

УДК 620.193.94: 669.1

ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО ОКИСЛЕНИЯ ПОКРЫТИЙ β NiAl ПРИМЕНИТЕЛЬНО К АВИАЦИОННЫМ ДВИГАТЕЛЯМ

© 2022 г. Ali Dad Chandio*, Asif Ahmed Shaikh, Haseeb Ahmed

Materials & Metallurgical Engineering, NED University of Engineering & Technology, Karachi, Pakistan

*E-mail: alidad@neduet.edu.pk

Поступила в редакцию 27.11.2020 г.

После доработки 05.11.2021 г.

Принята к публикации 15.02.2022 г.

Покрытия из алюминид никеля (β NiAl) приготовлены методом алитирования *in situ* на подложках из суперсплава CMSX-4 и подвергнуты изотермическому окислению при 1150°C в течение 100 ч. Исследованы факторы, влияющие на сопротивление скалыванию покрытий β NiAl. При окислении вместе с чистым α -Al₂O₃ образовался термически выращенный многофазный оксид (TiO₂, Ni₂AlO₄, Θ -Al₂O₃). Покрытия и подложка подверглись массивной взаимной диффузии, что привело к сегрегации выделений сплава на границе термически выращенного оксида и покрытия, а также к миграции серы из подложки и ее присутствию в таких выделениях, и к притоку Ni и обеднению Al, приводящему к превращению β NiAl \rightarrow γ -Ni₃Al. Кроме того, степень откола и остаточные напряжения термически выращенного оксида увеличивались со временем окисления.

DOI: 10.31857/S0040364422030048

ВВЕДЕНИЕ

Покрытия β NiAl широко используются и обычно называются соединениями, образующими оксид алюминия (α -Al₂O₃). β NiAl используется в качестве матричного связующего материала для систем термобарьерного покрытия (ТБП). Предполагается, что α -Al₂O₃, выращенный на связующем покрытии, совместим (термодинамически) с ТБП [1, 2] и обладает наименьшей диффузией кислорода и низкой скоростью роста. Однако нанесение простых покрытий β NiAl сильно зависит от внутренней диффузии элементов подложки и расходования Al. Это может отрицательно сказаться на стойкости к окислению, которая является единственным показателем эффективности. Чтобы улучшить окислительные свойства связующих покрытий, в β NiAl включены различные элементы [3–5], в том числе платина и химически активные элементы. Однако для эффективного использования эффектов легирования необходимо понимать факторы, влияющие на стойкость к окислению нелегированного β NiAl. Большой объем работ выполнен по оксидным характеристикам этих покрытий [6, 7]. Однако такие продукты внутренней диффузии, как осадки α -Cr, которые в основном присутствуют в высокоактивных обработанных покрытиях из-за их низкой растворимости в интерметаллиде [8], до сих пор плохо изучены. Сообщалось, что такие осадки вредны для устойчивости к окислению [9]. Установлено, что добавка платины снижает количество таких осадков [10]. Однако то, как эти осадки влияют на процесс окисления, до сих пор плохо изучено.

В данном исследовании покрытия β NiAl наносились на монокристаллический суперсплав на основе никеля (CMSX-4) с последующим изотермическим окислением при 1150°C (в течение 100 ч) в лабораторных условиях. В частности, изучаются параметры, влияющие на эксплуатационные характеристики покрытий, микроструктурная эволюция, химический состав, межфазные примеси и фазовые превращения.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Монокристаллический жаропрочный сплав CMSX-4 (исходный состав представлен в табл. 1). Пластина из жаропрочного сплава разрезалась на прямоугольники размером 1 × 2.5 см², части шлифовались до зернистости 1200 с последующей очисткой в этанольной ванне ультразвуком. Части сплава загружались в высокоактивную смесь, состоящую из (мас. %) 12Al + 3NH₄Cl + 85Al₂O₃ для алитирования. После алитирования образуется характерная структура δ -Ni₂Al₃, требующая дополнительной термической обработки для преобразования ее в структуру β NiAl B2. Это связано с тем, что структура δ -Ni₂Al₃ является чрезвычайно хрупкой и не вполне подходит для окисления, поскольку она стабильна только при температурах ниже ~1133°C (подробности см. на бинарной диаграмме Al–Ni). Проводилась термообработка при 1150°C, чтобы преобразовать сплав в гиперстехиометрическую алюминидную структуру с высоким содержанием алюминия, т.е. в структуру β NiAl B2

Таблица 1. Исходный состав суперсплава CMSX-4

	Co	Mo	Re	W	Cr	Ti	Hf	Ta	Ni	Al
мас. %	9.60	0.6	2.90	6.40	6.40	1.0	0.1	6.60	61.42	5.64
ат. %	9.2	0.4	1.0	2.0	7.6	1.3	0.03	2.2	63.8	12.6

[3, 11]. Испытания на окисление проводились на термовесах (Setaram) при 1150°C (в течение 100 ч) в лабораторном воздухе. Для определения микроструктуры и химического состава использовались сканирующий электронный микроскоп (СЭМ, Philips-XL30 FEG) и энергодисперсионная спектроскопия (ЭДС). Для идентификации фаз и измерения остаточных напряжений в термически выращенном оксиде (ТВО) использовались методы рентгеновской дифракции (РД, PAnalytical) и фотолюминесцентной пьезоспектроскопии [12] соответственно.

