

Approximate Thermal Analysis of Heating and Deformation of a C/C-SiC Plate in a Scramjet Engine

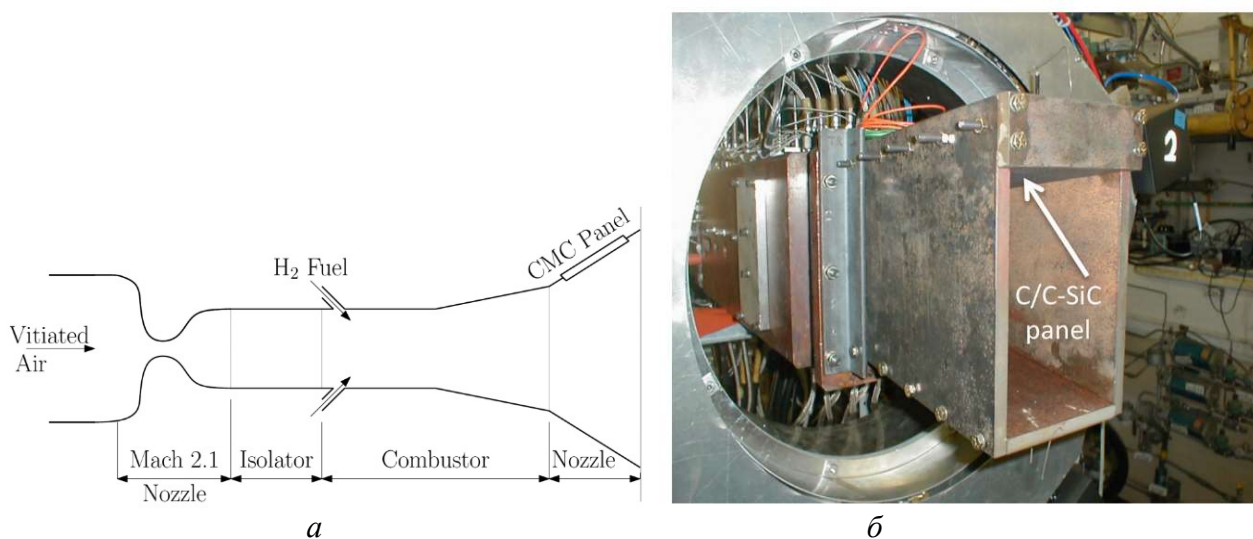
R. K. Seleznev, V. V. Kuzenov

*Dukhov Research Institute of Automatics (VNIIA),
Moscow, 127055, Russia
rkseleznev@gmail.com*

Abstract

The paper provides a brief overview of heat-resistant materials used by the United States, Germany and Australia the creation of high-speed aircraft. A simplified mathematical model of heating and deformation processes in a C/C-SiC plate based on thermoelasticity equations is formulated. The problem statement is as follows: for a composite plate located on the scramjet engine housing, under given thermal effects and properties of the construction materials, the fields of temperatures, displacements, components of stress and strain tensors are determined. The heating and deformation values in the C/C-SiC plate are estimated.

Keywords: mathematical modeling, thermal deformation, development of numerical methods, aircraft



Scheme of the experimental setup (a) and photograph of the composite plate located on the chamber wall (b). The illustrations are taken from [34].

УДК 621.039.05, 621.039.06, 539.1

Приближенный термический анализ нагрева и деформации пластины C/C-SiC в двигателе ГПВРД

Р. К. Селезнев, В. В. Кузенов

*Федеральное государственное унитарное предприятие
«Всероссийский научно-исследовательский институт автоматики им. Н.Л. Духова»,
Россия, Москва, 127055, ул. Суцёвская, д.22
rkseleznev@gmail.com*

Аннотация

В работе приведен краткий обзор основных конструкционных материалов, применяемых США, Германией и Австралией при создании высокоскоростных летательных аппаратов (ВЛА). Сформулирована упрощенная математическая модель процессов нагрева и деформации в пластине C/C-SiC, основанная на уравнениях термоупругости. Постановка задачи выглядит следующим образом: для композитной пластины, располагающейся на корпусе гиперзвукового прямоточного воздушно-реактивного двигателя (ГПВРД), при заданных тепловых воздействиях и свойствах материалов конструкции определяются поля температур, перемещений, компонент тензоров напряжений и деформаций. Выполнена оценка величины нагрева и деформации в пластине C/C-SiC.

Ключевые слова: математическое моделирование, термическая деформация, разработка численных методов, летательный аппарат.

1. Введение

Высокоскоростные летательные аппараты (ВЛА) в атмосфере Земли применяются в широком диапазоне скоростей (число Маха $M = 6 \div 28$) и высот ($H = 10 \div 120$ км). Из формул работы [1] следует, что при больших скоростях движения ($M > 6$) и, соответственно, больших температурах торможения (при уменьшении радиуса затупления R в критической точке) резко возрастают значения конвективных [2] q_w ($q_w \approx 200$ Вт/см² при $H = 22$ км, радиусе затупления $R = 0.66$ см и числе Маха $M = 7.67$) и радиационных потоков [3–8]. Конвективные тепловые потоки, возникающие в двигателе ВЛА [9,10] летящем со скоростью $M > 6$, также достигает значительных величин $q_w \approx 93$ Вт/см² [11]. Интенсивные тепловые потоки q_w сопровождаются сильными перепадами температур в элементах конструкции ВЛА. Температурные градиенты, присутствующие в конструкции ВЛА, создают термические напряжения в элементах конструкции, которые так же важны, как и напряжения, возникающие из-за аэродинамических нагрузок, осевых нагрузок и посадочных нагрузок. Все эти эффекты предъявляют строгие требования к конструкции системы тепловой защиты.

Таким образом, при создании ВЛА длительного времени полета для изготовления планера, двигателя, топливных баков и других частей конструкции ВЛА необходимо использовать современные высокотемпературные материалы. Помимо использования высокотемпературных материалов необходимо применять также передовые способы управления температурным режимом, включая методы пассивного, полупассивного и активного охлаждения.

Требования к материалам для каждого компонента ВЛА варьируются в зависимости от условий полета, от того, активно ли охлаждаются поверхности, работает ли двигатель на во-

дороде или углеводородах, а также от того, планируется ли многоразовое использование летательного аппарата. Нагрев является сильным и варьируется по поверхности транспортного средства, требуя нескольких различных типов систем тепловой защиты на одном и том же ВЛА. Использование избыточной тепловой защиты увеличивает вес ВЛА, что приводит к уменьшению полезной нагрузки.

