

<https://doi.org/10.52676/1729-7885-2026-2-202-210>  
УДК 669.018.44

## ОЦЕНКА ПЕРСПЕКТИВ ПРИМЕНЕНИЯ БЕРИЛЛИДОВ ХРОМА ( $\text{CrBe}_{12}$ ) В КАЧЕСТВЕ МАТЕРИАЛА ДЛЯ ЛОПАТОК ПАРОВЫХ ТУРБИН, РАБОТАЮЩИХ В УСЛОВИЯХ УЛЬТРАКРИТИЧЕСКОГО ВОДЯНОГО ПАРА

Т. В. Кульсартов<sup>1</sup>, И. Е. Кенжина<sup>1\*</sup>, Ж. А. Заурбекова<sup>1</sup>, А. Б. Елишенков<sup>1</sup>,  
А. Л. Козловский<sup>1,2</sup>, А. А. Шаймерденов<sup>2</sup>, С. В. Ударцев<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Satbayev University, Алматы, Казахстан

<sup>2</sup> Институт ядерной физики, Алматы, Казахстан

<sup>3</sup> Ульбинский Металлургический Завод, Усть-Каменогорск, Казахстан

\* E-mail для контактов: kenzhina@physics.kz

В работе выполнена оценка перспектив применения бериллидов хрома ( $\text{CrBe}_{12}$ ) в качестве кандидатного материала для рабочих лопаток паровых турбин, функционирующих в условиях ультракритического водяного пара. Разработана диффузионная модель окисления, учитывающая формирование  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ -обогащённого защитного слоя и его возможную деградацию вследствие растрескивания. Показано, что при температуре 600 °С бериллиды хрома характеризуются существенно меньшей скоростью роста оксидного слоя, по сравнению с ферритно-мартенситными сталями и титановыми сплавами, и сопоставимой или более низкой скоростью по сравнению с никелевыми суперсплавами. Предполагается, что низкая плотность  $\text{CrBe}_{12}$  приводит к значительному снижению центробежных напряжений. Проведённый анализ показал, что  $\text{CrBe}_{12}$  может рассматриваться как перспективный кандидатный материал для дальнейших исследований применительно к элементам паротурбинных установок нового поколения в температурном диапазоне до 650 °С. При этом полученные результаты следует рассматривать как предварительные и требующие прямой проверки в условиях ультракритического водяного пара, а также при выполнении дополнительного анализа ползучести, усталостной и термоциклической стойкости.

**Ключевые слова:** бериллиды, бериллид хрома, ультракритический водяной пар, оксидный слой, коррозия.

### ВВЕДЕНИЕ

Одной из задач для казахстанской науки является развитие собственных казахстанских производств, на основе технологий, обладающих коммерческим потенциалом и предлагающих новые подходы к решению мировых задач, связанных с энергетикой. Как известно, флагманом казахстанских высокотехнологических производств является предприятие АО «Ульбинский металлургический завод», в котором, помимо линий продукции, связанных с производством ядерного топлива, существуют производственные мощности для изготовления бериллийсодержащих изделий. В этой связи одним из перспективных направлений исследований является поиск возможностей расширения применения бериллидов в ранее неиспробованных областях энергетики. Обычно традиционная ниша применения бериллидов (титана, хрома, циркония и ванадия) связана с их использованием в бланкетах термоядерных установок (ТЯР) [1–2]. Ряд известных и прогнозируемых свойств данных материалов свидетельствуют не только о хороших перспективах их применения в ТЯР, но также делают их интересными для решения задач традиционной энергетики, в частности, возможности их использования в качестве материалов для паровых турбинных установок (ПТУ), работающих в условиях ультракритического пара.

Как известно, ПТУ, работающие в условиях ультракритического пара, находятся под воздействием высокой температуры, химически активных сред (пар), а также заметных механических нагрузок (вибрация, центробежные силы). В зависимости от условий эксплуатации в качестве материала турбин и лопаток на настоящий момент используются стали (аустенитные и ферритно-мартенситные), титановые сплавы, а также никелевые сплавы типа INCONEL для наиболее подверженных экстремальным воздействиям участков ПТУ [3–7]. Сравнительные характеристики материалов для ПТУ, работающих в условиях ультракритического пара приведены в таблице 1.

Как видно из таблицы, одним из важных свойств для выбора материалов (помимо технологичности, стоимости, и пр.) является вопрос коррозионной устойчивости при высоких температурах и при давлениях пара ~ 25–35 МПа, приемлемых параметров ползучестойкости, а также малый вес. Здесь стоит отметить, что даже для никелевых сплавов, для которых есть ряд существенных ограничений (высокая стоимость и сложная обработка) проблема длительной коррозионной устойчивости также актуальна.

Как известно, многие исследованные бериллиды обладают очень высокой коррозионной устойчивостью в пару [8] из-за их способности формировать

# ОЦЕНКА ПЕРСПЕКТИВ ПРИМЕНЕНИЯ БЕРИЛЛИДОВ ХРОМА ( $\text{CrBe}_{12}$ ) В КАЧЕСТВЕ МАТЕРИАЛА ДЛЯ ЛОПАТОК ПАРОВЫХ ТУРБИН, РАБОТАЮЩИХ В УСЛОВИЯХ УЛЬТРАКРИТИЧЕСКОГО ВОДЯНОГО ПАРА

плотный оксидный слой. Причем на этом фоне бериллиды хрома являются наиболее интересными, так как при взаимодействии с паром они помимо слоя  $\text{BeO}$  способны формировать слой  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ , который обладает низкой проницаемостью для кислорода [9-11].

Еще одним преимуществом бериллидов является их низкая плотность по сравнению с обычными материалами ПТУ. Это обстоятельство будет способствовать снижению центробежных напряжений в лопатках и повышению их ресурса. Таким образом, бериллиды хрома представляют интерес как материалы, сочетающие потенциально высокую химическую стойкость и улучшенные массовые характеристики.

В то же время систематические исследования поведения бериллидов хрома в условиях сверхкритического водяного пара в настоящее время практически отсутствуют, а их применимость в качестве конструкционных материалов для лопаток турбин остаётся неясной. В частности, остаются открытыми вопросы кинетики окисления, роли многослойного оксидного слоя, а также влияния растрескивания защитного слоя на общую скорость деградации материала.