РЕЗУЛЬТАТЫ

Нанесенные покрытия

На рис. 1 представлен СЭМ-анализ поперечных сечений покрытия β -NiAl в состоянии после осаждения. Покрытие состоит из междиффузионного слоя или зоны (МДЗ) и самого верхнего слоя β -NiAl (рис. 2а), содержащего выделения α -Cr [13]. Судя по карте элементов, тугоплавкие осадки появляются в покрытии постепенно сверху вниз. В спектре РД в качестве основной фазы видна структура β -NiAl (рис. 1в). Линейно-точечный анализ ЭДС выполнен в десяти различных местах на поперечном сечении по толщине покрытия (рис. 1б). Результаты анализа показывают равномерное распределение как Al, так и Ni по всему покрытию, за исключением зоны МДЗ, откуда наблюдался добавочный приток элементов подложки.

Изотермическое окисление

Термически выращенный оксид. На рис. 2а–2г показан график увеличения массы покрытия, ТВО, напряжения и фаз (состав). Прирост массы (включая массу откола) демонстрирует отклонение от типичного параболического роста. Такие несоответствия, предположительно, могут быть связаны с различными фазами ТВО. Визуальный осмотр показал серьезное разрушение (или отслоение) ТВО, когда время окисления увеличивалось, тогда как неотколотые области, имеющие неповрежденный оксид (ТВО), были проанализированы для оценки напряжений при комнатной температуре с использованием метода PLPS. По мере увеличения времени окисления ТВО демонстрировал возрастающие сжимающие напряжения (рис. 2б). Тем не менее, если оценка напряжений производится в непосредственной близости от области откола, она показывает снижение напряжения из-за рельефа поверхности, растрескивания и откола. Кроме того, исследование ТВО с

помощью PLPS обнаруживает α -Al₂O₃ в качестве основной фазы наряду с локализованным присутствием θ -Al₂O₃ (рис. 2в). Для дальнейшей оценки ТВО для подтверждения присутствия θ -Al₂O₃ проведен рентгеноструктурный анализ окисленного образца (с отколотыми и неотколотыми областями) (рис. 2г). Это означает, что после окисления часть оксида расслаивалась (отслаивалась) или ломалась, а часть оставалась нетронутой. Результаты РД показывают многочисленные фазы в образце, т.е. α -Al₂O₃, θ -Al₂O₃, TiO₂, β -NiAl, γ -Ni₃Al и NiAl₂O₄. Это подтверждает результаты измерения PLPS присутствия θ -Al₂O₃. Следует отметить, что оксидные фазы (α -Al₂O₃, θ -Al₂O₃, TiO₂ и NiAl₂O₄) соответствуют оксидному слою, а металлические соединения или осадки (β -NiAl и γ -Ni₃Al, α -Cr) соответствуют месту выкрошивания покрытия.

Кроме того, карты элементов ТВО показаны на рис. 3. Похоже, что ТВО, образованный на β -NiAl, не является чистым α -Al₂O₃, а состоит из некоторых других оксидных включений, таких как Ti и Ni.

Места сколов. Чтобы проанализировать поверхность покрытия после отслаивания и подтвердить наличие элементов на границе раздела ТВО–покрытие, составлены карты элементов на отколотой области (рис. 4). На участке наблюдались многочисленные осадки, обогащенные хромом. Интересно, что в этих осадках обнаружена сера (~2 ат. %) (см. также табл. 2). Как показано в работах [14, 15], сера вредна для адгезии ТВО. Также в литературе сообщалось об аналогичном количестве серы для бинарных сплавов Ni–Al [16], однако неясно, мигрирует ли такая сера из суперсплава или является примесью в покрытии.

Количество сколов рассчитывалось с учетом отколотых и неотколотых участков образцов, как показано на рис. 5а, 5б. Пористость и растрескивание четко видны на электронных микрофотографиях (рис. 5б), особенно в местах смешанной/многофазной областей. Более того, на рис. 5в показана концентрация сколов, оцененная по отколотому и неповрежденному ТВО (кумулятивный откол/площадь поверхности). Обнаружено, что количество сколов прогрессирует при увеличении времени окисления.

Покрытия и внутренняя диффузия. На рис. 6а–6в показаны поперечные сечения покрытия после окисления. Наблюдается следующее: 1) покрытие претерпело массивное β – γ -превращение в ходе окисления, 2) выращенный ТВО не был чистым α -Al₂O₃, а содержал включения оксидов Ta, Ti и Ni, 3) при фазовом превращении покрытия большое

