
Научная статья

УДК 620.193:669.295

DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-4-27-39

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ КОРРОЗИЯ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ (обзор)

С.В. Заварзин¹, В.А. Дуюнова¹, М.А. Фомина¹

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

Аннотация. Титановые сплавы часто имеют преимущество перед сталью по весовым и коррозионностойким характеристикам. Однако их применение в «горячих» частях газовых турбин ограничено невысокой максимальной температурой эксплуатации, что связано с их коррозионным поведением в высокотемпературной области. В работе разобраны основные механизмы, предложенные для описания коррозионного поведения титановых сплавов в основных средах, характерных для эксплуатации газовых турбин. Показана определяющая роль титана в данных процессах, что лимитирует возможности легирования сплавов.

Ключевые слова: титан, высокотемпературная коррозия, горячая коррозия, сульфидно-оксидная коррозия, сульфат натрия, хлорид натрия

Для цитирования: Заварзин С.В., Дуюнова В.А., Фомина М.А. Высокотемпературная коррозия титановых сплавов (обзор) // Труды ВИАМ. 2023. № 4 (122). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-4-27-39.

Scientific article

HIGH-TEMPERATURE CORROSION OF TITANIUM ALLOYS (review)

S.V. Zavarzin¹, V.A. Duyunova¹, M.A. Fomina¹

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

Abstract. Titanium alloys often have an advantage over steel in terms of weight and corrosion-resistant characteristics. However, their use in the «hot» parts of gas turbines is limited by the low maximum operating temperature, which is due to their corrosive behavior in the high-temperature region. The paper analyzes the main mechanisms proposed to describe the corrosion behavior of titanium alloys in the main environments typical for the operation of gas turbines. The determining role of titanium in these processes is shown, which limits the possibilities of alloying alloys.

Keywords: titanium, high-temperature corrosion, hot corrosion, sulfide-oxide corrosion, sodium sulfate, sodium chloride

For citation: Zavarzin S.V., Duyunova V.A., Fomina M.A. High-temperature corrosion of titanium alloys (review). *Trudy VIAM*, 2023, no. 4 (122), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-4-27-39.

Введение

Титановые сплавы долгое время не рассматривались в качестве материала для «горячих» частей газовых турбин, несмотря на то, что они обладают весьма привлекательными свойствами: высокой прочностью при повышенных температурах, низкой

плотностью и высокой устойчивостью к большинству коррозионных сред. Их максимальная температура эксплуатации при этом не превышала 500 °С [1]. Во многом это связано с коррозионным поведением титановых сплавов при высоких температурах.

С другой стороны, указанные преимущества титановых сплавов перед сталью привели к их широкому использованию в авиационном двигателестроении. Возможность снижения массы в 1,7 раза при замене стальных деталей на титановые с сохранением показателей прочности и долговечности, а также изготовление деталей из прутков, сварных листовых заготовок, штамповок и отливок позволили деталям из титановых сплавов прочно утвердиться в составе узлов «холодной» части газотурбинного двигателя (ГТД) [2].

Появление двигателей V и VI поколений, у которых температурно-силовые параметры существенно превосходят существующие в настоящее время, обуславливают потребность в создании новых жаропрочных материалов на основе титана с более широким температурным интервалом применения и повышенными ресурсными характеристиками.

В настоящее время применение в авиационном двигателестроении в качестве материала «горячей» части ГТД находят три сплава на основе титана: TiAl, Ti₃Al и Ti₂AlNb [3]. Особое значение для применения при температурах от 750 до 1300 °С имеют интерметаллидные сплавы на основе соединений TiAl. Интерметаллиды, являясь особым классом материалов, обладают уникальными свойствами. Упорядоченная структура интерметаллидов титана, сохраняющаяся вплоть до температуры плавления, позволяет разрабатывать на их основе высокотемпературные экономнолегированные сплавы с термостабильной структурой. Жаропрочные интерметаллидные титановые γ -сплавы являются перспективными материалами для изготовления лопаток турбины. В настоящее время ведутся работы по совершенствованию композиций сплавов и освоению технологии их изготовления [4–8].

Предполагается, что замена никелевых сплавов на интерметаллиды титана позволит увеличить удельную тягу двигателя благодаря изготовлению из них лопаток, дисков, элементов сопла и др. Разработка жаропрочных материалов на основе титана с рабочей температурой >600 °С является весьма актуальной задачей, поскольку позволяет расширить диапазон применения титановых сплавов в двигателе- и самолетостроении [9, 10]. В связи с этим важно понимание поведения титана и его сплавов в основных коррозионных средах, характерных для эксплуатации ГТД, и механизмов протекающих при этом процессов.

Работа выполнена при поддержке ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Высокотемпературная газовая коррозия

Титан имеет высокую склонность к поглощению из воздуха кислорода и азота, образуя с ними широкие области твердых растворов. Высокая растворимость данных элементов (в титане может растворяться до 33 % (атомн.) кислорода) и их α -стабилизирующее действие приводят к образованию на поверхности титана насыщенной кислородом α -фазы, часто называемой альфированным слоем. Присутствие альфированного слоя приводит к охрупчиванию поверхности, что в свою очередь значительно уменьшает пластичность и, как следствие, ухудшает механические свойства материала. Области, покрытые альфированным слоем, являются также основным очагом образования трещин.

Титановые сплавы обычно содержат недостаточное количество алюминия, в результате чего вместо пассивной пленки Al₂O₃ на поверхности образуется быстрорастущий

слой TiO_2 (рутила), не пассивирующего сплав. Теоретически и экспериментально показано, что при содержании алюминия $<50\%$ (атомн.) на титановых сплавах образуются преимущественно непассивирующие оксидные пленки [11–14].

Поведение титановых сплавов в условиях высокотемпературного окисления на воздухе показано в работе [15] на примере сплава IMI 834 состава, % (по массе): Ti–5,8Al–4,0Sn–3,5Zr–0,7Nb–0,5Mo–0,35Si–0,06C. Данный сплав был исследован при температурах 600, 700 и 800 °C по циклической методике с периодическим охлаждением до комнатной температуры и контролем изменения массы Δm . Суммарная продолжительность термообработки составляла 100 ч. На рис. 1 показаны полученные зависимости увеличения массы сплава за 100 ч. Видно, что скорость роста оксидной пленки прямо пропорциональна температуре, при этом наблюдается значительное ускорение процесса при увеличении температуры до 800 °C. Отмечается, что сначала образуется рутит, затем формируется пленка из оксида алюминия, при этом толщина последней не равномерна по поверхности сплава.

