., Шарипханова А.С. 255

ЖАЙСАН КӨЛІНІҢ КӘСІПШІЛІК БАЛЫҚ АУЛАУЫНДАҒЫ ҚОЛДАНЫЛҒАН АУЛАУ ҚҰРАЛДАРЫНЫҢ СИПАТАМАСЫ ЖӘНЕ ОЛАРДЫҢ ТИІМДІЛІГІН АНЫҚТАУ
Сагиев С.Н. 259

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ДИСПЕРСИОННО-ТВЕРДЕЮЩЕГО СПЛАВА 40ХНЮ
Сансызбаев А., Екпинов А., Абуов У., Сулемейнов Р.,
Сатыболдинов А. Ерболатұлы Д. 263

МЕКТЕПТЕГІ БІЛІМ БЕРУ ПРОЦЕСІН ҰЙЫМДАСТЫРУДАҒЫ ОНТОЛОГИЯЛЫҚ ИНЖИНИРИНГ
Сейлханова Н.С., Базарова М.Ж., Джаксалыкова А.К. 269

ИНФОРМАТИКА САБАҚТАРЫНДА ЗАМАНАУИ АҚПАРАТТЫҚ-КОММУНИКАЦИЯЛЫҚ ТЕХНОЛОГИЯЛАРДЫ ҚОЛДАНУ
Серік Айбол, Базарова М.Ж., Алпысова А.С. 272

АРАЛАРДЫҢ ЖОЙЫЛУЫ, БИОАЛУАНТҮРЛІЛІККЕ ТӨНЕТІН ҚАУІП МӘСЕЛЕСІ РЕТІНДЕ
Сыдықов С., Алипина К.Б. 278

ФИЗИКАДА СИНЕРГЕТИКАЛЫҚ ТӘСІЛДІ ҚОЛДАНУДЫҢ ТИІМДІЛІГІ МЕН МАҢЫЗЫ
Терекбаева Ж.Қ., Бектасова Г.С. 284

ПАЙДАЛЫ ҚАЗБАЛАРДЫ ЖЕРАСТЫ ИГЕРУДЕ ЖАРАҚАТТАНУДЫ ТАЛДАУ
Тоқтарбек Д.Т., Абдуғалиева Г.Ю. 289

МАТЕМАТИКАНЫ ОҚЫТУДА ФУНКЦИОНАЛДЫҚ ТӘУЕЛДІЛІКТІ ЖӘНЕ ШЕКТЕРДІ ЗЕРТТЕУ
Толыбаева Л., Байгожанова А., Тураканова А., Мадияров М.Н. 293

ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ОБУЧЕНИЯ КВАНТОВОЙ ФИЗИКЕ СТУДЕНТОВ ВУЗА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СОВРЕМЕННЫХ МЕТОДОВ ОБУЧЕНИЯ
Толықбаева А.Б., Бектасова Г.С. 298

«ШЫҒЫС-СҮТ» ЖШС-НІҢ ЙОГУРТ ӨНІМДЕРІН ӨНДІРУДЕГІ ТЕХНОЛОГИЯЛЫҚ ЕРЕКШЕЛІКТЕРІ
Төлеген А.Н., Кошубаева Ж.С. 302

ЖЕЗҚАЗҒАН АЙМАҒЫ БОЙЫНША АТМОСФЕРАЛЫҚ АУАНЫҢ ЛАСТАНУ ДЕҢГЕЙІНІҢ ӨСІМДІКТЕРГЕ ӘСЕРІН БАҒАЛАУ
Тулешова А.К., Қали А. 308

ҚОСЫНДЫЛАРДЫ ТАБУДЫҢ ЖОЛДАРЫ
Тұрсынова А.Е., Нурканова Р.О., Апышев О.Д. 313

КОМПЛЕКС ОБЛЫСТАҒЫ КЕЙБІР ҚАТАРЛАР ТУРАЛЫ
Тұрсынова А.Е., Нурканова Р.О., Апышев О.Д. 316

МЕКТЕПТЕ БІЛІМ АЛУШЫЛАРДЫҢ ФИЗИКАДАН БІЛІМІН БАҒАЛАУДА ТИІМДІ ТЕХНОЛОГИЯЛАРДЫ ҚОЛДАНУ
Ұлан Үміт, Ахметжанов Б.К. 320

ЭКОЛОГИЧЕСКИЕ ПРОБЛЕМЫ ЛЕСНЫХ МАССИВОВ КАЗАХСТАНА
Фомина А.В., Колосова С.Ф. 323

КОНСТРУКТИВНОЕ ОБРАЗОВАНИЕ НА УРОКАХ ФИЗИКИ
Чайболсанова Ш.Г., Черентаева М.М., Шевчук Е.П. 327