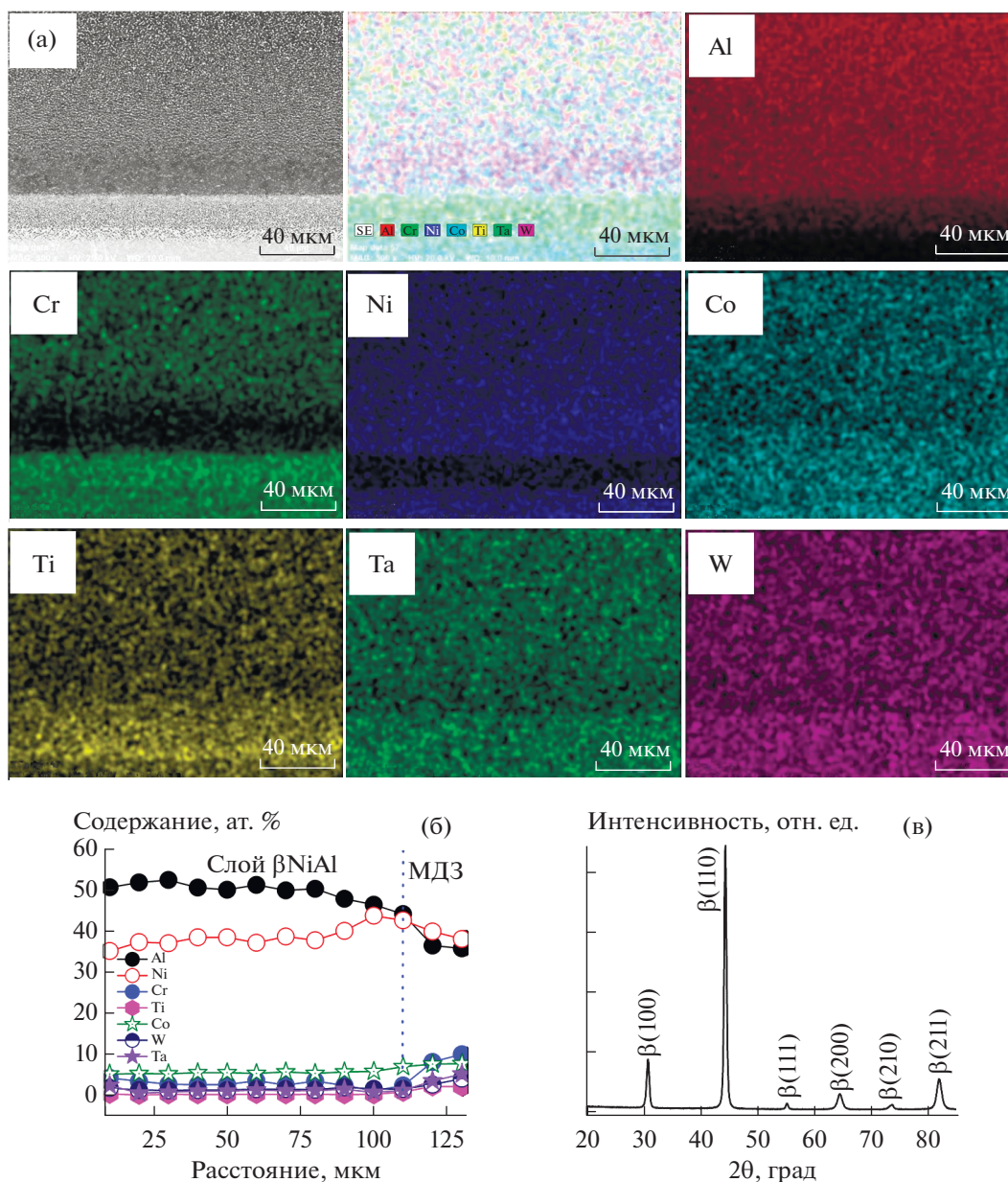


Рис. 1. Покрытие βNiAl: (а) карта элементов, (б) ЭДС по толщине, (в) соответствующий РД-спектр.

количество Cr на поверхности раздела ТВО/γ-Ni₃Al (рис. 6б) видны обогащенные осадки, 4) подложка из сплава под покрытием МДЗ демонстрирует огромное количество топологически замкнуто упакованных фаз (ТЗФ) [17], демонстрирующих их бессистемное распределение в виде соломинки или иголки (рис. 6в). Присутствие ТЗФ указывает на массивную диффузию между матрицей βNiAl и подложкой.

ЭДС также проведен для количественного определения химического состава различных фаз после окисления (табл. 2). Здесь ясно видно, что содержание Al значительно снижается после инициирования окисления βNiAl при превращении γ → Ni₃Al.

Присутствие серы видно в табл. 2. Оксидные включения содержат Ti и Ni в качестве основных элементов. Обнаружено, что на границе раздела ТВО–покрытие осадки богаты тугоплавкими элементами, т.е. Cr, Ta, W, Ni, Co, а также S.

ОБСУЖДЕНИЕ

Основными результатами исследования являются получение многофазного ТВО, зафиксированные массивная взаимная диффузия между ТВО, покрытием и подложкой, присутствие серы в богатых хромом осадках, концентрация сколов и ТЗФ с тенденцией роста при увеличении времени окисления.

