

УДК 669.295

Л.В. Захарова¹

ТВЕРДОМЕТАЛЛИЧЕСКОЕ ОХРУПЧИВАНИЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT20 В КОНТАКТЕ С СЕРЕБРОМ, ЦИНКОМ И КАДМИЕМ

DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-9-38-46

На примере сплава VT20 рассмотрена проблема твердометаллического охрупчивания титановых сплавов в контакте с серебром, цинком и кадмием, находящимися в твердом состоянии. Исследовано влияние таких факторов, как плотность контакта поверхности титанового сплава с металлами, температура и длительность испытаний, а также приложение внешних растягивающих напряжений. Определены температурные пороги и инкубационные периоды растрескивания сплава VT20 в контакте с исследуемыми металлами. Проведены фрактографические исследования изломов титановых образцов и анализ химического состава их поверхности после испытаний.

Ключевые слова: *твердометаллическое охрупчивание, плотность контакта, контактное давление, местная пластическая деформация, растрескивание.*

L.V. Zakharova¹

SOLID-METAL EMBRITTLEMENT OF TITANIUM ALLOY VT20 IN CONTACT WITH SILVER, ZINC AND CADMIUM

On the example of an alloy VT20 the problem of solid-metal embrittlement of titanium alloys in contact with silver, zinc and cadmium in the solid state was considered. The influence of the contact density of the surface of titanium alloy with metals, temperature and duration of tests, as well as the application of external tensile stresses were investigated. Temperature thresholds and incubation periods of cracking of VT20 alloy in contact with the studied metals were determined. Studies of fractures of titanium samples and analysis of the chemical composition of their surface after testing were carried out.

Keywords: *solid-metal embrittlement, contact density, contact pressure, local plastic deformation, cracking.*

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

Введение

Несмотря на быстрое развитие и широкое распространение композиционных материалов [1–4], металлы остаются основным конструкционным материалом в авиационной промышленности, поэтому исследования металлических материалов актуальны и в настоящее время [5–8].

Особый интерес в авиационной и космической технике вызывают титановые сплавы, что обусловлено рядом ценных свойств: коррозионной стойкостью в различных климатических условиях, в том числе во влажной атмосфере; высокой удельной прочностью, жаропрочностью и др. Однако наряду с указанными преимуществами титан и его сплавы имеют некоторые недостатки: низкую адгезионную способность к таким материалам, как лакокрасочные покрытия, клеи, герметики [9–14]; способность

вызывать контактную коррозию сопряженных деталей из более электроотрицательных металлов [15]; склонность к щелевой коррозии и растрескиванию от горячесолевого коррозии под напряжением, а также к возникновению хрупкости в присутствии вредных примесей (кислорода, азота, водорода и др.) [16, 17].

Понятия горячесолевого растрескивания [18–20] и водородной хрупкости титановых сплавов [21, 22] широко известны и достаточно хорошо изучены, чего нельзя сказать о явлении охрупчивания титановых сплавов в контакте с некоторыми металлами, находящимися в твердом состоянии. Подобное поведение свойственно и ряду других металлов. В зарубежной научно-технической литературе данное явление встречается под названием «solid metal-induced embrittlement» (SMIE) [23, 24] – охрупчивание, вызванное твердым металлом, или твердометаллическое охрупчивание (ТМО).

Титановые сплавы подвержены ТМО под влиянием таких металлов, как серебро, кадмий, золото [25, 26], при температурах ниже температур плавления последних, при воздействии постоянно приложенных растягивающих напряжений или постоянной деформации.

Принимая во внимание, что титановые сплавы применяются, как правило, для изготовления нагруженных, ответственных деталей, возникновение твердометаллического охрупчивания является чрезвычайно опасным.

С целью обеспечения надежности деталей из титановых сплавов представляет интерес изучение влияния таких факторов, как плотность контакта титановой поверхности с исследуемым металлом, температура и длительность испытаний, а также приложение растягивающих напряжений.