Из сказанного следуют основные требования к материалам и системам управления температурным режимом и конструкции ВЛА: низкий вес; долговечность конструкции; оптимизированное управление температурным режимом и максимальное использование объема; ремонтпригодность; повторное использование.

2. Обзор основных материалов для создания ВЛА

Обзор термопрочностных свойств материалов, которые используются при разработке конструкции ВЛА, приведен в работах [12–15]. Отметим, что конструкция планера (особенно это важно в ключевых элементах летательных аппаратов: кромках корпуса или крыльев и т.д.), а также силовой установки ВЛА чрезвычайно требовательны к свойствам материалов, применяемых при их создании. Помимо устойчивости (термопрочностные свойства материалов должны слабо изменяться при температурах $T > 1000$ К) к высоким температурам, используемые материалы должны быть легкими и желательно с высоким модулем Юнга E (механическое свойство, которое измеряет жесткость твердого материала), чтобы выдерживать механические напряжения σ , возникающие в конструкции ВЛА при изменении им своей траектории полета.

Среди известных на сегодняшний момент групп материалов [12–15] можно выделить подгруппу, которая обладает близкими к необходимым свойствам материалов: суперсплавы никеля; сплавы титана и алюминия; тугоплавкие металлы; композиты с керамической матрицей; углерод-углеродные композиты, а также композиты с керамической (CMCs) и металлической матрицей (MMCs). Теплофизические и термомеханические свойства такого рода материалов представлены в табл. 1. Ниже по тексту приведено краткое описание основных материалов, которые могут быть применены в конструкции ВЛА.

2.1. Суперсплавы на основе никеля

Суперсплавы на основе никеля – высокоэффективные материалы, которые используются в аэрокосмической, оборонной и энергетической промышленности благодаря способности сохранять прочностные свойства и относительно малый коэффициент термического расширения α_T (табл. 1) при высоких температурах. Эти сплавы обычно содержат никель в качестве основного компонента, наряду с другими элементами, такими как хром, вольфрам, молибден, железо и кобальт, которые улучшают механические и физические свойства материала. Суперсплав на основе никеля HAYNES® 230® (UNS N06230) часто используется в аэрокосмических приложениях. Это никель-хром-вольфрам-молибденовый сплав, который обеспечивает высокую жаропрочность и устойчивость к окислительной среде до 1149°C. Этот сплав известен термической стабильностью, устойчивостью к ползучести, к растрескиванию и коррозии. Здесь напомним, что коррозия – это разрушение материала из-за химических реакций с окружающей средой, обычно приводящая к потере прочности, функциональности и внешнего вида. Окислительные среды могут способствовать коррозии, но устойчивость к окислительным средам относится к способности материала противостоять таким средам и не разрушаться.

Популярным суперсплавом на основе никеля является HASTELLOYS® Alloy X (HX) [16, 17]. Это суперсплав никеля, хрома, железа и молибдена, который обеспечивает стойкость к окислению до 1204°C. Этот сплав также обладает отличными характеристиками формовки и сварки, что упрощает работу с ним. Сплав также обладает хорошей жаропрочностью.

Таблица 1

Свойства основных конструкционных материалов, используемых для создания ВЛА

№	Тип	Название	Температура плавления, К	Плотность, кг/м ³	Теплопроводность, Вт/м К	Удельная теплоемкость, Дж/кг К	Модуль Юнга, ГПа	Коэффициент теплового расширения, 10 ⁻⁶ К ⁻¹	Коэффициент Пуассона	Степень черноты	Источник информации
1	Сплав Ni	HAYNES® 230® (UNS N06230)	1360 ÷ 1410	8910	8.9	397	211.5	12.42	0.34	0.20 ÷ 0.50	[16, 17], [18]
2	Сплав Ni	HASTELLOY® Alloy X (HX)	1628	8220	9.1	486 ÷ 784	205 ÷ 148	13.9	0.32	0.20 ÷ 0.50	[19, 20], [18]
3	Сплав Ni	INCONEL® Alloy 625	1563 ÷ 1623	8440	9.7 ÷ 25.2	402 ÷ 670	208	12.8 ÷ 16.2	0.28	0.20 ÷ 0.50	[21, 22], [18]
4	Сплав Ni	INCONEL® Alloy 718	1533-1609	8193	11 ÷ 28.2	435	193	10.62 ÷ 16.0	0.32	0.20 ÷ 0.50	[23], [18]
5	Сплав Ti	Ti-6Al-4V	1877	4430	6.7	526.3	113.8	8.6 ÷ 9.7	0.342	0.369	[24], [25]
6	Сплав Ti-Al	Ti47Al4(Nb, W,B)CTI-8	1877	4430	15 ÷ 25	600 ÷ 780	170 ÷ 140	9-11	0.342	0.369	[26], [25]
7	Сплав Al-Li	Al-Li 8090	873	2540	95.3	930	77	21.4	0.34	0.24	[27–29], [30]
8	Сплав Al-Li	Al-Li 2090	833	2590	84 ÷ 92.3	930	76	21.4	0.34	0.24	[27, 31], [30]
9	Сплав NiAl	NiAl	1913	5860	25	571	229.8	17.1	0.26	0.24	[30, 32–34]
10	Сплав NiAl	Ni ₃ Al	1663	7500	30	460	239.6	17.4	0.28	0.24	[30, 34–37]
11	MoSi ₂	MoSi ₂	2502	6190	60	403	430	7	0.16	0.8	[38], [30]
12	Si ₃ N ₄	Si ₃ N ₄	2661	2370	10	673	166	1.4	0.23	0.9	[39], [40]
13	MMC _s	AlMgSi (EN-AW 6060)	858	2700	200	877	70	23.4	0.33	0.5 ÷ 1.0	[41–43], [44]
14	керамика	Al ₂ O ₃	2354	3960	46	700	150	8.1	0.35	0.11 ÷ 0.19	[45, 46]
15	W	Вольфрам	3683	19300	163	323	350	4.44	0.29	0.1121	[47–49], [50]
16	Al	Алюминий	930	2700	200	897	70	23.9	0.34	0.11 ÷ 0.19	[47–49]