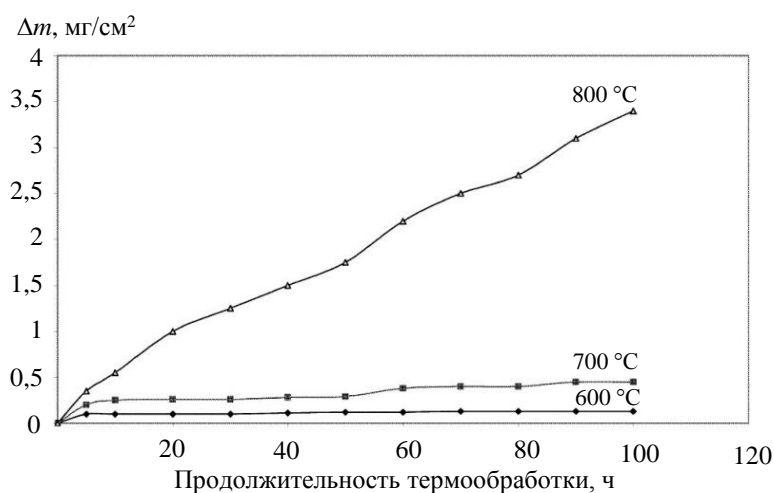


Рис. 1. Зависимость изменения массы (Δm) сплава IMI 834 от продолжительности термообработки на воздухе при различных температурах [15]

При температуре 800 °C наблюдается сильная корреляция между увеличением массы сплава и глубиной альфированного слоя. Это свидетельствует о том, что основной причиной изменения массы при этой температуре является образование альфированного слоя или диффузия кислорода вглубь титанового сплава. При этом образующийся оксидный слой обладает низкой адгезией к металлу и по достижении определенной толщины наблюдается его отслаивание. Нарушение сплошности оксидной пленки приводит к контакту кислорода с незащищенным металлом и, как следствие, ускорению оксидирования сплава. Данный процесс протекает в течение всего периода экспозиции, приводя в конечном итоге к изменению механических свойств металла. Следует отметить, что вышеприведенное утверждение справедливо и для меньших температур, однако для развития процессов требуется большее количество времени.

Механизм высокотемпературного окисления интерметаллидных титановых сплавов при температурах 700, 800 и 900 °C рассмотрен в работе [16] на примере сплава TiAlNbCr состава, % (атомн.): Ti–44Al–4Nb–1,5Cr–0,5Mo–0,1B–0,1Y. Исследование проводили путем изотермического окисления в муфельной печи в течение 100 ч с периодическим отбором части образцов для определения изменения массы. Окисленные образцы исследовали с помощью ряда физико-химических методов.

Анализ сплава TiAlNbCr до испытаний показал, что он имеет ламеллярную (пластинчатую) структуру γ -TiAl/ α_2 -Ti₃Al. Как и в работе [15], показано значительное ускорение коррозии при температурах >800 °С, при этом при температурах 800 и 900 °С кривая, описывающая кинетику окисления, имеет параболический характер. После термообработки при температуре 900 °С в течение 100 ч на поверхности сплава образовывалась многослойная оксидная пленка толщиной ~13 мкм. Последовательность слоев при движении от поверхности вглубь металла можно описать следующим образом: TiO₂, обогащенный Al₂O₃ слой, Al₂O₃ + TiO₂, H-Ti₂AlN + Al₂O₃ + α_2 -Ti₃Al, Z-Ti₅Al₃O₂ + AlNb₂ + фаза Лавеса (Ti, Nb)Cr₂, пластинки H-Ti₂AlN + α_2 -Ti₃Al, основной металл.

На рис. 2 схематично представлен механизм окисления сплава TiAlNbCr при температуре 900 °С. В начальный период времени (стадия 1) происходит формирование внешних пленок Al₂O₃ и TiO₂, сопровождающееся диффузией O и N вглубь сплава. На стадии 2 под оксидной пленкой из пластинок γ -TiAl/ α_2 -Ti₃Al образуются включения H-Ti₂AlN/ α_2 -Ti₃Al вследствие уменьшения соотношения парциальных давлений p_{O_2} / p_{N_2} . Затем на стадии 3 за счет пластинок H-Ti₂AlN/ α_2 -Ti₃Al образуется кубическая Z-фаза (Ti₅Al₃O₂). Дальнейшее окисление (стадия 4) приводит к разложению Z-фазы на Al₂O₃ и α_2 -Ti₃Al. Затем интерметаллид реагирует с азотом и кислородом с образованием гексагональной фазы H-Ti₂AlN. Наконец, на стадии 5 происходит разложение H-Ti₂AlN на TiO₂ и Al₂O₃, что приводит к образованию слоя, обогащенного TiO₂, и смещению границы раздела «оксидная пленка/основной металл» вглубь сплава.

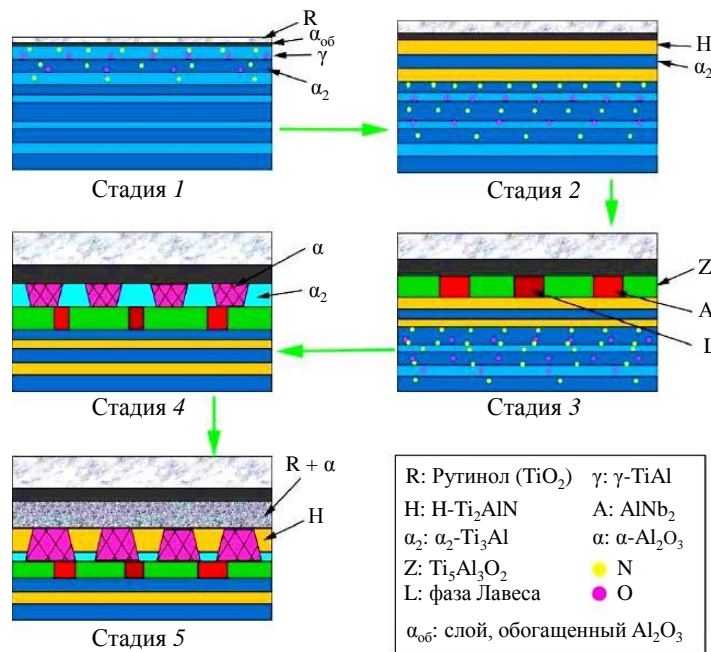


Рис. 2. Схематичное изображение образования многослойной оксидной пленки на сплаве TiAlNbCr в ходе окисления при температуре 900 °С