В данной работе рассмотрено влияние серебра, кадмия и цинка, контакт титановых сплавов с которыми в конструкциях вполне реален, так как эти металлы используются в качестве покрытий для деталей из конструкционных сталей и могут находиться в непосредственном контакте с титановыми деталями. Кроме того, в ряде случаев проводится серебрение титановых деталей, работающих на свинчивание или фреттинг-коррозию.

Материалы и методы

Исследования проводили на образцах сплава ВТ20, выполненных из листового полуфабриката толщиной 2 мм. Заготовки под образцы вырезали в направлении поперек проката и отжигали в вакууме при температуре 750°C в течение 1 ч.

При изучении влияния серебра и цинка рассматривали два варианта контакта: нанесение слоя металла непосредственно на поверхность титанового сплава и прижатие к исходной поверхности образца титановой фольги толщиной 50 мкм с нанесенным на нее слоем металла. В обоих случаях слои цинка толщиной 10–15 мкм и серебра толщиной 5 мкм осаждали гальваническим путем.

Слой кадмия толщиной 10–15 мкм наносили натиранием металлического кадмия марки КДО на поверхность образца, что имитировало возможное наволакивание пластичного кадмия на поверхность титановой детали с поверхности ответной стальной детали. Равномерность нанесения кадмия контролировали с помощью стереомикроскопа SZX7 фирмы Olympus и микрометра.

Испытания по выявлению ТМО титанового сплава ВТ20 проводили по разработанной методике, в соответствии с которой контакт титанового образца с исследуемым металлом усиливали путем наложения дополнительного давления.

Исследовали несколько вариантов воздействия контактного давления:

– контактное давление прикладывали с местной остаточной пластической деформацией в виде отпечатка и снимали перед выдержкой (вариант 1), что осуществлялось предварительным надавливанием на поверхность образца стального закаленного шарика диаметром 10 мм на установке «Бринель» при нагрузке 1000 кг;

– контактное давление прикладывали постоянно в процессе выдержки, что осуществлялось прижатием стального закаленного шарика диаметром 5,5 или 10 мм к одной стороне плоского образца с помощью специальной струбцины. В данном случае давление обеспечивали как по месту контакта поверхности образца с шариком (вариант 2), где возникала местная остаточная пластическая деформация в виде отпечатка, так и на обратной стороне образца, прижатой непосредственно к плоской поверхности струбцины, без остаточной пластической деформации (вариант 3);

– контактное давление не прикладывали (вариант 4).

В том случае, когда контакт осуществляли нанесением на поверхность образца слоя металла, контактное давление могло создаваться по всем вышеперечисленным вариантам. В случае, когда контакт осуществляли за счет прижатия к поверхности образца фольги, покрытой металлом, контактное давление прикладывали постоянно в процессе выдержки (варианты 2 и 3).

В соответствии с принятой методикой образцы, контактирующие с исследуемым металлом, выдерживали при заданной температуре и растягивающем напряжении заданное время. При этом использовали стандартные образцы и установки ZST3/3, предназначенные для испытаний на длительную прочность. Уровень приложенных напряжений выбирали исходя из значений предела текучести $\sigma_{0,2}^T$ сплава ВТ20 при заданной температуре, который определяли в соответствии с ГОСТ 1497–84 и ГОСТ 9651–84. Часть образцов, контактирующих с кадмием и цинком, испытывали в отсутствии растягивающих напряжений, нагрев образцов проводили в термостатах.

По окончании выдержки образцы, контактирующие с исследуемым металлом, испытывали на разрыв при 20°C (скорость траверсы 2 мм/мин).

После испытаний на разрыв проводили металлографические исследования образцов для выявления наиболее тонких скрытых трещин и изучения характера разрушения. Предварительно с поверхности образцов удаляли металл: серебро и кадмий – в водном растворе 67% (по массе) HNO_3 , цинк – в водном растворе 10% (по массе) HCl . Для металлографических исследований использовали стереомикроскоп SZX7 фирмы Olympus, а также оптические микроскопы Neophot и Versamet.

Фрактографическое изучение изломов выполняли с помощью электронного микроскопа JSM-35.

Исследование химического состава поверхности изломов проводили с использованием электронного микроскопа Jeol-840 с приставкой для микрорентгеноспектрального анализа Link-860.