БИОӘРТҮРЛІЛІКТІҢ МАҢЫЗДЫЛЫҒЫ, САҚТАУДЫҢ ҚАЖЕТТІЛІГІ ЖӘНЕ ЖОЛДАРЫ
Черязданова А., Құрметова Ж., Алипина К.Б. 332

STEM ТЕХНОЛОГИЯСЫ АРҚЫЛЫ ЖАРАТЫЛЫСТАНУ БАҒЫТЫНДАҒЫ ПӘНДЕРДІ ОҚЫТУДА САНДАРДЫ СТАНДАРТҚА КЕЛТІРУ МЕН АРИФМЕТИКАЛЫҚ АМАЛДАРДЫ ҚОЛДАНУДЫҢ ТИІМДІЛІГІ
Чинкоджаева Ж.Г. 335

SMART ТЕХНОЛОГИЯСЫН ПАЙДАЛАНЫП ОҚУШЫЛАРДЫ БИОЛОГИЯ МЕН ЖАРАТЫЛЫСТАНУ ПӘНІНЕ ДЕГЕН ҚЫЗЫҒУШЫЛЫҒЫН АРТТЫРУ
Шайзрат Ж., Батырханова М., Маратқызы Н. 340

ФУНКЦИЯНЫ ИНТЕРПОЛЯЦИЯЛАУ ЖОЛДАРЫ
Ынтымақ Г., Қабдолла Ш., Сайланбек П., Хаджи-мұрат М.М. 345

КОНДЕНСАЦИЯЛАНҒАН КҮЙ ФИЗИКАСЫ ЖӘНЕ ОНЫҢ ҚОЛДАНБАЛЫ БАҒЫТТАРЫ

ФИЗИКА КОНДЕНСИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ И ЕЕ ПРИКЛАДНЫЕ НАПРАВЛЕНИЯ

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛИ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОГО ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОГО УПРОЧНЕНИЯ
Байжан Д.Р., Сагдолдина Ж.Б., Кожанова Р.С., Журерова Л.Г., Магазов Н.М. 349

ПОДРЕАКТОРНАЯ ЛОВУШКА РАСПЛАВА ЛЕГКОВОДНОГО ЯДЕРНОГО РЕАКТОРА С ЖЕРТВЕННЫМ МАТЕРИАЛОМ ИЗ КЕРАМИКИ С КИПЯЩИМ МЕТАЛЛИЧЕСКИМ СЛОЕМ
Скаков М.К., Бекмулдин М.К. 355

STRUCTURAL-PHASE STATE AND PROPERTIES OF THE COMPOSITE CR-AL-CO-Y- COATING PRODUCED ON THE BASIS OF THE DEVELOPED MAGNETRON METHOD
Mazhyn Skakov, Assel Zhilkashinova, Almira Zhilkashinova, Alexander Gradoboev 361

СТРУКТУРА И МЕХАНО-ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИТРИДА ТИТАНА, ПОЛУЧЕННОГО ВОЗДУШНО-ПЛАЗМЕННЫМ НАПЫЛЕНИЕМ
Кенесбеков А.Б., Сагдолжина Ж.Б., Рахадилов Б.К. 367

БІРТЕКТІ ЖӘНЕ ГРАДИЕНТТІ NICR-AL ЖАБЫНДАРЫНЫҢ ҚҰРЫЛЫМЫ МЕН ҚАСИЕТТЕРІН САЛЫСТЫРМАЛЫ ЗЕРТТЕУ
Маулет М., Сағдолдина Ж.Б., Кәкімжанов Д.Н., Рахадилов Б.К. 373

ВЛИЯНИЕ МОЩНОЙ ТЕПЛОВОЙ НАГРУЗКИ И КАРБИДИЗАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ ВОЛЬФРАМА НА ЕГО СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И СВОЙСТВА
Скаков М.К., Миниязов А.Ж., Жанболатова Ғ.Қ., Соколов И.А., Туленбергенов Т.Р., Кожахметов Е.А., Букина О.С. 379

РАСЧЕТНОЕ ОБОСНОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ ПО ИССЛЕДОВАНИЮ РАДИАЦИОННОГО РАЗОГРЕВА МАТЕРИАЛОВ В РЕАКТОРЕ ИГР
Мухамедов Н.Е., Вурим А.Д., Пахниц А.В., Витюк Г.А., Келсингазина Р.Е., Должиков С.А. 384

ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОБРАЗЦОВ КАРБИДОКРЕМНИЕВОЙ КЕРАМИКИ
Скаков М.К., Мухамедова Н.М., Кожахметов Е.А., Мухамедов Н.Е. 391

РАЗРАБОТКА ОПТИМАЛЬНЫХ РЕЖИМОВ ТЕХНОЛОГИИ ГАЗОТЕРМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ СВЕРХ ВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНОГО ПОЛИЭТИЛЕНА С МОДИФИКАТОРАМИ
Скаков М.К., Очередько И.А., Баяндинова М.Т., Туякбаев Б.Т., Кантай Н. 396

РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ С ОБРАЗЦОМ ЛИТИЕВОЙ КАПИЛЛЯРНО-ПОРИСТОЙ СТРУКТУРЫ НА ПЛАЗМЕННО-ПУЧКОВОЙ УСТАНОВКЕ
Скаков М.К., Гордиенко Ю.Н., Понкратов Ю.В., Самарханов К.К., Тулубаев Е.Ю., Соколов И.А., Жанболатова Г.К., Бочков В.С. 401

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ТЕХНОЛОГИИ HIGH-VELOCITY AIR-FUEL НА ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ФАКЕЛА ГАЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ГОРЕЛКИ В ПРОЦЕССЕ ПЕРЕРАБОТКИ СВМПЭ
Скаков М.К., Очередько И.А., Баяндинова М.Б., Туякбаев Б.Т. 408

PHYSICAL DOSIMETRY IN KAZAKHSTAN AND WORLD: HISTORY AND PROSPECTS
Скаков М.К., Бияхметова Д.Б., Жамалдинов Ф.Ф., Кенжина Л.Б., Мамырбаева А.Н. 413

THE METHOD OF CORIUM COOLING IN A CORE CATCHER OF A LIGHT-WATER NUCLEAR REACTOR
Skakov M.K., Toleubekov K.O. 419

ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТИ И КРАЕВ БЕРИЛЛИЕВЫХ ПЛАСТИН В РЕЗУЛЬТАТЕ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ БЕРИЛЛИЯ
Скаков М.К., Соколов И.А., Миниязов А.Ж., Туленбергенов Т.Р., Сапатаев Е.Е., Оразгалиев Н.А., Букина О.С. 424

ЖОО МАМАНДЫҚТАРЫНЫҢ ФИЗИКА КУРСЫНДА АСА ЖОҒАРЫ МОЛЕКУЛАЛЫҚ ПОЛИЭТИЛЕННЕН ЖАБЫНДАРДЫ ЖАҒУДЫҢ ГАЗОТЕРМИЯЛЫҚ ТӘСІЛІН ОҚУ ӘДІСТЕМЕСІ
Раманкулов Ш.Ж., Нуризинова М.М., Скаков М.К., Али Чорух 428

С. Аманжолов атындағы ШҚУ 70 жылдығына арналған
«ҚАЗІРГІ СЫН-ҚАТЕРЛЕР ЖАҒДАЙЫНДАҒЫ ҒЫЛЫМ МЕН БІЛІМНІҢ ӨЗЕКТІ МӘСЕЛЕЛЕРІ»
«Уәлиев оқулары-2022»
Халықаралық ғылыми-тәжірибелік конференциясының

МАТЕРИАЛДАР ЖИНАҒЫ

1-бөлім

СБОРНИК МАТЕРИАЛОВ

Международной научно-практической конференции
«Увалиевские чтения-2022»
«АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ НАУКИ И ОБРАЗОВАНИЯ В УСЛОВИЯХ СОВРЕМЕННЫХ ВЫЗОВОВ»,
посвященной 70-летию ВКУ имени С. Аманжолова

Часть 1

COLLECTION OF MATERIAL

International Scientific and Practical Conference
«Ualievsky Readings-2022» on the topic
«CURRENT PROBLEMS OF SCIENCE AND EDUCATION UNDER CONDITIONS OF MODERN CHALLENGES”,
dedicated to the 70th anniversary of Sarsen Amanzholov East Kazakhstan University

Chapter 1

Басуға жауапты Ислямова С.А.

Автор түпнұсқасынан көшірме жасау арқылы басып шығарылды
Мазмұны үшін Баспа жауапты емес

Басуға 14.10.2022 ж. қол қойылды
Шартты баспа табағы 25,68
Таралымы 500 дана

Пішімі 60x84/16
Есептік баспа табағы 33,07
Тапсырыс 796

С. Аманжолов атындағы ШҚУ «Берел» баспасы
070020, Өскемен қаласы, 30-шы Гвардиялық дивизия көшесі, 42