В настоящей работе проводится предварительная оценка перспектив применения бериллидов хрома в качестве материала для лопаток паровых турбин, работающих в условиях сверхкритического водяного пара. Подход основан на разработке физически обоснованной модели диффузионно-контролируемого окисления с учётом формирования двухслойного оксидного слоя и его возможного растрескивания. На основе аналитического решения модели выполняется оценка кинетики роста оксидного слоя и проводится сравнительный анализ с традиционными материала-

ми, включая ферритно-мартенситные стали и никелевые суперсплавы. Дополнительно рассматривается влияние плотности материала на уровень центробежных напряжений в лопатках.

Следует подчеркнуть, что настоящая работа является предварительной оценкой. Для построения модели использованы собственные экспериментальные данные авторов по высокотемпературной коррозии бериллидов в водяном паре при давлениях до 100 Па. Эти данные хоть и не являются аналогичными условиями коррозии в сверхкритическом пару, однако позволяют обосновать физическую схему модели и выбрать диапазон эффективных параметров окисления.

## МОДЕЛЬНАЯ ОЦЕНКА ПАРАМЕТРОВ КОРРОЗИИ БЕРИЛЛИДОВ ХРОМА И ИХ СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ

### Механизм коррозии

Коррозия бериллидов хрома в условиях сверхкритического водяного пара представляет собой многостадийный процесс, включающий взаимодействие водяного пара с поверхностью материала, селективное окисление компонентов и формирование оксидных слоёв, через которые осуществляется последующий перенос кислорода. В отличие от традиционных ферритно-мартенситных сталей, для которых характерно образование многослойного, часто пористого и нестабильного оксидного слоя, для бериллидов хрома предполагается формирование более упорядоченной двухслойной структуры. Ключевым элементом рассматриваемого механизма является селективное окисление компонентов сплава с образованием внешнего слоя оксида бериллия ( $\text{BeO}$ ) и внутреннего слоя оксида хрома ( $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ), выполняющего функцию барьер-

Таблица 1. Параметры материалов для ПТУ, работающих в условиях сверхкритического пара

| Материал                                      | Условия эксплуатации                                                      | Преимущества                                                                                                                                                                                             | Недостатки                                                                                                                                                                                        |
|-----------------------------------------------|---------------------------------------------------------------------------|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| Ферритно-мартенситные стали (P91, P92)        | $T \approx 500-620^\circ\text{C}$ ,<br>$P \approx 20-30$ МПа              | - приемлемая ползучесть, стойкость,<br>- низкая стоимость,<br>- развитая технология производства.                                                                                                        | - ограниченная коррозионная стойкость в паре,<br>- формирование пористого многослойного барьера,<br>- склонность к растрескиванию и отслаиванию оксидного слоя.                                   |
| Аустенитные стали (Super304H, HR3C)           | $T \approx 600-650^\circ\text{C}$ ,<br>$P \approx 25-30$ МПа              | - более высокая стойкость к окислению,<br>- более стабильная пассивная плёнка.                                                                                                                           | - ниже ползучесть по сравнению с ферритными сталями,<br>- структурная нестабильность при длительной эксплуатации,<br>- ограниченное применение в лопатках.                                        |
| Ni-суперсплавы (INCONEL 617, 740H)            | $T \approx 650-800^\circ\text{C}$ (A-USC), $P \approx 20-35$ МПа          | - высокая жаропрочность,<br>- отличная ползучесть, стойкость,<br>- формирование защитных оксидов ( $\text{Cr}_2\text{O}_3$ , $\text{Al}_2\text{O}_3$ ),<br>- стабильность структуры.                     | - высокая плотность ( $\sim 8,3$ г/см <sup>3</sup> ) и, соответственно, центробежные напряжения,<br>- высокая стоимость,<br>- сложная обработка,<br>- возможная деградация оксидного слоя в паре. |
| Титановые сплавы (лопатки LP)                 | $T \approx 300-500^\circ\text{C}$ (влажный пар)                           | - низкая плотность ( $\sim 4,5$ г/см <sup>3</sup> ),<br>- снижение центробежных нагрузок,<br>- хорошая усталостная стойкость.                                                                            | - ограничение по температуре,<br>- чувствительность к окислению,<br>- не применимы в горячих зонах.                                                                                               |
| Бериллиды хрома ( $\text{CrBe}_{12}$ концепт) | Потенциально $T \approx 500-700^\circ\text{C}$ ,<br>$P \approx 25-35$ МПа | - потенциальное формирование барьерного слоя ( $\text{Cr}_2\text{O}_3$ обогащённого),<br>- возможная высокая коррозионная стойкость в паре,<br>- более низкая плотность, низкие центробежные напряжения. | - отсутствие данных по ползучести, усталостной прочности и термоциклической стойкости для условий ПТУ,<br>- риск растрескивания оксидного слоя,<br>- технологические ограничения.                 |