Продолжение

№	Тип	Название	Температура плавления, К	Плотность, кг/м ³	Теплопроводность, Вт/м К	Удельная теплоемкость, Дж/кг К	Модуль Юнга, ГПа	Коэффициент теплового расширения, 10 ⁻⁶ К ⁻¹	Коэффициент Пуассона	Степень черноты	Источник информации
17	Mo	Молибден	2883	2610	142	486	330	4.5	0.3	0.12	[47–49]
18	Ti	Титан	1943	4540	21.9	525	112	10.4	0.32	0.63	[47–49]
19	Cu	Медь	1356	8920	401	385	110	16.6	0.35	0.57 ÷ 0.87	[47–49]
20	Fe	Железо	1812	7.874	80	457	180	11.2	0.25	0.78	[47–49]
21	Латунь	Латунь	1153	8560	244	377	115	17.2	0.37	0.61 ÷ 0.69	[47–49]
22	Сталь	08X18H10	1743	7874	17	504	190 ÷ 210	11.2	0.25	0.4	[47–49]
23	Fe	Железо	1812	7.874	80	457	180	11.2	0.25	0.78	[47–49]
24	Ni	Никель	1728	8880	60.5	367	76	6.6	0.43	0.59 ÷ 0.86	[46]
25	C/C-SiC	C/C-SiC		1900	18 18 9	1000	60 60 20	0.5	0.032 0.032 0.032	0.8	[51]
26	C/C	Carlisle 201LD		1750	11 11 8	1300	36.9	1.9		0.8	[52]
27	C/C	UD HM fibres C-C		1500	40	760	95	4	0.32	0.8	[53]
28	C/C	Ероху-GFRP		1800	1.2 ÷ 1.5	960	12.3	2.8	0.2	0.8	[53]
29	C/C	UD HM fibres CFRP		1600	15	795	17	-1.2	0.26	0.8	[53]
30	Циркониевый войлок	ZYF-100A		267	1.3	544					[54]

Жаропрочность – это мера способности материала выдерживать нагрузки и сохранять структурную целостность при повышенных температурах. Жаропрочность обычно выражается как предел прочности материала на растяжение или предел текучести при определенной температуре, причем более высокие значения указывают на большее сопротивление деформации и разрушению. При высоких температурах механические свойства материалов могут значительно измениться, включая снижение прочности и повышенную склонность к ползучести, которая представляет собой постепенную деформацию материала под нагрузкой с течением времени.

Высокотемпературная прочность HAYNES® 230® является результатом его уникального состава и микроструктуры, которые предназначены для обеспечения отличной стойкости к высокотемпературному окислению и коррозии, а также механической стабильности при высоких температурах. Матрица материала состоит из суперсплава на основе никеля с матрицей кобальт-хром-вольфрам, которая обеспечивает жаропрочность и стабильность. Кроме того, материал подвергается дисперсионному отверждению, что еще больше повышает его жаропрочность и стабильность за счет образования мелких диспергированных выделений, укрепляющих матрицу. Количественные значения жаропрочности HAYNES® 230® могут варьироваться в зависимости от различных факторов, таких как температура, условия обработки и конкретный используемый метод испытаний. Однако высокотемпературная прочность HAYNES® 230® обычно характеризуется высокой прочностью на растяжение и пределом текучести при повышенных температурах. Например, при комнатной температуре (20°C) HAYNES® 230® имеет прочность на растяжение примерно 1250 МПа и предел текучести примерно 1050 МПа. При повышенных температурах прочность на растяжение и предел текучести HAYNES® 230® снижаются, но остаются относительно высокими по сравнению с другими материалами. Например, при 1000°C прочность на разрыв HAYNES® 230® обычно находится в диапазоне от 450 до 550 МПа.

Важно отметить, что точные значения жаропрочности HAYNES® 230® могут варьироваться в зависимости от конкретных условий и используемого метода испытаний. Кроме того, стоит отметить, что жаропрочность является лишь одним из нескольких важных свойств, которые следует учитывать при выборе материала для применения при высоких температурах, и что общая пригодность материала будет зависеть от множества факторов, включая его термическая и химическая стабильность, коррозионная стойкость и поведение при тепловом расширении.

INCONEL® Alloy 625 [19, 20] – еще один пример суперсплава на основе никеля. Он обладает хорошей стойкостью к окислению и хорошей прочностью, а также способностью выдерживать ударные нагрузки от криогенных температур до температур уровня 982,22°C, что делает его пригодным для использования в условиях высоких нагрузок.

INCONEL® Alloy 718 [21, 22] – это высокопрочный, устойчивый к коррозии никель-хромовый сплав, известный своими исключительными механическими свойствами в широком диапазоне температур от –253°C до 704°C, благодаря чему он широко используется в различных отраслях промышленности. Он также поддается старению, что позволяет еще больше повысить прочность, и его можно сваривать в полностью состаренном состоянии. Прочность на растяжение INCONEL® Alloy 718 в указанном выше диапазоне температур составляет до 930 Н/мм², а предел текучести – до 830 Н/мм². Он известен своей высокой ударной вязкостью и стойкостью к разрушению, при этом вязкость разрушения находится в диапазоне от 345 МПа·м^{1/2} до 550 МПа·м^{1/2}.

В завершении этого пункта отметим, что суперсплавы на основе никеля представляют собой конструкционные материалы, обладающие набором термопрочностных свойств, делающим их пригодными для использования в высокотемпературных аэрокосмических и промышленных приложениях.

2.2. Тугоплавкие металлы

Тугоплавкие металлы представляют собой класс металлов с чрезвычайно высокой температурой плавления ($T_{пл.} > 1700^\circ \text{C}$). Наиболее распространёнными тугоплавкими металлами являются: ниобий, молибден, тантал, вольфрам и рений. Вольфрам имеет самую высокую температуру плавления на уровне 3410°C .

Вольфрам и его сплавы часто используются при высоких температурах, где необходимы высокая прочность и плотность, например, в соплах ракет. Вольфрам также используется в качестве носовой части некоторых аэрокосмических аппаратов из-за его высокой температуры плавления и способности выдерживать высокие тепловые нагрузки.

Ниобиевые и танталовые сплавы являются двумя основными тугоплавкими сплавами, используемыми в аэрокосмической промышленности. Сплавы ниобия имеют максимальную рабочую температуру 1316°C и примерно вдвое меньшую плотность, чем танталовые сплавы, максимальная рабочая температура которых составляет 1538°C .

Тугоплавкие интерметаллиды представляют собой сплавы, состоящие из тугоплавких металлов и обладающие высокой температурой плавления и требуемыми свойствами для высокотемпературных применений, такими как предел ползучести, предел прочности при растяжении и стойкость к окислению. Примеры тугоплавких интерметаллидов включают Nb_3Al , Cr_3Si , Co_2Nb , Cr_2Nb , MoSi_2 , Mo_5Si_3 и Nb_2Al .

2.3. Сплавы титана и алюминия

Титановые сплавы имеют умеренную плотность $\rho = 4.5 \text{ г/см}^3$ и высокую статическую прочность, что позволяет им выдерживать высокие нагрузки и напряжения. Кроме того, титановые сплавы обладают отличной стойкостью к окислению и коррозии. Они также имеют длительный срок службы, что означает, что они могут выдерживать большое количество циклов нагрузки без отказа.