Представленные примеры показывают, что в высокотемпературной области титан обладает высокой активностью, что приводит к образованию на поверхности титановых сплавов пленки TiO₂. Будучи быстрорастущим, данный оксид препятствует образованию сплошных пассивных пленок на легированных титановых сплавах. Более того, высокое сродство титана к кислороду способствует его диффузии через оксидные пленки на поверхность. В результате даже в случае γ -TiAl сплавов с высоким содержанием алюминия на поверхности присутствует не только пассивирующая пленка Al₂O₃,

но и быстрорастущий слой TiO_2 (рис. 3) [17]. Пленка TiO_2 обладает низкой адгезией к основному металлу и по достижении определенной толщины разрушается под действием внутренних напряжений, обеспечивая доступ кислорода к незащищенным поверхностям. Вместе с тем наличие большого количества кислородных вакансий, а также фазовые и химические превращения в приповерхностных слоях способствуют диффузии кислорода и азота вглубь сплава. Уменьшить количество кислородных вакансий и, как следствие, диффузию кислорода и рост пленки TiO_2 может добавление элементов с валентностью больше титана, таких, например, как ниобий [18]. Тем не менее возможности по повышению стойкости титановых сплавов к газовой коррозии в высокотемпературной области за счет легирования весьма ограничены, что является значительным препятствием на пути повышения рабочих температур данных сплавов.

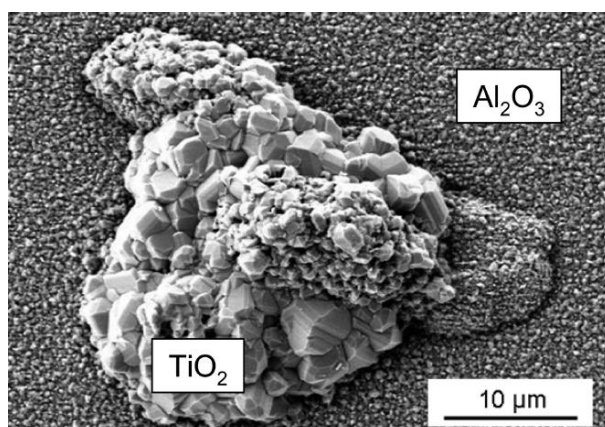


Рис. 3. Поверхность γ -TiAl сплава после выдержки при высоких температурах [17]

Высокотемпературная солевая коррозия титановых сплавов

Явление высокотемпературной солевой коррозии (ВТСК) имеет большое значение для материалов, эксплуатируемых в условиях работы ГТД. Оно связано с воздействием на материалы соединений серы, хлора и ванадия, присутствующих в окружающей среде или образующихся при сгорании топлива. Различают ВТСК двух типов:

– тип 1 протекает преимущественно в температурном интервале от 800 до 950 °С и связан с наличием на поверхности расплавленного Na_2SO_4 . Нижняя температурная граница данного типа коррозии может быть сдвинута в сторону меньших значений образованием низкотемпературной эвтектики $\text{Na}_2\text{SO}_4 + \text{NaCl}$. При ВТСК этого типа продукты коррозии имеют слоистый характер с пористым верхним слоем, в солевой корке характерно наличие частичек оксидов металлов;

– тип 2 наблюдается при более низких температурах – от 600 до 750 °С и носит преимущественно питтинговый характер [19].

Значительная часть исследований ВТСК посвящена жаропрочным сталям и сплавам. Для данных материалов собрано большое количество научно-технической информации об их поведении в условиях ВТСК, а также изучены основные механизмы коррозии [20–22]. До недавнего времени по причине низких рабочих температур ВТСК титановых сплавов практически не изучалась. Однако разработка новых видов сплавов с более высокими эксплуатационными характеристиками делает данные исследования все более актуальными.

В работе [23] исследовано коррозионное поведение титанового сплава IMI 834 в условиях ВТСК. Исследование проводилось тигельным методом с погружением сплава в расплавы чистого Na_2SO_4 , 90 % $\text{Na}_2\text{SO}_4 + 10$ % NaCl и 90 % $\text{Na}_2\text{SO}_4 + 5$ % $\text{NaCl} + 5$ % V_2O_5

при температурах 500, 600 и 700 °С. Показано, что сплав подвержен ВТСК в присутствии хлоридов. Коррозия имеет питтинговой характер. Разрушение сплава обусловлено реакцией с ионами хлора, серы и ванадия. Глубина альфированного слоя, образующегося в условиях высокотемпературной коррозии в присутствии хлоридов, оказалась значительно больше по сравнению с глубиной слоя, образующегося при обычном окислении кислородом воздуха. Как видно из описания, коррозионное поведение титанового сплава соответствует второму типу ВТСК, однако в данном случае существенным фактором ее протекания является присутствие ионов хлора. Предложен следующий механизм разрушения.

1. Оксидная пленка, образующаяся на поверхности сплава IMI 834, представляет собой преимущественно слой TiO_2 с примесью Al_2O_3 . Оксид титана реагирует с ионами хлора, присутствующими в расплаве, с образованием $TiCl_2$:



Хлорид титана (II) при повышенных температурах диссоциирует с образованием ионов Ti^{2+} и Cl^- . Затем ионы Ti^{2+} реагируют в присутствии SO_3 с ионами кислорода с образованием пленки TiO_2 , обладающей слабой адгезией к сплаву и не пассивирующей его. Источником ионов кислорода на данном этапе может выступать оксид серы, тогда суммарная реакция будет выглядеть следующим образом:



Высвобождающиеся при диссоциации ионы хлора способны диффундировать вглубь сплава с образованием летучих хлоридов. Процесс продолжается до полного истощения титана, т. е. носит автокаталитический характер. Ионы кислорода, образующиеся по реакции (1), вследствие своей высокой растворимости могут проникать вглубь сплава с образованием твердых растворов.