Результаты и обсуждение

В табл. 1 приведены значения предела текучести сплава ВТ20 при температурах испытаний.

Таблица 1

Предел текучести сплава ВТ20 при температурах испытаний

Температура испытания, °С	Предел текучести $\sigma_{0,2}^T$, МПа
20	970
60	930
100	910
150	870
200	830
250	800
270	780
300	730
350	630

В табл. 2 представлены условия и результаты испытаний образцов сплава ВТ20 в контакте с серебром. Согласно приведенным данным, температурный порог растрескивания сплава ВТ20 в контакте с серебром составляет ~270°C. В случае испытаний при более низких температурах (250 и 200°C) растрескивание не удалось выявить даже после выдержки в течение 1000 ч при воздействии растягивающих напряжений ($\sigma=0,9 \sigma_{0,2}^T$).

Полученные результаты идентичны для образцов, покрытых серебром, и образцов, контактировавших с титановой фольгой, покрытой серебром.

Из данных табл. 2 также следует, что при температурах >270°C уровень напряжений, способных вызвать растрескивание, существенно снижается. С повышением уровня приложенных напряжений инкубационный период растрескивания сокращается.

Таблица 2

Условия и результаты испытаний образцов сплава ВТ20 в контакте с серебром

Обработка поверхности (способ контакта с серебром)	Режим испытания				Наличие трещин* при различных вариантах приложения контактного давления			
	T, °C	σ , МПа	$\sigma/\sigma_{0,2}^T$	τ , ч	1	2	3	4
Без обработки (обжиг без контакта с серебром)	300	660	0,9	240	-	-	-	-
Без обработки (прижатие фольги, покрытой серебром)	350	500	0,8	250	-	+	+	-
	300	660	0,9	240	-	+	+	-
	300	510	0,7	300	-	з.т.	з.т.	-
	250	720	0,9	1000	-	-	-	-
Гидридная обработка (покрытие серебром с обжигом)	300	660	0,9	300	+	+	+	+
	300	660	0,9	240	+	+	+	+
	300	660	0,9	150	+	+	+	+
	300	660	0,9	100	з.т.	з.т.	з.т.	з.т.
	300	510	0,7	240	+	+	з.т.	з.т.
	300	510	0,7	170	+	з.т.	з.т.	з.т.
	300	220	0,3	600	+	+	+	+
	270	700	0,9	300	-	з.т.	з.т.	-
	250	720	0,9	300	-	-	-	-
	200	750	0,9	1000	-	-	-	-

* Знак «+» обозначает наличие трещин, знак «-» – отсутствие трещин, з.т. – зарождение трещин.

Исследование химического состава поверхности излома образца, испытанного в контакте с титановой фольгой, покрытой серебром, в течение 250 ч при температуре 350°C и напряжении $\sigma=0,8 \sigma_{0,2}^{350^\circ}$, выявило на поверхности трещин присутствие серебра.

На рис. 1 представлен вид трещины в изломе вышеупомянутого образца (а) и фрагменты излома, где четко видно отличие чашечного рельефа «здорового» металла (б) от «аномального», отвечающего участку трещины, где обнаружено серебро (в).

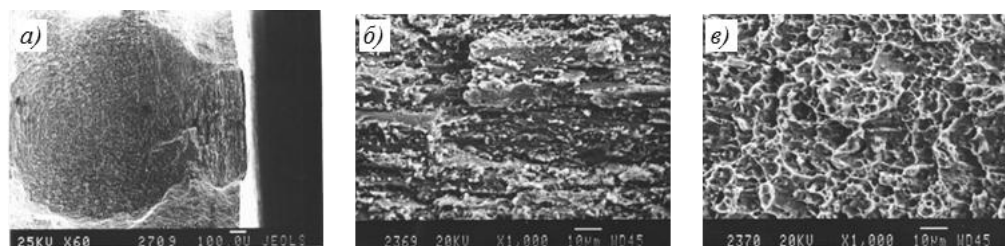


Рис. 1. Фрагменты излома образца сплава ВТ20, испытанного в контакте с серебром при температуре 350°C и напряжении $\sigma=0,8 \sigma_{0,2}^{350^\circ}$ в течение 250 ч:

а – вид трещины в изломе; б – фрагмент трещины, где обнаружено серебро; в – фрагмент долома

В табл. 3 приведены условия и результаты испытаний образцов сплава ВТ20 в контакте с цинком. Согласно полученным данным, в контакте с цинковым покрытием при воздействии растягивающих напряжений и контактных давлений температурный порог растрескивания составляет не более 150°C. Однако при контакте с оцинкованной титановой фольгой температурный порог растрескивания достигает 250°C и выявляется в результате длительных испытаний в течение 500 ч при напряжении $\sigma=0,9\sigma_{0,2}^{250^\circ}$.

Таблица 3

Условия и результаты испытаний образцов сплава ВТ20 в контакте с цинком

Обработка поверхности (способ контакта с цинком)	Режим испытания				Наличие трещин* при различных вариантах приложения контактного давления			
	T, °C	σ , МПа	$\sigma/\sigma_{0,2}^T$	τ , ч	1	2	3	4
Гидридная обработка (обжатие без контакта с цинком)	300	660	0,9	140	-	-	-	-
Без обработки (прижатие фольги, покрытой цинком)	300	660	0,9	140	-	з.т.	+	-
	250	720	0,9	500	-	-	з.т.	-
	250	720	0,9	170	-	-	-	-
	250	480	0,6	170	-	-	-	-
Гидридная обработка (покрытие цинком с обжатием)	300	660	0,9	140	+	+	+	+
	250	720	0,9	500	+	+	+	+
	250	720	0,9	170	+	+	+	+
	250	720	0,9	90	+	+	+	+
	250	720	0,9	45	+	+	+	+
	250	720	0,9	18	+	+	+	+
	250	480	0,6	170	+	+	+	+
	250	480	0,6	45	+	+	+	+
	250	480	0,6	25	+	+	+	+
	250	200	0,25	170	+	+	+	+
	250	-	-	700	-	-	-	-
	150	780	0,9	600	+	+	+	-
	150	780	0,9	250	+	+	+	-
	150	520	0,6	440	+	-	-	-
	150	520	0,6	340	з.т.	з.т.	з.т.	-
150	-	-	1500	-	-	-	-	

* Обозначения – см. табл. 2.

При снижении уровня приложенных напряжений и длительности испытаний при температуре 250°C растрескивание в контакте с оцинкованной фольгой не выявлено. Установленный факт, возможно, объясняется слабой подвижностью атомов цинка при температуре 250°C, которая в этих условиях оказывается недостаточной для преодоления барьера, состоящего из оксидных пленок на титане и цинке в месте контакта титанового образца с оцинкованной фольгой.

С учетом того, что в реальных условиях цинковое покрытие на титановые детали не наносится и воздействие возможно лишь со стороны контактирующих оцинкованных стальных деталей, можно считать контакт титановых и оцинкованных стальных деталей, не представляющим реальной опасности при рабочих температурах, не превышающих 250°C.

Кроме того, из данных табл. 3 следует, что без приложения растягивающих напряжений цинковое покрытие при воздействии контактного давления не приводит к ТМО при температуре 250°C в течение 700 ч и при температуре 150°C в течение 1500 ч.

В табл. 4 представлены условия и результаты испытаний образцов сплава ВТ20 в контакте с кадмием.

Таблица 4

Условия и результаты испытаний образцов сплава ВТ20 в контакте с кадмием

Режим испытания				Наличие трещин* при различных вариантах приложения контактного давления		
$T, ^\circ\text{C}$	$\sigma, \text{МПа}$	$\sigma/\sigma_{0,2}^T$	$\tau, \text{ч}$	1	2	3
100	820	0,9	120	+	+	+
	–	–	120	+	+	+
	–	–	24	+	+	+
	–	–	10	+	+	+
	–	–	5	+	+	+
	–	–	2	з.т.	з.т.	+
60	840	0,90	560	+	+	+
	700	0,75	560	+	+	+
	300	0,3	560	+	+	+
	–	–	560	+	+	+
	–	–	270	+	+	+
	–	–	120	+	+	+
	–	–	50	+	+	+
	–	–	10	+	+	+
20	–	–	1000	+	+	+
	–	–	550	+	+	+
	–	–	360	+	+	+
	–	–	170	+	+	+
	–	–	150	+	+	+
	–	–	50	+	+	+
	870	0,90	50	+	+	+
	–	–	25	з.т.	з.т.	з.т.
	870	0,90	25	+	+	+
870	0,90	18	+	+	+	

* Обозначения – см. табл. 2.