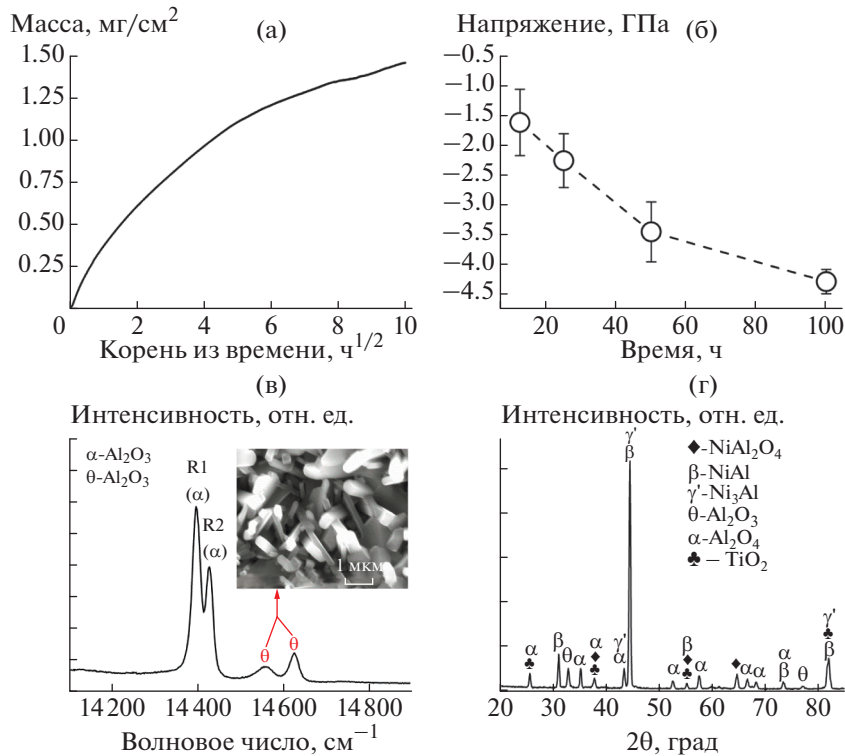


Рис. 2. Покрытие βNiAl, окисленное при 1150°C (100 ч): (а) график ТГА, (б) напряжение ТВО, (в) фазы ТВО, полученные методом PLPS, (г) РД-схемы поверхности покрытия βNiAl после окисления.

Оксид

Детальное исследование проведено для оценки факторов, контролирующих или влияющих на стойкость к окислению покрытия βNiAl, которое обычно применяется в качестве материала связующего покрытия (СП) в системе ТВО. В частно-

сти, изучена окислительная реакция покрытий βNiAl, полученных на суперсплавах CMSX-4. В [15] исследовано влияние температуры на окислительную реакцию многих СП, в том числе; Pt-βNiAl, REs-βNiAl и βNiAl. Для нелегированного или простого покрытия βNiAl (аналогично

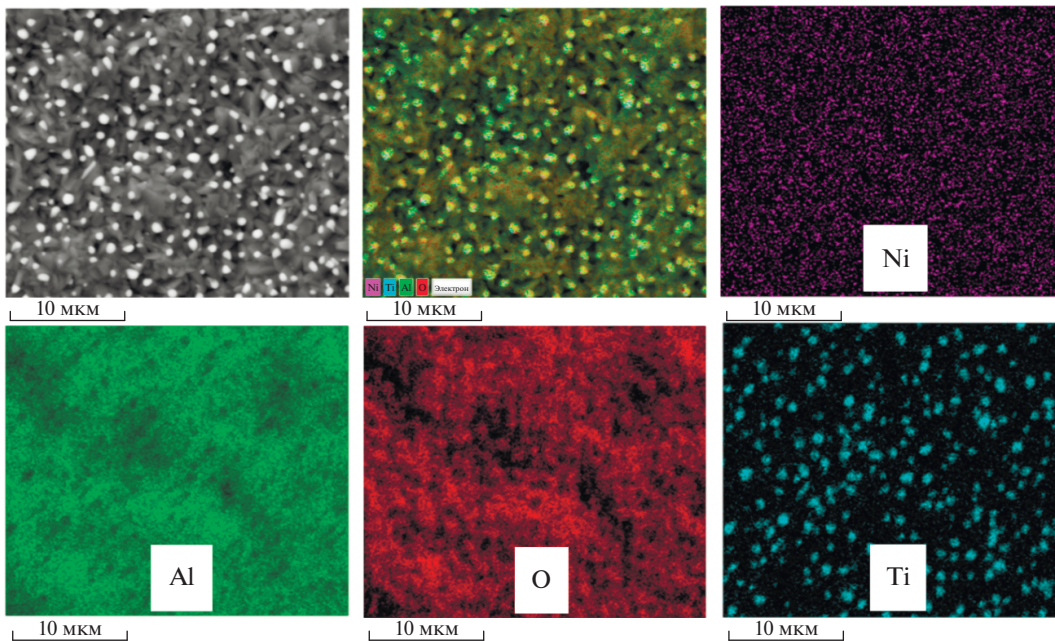


Рис. 3. Элементная карта ТВО, выросшего на βNiAl после окисления при 1150°C в течение 100 ч.