2. Соединение TiO_2 также может реагировать с Na_2O с образованием титаната натрия:



Алюминий в данных условиях ведет себя подобно титану. В результате ВТСК с образованием промежуточного продукта $AlCl_3$ формируется рыхлая пассивная пленка Al_2O_3 , легко скалывающаяся с поверхности. Оксиды серы SO_3 и натрия Na_2O , участвующие в описанных ранее процессах, образуются при разложении сульфата натрия по реакции $Na_2SO_4 = Na_2O + SO_3$.

Образование при ВТСК летучих хлоридов и альфированного слоя приводит к образованию трещин, в результате чего облегчается доступ кислорода вглубь сплава, результатом чего является значительное увеличение глубины альфированного слоя.

К похожим выводам пришли в работе [24] при проведении циклических коррозионных испытаний сплава состава Ti-6Al-4V на воздухе и в средах 40 % Na_2SO_4 + 60 % V_2O_5 и 50 % $NaCl$ + 50 % Na_2SO_4 при температуре 750 °С. В данном случае использовался метод с нанесением солевой корки. Испытания проводили в течение 60 циклов (5 ч в печи + 1 ч охлаждение на воздухе). В результате исследования обнаружено, что скорость коррозии значительно выше в условиях ВТСК по сравнению с окислением в воздушной среде. Интенсивность коррозии возрастает в ряду: воздух < $NaCl$ + Na_2SO_4 < Na_2SO_4 + V_2O_5 . Механизм коррозии в присутствии ионов хлора аналогичен описанному ранее. В присутствии ванадия происходит окисление титана и алюминия кислородом, выделяющимся по реакции:

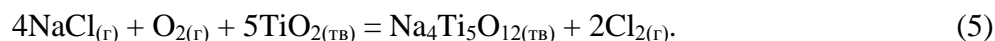


В обоих случаях отмечается определяющее значение трещинообразования при разрушении титановых сплавов. Подробно механизм образования трещин в титановых сплавах рассмотрен в работе [25]. Авторы считают, что кислород из оксидной пленки и хлор из соединения NaCl диффундируют в сплав, реагируя с его компонентами с разрушением межатомных связей, что и вызывает трещинообразование. Считается, что в данном случае NaCl является наиболее коррозионно-агрессивной средой [26]. При этом для образования трещин не обязательно присутствие кислорода или жидкой фазы, периодичность коррозионного воздействия тоже не имеет значения. Основным фактором, влияющим на процесс, является способность соли проникать через оксидную пленку TiO₂ и образовывать хрупкие продукты коррозии.

В связи с вышеизложенным важно изучение коррозионного поведения титановых сплавов в присутствии NaCl. В работе [27] данный вопрос исследован для сплава на основе γ -TiAl (состава, % (атомн.): 47Ti–2Nb–2Mn–7 % (объемн.) TiB₂) в широком интервале температур. Указано, что при температурах 400–850 °C в присутствии NaCl наблюдается ускоренное окисление сплава. Кривая, описывающая процесс коррозии, носит преимущественно параболический характер, при этом увеличение массы прямо пропорционально температуре. При меньших температурах титановый сплав проявляет устойчивость к коррозионному воздействию. В то же время при температуре 850 °C скорость набора массы (угол наклона кривой $\Delta m = f(t)$) уменьшается, что может быть следствием того, что при температурах выше температуры плавления NaCl (801 °C) сокращается время контакта хлорида с корродирующей поверхностью. Образующиеся продукты коррозии образуют на поверхности сплава пористый слой, сама коррозия при этом протекает неравномерно, образуются питтинги. Следует отметить, что в отсутствие кислорода в области температур 550–850 °C реакции между осажденным на поверхность сплава NaCl и титаном или алюминием не протекают, что свидетельствует о том, что участие NaCl в коррозионном процессе связано прежде всего с образованием промежуточных продуктов коррозии и/или летучих хлоридов, нарушающих сплошность приповерхностных слоев и способствующих тем самым проникновению коррозионной среды вглубь металла.

На протекание хлоридной коррозии значительное влияние оказывает присутствие в окружающей среде влаги [28, 29]. Одновременное воздействие хлорида натрия и паров воды обладает синергетическим эффектом, значительно ускоряя коррозию титановых сплавов. Так, для сплава Ti–6Al–4V соотношение показателей удельного изменения массы при экспозиции при температуре 560 °C в течение 600 ч в трех случаях: сухой воздух, сухой воздух + солевая корка NaCl, влажный воздух + солевая корка NaCl – составляет 1:5:15 [29].

Механизм высокотемпературной хлоридной коррозии в сухом воздухе схематично представлен на рис. 4, а. На начальной стадии происходит взаимодействие NaCl с TiO₂ в присутствии O₂. В результате образуется внешний слой смеси оксидов Na₂O + TiO₂, часто представляющих собой титанат Na₄Ti₅O₁₂ и нестехиометрический Na_xTiO₂ (где $x \approx 0,23$). Основной процесс на данной стадии можно описать следующей реакцией:



Термодинамически описанный процесс возможен только при участии газообразного NaCl, но не его твердой фазы, в которой преимущественно находится соль, имеющая температуру кипения 1515 °C. Источником газообразного NaCl в таком случае является равновесие «твердая фаза–пар». Согласно научно-техническим литературным данным, например, при температуре 560 °C давление паров NaCl может составлять $3,12 \cdot 10^{-7}$ бар ($3,12 \cdot 10^{-2}$ Па) [30, 31].