Согласно приведенным данным, при воздействии контактного давления даже в отсутствии внешних растягивающих напряжений инкубационный период зарождения трещин ($\tau_{\text{инк}}$) в контакте с кадмием очень мал и сокращается с повышением температуры испытаний: при 20°C – не более 25 ч, при 60°C – менее 10 ч, при 100°C – не более 2 ч.

Приложение растягивающих напряжений интенсифицирует растрескивание и уменьшает инкубационный период. В частности, приложение растягивающих напряжений $\sigma=0,9\sigma_{0,2}^{20^\circ}$ уменьшает инкубационный период при температуре 20°C с $\tau_{\text{инк}} \leq 25$ ч (при $\sigma=0$) до $\tau_{\text{инк}} < 18$ ч (при $\sigma=0,9\sigma_{0,2}^{20^\circ}$).

На рис. 2 показан хрупкий характер разрушения образца сплава ВТ20, испытанного на разрыв при температуре 20°C после выдержки в контакте с кадмием при температуре 100°C в течение 120 ч без приложения растягивающих напряжений, и фрагмент трещины, где обнаружен кадмий.

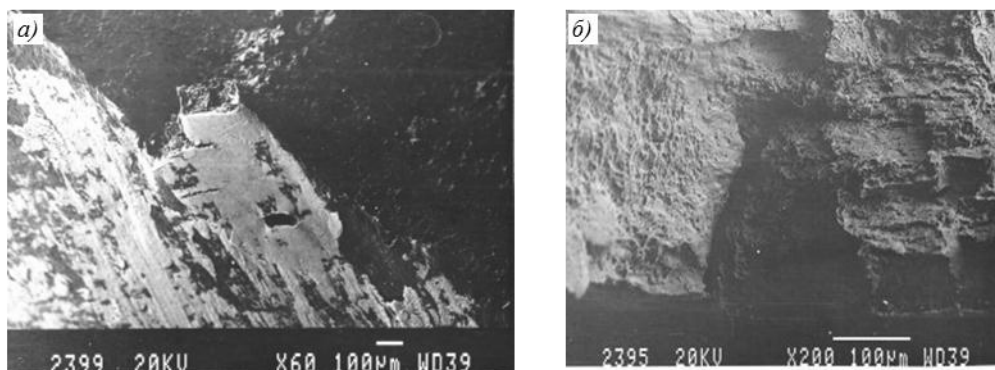


Рис. 2. Фрагменты излома образца сплава VT20, испытанного в контакте с кадмием при температуре 100°C в течение 120 ч без приложения растягивающих напряжений:

a – вид излома сбоку; *б* – фрагмент трещины, где обнаружен кадмий

На рис. 3 показаны фрагменты поверхности излома образца сплава VT20, испытанного на разрыв при температуре 20°C после выдержки в контакте с кадмием при температуре 20°C в течение 50 ч и приложении растягивающих напряжений $\sigma=0,9\sigma_{0,2}^{20^\circ}$. Видно, как и при контакте с серебром, различие рельефа поверхностей излома, где обнаружен кадмий, и долома.