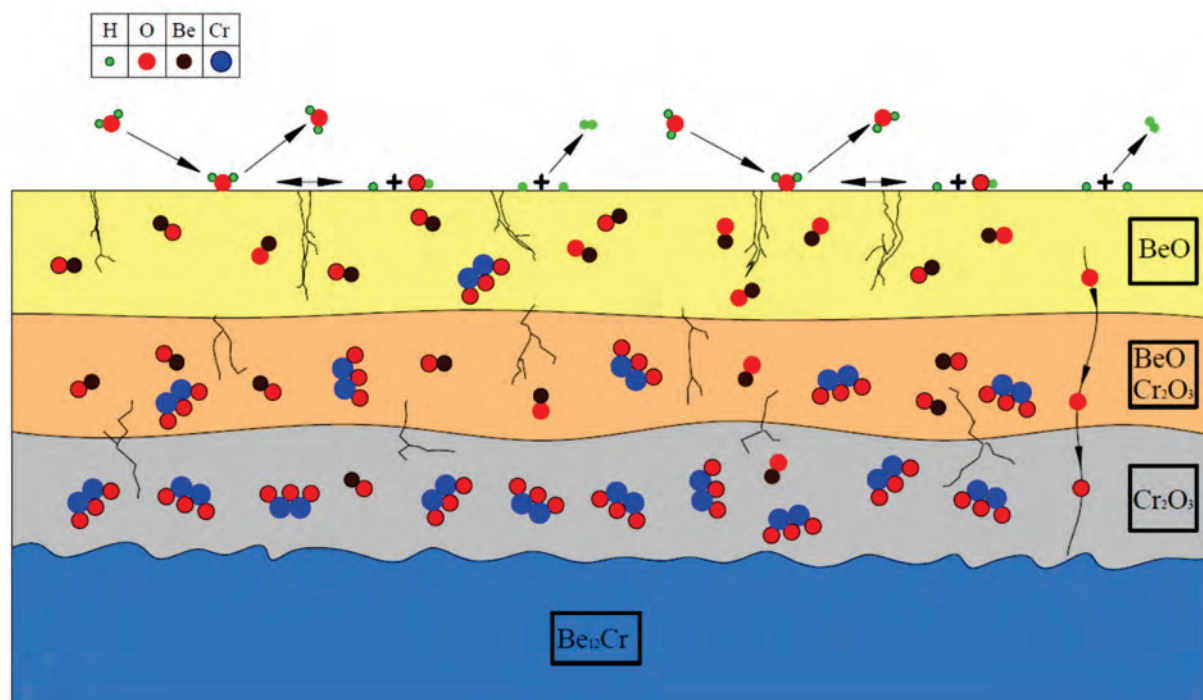


Рисунок 1. Механизм коррозии бериллида хрома

ного слоя. Аналогичные механизмы формирования защитных оксидных плёнок хорошо известны для Cr-содержащих жаропрочных сплавов, где именно  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  определяет устойчивость к окислению за счёт низкой диффузионной проницаемости для кислорода.

Механизм процесса представлен на рисунке 1. Первоначально происходит процесс адсорбции молекул водяного пара на поверхности материала и их термическая диссоциация с образованием активных кислородсодержащих частиц ( $\text{O}$ ,  $\text{OH}$ ), способных взаимодействовать с компонентами бериллида. В условиях высоких температур и давления, характерных для ультракритического пара, кинетика этих поверхностных реакций является достаточно быстрой, и концентрация активного кислорода на поверхности определяется в первую очередь условиями подвода реагента, а не скоростью химических превращений. В результате реализуется селективное окисление компонентов, при котором бериллий, обладающий высокой химической активностью, преимущественно окисляется с образованием  $\text{BeO}$ , формируя внешний слой оксидного слоя.

Помимо этого, происходит формирование слоя  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  над основной матрицей бериллида хрома. Проницаемость для атомов кислорода в получающейся двухслойной структуре определяется переносом через наиболее плотный внутренний слой (в данном случае внутренний слой из оксида хрома).

Наличие водяного пара непосредственно оказывает существенное влияние на стабильность оксидных

слоёв. Для Cr-содержащих материалов установлено, что в водяной среде возможно образование летучих гидроксидных соединений хрома, таких как  $\text{CrO}_2(\text{OH})_2$ , что приводит к деградации защитного слоя  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  и ускорению коррозии [12]. В рассматриваемой системе наличие внешнего слоя  $\text{BeO}$  потенциально может снижать прямое воздействие пара на слой  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ , тем самым повышая его стабильность и замедляя процессы летучей деградации, что согласуется с представлениями о роли многослойных плотных оксидных барьеров.

По мере роста оксидного слоя в системе возникают механические напряжения, обусловленные различием коэффициентов термического расширения оксидов и металлической матрицы, а также объёмными эффектами, сопровождающими окисление. Возможные трещины приводят к нарушению сплошности слоя и к увеличению проницаемости системы для кислорода. В этом случае происходит переход от диффузионно-контролируемого режима к режиму, в котором скорость окисления определяется структурными дефектами оксидного слоя.

Таким образом, в рамках механизма коррозии бериллидов хрома включает последовательность процессов, начинающихся с взаимодействия водяного пара с поверхностью и завершающегося ростом двухслойного барьера. Стоит отметить, что в механизме заложена возможность реализации режима пассивации при сохранении целостности внутреннего слоя оксида хрома. Отдельно показано, что возможное раз-

рушение (растрескивание) оксидного слоя может приводить к резкому ускорению деградации материала. Описанная схема далее служит основой для построения модели, позволяющей количественно оценить кинетику роста оксидного слоя и влияние различных факторов на скорость коррозии.

#### Расчетная модель для оценок скорости коррозии

Как было определено выше в рамках предлагаемого механизма, будем считать, что система сформирована из градиентного слоя оксида бериллия и оксида хрома, в котором содержание бериллиевой и хромовой компоненты изменяется по координате от поверхности к границе оксид-матрица бериллида. Поскольку предполагается, что скорости диссоциации паров и окисление на поверхности гораздо выше, чем диффузия кислорода через барьерный слой, то, соответственно, коррозия будет определяться именно диффузией. В модели используется одномерная геометрия, где толщина слоя обозначена как  $h(t)$  и зависит от времени коррозии.

Поток атомов кислорода сквозь слой можно записать, используя закон Фика:

$$J(x, t) = -D_{eff}(x, t) \frac{\partial C(x, t)}{\partial x}, \quad (1)$$

где  $C(x, t)$  – концентрация диффузанта (моль/м<sup>3</sup>);  $D_{eff}(x, t)$  – эффективный коэффициент диффузии (м<sup>2</sup>/с).

Для квазиравновесной ситуации, когда коррозия носит установившийся характер, можно сделать допущение, что поток постоянен и тогда уравнение (1) примет вид:

$$J_0 = -D_{eff}(x) \frac{\partial C_0(x)}{\partial x}. \quad (2)$$

Можно предположить, что концентрация кислорода существенно выше на поверхности, чем в конце барьерного слоя и тогда проинтегрировав последнее выражение по  $x$  получим выражение для потока, представленное в виде диффузионного сопротивления слоя:

$$J_0 = \frac{C_0(0)}{\int_0^h \frac{dx}{D_{eff}(x)}}. \quad (3)$$

Эффективный коэффициент диффузии можно описать в простейшем представлении как функцию состава слоя:

$$D_{eff}(x, t) = D_{eff}(\varphi(x, t)) = D_{BeO} \cdot (1 - \varphi) + D_{Cr2O3} \cdot \varphi, \quad (4)$$

где  $\varphi$  – объемная доля слоя оксида хрома.

В свою очередь рост барьерного слоя при коррозии будет определяться выражением:

$$\frac{dh(t)}{dt} = \alpha \cdot J_0, \quad (5)$$

где  $\alpha$  – эффективный коэффициент роста, учитывающий стехиометрию и молярный объем оксидной фазы.