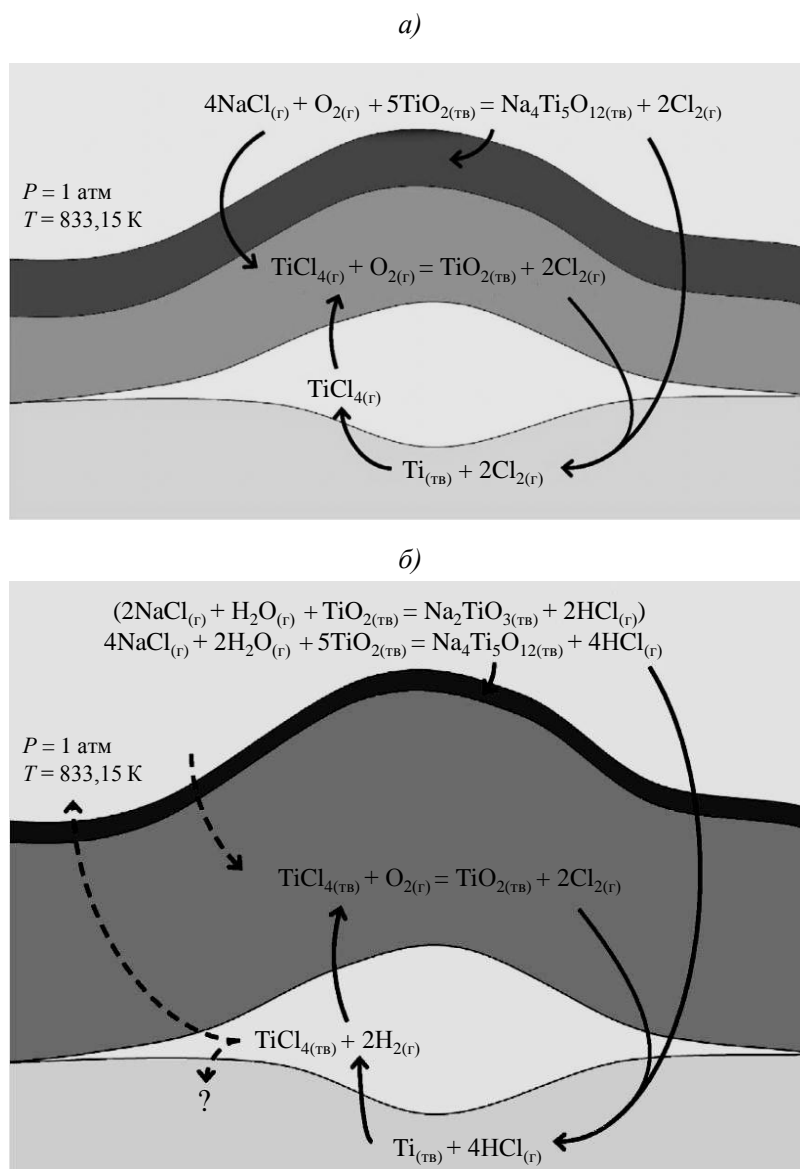
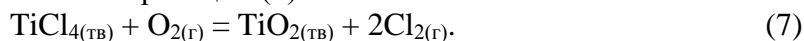


Рис. 4. Схематичное изображение процесса высокотемпературной солевой коррозии титановых сплавов в присутствии NaCl в сухом (а) и влажном (б) воздухе [29]

Образующийся по реакции (5) хлор, по-видимому, является решающим фактором дальнейшей коррозии. Несмотря на то, что основная его часть должна удаляться в атмосферу, частично он все же может диффундировать через оксидную пленку, образуя на границе раздела «оксидная пленка/металл» в области с минимальным парциальным давлением кислорода летучий хлорид $TiCl_4$ по реакции

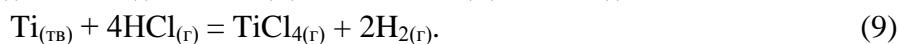
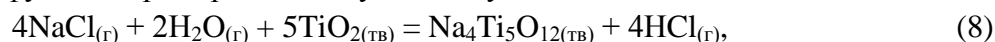


Данный процесс приводит к постоянному испарению соединения $TiCl_4$, что способствует ускоренной коррозии сплава, а также уменьшению адгезии продуктов коррозии к основному металлу. На последней стадии газообразный хлор, мигрируя в область с более высоким парциальным давлением кислорода, реагирует по реакции (7) с образованием TiO_2 . Образующийся при этом хлор может снова участвовать в коррозионном процессе, взаимодействуя с титаном по реакции (6):



Лимитирующей стадией коррозионного процесса является диффузия кислорода через оксидную пленку, с чем связано отсутствие в слоистой структуре продуктов коррозии фаз, обогащенных данным элементом. Описанный механизм может быть применим и к легирующим элементам – например, к алюминию с образованием летучего $AlCl_3$, однако на практике свидетельства тому в случае титановых сплавов практически не обнаруживаются. Это, по-видимому, связано с высокой активностью титана, в результате чего кинетически процессы с его участием становятся доминирующими.

В присутствии паров воды скорость коррозии значительно увеличивается, а также возрастает толщина слоя продуктов коррозии. На рис. 4, б схематично представлен механизм высокотемпературной хлоридной коррозии во влажном воздухе. Видно, что механизм во многом подобен механизму коррозии в сухом воздухе. Однако в данном случае источником кислорода при образовании верхнего слоя смешанных оксидов могут выступать также пары H_2O (реакция (8)). При этом вместо хлора образуется газообразный хлороводород, который затем может выполнять функцию хлорирующего элемента при образовании летучих хлоридов (реакция (9)). Другим источником хлороводорода может являться взаимодействие с парами воды хлора, образующегося по реакции (7). Следует отметить, что в условиях ВТСК хлороводород является менее активным хлорирующим агентом по сравнению с чистым Cl_2 , в связи с чем можно сделать вывод, что основное значение соединения HCl в коррозионном процессе заключается в облегчении диффузии хлора через оксидную пленку:



Как видно из реакции (9), одним из продуктов коррозии является водород. Данный элемент может оказывать существенное влияние на коррозионные процессы, протекающие на поверхности титановых сплавов. Он способен реагировать с кислородом и хлором с образованием коррозионных агентов H_2O и HCl соответственно. Помимо этого, он может диффундировать вглубь сплава с образованием гидридов, приводя к так называемому «водородному охрупчиванию». Последнее может приводить к ухудшению механических свойств сплава и интенсификации коррозии за счет образования трещин.