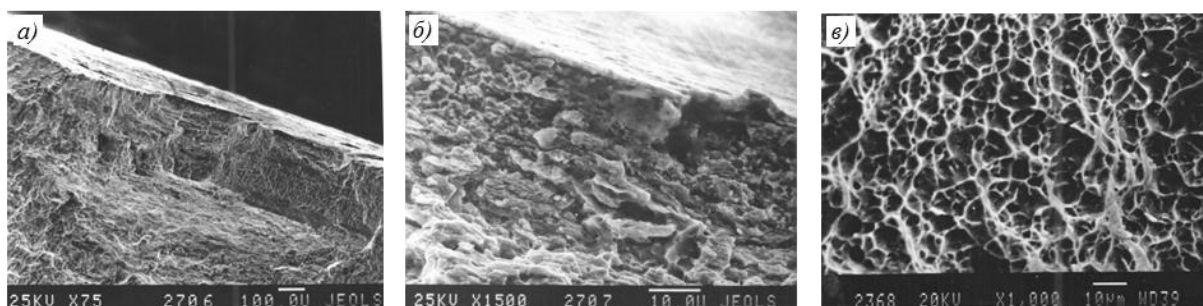


Рис. 3. Фрагменты излома образца сплава VT20, испытанного в контакте с кадмием при температуре 20°C и напряжении $\sigma=0,9\sigma_{0,2}^{20^\circ}$ в течение 50 ч:

a – общий вид трещины и долома; *б* – фрагмент трещины, где обнаружен кадмий; *в* – фрагмент долома

Заключения

1. Установлено, что температурный порог растрескивания титанового сплава VT20 в контакте с серебром составляет ~270°C, а при воздействии цинкового покрытия – не более 150°C.

2. Обнаружено, что при контакте с оцинкованной ответной деталью (титановой фольгой, покрытой цинком) температурный порог растрескивания сплава VT20 достигает 250°C и выявляется в результате длительных испытаний в течение 500 ч при приложении растягивающих напряжений $\sigma=0,9\sigma_{0,2}^{250^\circ}$.

3. Показано, что при отсутствии внешних растягивающих напряжений покрытие цинком не приводит к растрескиванию при температуре 250°C в течение 700 ч и температуре 150°C в течение 1500 ч.

4. Выявлено, что плотный контакт с кадмием может вызывать твердометаллическое охрупчивание титана даже при 20°C и при отсутствии внешних растягивающих напряжений.

5. Определены инкубационные периоды растрескивания сплава ВТ20 в контакте с исследуемыми металлами в зависимости от температуры, напряжения и способа приложения контактного давления.

6. Установлено, что приложение растягивающих напряжений интенсифицирует растрескивание титановых сплавов в контакте с исследуемыми металлами.

7. Показано, что специфическое строение очаговой зоны растрескивания в изломах образца, образовавшейся при воздействии исследуемых металлов, существенно отличается от ямочного рельефа разрушения долома, характерного для «здорового» металла.

8. Установлено наличие серебра и кадмия на участках специфического строения очаговых зон растрескивания.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н., Гращенков Д.В., Исаева Н.В., Солнцев С.С., Севастьянов В.Г. Высокотемпературные конструкционные композиционные материалы на основе стекла и керамики для перспективных изделий авиационной техники // *Стекло и керамика*. 2012. №4. С. 7–11.
2. Каблов Е.Н. Композиты: сегодня и завтра // *Металлы Евразии*. 2015. №1. С. 36–39.
3. Подживотов Н.Ю., Каблов Е.Н., Антипов В.В., Ерасов В.С., Серебренникова Н.Ю., Абдуллин М.Р., Лимонин М.В. Слоистые металлополимерные материалы в элементах конструкции воздушных судов // *Перспективные материалы*. 2016. №10. С. 5–19.
4. Раскутин А.Е. Российские полимерные композиционные материалы нового поколения, их освоение и внедрение в перспективных разрабатываемых конструкциях // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. №S. С. 349–367. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-349-367.
5. Ломберг Б.С., Овсепян С.В., Бакрадзе М.М., Летников М.Н., Мазалов И.С. Применение новых деформируемых никелевых сплавов для перспективных газотурбинных двигателей // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. №S. С. 116–129. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-116-129.
6. Громов В.И., Вознесенская Н.М., Покровская Н.Г., Тонышева О.А. Высокопрочные конструкционные и коррозионностойкие стали ФГУП «ВИАМ» для изделий авиационной техники // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. №S. С. 159–174. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-159-174.
7. Антипов В.В. Перспективы развития алюминиевых, магниевых и титановых сплавов для изделий авиационно-космической техники // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. №S. С. 186–194. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-186-194.
8. Дуюнова В.А., Волкова Е.Ф., Уридия З.П., Трапезников А.В. Динамика развития магниевых и литейных алюминиевых сплавов // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. №S. С. 225–241. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-225-241.
9. Сибилева С.В., Каримова С.А. Обработка поверхности титановых сплавов с целью обеспечения адгезионных свойств // *Авиационные материалы и технологии*. 2013. №S2. С. 25–35.
10. Захарова Л., Ботаногов А. Подготовка поверхности титановых сплавов ВТ6ч, ВТ20 и ОТ4 для повышения адгезии лакокрасочных покрытий // *Промышленная окраска*. 2013. №4. С. 15–19.
11. Захарова Л.В., Каримова С.А. Химическая обработка поверхности титановых сплавов для повышения их адгезионной способности к лакокрасочным покрытиям // *Физика и химия обработки материалов*. 2014. №2. С. 33–37.
12. Molitor P., Barron V., Young T. Surface treatment of titanium for adhesive bonding to polymer composites: a review // *International Journal of Adhesion & Adhesives*. 2001. Vol. 21. P. 129–136.
13. Venables J.D. Review: adhesion and durability of metal–polymer bonds // *Journal of Materials Science*. 1984. Vol. 19. P. 2431–2453.
14. Mertens T., Gammel F.J., Kolb M. et al. Investigation of surface pre-treatments for the structural bonding of titanium // *International Journal of Adhesion & Adhesives*. 2012. Vol. 34. P. 46–54.