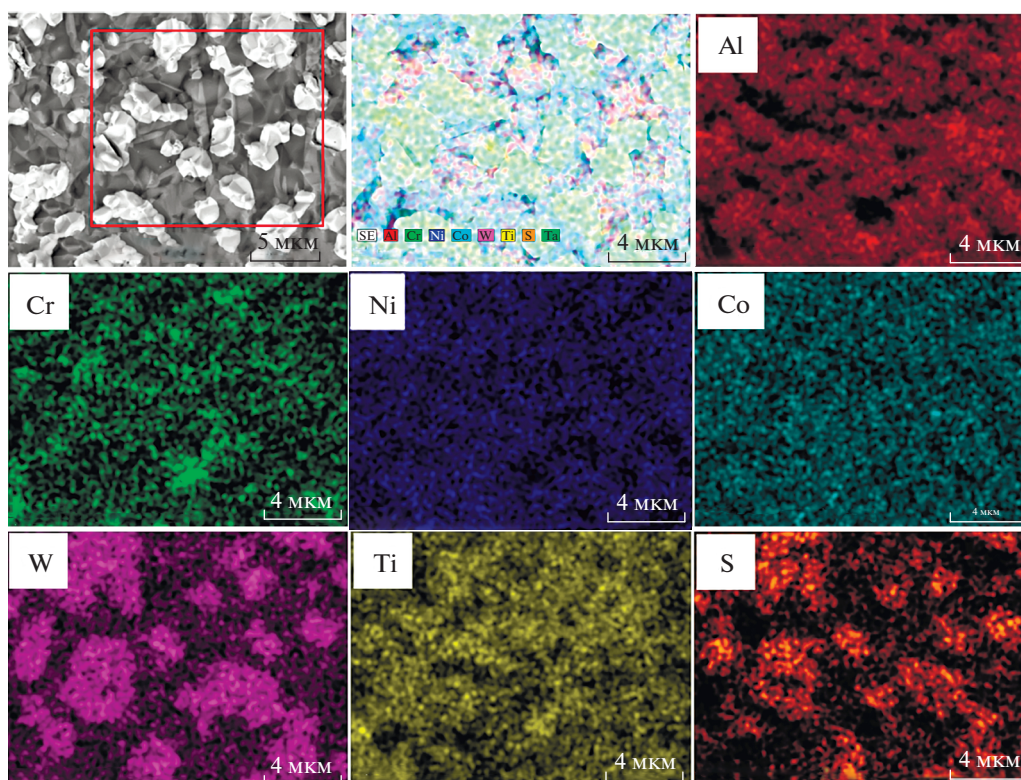


Рис. 4. Карта элементов мест сколов, обогащенных осадками тугоплавких элементов.

настоящему случаю) авторы отметили параболический рост при высокой температуре (1200°C). В других исследованиях подобное параболическое поведение отмечено при 1100°C [18], тогда как в настоящем исследовании наблюдалось отклонение от параболического роста (рис. 2а). Предполагается, что оно может быть связано с многочисленными осадками ТВО (рис. 2в, 2г и 6а), такими как шпинель, TiO_2 и т.д. Это предполагается из-за массивной диффузии между покрытием и ТВО. Таким образом, считается, что такое покрытие и диффузия ТВО обеспечивают двойной эффект; 1) образование незащитных оксидных включений в ТВО и 2) последующее усиление роста оксидов. Например, сплав содержит Ti, который перемещается ближе к границе раздела покрытие–ТВО в виде ионов Ti^{4+} , а затем в кристаллическую струк-

туру $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, замещая ионы Al^{3+} . Что касается поддержания баланса зарядов, образуются вакансии, обеспечивающие повышенную диффузию и усиленный рост оксида алюминия [3]. Следовательно, откол ТВО наблюдался после окисления покрытий при комнатной температуре. Это означает, что печь была выключена для проверки адгезии при естественной скорости охлаждения. Чтобы оценить общий процент выкрашивания (рис. 5с) количество сколов было рассчитано для времени окисления. Он показывает поведение, зависящее от времени, тем самым согласуясь с оценкой напряжения ТВО, проведенной при комнатной температуре (см. рис. 2б). Однако наличие напряжений такой величины согласуется с литературными данными [19]. Обычно считается, что ТВО может проявлять высокие сжимающие на-

Таблица 2. Изменения состава образцов после окисления

ЭДС, ат. %	Al	Ni	Cr	W	Co	Ta	Ti	S	O
βNiAl на границе $\gamma\text{-Ni}_3\text{Al}$ –подложка	33.0	Bal.	5.81	2.53	6.7	1.32	0.93	–	–
$\gamma\text{-Ni}_3\text{Al}$ на границе ТВО–ВС	14.3	Bal.	2.45	2.82	8.5	5.42	1.02	–	–
Осадки на границе покрытие–ТВО	2.82	Bal.	17.6	22.7	16.2	15.3	0.71	2.1	–
Включения на границе покрытие–ТВО	38.5	1.4	–	–	–	2.00	–	–	Баланс
Включения на границе газ–ТВО	15.0	1.02	–	–	–	1.32	21.4	–	Баланс

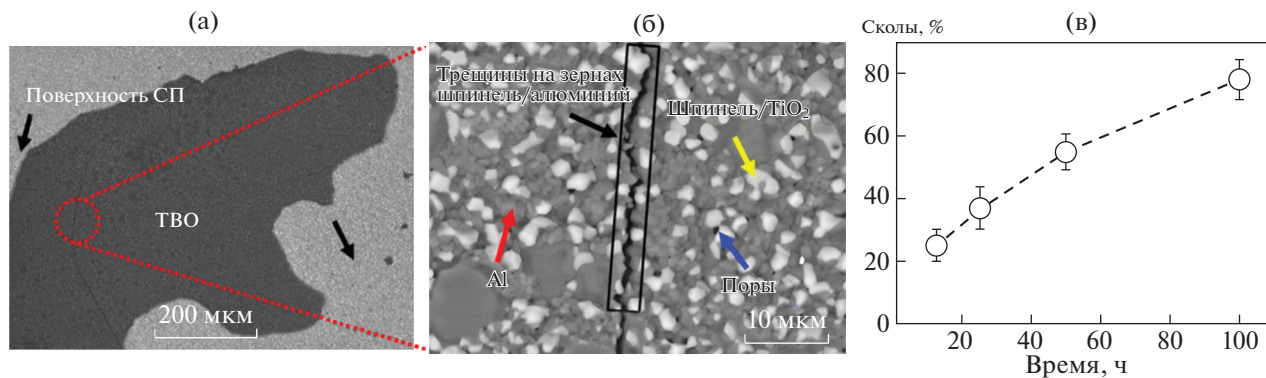


Рис. 5. Неповрежденный ТВО и области сколов образца (а), трещины и места многофазных ТВО с увеличением (б), (v) график количества сколов в зависимости от времени.