Из выражений (4,5) можно получить

$$h^2(t) = h_0^2 + 2 \cdot \alpha \cdot C_0(0) \cdot DD \cdot t = h_0^2 + k \cdot t, \quad (6)$$

где  $h_0$  – начальная толщина слоя;

$DD = \left[ \int_0^1 \frac{d\varepsilon}{D_{eff}(\varepsilon)} \right]^{-1}$ ;  $k = 2 \cdot \alpha \cdot C_0(0) \cdot DD$  – эффективная параболическая константа роста слоя.

Так как, согласно известным данным о диффузии кислорода в оксидах  $D_{BeO} \ll D_{Cr2O3}$ , выражение для константы роста примет вид:

$$k = 4 \cdot \alpha \cdot C_0(0) \cdot DD, \quad (7)$$

Для описания влияния возможной деградации бериллида хрома в пару рассмотрены две предельные модели. В первой, условно жесткой, предполагается линейный рост эффективного коэффициента диффузии с толщиной слоя:

$$D_{eff} = D_0(1 + \beta h), \quad (8)$$

что соответствует сценарию формирования сквозных диффузионных каналов в результате растрескивания. Во второй, более реалистичной модели учитывается насыщение повреждаемости:

$$D_{eff} = D_0 \frac{1 + \beta h}{1 + \gamma h}, \quad (9)$$

что отражает ограничение роста дефектной структуры вследствие релаксации напряжений и частично – “самозалечивания” слоя.

#### Результаты моделирования и сравнительный анализ

Влияние растрескивания оксидного слоя на кинетику окисления бериллидов хрома было проанализировано на основе модифицированной диффузионной модели, учитывающей рост эффективной проницаемости слоя после достижения критической толщины. В качестве базового случая рассмотрен идеальный слой, рост которого описывается параболическим законом  $h^2 = k \cdot t$ . Параметр  $k$  был оценен на основе данных коэффициентов диффузии кислорода в оксиде хрома  $D_{Cr_2O_3} \sim 10^{-17}$  м<sup>2</sup>/с, полученных из собственных экспериментальных данных [13]. Значение  $k$  составило  $2,78 \cdot 10^{-17}$  м<sup>2</sup>/с.

Результаты расчетов приведены в таблице 2 и на рисунках 2-3. В таблице 2 приведены оценочные толщины оксидных слоёв для различных классов материалов при температуре 600 °С в условиях водяного пара. Для никелевого суперсплава Inconel 617 использованы литературные данные с последующей аррениусовской экстраполяцией [14,15], для ферритно-мартенситных сталей (типа P92) экспериментальные значения взяты из работ [16,17], тогда как для бериллида хрома ( $\text{CrBe}_{12}$ ) приведены модельные оценки, полученные в рамках разработанной диффузионной модели с учётом формирования  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  – обогащённого защитного оксидного слоя. Для титанового сплава Ti-6Al-4V приведены оценки, основанные на высокой

# ОЦЕНКА ПЕРСПЕКТИВ ПРИМЕНЕНИЯ БЕРИЛЛИДОВ ХРОМА ( $\text{CrBe}_{12}$ ) В КАЧЕСТВЕ МАТЕРИАЛА ДЛЯ ЛОПАТОК ПАРОВЫХ ТУРБИН, РАБОТАЮЩИХ В УСЛОВИЯХ УЛЬТРАКРИТИЧЕСКОГО ВОДЯНОГО ПАРА

Таблица 2. Оценочные толщины оксидных слоёв для различных классов материалов при температуре 600 °С при давлении пара 280 атм

| Материал                               | Толщина за 100 ч | Относительная величина (Отношение к CrBe12) | Примечание |
|----------------------------------------|------------------|---------------------------------------------|------------|
| CrBe12                                 | 0,1-0,14 мкм     | 1                                           | модель     |
| Inconel 617                            | ~0,2-0,4 мкм     | ~1-3                                        | [14,15]    |
| P92/P91 сталь с содержанием (9-12% Cr) | ~5-20 мкм        | 10-100                                      | [16]       |
| Ферритно-мартенситные стали            | ~1-10 мкм        | 10-100                                      | [17]       |
| Ti-сплавы (Ti-6Al-4V)                  | ~1-5 мкм         | ~103-104                                    | [18,19]    |

диффузионной подвижности кислорода в  $\text{TiO}_2$  и известных данных по интенсивному росту оксидного слоя при повышенных температурах [18,19].

Для  $\text{CrBe}_{12}$  расчётная толщина слоя составляет порядка ~0,1 мкм за 100 ч. Для Inconel 617 толщина оксидного слоя возрастает до ~0,3 мкм, что соответствует умеренной скорости окисления, типичной для  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ -защищённых никелевых суперсплавов. Для ферритно-мартенситных сталей было получено, что оксидный слой составляет около 5 микрон (за 100 часов окисления), что связано с образованием  $\text{Fe}_3\text{O}_4/\text{Fe}_2\text{O}_3$  и высокой дефектностью (трещинами) оксидного слоя. Максимальные значения толщины (~15 мкм) характерны для титановых сплавов, где высокая диффузионная подвижность кислорода в  $\text{TiO}_2$  и развитие зоны внутреннего окисления приводят к наиболее интенсивному росту слоя.

На рисунке 2 представлены рассчитанные зависимости толщины оксидного слоя от времени для указанных материалов. График наглядно демонстрирует различия в кинетике окисления: при одинаковых условиях эксплуатации толщина слоя для сталей и титановых сплавов превышает значения для  $\text{CrBe}_{12}$  на один-два и три-четыре порядка, соответственно.