Заключения

Титан и его сплавы обладают низкой коррозионной устойчивостью в высокотемпературной области во всех основных коррозионных средах, характерных для эксплуатации ГТД. Из приведенного в данной статье научно-технического обзора видно, что механизмам коррозии титана посвящено значительное количество работ, но эти процессы изучены не так хорошо, как в случае с жаропрочными сталями и сплавами [19, 20]. Представленные в приведенных статьях механизмы свидетельствуют о наличии окислительно-восстановительных процессов, которые могут иметь электрохимическую природу. Несмотря на это, работы, посвященные электрохимической коррозии титановых сплавов, практически отсутствуют и преимущественно посвящены водным растворам электролитов, температура испытаний не превышает $300\text{ }^\circ\text{C}$ [32, 33]. Недостаточно полно изучено также влияние механизма «флюсования» на протекание процесса коррозии [34]. Вне зависимости от вышеизложенного, можно сделать вывод, что высокая химическая активность титана в высокотемпературной области ограничивает возможности повышения коррозионной устойчивости его сплавов за счет легирования. В таком случае расширение спектра применения и эксплуатационных температур для титановых сплавов возможно только при использовании защитных покрытий. Развитие технологий нанесения защитных, в том числе термобарьерных, покрытий является насущной проблемой авиационной промышленности.

Список источников

1. Boyer R.R. Titanium for aerospace: Rationale and applications // *Advanced Performance Materials*. 1995. Vol. 2. No. 4. P. 349–368.
2. Дзунович Д.А., Алексеев Е.Б., Панин П.В., Лукина Е.А., Новак А.В. Структура и свойства листовых полуфабрикатов из деформируемых интерметаллидных титановых сплавов разных классов // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. № 2 (51). С. 17–25. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-17-25.
3. Белов Н.А., Белов В.Д., Дашкевич Н.И. Фазовый состав многокомпонентных гамма-сплавов на основе аллюминидов титана / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: ВИАМ, 2018. 340 с.
4. Ночовная Н.А., Базылева О.А., Каблов Д.Е., Панин П.В. Интерметаллидные сплавы на основе титана и никеля / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: ВИАМ, 2018. 308 с.
5. Appel F., Paul J.D.H., Oehring M. Gamma titanium aluminide alloys: science and technology. John Wiley & Sons, 2011. 745 p.
6. Александров Д.А., Мубояджян С.А., Луценко А.Н., Журавлева П.Л. Упрочнение поверхности титановых сплавов методом ионной имплантации и ионного модифицирования // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. № 2 (51). С. 33–39. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-33-39.
7. Дуюнова В.А., Оглодков М.С., Путырский С.В., Кочетков А.С., Зуева О.В. Современные технологии выплавки слитков титановых сплавов (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 1 (66). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 23.11.2022). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-30-40.
8. Пескова А.В., Сухов Д.И., Мазалов П.Б. Исследование формирования структуры материала титанового сплава ВТ6, полученного методами аддитивных технологий // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 1 (58). С. 38–44. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-38-44.
9. Каблов Е.Н., Ночовная Н.А., Панин П.В., Алексеев Е.Б., Новак А.В. Исследование структуры и свойств жаропрочных сплавов на основе аллюминидов титана с микродобавками гадолиния // *Материаловедение*. 2017. № 3. С. 3–10.
10. Скворцова С.В., Золотарева А.Ю. Влияние покрытий на кинетику окисления интерметаллидных титановых сплавов системы Ti_2AlNb и $\gamma-TiAl$ // *Коррозия: материалы, защита*. 2019. № 5. С. 1–7.
11. Luthra K.L. Stability of protective oxide films on Ti-base alloys // *Oxidation of metals*. 1991. Vol. 36. No. 5. P. 475–490.
12. Perkins R.A., Chiang K.T., Meier G.H. Formation of alumina on Ti–Al alloys // *Scripta metallurgica*. 1987. Vol. 21. No. 11. P. 1505–1510.
13. Meier G.H., Pettit F.S., Hu S. Oxidation behavior of titanium aluminides // *Le Journal de Physique IV*. 1993. Vol. 3. No. C9. P. C9-395–C9-402.
14. Rahmel A., Spencer P.J. Thermodynamic aspects of TiAl and $TiSi_2$ oxidation: the Al–Ti–O and Si–Ti–O phase diagrams // *Oxidation of Metals*. 1991. Vol. 35. No. 1. P. 53–68.
15. Gurappa I. Protection of titanium alloy components against high temperature corrosion // *Materials Science and Engineering: A*. 2003. Vol. 356. No. 1–2. P. 372–380.
16. Qu S.J., Tang S.Q., Feng A.H. et al. Microstructural evolution and high-temperature oxidation mechanisms of a titanium aluminide based alloy // *Acta Materialia*. 2018. Vol. 148. P. 300–310. DOI: 10.1016/j.actamat.2018.02.013.
17. Leyens C., Braun R., Fröhlich M. et al. Recent progress in the coating protection of gamma Titanium-Aluminides // *JOM*. 2006. Vol. 58. P. 17–21.
18. Xiang L.L., Zhao L.L., Wang Y.L. et al. Synergistic effect of Y and Nb on the high temperature oxidation resistance of high Nb containing TiAl alloys // *Intermetallics*. 2012. Vol. 27. P. 6–13.
19. Заварзин С.В., Оглодков М.С., Чесноков Д.В., Козлов И.А. Высокотемпературная солевая коррозия и защита материалов газотурбинных двигателей (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2022. № 3 (109). Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 23.11.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-121-134.
20. Stringer J. High-temperature corrosion of superalloys // *Materials Science and Technology*. 1987. Vol. 3. No. 7. P. 482–493.