пряжения, когда он остается неповрежденным с покрытием, тогда как при растрескивании происходит снятие напряжения. Тем не менее, это исследование предполагает другую тенденцию ТВО, т.е. с увеличением времени окисления напряжения увеличивались (см. рис. 2б). Кроме того, предложено другое возможное объяснение такого явления. Например, замечено, что покрытие в первые несколько часов окисления имело малую толщину ТВО и малые напряжения. Однако такие низкие напряжения могут быть связаны с неполным окислением по площади поверхности. Толщина ТВО была больше для образцов покрытия при более высоких временах окисления. Действительно, это могло привести к большему росту ТВО (также может быть ростовым стрессом) из-за образования нескольких фаз в ТВО. Таким образом, существующие тенденции предполагают зависимость поведения ТЗФ от времени.

Более того, концентрация Al в β NiAl предположительно расходовалась тремя путями; образование ТВО, миграция Al внутрь сплава и диффузия Ni наружу из сплава. Следовательно, ТВО, сформированный на β NiAl, не был чистым α -Al₂O₃, а содержал Θ -Al₂O₃ (рис. 2в и 2г), TiO₂ или шпинели (рис. 2г, 3 и 5а). Другие фазы являются хрупкими [20], что может привести к локальному рас-

трескиванию ТВО при охлаждении от температуры окисления (см. рис. 5б). Кроме того, такой многофазный ТВО усилит его рост. Например, в [21] исследовано влияние фаз ТВО на термоиндуцированную ударопрочность ТБП. Отмечена меньшая термостойкость ТБП из-за многочисленных включений в ТВО. Из этого следует, что на продолжительность жизни ТБП значительно влияют фазы ТВО. Кроме того, в местах осадений видна пористость ТВО (рис. 5б). Следует отметить, что Θ -Al₂O₃ случайным образом присутствовал в небольших количествах, преимущественно на гребнях ТВО (или между гребнями), поскольку температура, принятая в этом исследовании, была высокой, чтобы способствовать стабильному росту α -Al₂O₃. Однако дальнейших исследований для выяснения причин превращенного или оставшегося Θ -Al₂O₃ не проводилось.

Имеется еще одно замечание по поводу многофазности ТВО. Так как каждая фаза или включение в ТВО имеет разный коэффициент теплового расширения (КТР). В частности, при охлаждении несоответствие КТР фаз ТВО может привести к растрескиванию. Следовательно, логическим выводом будет то, что такие многофазные ТВО не обладают совместностью как с собой, так и с покрытием.

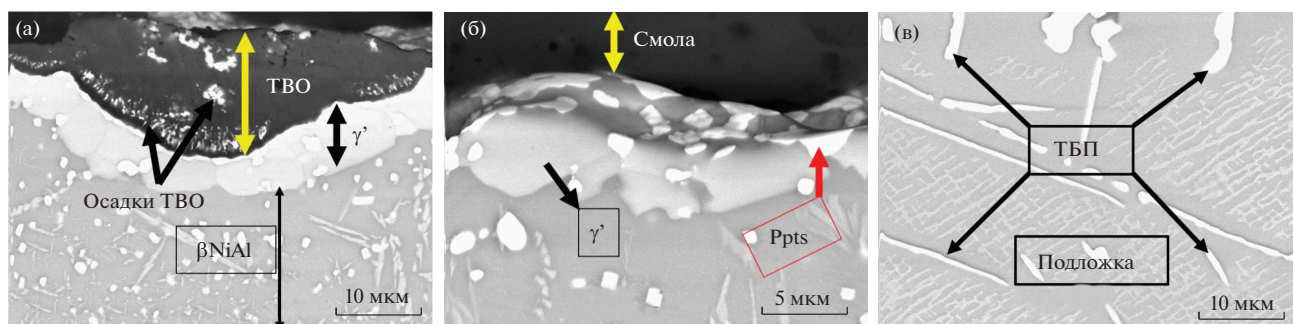


Рис. 6. Поперечное сечение покрытия после окисления: (а) граница ТВО–покрытие, (б) граница γ' -Ni₃Al– β NiAl, (в) подложка под покрытием.

Алюминид никеля

Действительно, диффузия влияет на стойкость ТВО к окислению в целом; например, усиленное превращение $\beta \rightarrow \gamma'$ (рис. 6). Диффузия между подложкой и покрытием может вызвать миграцию вредных элементов на границе раздела ТВО–покрытие (рис. 4) и переход в покрытии с изменением объема [9, 22, 23], потенциально вызывая скалывание ТВО.

Восстановление Al при окислении (и внутренней диффузии в подложку), приток Ni и миграция других элементов из подложки в покрытие вредны. Например, вызывая вздутие покрытия из-за такой диффузии [24, 25] и усадку из-за фазового превращения (покрытия) [22]. Превращение $\beta \rightarrow \gamma'$ связано с объемной усадкой, что снижает напряжения ТВО [23]. Еще одним влиянием диффузии является осаждение плотно упакованных фаз под покрытием (рис. 6в), т.е. в подложке, как и в настоящем исследовании. Последующее воздействие на механические свойства жаропрочного сплава за счет образования вторичных реакционных зон (ВРЗ). Следует помнить, что такими ВРЗ являются области в суперсплаве, обычно расположенные в подложке ниже или через МДЗ, содержащие плотно упакованные фазы, помимо фаз сплава (как в данном случае, γ -Ni и γ' -Ni₃Al). Кристаллическая структура плотно упакованных фаз зависит от типа сплава; например, они состоят из μ -фазы или ромбоэдричны в случае сплава CMSX-4, тогда как (или тетрагональна) для сплава RR3000 это σ -фаза [17]. Чем выше количество плотно упакованных фаз в сплаве, тем ниже сопротивление ползучести [23]. Что еще более важно, плотно упакованные фазы динамически восстанавливают основные компоненты сплава при прогрессирующем окислении. Действительно, выделение таких включений или фаз обычно отмечается для жаропрочных сплавов на основе никеля, покрытых соединениями β NiAl/и/или Pt- β NiAl [17, 26].