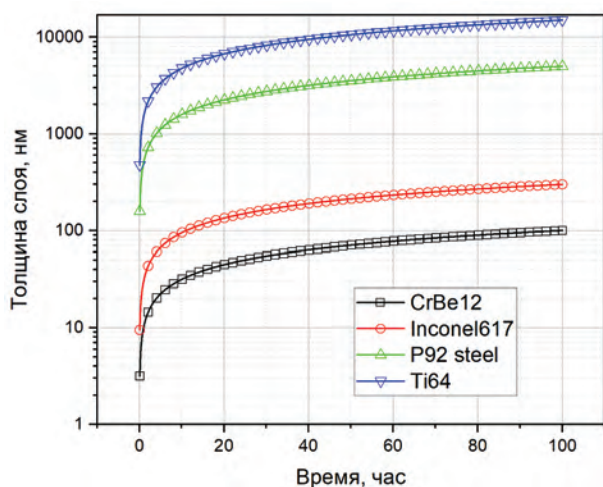


Рисунок 2. Зависимости толщины оксидного слоя от времени выдержки в ультракритическом пару при температуре 600 °С для различных материалов

Дополнительно для бериллида хрома рассмотрено влияние растрескивания оксидного слоя. Соответствующие зависимости, приведённые на рисунке 3, получены в рамках модели с насыщением повреждаемости. Показано, что при раннем начале растрескивания (при толщине оксидного слоя ~50 нм) наблюдается рост слоя до 150 нм за 100 ч, тогда как при более позднем начале трещинообразования (~75 нм) толщина слоя за 100 часов составляет ~130 нм. При этом даже в присутствии растрескивания  $\text{CrBe}_{12}$  сохраняет существенно более низкую скорость окисления по сравнению с Inconel 617 и, тем более, со сталями и титановыми сплавами.

Таким образом, полученные результаты указывают на потенциальное преимущество бериллидов хрома в условиях эксплуатации при температурах порядка 600 °С в ультракритическом водяном паре. Ключевым фактором, определяющим их поведение, является устойчивость  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ -обогащённой внутренней области слоя и характер эволюции дефектной структуры при термомеханическом воздействии.

Полученные результаты имеют важное физическое значение. Они показывают, что даже при наличии растрескивания бериллиды хрома способны

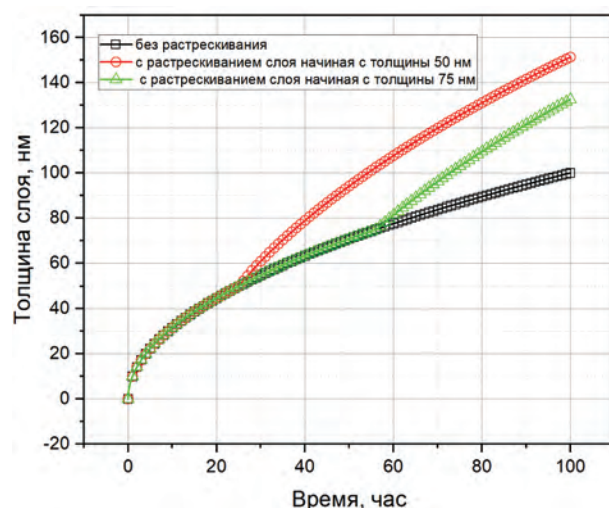


Рисунок 3. Зависимости толщины оксидного слоя от времени выдержки в ультракритическом пару при температуре 600 °С для бериллида хрома, в условиях без растрескивания и с растрескиванием оксидного слоя

# ОЦЕНКА ПЕРСПЕКТИВ ПРИМЕНЕНИЯ БЕРИЛЛИДОВ ХРОМА ( $\text{CrBe}_{12}$ ) В КАЧЕСТВЕ МАТЕРИАЛА ДЛЯ ЛОПАТОК ПАРОВЫХ ТУРБИН, РАБОТАЮЩИХ В УСЛОВИЯХ УЛЬТРАКРИТИЧЕСКОГО ВОДЯНОГО ПАРА

сохранять режим ограниченного окисления при условии, что повреждаемость слоя не приводит к формированию сквозных каналов диффузии. В этом случае сохраняется доминирующая роль  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ -обогащённой внутренней области как диффузионного барьера. Напротив, при реализации жёсткого сценария деградации происходит переход к ускоренной кинетике, что может существенно снизить коррозионную стойкость материала.

Более высокая скорость окисления никелевых суперсплавов по сравнению с бериллидами хрома в условиях водяного пара обусловлена совокупностью факторов. Несмотря на формирование защитного слоя  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  в обоих случаях, в сплавах на основе никеля этот слой подвержен деградации вследствие образования летучих гидроксидов хрома и накопления дефектов, что приводит к увеличению его эффективной проницаемости. Дополнительное влияние оказывают сложная многокомпонентная структура слоя и наличие быстрых диффузионных путей по границам зёрен. В случае бериллидов хрома формируется более стабильный градиентный оксидный слой, включающий  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ -обогащённую внутреннюю область и  $\text{BeO}$  во внешней зоне, что обеспечивает более эффективное ограничение переноса кислорода и, как следствие, меньшую параболическую константу окисления.

Полученные зависимости показывают, что даже при учёте растрескивания оксидного слоя бериллиды хрома сохраняют более низкую скорость окисления по сравнению с никелевыми суперсплавами. При этом степень ускорения кинетики определяется моментом начала деградации защитного слоя и остаётся умеренной в рамках моделей с насыщением повреждаемости.

*Оценка удельной прочности и комплексный сравнительный анализ материалов*

Если рассматривать лопатку как радиально ориентированный стержень длиной  $R$ , то выражение для напряжения ( $\sigma_c$ ) в корне (на расстоянии  $r$  от оси вращения) будет следующим:

$$\sigma_c = \frac{1}{2} \rho \cdot \omega^2 \cdot (R^2 - r^2), \quad (10)$$

где  $\rho$  – плотность материала,  $\omega$  скорость вращения. В приближении  $R \gg r$ :

$$\sigma_c = \frac{1}{2} \rho \cdot \omega^2 \cdot R^2. \quad (11)$$

Условие прочности для материала, которое определяет скорости вращения лопаток турбины длиной  $R$ , будет следующим:

$$\frac{\sigma_c}{\rho} = \frac{1}{2} \omega^2 \cdot R^2 < \frac{\sigma_0}{\rho}, \quad (12)$$

где  $\sigma_0$  – длительная прочность материала.

Результаты расчетов удельного напряжения приведены в таблице 3.