Одним из распространенных титановых сплавов является Ti-6Al-4V, который также известен как TC4, Ti64 или ASTM Grade 5. Этот сплав имеет высокое отношение прочности к весу и является коррозионно стойким. Данные обстоятельства важны при использовании его в приложениях (например, в аэрокосмических), критичных к весу.

Сплавы алюминиды титана (Ti-Al) [27–29] представляют собой тип интерметаллида (табл. 1), который представляет собой группу материалов, состоящих из двух (или более) типов атомов металла (или металла и неметалла), которые существуют в виде твердых соединений и имеют внутреннее строение отличное от составляющих его компонентов. Сплавы Ti-Al содержат более высокий процент алюминия, чем обычные титановые сплавы, в пределах $25 \div 50 \%$, и обладают рядом уникальных свойств. Например, сплавы Ti-Al (табл. 1) имеют меньшую плотность по сравнению с титановыми сплавами и более высокий модуль упругости, что делает их более жесткими и устойчивыми к деформации. Они также обладают (табл. 1) более высокой стойкостью к окислению и сохраняют свою прочность при более высоких температурах, вплоть до 750°C (1023 K). Использование высокопрочных, жаропрочных сплавов Ti-Al, таких как Gamma MET PX™, может привести к снижению веса на $41 \div 48 \%$ по сравнению с базовыми конфигурациями Inconel 718. Таким образом, сплавы Ti-Al могут рассматриваться в качестве материалов конструкции воздухозаборников, камер сгорания и сопел ВЛА.

Интерметаллические сплавы на основе Ni_3Al [30, 34–37] представляют собой еще один тип интерметаллических материалов, потенциально пригодных для использования в аэрокосмической отрасли. Эти сплавы обладают особыми свойствами, которые делают их полезными для конструкционных целей. Например, сплавы на основе Ni_3Al обладают высокой удельной прочностью, хорошей термической стабильностью и превосходным сопротивлением ползучести. В настоящее время производится разработка композиционных материалов (для улучшения их свойств) со сплавами на основе Ni_3Al в качестве матрицы и различными упрочняющими материалами, такими как TiC, ZrO_2 , карбид вольфрама (WC), SiC и графен.

Такого рода алюминиевые сплавы широко используются при повышенных температурах в аэрокосмической промышленности из-за их легкого веса и хороших механических свойств. Однако использование алюминиевых сплавов в ВЛА ограничено их рабочими температурами (обычно до 177° С). Отметим, что существуют сплавы на основе алюминия и лития, жаропрочные алюминиевые сплавы, которые сохраняют свои механические свойства при температурах до 288° С.

Сплав NiAl, [30,32–34] несмотря на свои полезные свойства, обычно страдает от двух факторов: очень высокой хрупкости при низких температурах (<330 °С) и быстрой потери прочности при температурах выше 550 °С. Подобно сплавам на основе Ni₃Al, эти проблемы обычно решаются за счет добавления других элементов.

Далее выполнен краткий обзор конструкционных свойств композиционных материалов. С точки зрения материаловедения композитный материал определяется, как многофазная система материалов, состоящая как минимум из двух различных фаз с различными химическими и/или физическими свойствами, которые объединяются для получения материала с уникальными механическими, тепловыми и электрическими свойствами. Эти две фазы обычно называют армированием и матрицей. Армирование обычно представляет собой волокнистый материал, который обеспечивает механическую прочность композита, а матрица представляет собой непрерывную фазу, которая связывает армирование вместе и защищает его от воздействия окружающей среды. В композитном материале армирование и матрица взаимодействуют друг с другом, образуя материал со свойствами, отличными от свойств любого из компонентов по отдельности. Свойства композиционного материала определяются свойствами отдельных компонентов, а также структурой и распределением арматуры внутри матрицы.

2.4. C/C композит

Композит C/C [52] (табл. 1) сделан из углеродных волокон, которые пропитаны смолой, а затем подвергнуты воздействию высокой температуры и давления для образования плотного и жесткого материала. Углеродные волокна обеспечивают высокую прочность на растяжение, а углеродная матрица придает композиту высокий уровень сопротивления ползучести и термическому удару. Композиты с углеродной матрицей (C/C), армированной углеродным волокном, могут использоваться при температурах до 3000 ° С из-за высокой температуры плавления углерода.

Композиты C/C обладают несколькими ключевыми свойствами (высокой прочностью, малым весом, термической стабильностью), которые позволяют их считать подходящими для различных высокотемпературных применений. Например, они имеют относительно низкий коэффициент теплового расширения (табл. 1). Кроме того, коэффициент теплопроводности (в данном случае он обладает свойством анизотропии) композита C/C (табл. 1) в направлении параллельном углеродным волокнам выше, чем в поперечном направлении. Однако композит C/C становится восприимчивым к окислению при температуре выше 350° С, и скорость окисления быстро увеличивается с температурой. Это означает, что композиты C/C требуют нанесения на их поверхность защитных покрытий, чтобы предотвратить окисление, эрозию материала и обеспечить тем самым их долгосрочную работу. Эта особенность композиты C/C является их главным недостатком.

Несмотря на эти проблемы, композиты C/C широко используются в различных высокотемпературных технических приложениях, в том числе в аэрокосмической промышленности. Например, носовая часть ВЛА NASA X-43A (число Маха M=7) [55] была выполнена из композитов C/C. При этом для снижения температуры носовой части углеродные волокна (K321) композита C/C были с ориентированы перпендикулярно поверхности передней кромки ВЛА NASA X-43A. Это обстоятельство способствовало более интенсивной передаче тепла от передних кромок в конструкцию ВЛА.

2.5. Композиты с керамической матрицей

Композиты с керамической матрицей Ceramic Matrix Composite (СМС) представляют собой вариант композитного материала, состоящего из керамических волокон, встроенных в керамическую матрицу. При этом и керамическая матрица, и керамические волокна могут состоять из любого керамического материала, включая углерод и углеродные волокна, которые также можно считать керамикой. СМС композиты обладают повышенной ударной вязкостью, прочностью на растяжение с сохранением их прочности на сжатие. Они также обладают повышенной термической и химической стабильностью (т.е. обладают способностью длительное время сохранять свои механические свойства при температурах до 3000° С), высоким отношением прочности к весу и устойчивостью к воздействию окружающей среды.