21. Rapp R.A. Hot corrosion of materials: a fluxing mechanism? // *Corrosion science*. 2002. Vol. 44. No. 2. P. 209–221.
22. Lai G.Y. High-temperature corrosion and materials applications. ASM International, 2007. 461 p.
23. Gurappa I. Mechanism of degradation of titanium alloy IMI 834 and its protection under hot corrosion conditions // *Oxidation of metals*. 2003. Vol. 59. No. 3. P. 321–322.
24. Anuwar M., Jayaganthan R., Tewari V.K. et al. A study on the hot corrosion behavior of Ti–6Al–4V alloy // *Materials Letters*. 2007. Vol. 61. No. 7. P. 1483–1488.
25. Logan H., McBee M., Bechtoldt C., Sanderson B. et al. Chemical and physical mechanisms of salt stress-corrosion cracking in the titanium 8-1-1 alloy // *Stress-Corrosion Cracking of Titanium*. ASTM International, 1966. P. 215–229.
26. Rideout S., Louthan M., Selby C.L. Basic mechanisms of stress-corrosion cracking of titanium // *Stress-Corrosion Cracking of Titanium*. ASTM International, 1966. P. 137–151.
27. Yao Z., Marek M. NaCl-induced hot corrosion of a titanium aluminide alloy // *Materials Science and Engineering: A*. 1995. Vol. 192–193. P. 994–1000.
28. Fan L., Liu L., Yu Zh. et al. Corrosion behavior of Ti60 alloy under a solid NaCl deposit in wet oxygen flow at 600 °C // *Scientific Reports*. 2016. Vol. 6. Art. 29019. DOI: 10.1038/srep29019.
29. Ciszaka C., Popaa I., Brossardb J.-M. et al. NaCl induced corrosion of Ti–6Al–4V alloy at high temperature // *Corrosion Science*. 2016. Vol. 110. P. 91–104.
30. Zimm B.H., Mayer J.E. Vapor pressures, heats of vaporization, and entropies of some alkali halides // *The Journal of Chemical Physics*. 1944. Vol. 12. P. 362–369. DOI: 10.1063/1.1723958.
31. Ewing C.T., Stern K.H. Equilibrium vaporization rates and vapor pressures of solid and liquid sodium chloride, potassium chloride, potassium bromide, cesium iodide, and lithium fluoride // *The Journal of Physical Chemistry*. 1974. Vol. 78. No. 20. P. 1998–2005. DOI: 10.1021/j100613a005.
32. Chen L., Jin X., Pang P. et al. Electrochemical Study of TA2 Titanium in a High-Temperature and Pressure Water Environment // *Coatings*. 2021. Vol. 11. No. 6. Art. 659. DOI: 10.3390/coatings11060659.
33. Mckay P., Mitton D.B. An electrochemical investigation of localized corrosion on titanium in chloride environments // *Corrosion*. 1985. Vol. 41. No. 1. P. 52–62.
34. Mobin M., Malik A.U. Studies on the interactions of transition metal oxides and sodium sulfate in the temperature range 900–1200 K in oxygen // *Journal of alloys and compounds*. 1996. Vol. 235. No. 1. P. 97–103.

References

1. Boyer R.R. Titanium for aerospace: Rationale and applications. *Advanced Performance Materials*, 1995, vol. 2, no. 4, pp. 349–368.
2. Dzunovich D.A., Alekseyev E.B., Panin P.V., Lukina E.A., Novak A.V. Structure and properties of sheet semi-finished products from various wrought intermetallic titanium alloys. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 2 (51), pp. 17–25. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-17-25.
3. Belov N.A., Belov V.D., Dashkevich N.I. *The phase composition of multicomponent gamma luminaries based on titanium aluminides*. Ed. E.N. Kablov. Moscow: VIAM, 2018, 340 p.
4. Nochovnaya N.A., Bazileva O.A., Kablov D.E., Panin P.V. *Intermetal alloys based on titanium and nickel*. Ed. E.N. Kablov. Moscow: VIAM, 2018, 308 p.
5. Appel F., Paul J.D.H., Oehring M. *Gamma titanium aluminide alloys: science and technology*. John Wiley & Sons, 2011, 745 p.
6. Aleksandrov D.A., Muboyadzhyan S.A., Lutsenko A.N., Zhuravleva P.L. Hardening of the surface of titanium alloys by ion implantation method and ionic modification. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 2 (51), pp. 33–39. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-33-39.
7. Duyunova V.A., Oglodkov M.S., Putyrskiy S.V., Kochetkov A.S., Zueva O.V. Modern technologies for melting titanium alloy ingots (review). *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 1 (66), paper no. 03. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: November 23, 2022). DOI: 10.18577/2071-9140-2022-0-1-30-40.
8. Peskova A.V., Sukhov D.I., Mazalov P.B. Examination of the formation of the titanium alloy VT6 structure obtained by additive manufacturing. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 38–44. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-38-44.