Следовательно, наличие простого покрытия β NiAl на суперсплаве, работающем при высокой температуре (1150°C), может проявлять в нем термодинамическую несовместимость. Таким образом, включение металлов благородной группы или небольших концентраций реактивных элементов может в целом улучшить стойкость к окислению связующих покрытий.

Покрытие и ТВО

В целом характеристики ТБП контролируются термомеханическим взаимодействием между слоями (ТБП, ТВО, покрытием и подложкой). Другим важным зарегистрированным явлением в системе ТБП является мягкость (уступчивость) связующего покрытия вблизи дефектов во время окисления (термоциклирование) [19, 27]. Это способствует нестабильности смещения, вызывая отказ работы [28]. В данном сценарии присутствие богатых

огнеупорами выделений на границе раздела ТВО–покрытие может отрицательно сказаться на их межфазной адгезии.

При окислении происходит интенсивная диффузия. Следует отметить, что также имеет место МДЗ, которая содержит типичные α -Cr-богатые осадки (рис. 1б) из-за низкой растворимости в матрице β NiAl [8]. Эти осадки укрупняются при окислении, тем самым разделяясь на границе ТВО–покрытие (рис. 4). Как было отмечено в [9], осадки, богатые α -Cr, вредны для адгезии ТВО. Об осадках аналогичного типа также сообщалось в [29] для связующего покрытия на основе Pt. В то время как в [30] изучено α -Cr + β NiAl и получен вывод об их вредном влиянии, поскольку покрытия массивно скалывались. Кроме того, обнаружено, что присутствие этих осадков вредно и для покрытий MCrAlY [3]. Более того, в [31] сообщено о снижении стойкости к скалыванию из-за присутствия богатых хромом осадков.

Хорошо известно, что сера присутствует в сплаве в качестве примеси. Однако миграция такой примеси известна слабой межфазной адгезией между оксидом и покрытием. Интересно, что сера обнаружена в осадках, богатых хромом, в огромном количестве (рис. 4), что вредно для адгезии ТВО. Осадки α -Cr можно уменьшить либо введением в покрытие Pt [10], либо реактивных элементов. Или за счет использования диффузионно-барьерных покрытий (ДБП), чтобы избежать массивной диффузии, однако до сих пор таких ДБП нет.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Покрытия из алюминида никеля (β NiAl) приготовлены на монокристаллическом суперсплаве (CMSX-4) методом алитирования на месте. Отмечено, что на стойкость к окислению покрытия β NiAl, не содержащего примесей (например, Pt и т.д.), в значительной степени влияют многочисленные факторы, такие как эффекты диффузии, присутствие серы и т.д. Примечательно, что ТВО, выращенный на покрытии, был многофазным (θ -Al₂O₃, TiO₂, NiAl₂O₄ и α -Al₂O₃), а не чистым оксидом алюминия. Предполагается, что эти фазы способствуют растрескиванию и возможному скалыванию, поскольку они усиливают рост оксида, что приводит к плохой стойкости к скалыванию. Кроме того, нет совместимости многофазных составляющих ТВО, поскольку каждая из них имеет разные КТР. Из-за массивной диффузии сера была обнаружена в богатых Cr осадках, расположенных на границе раздела ТВО–покрытие. Предположительно, это может ухудшить межфазную адгезию ТВО–покрытие. Это связано с концентрацией слоев ТРС, количество которых, как было установлено, зависят от времени. Следовательно, при использовании ДБП превращение $\beta \rightarrow \gamma'$ может быть сведено к минимуму, если не остановлено,

что может повысить стойкость покрытия к окислению в целом.