СМС обычно идентифицируют по комбинации волокна/матрицы, такой как C/SiC (углеродное волокно в матрице из карбида кремния), SiC/SiC и Al₂O₃-SiO₂ (алюмосиликат). Обычно они состоят из фазы керамической матрицы, армированной керамическими волокнами или нитевидными кристаллами, такими как карбид кремния (SiC).

Композиты с матрицей SiC/SiC представляют собой особый тип СМС, который может служить альтернативой металлическим сплавам. Они изготавливаются путем включения фазы матрицы SiC и фазы керамического волокна в друг друга с помощью различных методов обработки. Композиты C/SiC и SiC/SiC считаются многоразовыми материалами из-за их твердости и низкой эрозии, а также они образуют во время окисления слой кварцевого стекла на поверхности композита, что предотвращает дальнейшее окисление внутренних материалов. Однако при определенной (для каждого композита) температуре происходит активное окисление матрицы карбида кремния до газообразного монооксида кремния, что приводит к неконтролируемой эрозии. По этой причине композиты типа C/SiC и SiC/SiC используются только до температурной границы уровня 1200° С ÷ 1400° С.

Композиты с ультравысокотемпературной керамической матрицей (УНТСМС) или сверхвысокотемпературные керамические композиты (УНТСС) представляют собой класс тугоплавких СМС композитов, которые могут преодолеть главные недостатки C/C и C/SiC композитов. В 1990-х годах НАСА разработало высокотемпературные СМС композиты на основе циркония и гафния, и испытания показали, что дибориды циркония (ZrB₂) и гафния (HfB₂) были наиболее стойкими к окислению из изученных высокотемпературных материалов.

Экспериментальные исследования высокотемпературной керамики активно проводятся в России [56]. Так например, на индукционном ВЧ-плазмотроне ВГУ-4 (ИПМех РАН) в сверхзвуковой струе высокоэнтальпийного воздуха определены эффективные коэффициенты рекомбинации атомов N и O на поверхностях составов HfB₂-30об.%SiC и (HfB₂-30об.%SiC)-2об.% CG при температурах 1716 К и 1750 К.

Подытоживая сказанное можно отметить, что СМС композиты обычно используются в технических приложениях, требующих высокой температурной надежности и устойчивости к коррозии и износу. К таким приложениям в частности относятся системы теплозащиты ракетных космических аппаратов, гиперзвуковых летательных аппаратов, камеры сгорания газовых турбин, лопатки статора и ротора турбин.

2.6. Композиты с металлической матрицей

Композиты с металлической матрицей Metal Matrix Composite (ММС) представляют собой композиционные материалы, состоящие как минимум из двух различных компонентов, один из которых представляет собой металл, а другой может быть другим металлом, керамикой или органическим соединением. ММС классифицируются по различным категориям в зависимости от используемого матричного материала. Наиболее часто используемыми матричными материалами в ММС являются алюминий, магний, титан, медь и суперсплавы.

ММС обладают высокой удельной прочностью при повышенных температурах, что делает их пригодными для использования в высокотемпературных устройствах, например, ВЛА. Высокотемпературные характеристики ММС достигаются за счет сочетания высокой прочности и термостойкости металлической матрицы и армирования, обеспечиваемого вторым компонентом. Это делает ММС особенно полезными в условиях высоких нагрузок и температур, где обычные материалы быстро выходят из строя.

Если сравнивать ММС композиты с композитами на основе керамической матрицей (СМС), то можно отметить СМС композиты используются для приложений, требующих более длительного срока службы при высоких температурах. Отметим, что СМС композиты на основе кремния или оксида предназначены для приложений, требующих более длительного срока службы (рабочий цикл до 100 000 часов).

В заключение отметим, что ММС и СМС представляют собой композиционные материалы, обладающие уникальными свойствами, которые делают их пригодными для применения при высоких температурах. Выбор того, какой композит использовать, будет зависеть от конкретных требований приложения, таких как желаемый жизненный цикл и рабочая среда.

2.7. Конструкционные материалы, использованные при создании ВЛА X-51A

ВЛА X-51A был разработан, с учетом возможности выдерживать экстремальные температуры во время полета. Температура наружной обшивки и стенок сопла должна была находиться в диапазоне приблизительно от 816° С до 1927° С, в то время как вольфрамовая носовая часть подвергалась воздействию температуры 1482° С. Чтобы защитить ВЛА от этих высоких температур, в его конструкции использовались различные материалы. На рис. 1 представлена схема ВЛА X-51A и используемых в нем конструкционных материалов.

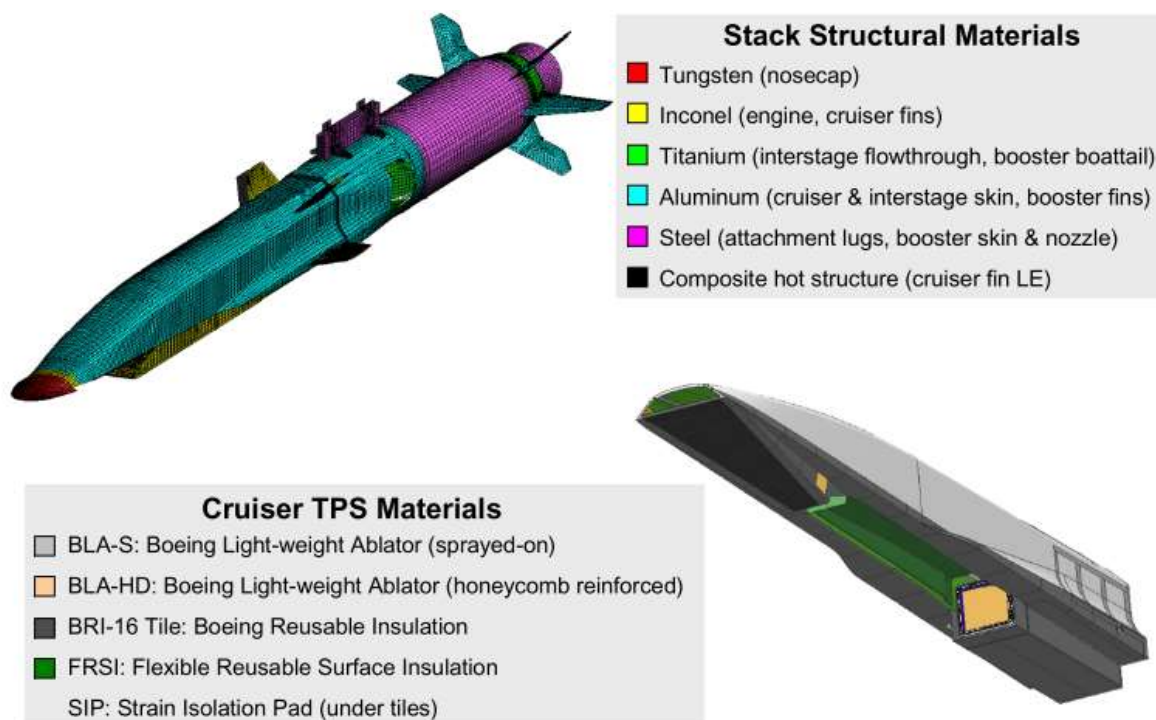


Рис. 1. Схема используемых материалов аппарата X-51. Рисунок взят из работы [57]