Для бериллида хрома использованы опубликованные экспериментальные данные по промышленно из-

Таблица 3. Результаты оценок удельного напряжения для различных материалов

| Материал                          | Плотность, кг/м <sup>3</sup> | $\sigma_0$ (МПа) | $\sigma_0/\rho$ |
|-----------------------------------|------------------------------|------------------|-----------------|
| CrBe12                            | 2400                         | 370-460          | 0,15-0,19       |
| Inconel (617)                     | 8300                         | 500              | 0,06            |
| Ферритно-мартенситные стали (P92) | 7800                         | 450              | 0,06            |
| Титановые сплавы (Ti-6Al-4V)      | 4430                         | 900              | 0,20            |
| Аустенитные стали (304H)          | 7900                         | 300              | 0,04            |

готовленным блокам [20, 21]: плотность около 2,40 г/см<sup>3</sup>, прочность при изгибе до 370 МПа при 900 °С и прочность при сжатии около 460 МПа при 1000 °С. (Данные значения не являются допускаемыми напряжениями для лопаток ПТУ, а используются только для качественной оценки удельного прочностного потенциала материала). На рисунке 4 приведены результаты интегрального анализа в виде диаграммы. Коррозионная устойчивость учитывалась по обратной нормированной шкале от скорости роста оксидного слоя за 100 часов, механические характеристики приведены как прямые нормированные удельные напряжения материалов.

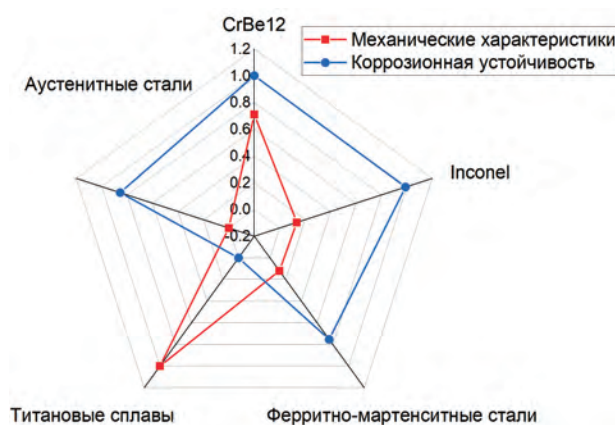


Рисунок 4. Диаграмма со сравнением коррозионных и механических свойств материалов, по результатам проведенных оценок

Как видно из графика 4, в рамках проведенной оценки  $\text{CrBe}_{12}$  имеет благоприятное сочетание двух факторов: низкой скорости окисления и пониженных центробежных напряжений. При этом диаграмма не является полной инженерной оценкой материала для рабочих лопаток турбин, так как она не учитывает ползучесть, усталостную прочность, термоциклическую усталость и прочие важные свойства. Поэтому полученный результат следует рассматривать как основание для дальнейшей экспериментальной проверки свойств  $\text{CrBe}_{12}$ , а не как доказательство его готовности к практическому применению.

**Качественная оценка ползучести, усталостной и термоциклической стойкости  $\text{CrBe}_{12}$**

Так как прямые экспериментальные данные по ползучести, усталостной прочности и термоциклической усталости  $\text{CrBe}_{12}$  (в условиях его взаимодействия с ультракритическим паром) отсутствуют, то приведённые ниже оценки имеют качественный характер.

С точки зрения ползучести  $\text{CrBe}_{12}$  может иметь определённый потенциал в интервале температур 600-700 °С. На это указывают высокая температура плавления материала, порядка 1340 °С, высокая микротвёрдость (выше 1000 НВ), модуль упругости около 304 ГПа и сохранение прочности при сжатии до температур порядка 1000 °С [20,21]. Для промышленно изготовленного  $\text{CrBe}_{12}$  прочность при сжатии составляет около 1750 МПа при комнатной температуре, около 1820 МПа при 700 °С и около 460 МПа при 1000 °С. Поскольку заметное снижение прочности и развитие пластичности для бериллидов начинается преимущественно выше 800 °С, в диапазоне 600-700 °С можно ожидать, что  $\text{CrBe}_{12}$  не склонен к быстрой ползучей деформации.

Оценка усталостной стойкости  $\text{CrBe}_{12}$  менее однозначна. Положительными факторами являются высокая прочность, высокая твёрдость и низкая плотность, снижающая уровень центробежных напряжений. Однако низкая трещиностойкость  $\text{CrBe}_{12}$  ( $\sim 0.94 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ ) [20,21], крупнозернистая структура и преимущественно внутрикристаллитный характер разрушения могут ограничивать сопротивление циклическому нагружению. Поэтому усталостная стойкость материала, вероятно, будет определяться дефектностью, размером зерна, качеством поверхности и устойчивостью оксидного слоя к растрескиванию.

Термоциклическая стойкость также может быть оценена только предварительно. Для бериллидов имеются данные о высокой устойчивости к быстрым циклам нагрева и охлаждения, полученные применительно к условиям термоядерного blankets. Кроме того, при температурах выше 800 °С бериллиды хрома начинают проявлять пластичность при сжатии, а при 1200 °С способны деформироваться до 20% без образования трещин [20,21]. Это указывает на возможность релаксации термических напряжений при высоких температурах. Однако для условий ПТУ такие данные являются только качественным ориентиром, поскольку необходимо учитывать воздействие ультракритического водяного пара и многократные температурные циклы.

Таким образом,  $\text{CrBe}_{12}$  может рассматриваться как материал с удовлетворительной сопротивляемостью кратковременной высокотемпературной деформации и потенциальной термостойкостью в диапазоне 600-700 °С. При этом его применение в лопатках ПТУ требует обязательной проверки ползучести, усталостной

и термоциклической стойкости, а также коррозионно-механической деградации в условиях ультракритического водяного пара.

**ЗАКЛЮЧЕНИЕ**

Таким образом, в настоящей работе выполнена предварительная оценка перспектив применения бериллидов хрома в качестве материала для рабочих лопаток паровых турбин, работающих в условиях ультракритического водяного пара при температурах 500-700 °С.

На основе предложенного механизма была предложена модель оценки скорости коррозии, также были оценены механические напряжения в лопатках ПТУ.

Было показано, что коррозионное взаимодействие бериллидов хрома с паром определяется формированием оксидной структуры, включающей обогащённую оксидом хрома внутреннюю область, определяющую диффузионный барьер коррозии.

В рамках разработанной модели и на основе ранее проведенных экспериментов по коррозии бериллидов хрома при малых давлениях пара были получены значения эффективной параболической константы окисления и оценена толщина оксидного слоя ( $\sim 0,1 \text{ мкм}$  за 100 часов при температуре  $\sim 600 \text{ °C}$ ). Получено, что даже при растрескивании слоя в рамках модели с насыщением повреждаемости, рост слоя остаётся ограниченным ( $\sim 0,13\text{-}0,15 \text{ мкм}$ ), что указывает на сохранение защитных свойств.