Авторы хотели бы поблагодарить Манчестерский университет и Университет NED за совместную стипендию, поддержавших диссертацию одного из авторов. Кроме того, основная работа над этой статьей была выполнена в Школе материалов Манчестерского университета, Великобритании. Также хотелось бы поблагодарить сотрудников университета за поддержку на протяжении всего проекта. Стоит отметить, что данная работа является частью кандидатской диссертации. В частности, спасибо профессору Ping Xiao за его поддержку на протяжении всего периода обучения в аспирантуре одного из авторов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Clarke D., Levi C.G.* Material Design for the Next Generation Thermal Barrier Coatings // Annual Review of Materials Research. 2003. V. 33(1). P. 383.
2. *Kofstad P.* High Temperature Corrosion. UK: Elsevier Applied Science Publishers, 1988.
3. *Sudhangshu B.* High Temperature Coatings. Elsevier, 2007.
4. *Warnes B.M.* Reactive Element Modified Chemical Vapor Deposition Low Activity Platinum Aluminide Coatings // Surface and Coatings Technology. 2001. V. 146–147. P. 7.
5. *Gleeson B., Li B., Sordelet D.J., Brindley W.J.* Methods for Making High-temperature Coatings Having Pt Metal modified γ -Ni + γ -Ni₃Al Alloy Compositions and a Reactive Element. 2006: U.S. Patent No. 0127695.
6. *Brumm M., Grabke H.J.* The Oxidation Behaviour of NiAl-I. Phase Transformations in the Alumina Scale During Oxidation of NiAl and NiAl–Cr Alloys // Corrosion Science. 1992. V. 33(11). P. 1677.
7. *Meier G.H., Pettit F.S.* The Oxidation Behavior of Intermetallic Compounds // Materials Science and Engineering: A. 1992. V. 153(1–2). P. 548.
8. *Jia C., Ishida K., Nishizawa T.* Partition of Alloying Elements Between γ (A1), γ' (L12), and β (B2) Phases in Ni–Al Base Systems. Metallurgical and Materials Transactions A // 1994. V. 25(3). P. 473.
9. *Fleetwood M.* Influence of Nickel-base Alloy Composition on the Behavior of Protective Aluminide Coatings // J. Inst. Metals. 1970. V. 98. P. 1.
10. *Tawancy H., Abbas N.M., Rhys-Jones T.N.* Role of Platinum in Aluminide Coatings // Surface and Coatings Technology. 1991. V. 49(1–3). P. 1.
11. *Rhys-Jones T.N.* Coatings for Blade and Vane Applications in Gas Turbines // Corrosion Science. 1989. V. 29(6). P. 623.
12. *Christensen R., Lipkin D.M., Clarke D.R., Murphy K.* Nondestructive Evaluation of the Oxidation Stresses Through Thermal Barrier Coatings Using Cr³⁺ Piezospectroscopy // Appl. Phys. Lett. 1996. V. 69. P. 3754.
13. *Moskal G.* Thermal Barrier Coatings: Characteristics of Microstructure and Properties, Generation and Directions of Development of Bond // J. Achievements in Materials and Manufacturing Engng. 2009. V. 37(2). P. 323.
14. *Smegil J.G.* Some Comments on the Role of Yttrium in Protective Oxide Scale Adherence // Materials Science and Engineering. 1987. V. 87. P. 261.
15. *Pint B., Wright I.G., Lee W.Y., Zhang Y., Prubner K., Alexander K.B.* Substrate and Bond Coat Compositions: Factors Affecting Alumina Scale Adhesion // Materials Science and Engineering: A. 1998. V. 245(2). P. 201.
16. *Hou P., Primak K.* Interfacial Segregation, Pore Formation, and Scale Adhesion on NiAl Alloys // Oxidation of Metals. 2005. V. 63(1–2). P. 113.
17. *Rae C., Hook M.S., Reed R.C.* The Effect of TCP Morphology on the Development of Aluminide Coated Superalloys // Materials Science and Engineering: A. 2005. V. 396(1–2). P. 231.
18. *Das D., Roy M., Singh V., Joshi S.V.* Microstructural Degradation of Plain and Platinum Aluminide Coatings on Superalloy CM247 During Isothermal Oxidation // Materials Science and Technology. 1999. V. 15(10). P. 1199.
19. *Evans A., Mumm D.R., Hutchinson J.W., Meier G.H., Pettit F.S.* Mechanisms Controlling the Durability of Thermal Barrier Coatings // Progress in Materials Science. 2001. V. 46(5). P. 505.
20. *Zhao X., Shapiro I.P., Xiao P.* Spinel Formation in Thermal Barrier Systems with a Pt-enriched γ -Ni + γ -Ni₃Al Bond Coat // Surface and Coatings Technology. 2008. V. 202(13). P. 2905.
21. *Li Y., Li C.J., Zhang Q., Yang G.J., Li C.X.* Influence of TGO Composition on the Thermal Shock Lifetime of Thermal Barrier Coatings with Cold-sprayed MCrAlY Bond Coat // Journal of Thermal Spray Technology. 2010. V. 19(1–2). P. 168.
22. *Chen M., Glynn M.L., Ott R.T., Hufnagel T.C., Hemker K.J.* Characterization and Modeling of a Martensitic Transformation in a Platinum Modified Diffusion Aluminide Bond Coat for Thermal Barrier Coatings // Acta Materialia. 2003. V. 51(14). P. 4279.
23. *Das D.K.* Microstructure and High Temperature Oxidation Behavior of Pt-modified Aluminide Bond Coats on Ni-base Superalloys // Progress in Materials Science. 2013. V. 58(2). P. 151.
24. *Tolpygo V., Clarke D.R.* Stresses Induced by Interdiffusion in Nickel Aluminide Coatings. Materials Department. CA 93106-5050. University of California, Santa Barbara, USA: College of Engineering.
25. *Stevens D., Powell G.* Diffusion-induced Stresses and Plastic Deformation // Metallurgical Transactions A. 1977. V. 8(10). P. 1531.
26. *Zhang Y., Knowles D.M., Withers P.J.* Microstructural Development in Pt–Aluminide Coating on CMSX-4 Superalloy During TMF // Surface and Coatings Technology. 1998. V. 107(1). P. 76.
27. *Tolpygo V., Clarke D.R.* Surface Rumpling of a (Ni, Pt)Al Bond Coat Induced by Cyclic Oxidation // Acta Materialia. 2000. V. 48(13). P. 3283.
28. *Watanabe M., Mumm D.R., Chiras S., Evans A.G.* Measurement of the Residual Stress in a Pt–Aluminide Bond Coat // Scripta Materialia. 2002. P. 67.
29. *Li X.* Cyclic and Isothermal Oxidation Resistance of ASPS Thermal Barrier Coating Systems. Carleton University, 2014.
30. *Prajitno D., Gleeson B., Young D.J.* The Cyclic Oxidation Behaviour of α -Cr + β -NiAl Alloys with and Without Trace Zr Addition // Corrosion Science. 1997. V. 39(4). P. 639.
31. *Leyens C., Pint B.A., Wright I.G.* Effect of Composition on the Oxidation and Hot Corrosion Resistance of NiAl Doped with Precious Metals // Surface and Coatings Technology. 2000. V. 133–134. P. 15.