Внутренний каркас и переборки ВЛА X-51A были изготовлены из обработанного алюминия, а титан использовался для межступенчатой проточной конструкции и хвостовой части ускорителя. Подвижное оперение ракеты-носителя было изготовлено из инконеля. Передние кромки из композита C/C, а носовая часть – из твердого вольфрама. Чтобы защитить носовую часть от воздействия высоких температур, она была покрыта двуокисью кремния (SiO₂). Этот

тип покрытия представляет собой твердое вещество от прозрачного до серого цвета с температурой плавления 1600°C и температурой кипения 2230°C . Эти материалы были выбраны из-за их высокой удельной прочности, жесткости и способности выдерживать высокие температуры.

Внутри X-51A также использовали различные материалы для улучшения тепловой защиты. Передняя кромка и воздухозаборник были покрыты плиткой многоразовой изоляции Boeing (BRI-16), а внутренние стенки ГПВРД были покрыты гибкой многоразовой поверхностной изоляцией (FRSI). Внутренняя часть сопла транспортного средства была покрыта армированной сотами абляционного материала, известного как Boeing Lightweight Ablator (BLA-ND). Подветренная (верхняя) поверхность ВЛА была защищена FRSI и покрыта пеной BLA-S различной толщины.

Что касается системы охлаждения силовой установки, то в X-51A для этой цели использовалось топливо JP-7 в рекуперативной или активной системе охлаждения. Топливо JP-7 поглощало тепло, подводимое к нему через стенки камеры сгорания, и далее направлялось с помощью распределительных клапанов, в зону, где оно частично испарялось. Затем топливо JP-7 транспортировалось в форсунки камеры сгорания X-51A. Система управления была разработана таким образом, чтобы поддерживать давление топлива в двигателе выше порогового значения для предотвращения закипания, тем самым достигая теплового баланса и удерживая тонкие стенки двигателя ниже температуры плавления инконеля.

2.8. Выбор материалов для ГПВРД

Исходя из представленного краткого обзора, такие материалы, как керамика, тугоплавкие металлы (например, ниобий, молибден и вольфрам) и высокотемпературные композиционные материалы (например, углерод-углеродные композиты) часто используются в конструкции камер сгорания ГПВРД. Каждый материал имеет свои уникальные свойства и особенности, и выбор будет зависеть от конкретных требований к конструкции двигателя.

По мнению авторов, C/C-SiC является одним из наиболее перспективных материалов для ГПВРД по следующим причинам:

- Способность работать при высоких температурах: двигатели ГПВРД предназначены для работы на гиперзвуковых скоростях, при этом температура камеры сгорания достигает 3038°C . Было показано, что C/C-SiC обладает высокотемпературными характеристиками и может выдерживать эти экстремальные условия.
- Стойкость к коррозии/окислению: материалы, используемые для камер сгорания ГПВРД, должны иметь достаточную прочность и стойкость к коррозии/окислению при высоких температурах. C/C-SiC продемонстрировал хорошую стойкость как к коррозии, так и к окислению, что делает его подходящим материалом для высокотемпературной среды в ГПВРД.
- Снижение веса: по оценкам, C/C-SiC приводит к значительной экономии веса по сравнению с другими материалами. Это связано с его высокотемпературной способностью, низкой плотностью и низкими коэффициентами теплового расширения. Использование C/C-SiC в ГПВРД может привести к снижению веса, повышению эффективности и улучшению характеристик.
- Результаты испытаний: были проведены наземные испытания материалов DLR C/C-SiC, показавшие очень многообещающие результаты [51]. Было обнаружено, что панель C/C-SiC выдерживает воздействие высокотемпературной камеры сгорания ГПВРД с очень небольшой эрозией и лишь небольшим окислением.

3. Общая постановка задачи

В рамках тестирования высокотемпературных материалов, используемых в стенках двигателя ВЛА HIFiRE-8 [51,58], проводилось испытание композитной пластины C/C-SiC. Композитная пластина, выполненная из материала C/C-SiC, размещалась на цинковом войлоке (рис.3), который располагался на стенке (рис. 2) экспериментальной установки NASA Langly [59]. Схема данной экспериментальной установки и фотография композитной пластины представлены на рис. 2.

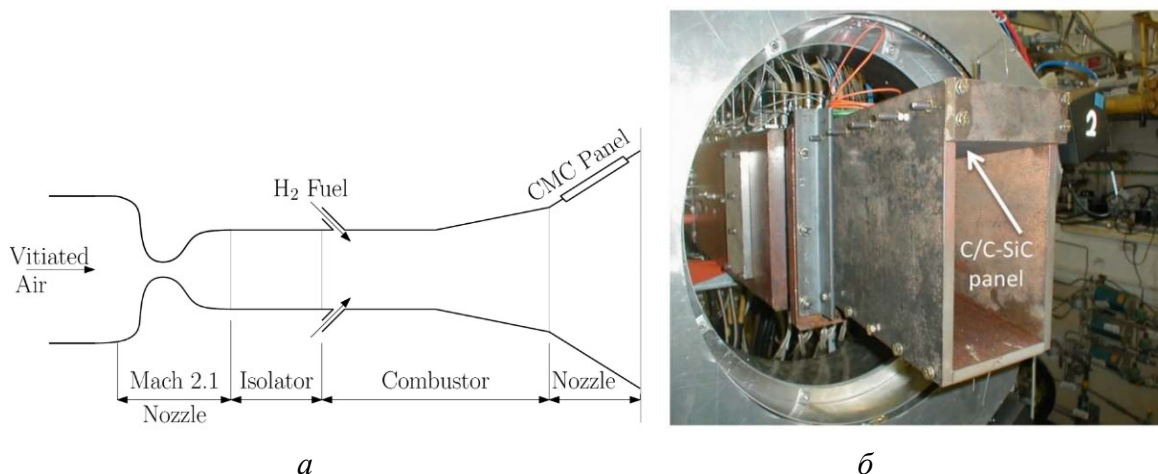


Рис. 2. Схема экспериментальной установки (а) и фотография композитной пластины, расположенной на стенке камеры (б). Иллюстрации взяты из работы [51]

Как видно из рис. 3 под композитной пластиной C/C-SiC, которая имеет толщину 8 мм, располагается циркониевый войлок (толщиной 12 мм). При этом обсуждаемая область теплозащиты двигателя имеет следующие геометрические размеры: суммарная толщина $L = 20$ мм, ширина 145 мм и длина пластины 245 мм. Внутри композитной пластины на глубине 6 мм был размещен датчик температуры (как показано на рис. 3). В эксперименте проводились измерения температуры в различные моменты времени. В ходе проведения расчетов требуется определить в теле пластины поле температур и деформаций.