Анализ, приведенный в статье, показал, что бериллиды хрома обладают существенно более низкой скоростью окисления по сравнению со сталями и титановыми сплавами и сопоставимой или более низкой скоростью окисления по сравнению со сплавом Inconel 617.

Было показано, что использование бериллидов хрома в лопатках ПТУ благодаря низкой плотности приводит к снижению центробежных напряжений в 3-4 раза по сравнению с никелевыми сплавами, что будет потенциально способствовать повышению рабочих параметров турбины, либо увеличению срока службы.

Проведенная интегральная оценка и сравнение с материалами ПТУ, показала, что бериллиды хрома имеют одновременно более высокую устойчивость к окислению и низкий уровень механических нагрузок.

Стоит, однако, отметить, что полученные результаты для бериллидов хрома основаны на оценках и требуют экспериментальной проверки. Ключевыми направлениями дальнейших исследований являются уточнение параметров коррозии в условиях ультракритического пара, параметров ползучести при температурах выше 600 °С, а также исследование устойчивости оксидного слоя при термоциклировании и механических нагрузках.

*Данное исследование было профинансировано Комитетом науки Министерства науки и высшего образования Республики Казахстан (Гранта №AP23489790).*

#### ИСПОЛЬЗОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. J.H. Kim, M. Nakamichi. Characterization of modified  $\text{Be13Zr}$  beryllide pebbles as advanced neutron multipliers // *Fusion Engineering Design*. – 2019. – Vol. 146 (B). – P. 2608–2612. DOI: 10.1016/j.fusengdes.2019.04.054
2. F.A. Hernandez, et al. Advancements in the helium-cooled pebble bed breeding blanket for the EU DEMO: holistic design approach and lessons learned. – 2019. – *Fusion Science and Technology*. – Vol. 75. – P. 352–364.
3. U.S. Department of Energy, National Energy Technology Laboratory. Presentation FE0025064 [Электронный ресурс]. – Режим доступа: [https://netl.doe.gov/sites/default/files/netl-file/20180410\\_1530A\\_Presentation\\_FE0025064\\_EIO.pdf](https://netl.doe.gov/sites/default/files/netl-file/20180410_1530A_Presentation_FE0025064_EIO.pdf). (дата обращения: 13.04.2026).
4. Abe F. Research and Development of Heat-Resistant Materials for Advanced USC Power Plants with Steam Temperatures of 700 °C and Above // *Engineering*. – 2015. – Vol. 1. – P. 211–224. – DOI: 10.15302/J-ENG-2015031.
5. Special Metals Corporation. INCONEL® alloy 617 [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://www.specialmetals.com/documents/technical-bulletins/inconel/inconel-alloy-617.pdf>. (дата обращения: 13.04.2026).
6. Yates D.H., Ganesan P., Smith G.D. Recent Advances in the Enhancement of INCONEL Alloy 617 Properties to Meet the Needs of the Gas Turbine Industry // *Advanced Materials and Coatings for Combustion Turbines: Proceedings of ASM Materials Congress*. – Pittsburgh, PA, 1993. – P. 89–97.
7. Special Metals Corporation. INCONEL® alloy 740H [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://www.specialmetals.com/documents/technical-bulletins/inconel/inconel-alloy-740h.pdf>. (дата обращения: 13.04.2026).
8. Kulsartov T., Kenzhina I., Samarkhanov K., Kenzhin Y., Gordienko Y., Ponkratov Y., Chikhray Y., Bochkov V., Zaurbekova Z., Yelishenkov A., Begentayev M., Askerbekov S., Udartsev S., Podoinikov M. Comparative analysis of high-temperature corrosion processes of beryllides of different compositions // *Fusion Engineering and Design*. – 2025. – Vol. 219. – art. no. 115283. <https://doi.org/10.1016/j.fusengdes.2025.115283>.
9. Cao, Penghui, Daniel Wells and Michael Philip Short. Anisotropic ion diffusion in  $\alpha\text{-Cr2O3}$ : an atomistic simulation study // *Physical chemistry chemical physics: PCCP*. – 2017. – T. 19 (21). – C. 13658–13663. – DOI: 10.1039/c7cp00838d.
10. He N., Li H., Ji L., Liu X., Chen J. Investigation of metal elements diffusion in  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  film and its effects on mechanical properties // *Ceramics International*. – 2020. – Vol. 46, No. 5. – P. 6811–6819. – DOI: 10.1016/j.ceramint.2019.11.173.
11. Lebreau F., Islam M.M., Diawara B., Marcus P. Structural, Magnetic, Electronic, Defect, and Diffusion Properties of  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ : A DFT+U Study // *The Journal of Physical Chemistry C*. – 2014. – Vol. 118, No. 31. – P. 18133–18145. – DOI: 10.1021/jp5039943.
12. Opila E.J. Volatility of Common Protective Oxides in High-Temperature Water Vapor: Current Understanding and Unanswered Questions // *Materials Science Forum*. – 2004. – Vol. 461–464. – P. 765–774. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.461-464.765.
13. Kulsartov T., Kenzhina I., Samarkhanov K., Kenzhin Y., Gordienko Y., Ponkratov Y., Chikhray Y., Bochkov V., Zaurbekova Z., Yelishenkov A., Begentayev M., Askerbekov S., Udartsev S., Podoinikov M. Comparative analysis of high-temperature corrosion processes of beryllides of different compositions // *Fusion Engineering and Design*. – 2025. – Vol. 219. – Article 115283. – DOI: 10.1016/j.fusengdes.2025.115283.
14. Jang C., Lee D., Kim D. Oxidation behaviour of an Alloy 617 in very high-temperature air and helium environments // *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. – 2008. – Vol. 85, No. 6. – P. 368–377. – DOI: 10.1016/j.ijpvp.2007.11.010.
15. Liang Z., Wang Y., Zhao Q. Steam Oxidation Behavior of Alloy 617 at 900 °C to 1100 °C // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2018. – Vol. 49A, No. 7. – DOI: 10.1007/S11661-018-4644-X.
16. Saunders S.R.J., Monteiro M., Rizzo F. The oxidation behaviour of metals and alloys at high temperatures in atmospheres containing water vapour: A review // *Progress in Materials Science*. – 2008. – Vol. 53, No. 5. – P. 775–837. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2007.11.001.
17. Ennis P.J., Quadackers W.J. Implications of steam oxidation for the service life of high-strength martensitic steel components in high-temperature plant // *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. – 2007. – Vol. 84, No. 1–2. – P. 82–87. – DOI: 10.1016/j.ijpvp.2006.09.008.
18. Guleryuz H., Cimenoglu H. Oxidation of Ti–6Al–4V alloy // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2009. – Vol. 472, No. 1–2. – P. 241–246. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2008.04.024.
19. Casadebaigt A., Monceau D., Hugues J. High temperature oxidation of Ti–6Al–4V alloy fabricated by additive manufacturing. Influence on mechanical properties // *MATEC Web of Conferences*. – 2020. – Vol. 321. – Article 03006. – DOI: 10.1051/mateconf/202032103006.
20. Gaisin R. Microstructure and high-temperature mechanical performance of industrial-scale titanium and chromium beryllides for fusion applications / R. Gaisin, R. Rolli, M. Podoinikov, V. Kuksenkov, K. Seemann, T. Bergfeldt, V. Chakin, P. Vladimirov // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2025. – Vol. 1044. – Art. 184503. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2025.184503.
21. Gaisin R. Beryllides as advanced materials for neutron multiplication / R. Gaisin, R. Rolli, V. Chakin, P. Vladimirov // *15th International Workshop on Beryllium Technology, Karlsruhe*. – Karlsruhe, 2022. – P. 141–164.