9. Kablov E.N., Nochovnaya N.A., Panin P.V., Alekseev E.B., Novak A.V. Study of the structure and properties of heat-resistant alloys based on titanium aluminides with gadolinia microdists. *Materialovedenie*, 2017, no. 3, pp. 3–10.
10. Skvortsova S.V., Zolotareva A.Yu. The effect of coatings on the kinetics of oxidation of intermetallic titanium alloys of the Ti₂AlNb and γ -TiAl. *Korroziya: materialy, zashchita*, 2019, no. 5, pp. 1–7.
11. Luthra K.L. Stability of protective oxide films on Ti-base alloys. *Oxidation of metals*, 1991, vol. 36, no. 5, pp. 475–490.
12. Perkins R.A., Chiang K.T., Meier G.H. Formation of alumina on Ti–Al alloys. *Scripta metallurgica*, 1987, vol. 21, no. 11, pp. 1505–1510.
13. Meier G.H., Pettit F.S., Hu S. Oxidation behavior of titanium aluminides. *Le Journal de Physique IV*, 1993, vol. 3, no. C9, pp. C9-395–C9-402.
14. Rahmel A., Spencer P.J. Thermodynamic aspects of TiAl and TiSi₂ oxidation: the Al–Ti–O and Si–Ti–O phase diagrams. *Oxidation of Metals*, 1991, vol. 35, no. 1, pp. 53–68.
15. Gurappa I. Protection of titanium alloy components against high temperature corrosion. *Materials Science and Engineering: A*, 2003, vol. 356, no. 1–2, pp. 372–380.
16. Qu S.J., Tang S.Q., Feng A.H. et al. Microstructural evolution and high-temperature oxidation mechanisms of a titanium aluminide based alloy. *Acta Materialia*, 2018, vol. 148, pp. 300–310. DOI: 10.1016/j.actamat.2018.02.013.
17. Leyens C., Braun R., Fröhlich M. et al. Recent progress in the coating protection of gamma Titanium-Aluminides. *JOM*, 2006, vol. 58, pp. 17–21.
18. Xiang L.L., Zhao L.L., Wang Y.L. et al. Synergistic effect of Y and Nb on the high temperature oxidation resistance of high Nb containing TiAl alloys. *Intermetallics*, 2012, vol. 27, pp. 6–13.
19. Zavarzin S.V., Oglodkov M.S., Chesnokov D.V., Kozlov I.A. Hot corrosion and protection of materials of gas turbine engines (review). *Trudy VIAM*, 2018, no. 3 (109), paper no. 11. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 23, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-121-134.
20. Stringer J. High-temperature corrosion of superalloys. *Materials Science and Technology*, 1987, vol. 3, no. 7, pp. 482–493.
21. Rapp R.A. Hot corrosion of materials: a fluxing mechanism? *Corrosion science*, 2002, vol. 44, no. 2, pp. 209–221.
22. Lai G.Y. *High-temperature corrosion and materials applications*. ASM International, 2007, 461 p.
23. Gurappa I. Mechanism of degradation of titanium alloy IMI 834 and its protection under hot corrosion conditions. *Oxidation of metals*, 2003, vol. 59, no. 3, pp. 321–322.
24. Anuwar M., Jayaganthan R., Tewari V.K. et al. A study on the hot corrosion behavior of Ti–6Al–4V alloy. *Materials Letters*, 2007, vol. 61, no. 7, pp. 1483–1488.
25. Logan H., McBee M., Bechtoldt C., Sanderson B. et al. Chemical and physical mechanisms of salt stress-corrosion cracking in the titanium 8-1-1 alloy. *Stress-Corrosion Cracking of Titanium*. ASTM International, 1966, pp. 215–229.
26. Rideout S., Louthan M., Selby C.L. Basic mechanisms of stress-corrosion cracking of titanium. *Stress-Corrosion Cracking of Titanium*. ASTM International, 1966, pp. 137–151.
27. Yao Z., Marek M. NaCl-induced hot corrosion of a titanium aluminide alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 1995, vol. 192–193, pp. 994–1000.
28. Fan L., Liu L., Yu Zh. et al. Corrosion behavior of Ti60 alloy under a solid NaCl deposit in wet oxygen flow at 600 °C. *Scientific Reports*, 2016, vol. 6, art. 29019. DOI: 10.1038/srep29019.
29. Ciszaka C., Popaa I., Brossardb J.-M. et al. NaCl induced corrosion of Ti–6Al–4V alloy at high temperature. *Corrosion Science*, 2016, vol. 110, pp. 91–104.
30. Zimm B.H., Mayer J.E. Vapor pressures, heats of vaporization, and entropies of some alkali halides. *The Journal of Chemical Physics*, 1944, vol. 12, pp. 362–369. DOI: 10.1063/1.1723958.
31. Ewing C.T., Stern K.H. Equilibrium vaporization rates and vapor pressures of solid and liquid sodium chloride, potassium chloride, potassium bromide, cesium iodide, and lithium fluoride. *The Journal of Physical Chemistry*, 1974, vol. 78, no. 20, pp. 1998–2005. DOI: 10.1021/j100613a005.

32. Chen L., Jin X., Pang P. et al. Electrochemical Study of TA2 Titanium in a High-Temperature and Pressure Water Environment. *Coatings*, 2021, vol. 11, no. 6, art. 659. DOI: 10.3390/coatings11060659.
33. McKay P., Mitton D.B. An electrochemical investigation of localized corrosion on titanium in chloride environments. *Corrosion*, 1985, vol. 41, no. 1, pp. 52–62.
34. Mobin M., Malik A.U. Studies on the interactions of transition metal oxides and sodium sulfate in the temperature range 900–1200 K in oxygen. *Journal of alloys and compounds*, 1996, vol. 235, no. 1, pp. 97–103.

Информация об авторах

Заварзин Семен Витальевич, ведущий инженер, к.х.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Дуюнова Виктория Александровна, начальник Научно-исследовательского отделения, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Фомина Марина Александровна, начальник лаборатории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Semyon V. Zavarzin, Leading Engineer, Candidate of Sciences (Chem.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Victoria A. Duyunova, Head of Scientific-Research Bureau, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Marina A. Fomina, Head of the Laboratory, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 13.12.2022; одобрена и принята к публикации после рецензирования 16.12.2022.

The article was submitted 13.12.2022; approved and accepted for publication after reviewing 16.12.2022.

В статье Заварзина С.В., Оглодкова М.С., Чеснокова Д.В., Козлова И.А. «Высокотемпературная солевая коррозия и защита материалов газотурбинных двигателей (обзор)» (журнал «Труды ВИАМ», 2022, № 3 (109). Ст. 11) рисунок 2 читать следующим образом:

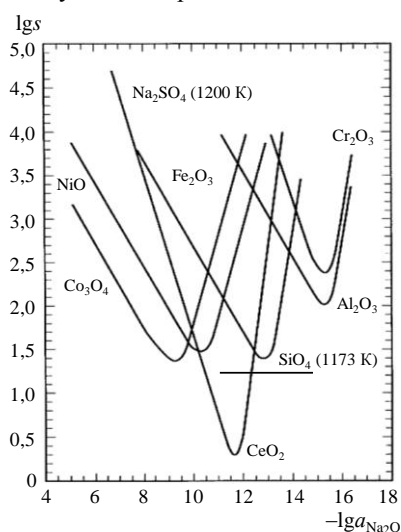


Рис. 2. Растворимость (s) некоторых оксидов и SiO_2 в расплавленном Na_2SO_4 : $s = n(\text{MeO}_x)/n(\text{Na}_2\text{SO}_4)$, ppm [4]