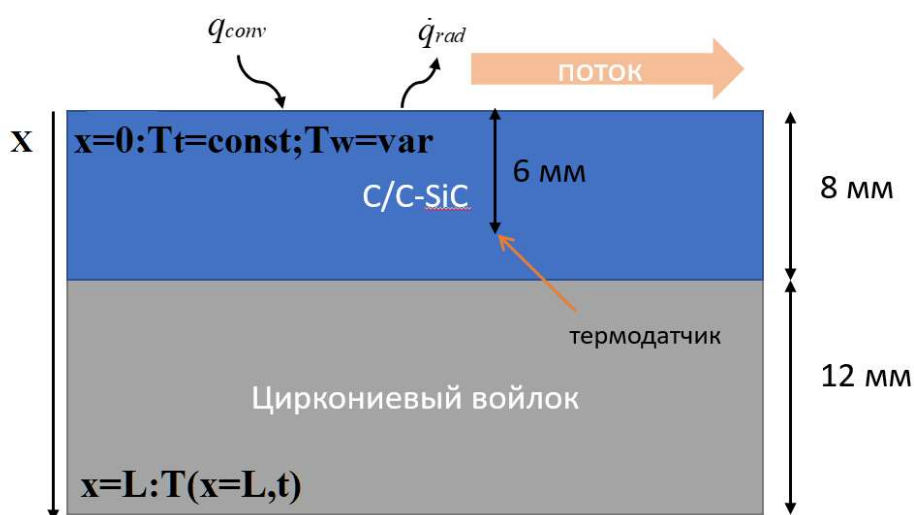


Рис. 3. Схематическое представление расчетной области

Данная термпрочностная задача в общем случае основана на уравнениях равновесия, описывающих поля деформаций твердого тела (с учетом аэродинамических сил, действующих на элемент «объема» вблизи поверхности обтекаемого тела) и уравнении теплопроводности,

описывающем температурное поле в нем. Поскольку изменение температуры тела вызывает деформацию, а деформация тела изменяет распределение температур в нём, то эти уравнения в общем случае являются самосогласованными. Такую задачу называют связанной задачей термоупругости.

Схема геометрии расчетной области (пластина, выполненная из вещества C/C-SiC, табл. 1), в которой проводится решение уравнений термоупругости, показана на рис. 3.

Для упрощения решаемой задачи учтем, что имеется возможность в первом приближении пренебречь членами вида $\partial^2 T / \partial y^2$ (в уравнении теплопроводности) и членами вида $\partial \sigma_{xy} / \partial x, \partial \sigma_{xy} / \partial y, \partial \sigma_{yy} / \partial y$ (в деформационном уравнении). Так, например

$$\frac{\partial(\lambda_{q,\parallel}(\partial T / \partial y)) / \partial y}{\partial(\lambda_{q,\perp}(\partial T / \partial x)) / \partial x} \approx 0.2 \times 10^{-1}$$

В этом случае система уравнений термоупругости (она учитывает зависимость от температуры T транспортных свойств материала ВЛА, а также возможность наличия фазовых переходов) может быть записана следующим образом:

$$\rho \frac{D(v_x)}{Dt} = \frac{\partial \sigma_{xx}}{\partial x} + \rho F_x, \quad \frac{D(v_x)}{Dt} = \frac{\partial(v_x)}{\partial t} + v_x \frac{\partial(v_x)}{\partial x_i}, \quad (1)$$

$$\rho \frac{DH}{Dt} = \text{div}(\lambda_q \text{grad} \theta) + Q + (\sigma : u), \quad \theta = T - T_0, \quad (\sigma : u) = \sigma_{xx} \cdot u_{xx}, \quad (2)$$

где ρ – локальная плотность в пластине; σ_{xx} – компоненты тензора напряжений; u_{xx} – компоненты тензора деформаций; U_x – перемещения координат точек тела пластины относительно недеформированного состояния; $v_x = \partial U_x / \partial t$ – компоненты скорости точек тела пластины; $\theta = T - T_0$ – избыточная температура; Q – объемная мощность тепловых источников внутри пластины; μ, λ – коэффициенты Ламэ; $H(T)$ – энтальпия материала пластины.

В случае изотропного тела (табл. 1) модуль всестороннего сжатия K связан с модулем Юнга E , первым λ и вторым μ параметрами Ламэ и коэффициентом Пуассона ν соотношениями

$$\mu = \frac{E}{2(1+\nu)}, \quad \lambda = \frac{\nu E}{(1+\nu)(1-2\nu)}, \quad K = \frac{(3\lambda + 2\mu)}{3},$$

где K – модуль всестороннего сжатия; μ – модуль сдвига.

Зависимость температуры T от энтальпии H имеет вид

$$T(H) = \begin{cases} \frac{H}{c_s}, & H \leq c_s T_p, \\ T_p, & c_s T_p < H < c_s T_p + L, \\ \frac{(H-L)}{c_\ell} - \frac{T_p(c_\ell - c_s)}{c_\ell}, & H \geq c_s T_p + L \end{cases}$$

Здесь c_s, c_ℓ – теплоемкость твердой и жидкой фазы; s – обозначает твердую фазу; ℓ – обозначает жидкую фазу; T_p – температура плавления; L – скрытая теплота плавления (затвердевания).