15. Сибилева С.В., Князев А.В., Лешко С.С., Чесноков Д.В. Плазменное электролитическое оксидирование титановых сплавов с целью защиты от контактной коррозии сопряженных элементов из алюминиевых сплавов // *Коррозия: материалы, защита*. 2019. №6. С. 1–6. DOI: 10.31044/1813-7016-2019-0-6-1-6.
16. Чечулин Б.Б., Хесин Ю.Д. Циклическая и коррозионная прочность титановых сплавов. М.: *Металлургия*, 1987. 208 с.
17. Колачев Б.А., Ливанов В.А., Буханова А.А. Механические свойства титана и его сплавов. М.: *Металлургия*, 1974. 544 с.
18. Захарова Л.В. Влияние кислорода воздуха и толщины солевых отложений на коррозионное растрескивание титановых сплавов при высоких температурах в контакте с NaCl // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2014. №10. Ст. 12. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 13.08.2019). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-10-12-12.
19. Захарова Л.В. Влияние химического состава, термической обработки и структуры на стойкость титановых сплавов к растрескиванию от горячесолевой коррозии // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2016. №9 (45). Ст. 11. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 13.08.2019). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-9-11-11.
20. Захарова Л.В. Анодно-оксидное покрытие – защита титановых сплавов от горячесолевой коррозии // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2015. №10. Ст. 02. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 13.08.2019). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-10-2-2.
21. Мороз Л.С., Чечулин Б.Б. Водородная хрупкость металлов. М.: *Металлургия*, 1967. 256 с.
22. Колачев Б.А. Водородная хрупкость цветных металлов. М.: *Металлургия*, 1966. 256 с.
23. Gordon P. Metal-induced embrittlement of metals – an evaluation of embrittler transport mechanisms // *Metallurgical Transactions A*. 1978. Vol. 9A. P. 267–273. DOI: 10.1007/BF02646710.
24. Lynch S.P. Metal-induced embrittlement of materials // *Materials Characterization*. 1992. Vol. 28. No. 3. P. 279–289. DOI: 10.1016/1044-5803(92)90017-c.
25. Fager D.N., Spurr W.F. Solid cadmium embrittlement: titanium alloys // *Corrosion*. 1970. Vol. 26. No. 10. P. 409–419.
26. Stoltz R.E., Stulen R.H. Solid metal embrittlement of Ti–6Al–6V–2Sn by cadmium, silver and gold // *Corrosion*. 1979. Vol. 35. No. 4. P. 165–169. DOI: 10.5006/0010-9312-35.4.165.