ASSESSMENT OF THE PROSPECTS FOR THE USE OF CHROMIUM BERILLIDES ( $\text{CrBe}_{12}$ ) AS A MATERIAL  
FOR STEAM TURBINE BLADES OPERATING IN ULTRA-CRITICAL WATER VAPOR CONDITIONS

T. V. Kulsartov<sup>1</sup>, **I. E. Kenzhina**<sup>1\*</sup>, Zh. A. Zaurbekova<sup>1</sup>, A. B. Yelishenkov<sup>1</sup>,  
A. L. Kozlovskiy<sup>1,2</sup>, A. A. Shaimerdenov<sup>2</sup>, S. V. Udartsev<sup>3</sup>

<sup>1</sup> *Satbayev University, Almaty, Kazakhstan*

<sup>2</sup> *Institute of Nuclear Physics, Almaty, Kazakhstan*

<sup>3</sup> *Ulba Metallurgical Plant, Ust-Kamenogorsk, Kazakhstan*

\* E-mail for contacts: kenzhina@physics.kz

This paper evaluates the prospects for using chromium beryllides ( $\text{CrBe}_{12}$ ) as a candidate material for the blades of steam turbines operating under supercritical steam conditions. A diffusion model of oxidation has been developed, taking into account the formation of a  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ -enriched protective layer and its possible degradation due to cracking. It is shown that at a temperature of 600°C, chromium beryllides are characterized by a significantly lower oxide layer growth rate compared to ferritic-martensitic steels and titanium alloys, and a comparable or lower rate compared to nickel superalloys. It is assumed that the low density of  $\text{CrBe}_{12}$  leads to a significant reduction in centrifugal stresses. The analysis conducted showed that  $\text{CrBe}_{12}$  can be considered a promising candidate material for further research regarding components of next-generation steam turbine systems in a temperature range up to 650°C. However, the results obtained should be considered preliminary and require direct verification under ultra-superheated steam conditions, as well as through additional analysis of creep, fatigue, and thermal-cyclic resistance.

**Keywords:** beryllides, chromium beryllide, supercritical steam, oxide layer, corrosion.

УЛЬТРАКРИТИКАЛЫҚ СУ БУЫ ЖАҒДАЙЫНДА ПАЙДАЛАНЫЛАТЫН БУ  
ТУРБИНАЛАРЫНЫҢ ҚАЛАҚШАЛАРЫНДА МАТЕРИАЛ РЕТІНДЕ ХРОМ БЕРИЛЛИДІҢ  
( $\text{CrBe}_{12}$ ) ҚОЛДАНУ КЕЛЕШЕГІН БАҒАЛАУ

Т. В. Кульсартов<sup>1</sup>, **И. Е. Кенжина**<sup>1\*</sup>, Ж. А. Заурбекова<sup>1</sup>, А. Б. Елишенков<sup>1</sup>,  
А. Л. Козловский<sup>1,2</sup>, А. А. Шаймерденов<sup>2</sup>, С. В. Ударцев<sup>3</sup>

<sup>1</sup> *Satbayev University, Алматы, Қазақстан*

<sup>2</sup> *Ядролық физика институты, Алматы, Қазақстан*

<sup>3</sup> *«Үлбі металлургиялық зауыты» АҚ, Өскемен, Қазақстан*

\* Байланыс үшін E-mail: kenzhina@physics.kz

Бұл жұмыста ультракритикалық су буы жағдайында жұмыс істейтін бу турбиналарының жұмыс қалақшалары үшін перспективалы материал ретінде хром бериллидің ( $\text{CrBe}_{12}$ ) қолдану мүмкіндіктері бағаланды.  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ -пен байытылған қорғаныш қабатының түзілуін және оның жарықшақтану салдарынан ықтимал бұзылуын ескеретін тотығудың диффузиялық моделі әзірленді. Зерттеу нәтижелері көрсеткендей, 600°C температурада хром бериллидтері ферритті-мартенситті болаттармен және титан қорытпаларымен салыстырғанда оксидті қабаттың өсу жылдамдығының айтарлықтай төмен мәндерімен сипатталады. Ал никель негізіндегі суперқорытпалармен салыстырғанда ұқсас немесе одан да төмен тотығу жылдамдығын көрсетеді.  $\text{CrBe}_{12}$  қосылысының төмен тығыздығы орталықтан тепкіш кернеулердің едәуір азаюына ықпал етеді деп болжанады. Жүргізілген талдау нәтижесінде  $\text{CrBe}_{12}$  қосылысы 650°C-қа дейінгі температуралық диапазонда жаңа буындағы бу турбиналық қондырғылар элементтері үшін болашақта зерттеуге лайық перспективалы кандидат материал ретінде қарастырылуы мүмкін екені анықталды. Сонымен қатар, алынған нәтижелер алдын ала сипатқа ие және ультракритикалық су буы жағдайында тікелей эксперименттік тексеруді, сондай-ақ жылжымалылық, шаршау және термоциклдік төзімділік қасиеттеріне қосымша талдау жүргізуді талап етеді.

**Түйін сөздер:** бериллидтер, хром бериллиді, ультракритикалық су буы, оксидті қабат, коррозия.