Если температура T в некоторой точке ЛА превышает значение температуры плавления T_p , то в этой пространственной области начинается фазовое превращение материала ЛА. В этом случае могут одновременно существовать твердая s и жидкая ℓ фазы

$$s(H) = \begin{cases} 1, & H \leq c_s T_p, \\ 1 - \frac{(H - c_s T_p)}{L}, & c_s T_p < H < c_s T_p + L, \quad \ell = 1 - s \\ 0, & H \geq c_s T_p + L \end{cases}$$

Коэффициент теплопроводности λ_q определяется следующим способом:

$$\lambda_q = \begin{cases} \lambda_s, & s = 1, \\ \lambda_\ell, & 0 \leq s < 1 \end{cases}$$

Для получения замкнутой системы дифференциальных уравнений в частных производных (первого порядка) гиперболического типа продифференцируем соотношения Дюамеля – Неймана и тензор деформации u_{ij} по времени t :

$$\frac{D\sigma_{xx}}{Dt} \approx (2\mu + \lambda) \frac{\partial(v_x)}{\partial x} - (3\lambda + 2\mu) \alpha_T \frac{D\theta}{Dt}, \quad \frac{Du_{xx}}{Dt} = \frac{\partial v_x}{\partial x}$$

На первоначальном этапе решения задачи следует провести оценки величин изменения температур и деформаций в теле пластины. Исходными данными для такой оценки могут являться теплофизические параметры на двух поверхностях (внешней с температурой $T_t = \text{const}$, температурой $T_w = \text{var}$ и внутренней температурой $T(x=L, t)$) пластины (рис. 3), прикрепленной к корпусу экспериментальной камеры установки NASA Langley Scramjet Test Complex [51]: температура стенки установки $T(x=0, t=0) = T_w = 300$ К, полная температура газового потока $T(x=0, t) = T_t = 2500$ К ($T_t = \text{const}$ т.к. не меняются газодинамические параметры в газовом потоке), статическая температура газового потока $T = 2111$ К, давление газового потока $P = 96$ кПа, число Маха в газовом потоке $M = 1.35$. Тогда используя эти теплофизические параметры и метод (расчет теплообмена в пограничном слое) оценки Ван Драйста [60] можно найти (без учета теплового излучения): конвективный тепловой поток к стенке установки $q_0 = 1.7$ МВт/м². Отсюда считая, что коэффициент теплопередачи $h \approx \text{const}$ остается постоянным в течении времени t (времени проведения экспериментальных исследований), найдем следующее его значение (3):

$$h = \frac{q_0}{(T_t - T_w)} = 772.7 \text{ Вт/м}^2\text{К} \quad (3)$$

Для определения температуры $T(t, x)$ (вдоль координаты X) в расчетной области (рис. 3) в работе применяется уравнение (2) с нелинейным граничным условием (5) и граничным условием (6)

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\left(\frac{\lambda_q}{c_p \rho} \right) \frac{\partial T}{\partial x} \right), \quad (4)$$

со следующими граничными условиями:

$$-\lambda_{q,w} \frac{\partial T}{\partial x} \Big|_{(x=0,t)} = q_k - q_{rad}, \quad T(t, x=0) = T_w; \quad (5)$$

$$-\lambda_{q,t} \frac{\partial T}{\partial x} \Big|_{(x=L,t)} = 0 \quad (6)$$

В качестве начального условия, используется однородное температурное поле $T_0 = T(t=0, x) = 300$ К.

Отметим, что на верхней границе ($x = 0$) задается разница конвективного $q_k = h(T_t - T_w)$ и радиационного потоков $q_{rad} = \varepsilon\sigma(T_w^4 - T_\infty^4)$. На нижней границе ($x = L$) – идеально изолированное тело.

Деформационному уравнению (1) при проведении оценок можно придать более простую форму (7)

$$\frac{\partial \sigma_{xx}}{\partial x} = 0 \quad \text{или} \quad \frac{\partial^2 U_x}{\partial x^2} = \frac{(3\lambda + 2\mu)}{(\lambda + 2\mu)} \alpha_T \frac{\partial \theta}{\partial x}, \quad \theta = T - T_0, \quad (7)$$

граничные условия для уравнения (6) имеют вид

$$\left. \frac{\partial U_x}{\partial x} \right|_{(x=0,t)} = 0, \quad U_x|_{(x=L,t)} = 0$$

Здесь U_x – проекция вектора перемещения \vec{U} на ось x .

Тензор напряжений σ_{ik} будет определяться соотношением Дюамеля – Неймана [61]

$$\sigma_{xx} = (2\mu + \lambda)u_{xx} - (3\lambda + 2\mu)\alpha_T(T - T_0) \quad (8)$$

Слагаемое $(3\lambda + 2\mu)\alpha_T(T - T_0)$ в приведенном соотношении представляет собой дополнительные напряжения, связанные с изменением температуры T тела; $u_{xx} = \partial U_x / \partial x$ – тензор деформации. При решении системы уравнений (4)–(6) используются численные методы работы [62].

5. Результаты выполненных расчетов

На рис. 4 представлены результаты сравнения экспериментальных [51] (квадраты окрашенные в красный цвет) и расчетных значений температуры (оранжевыми квадратами показаны результаты расчетов работе [51]) в различные моменты времени. Красные квадраты соответствуют измеренным показаниям термоматчика [51] в течении времени проведения эксперимента.

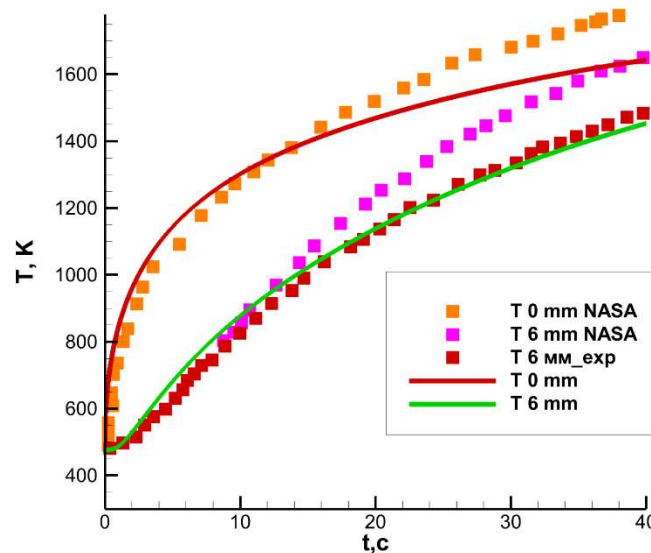


Рис. 4. Изменение со временем температуры пластины

Красная линия на рис. 4 соответствует расчетным значениям температуры $T(x = 0, t)$ (выполненным в данной работе) на поверхности пластины C/C-SiC, контактирующей с газовым потоком (см. рис. 3). Зеленым цветом – результаты расчета (проведенным также в данной работе) в месте расположения термоматчика (на расстоянии 6 мм от поверхности пластины C/C-SiC, рис. 3).

Полученные результаты (рис. 4 и рис. 5) иллюстрируют процесс прогревания стенки камеры в течении времени выполнения эксперимента. Можно отметить, что к моменту времени (~ 200 с) вся система состоящая пластины C/C-SiC и цинкового войлока (рис. 3) прогревается до однородной температуры.

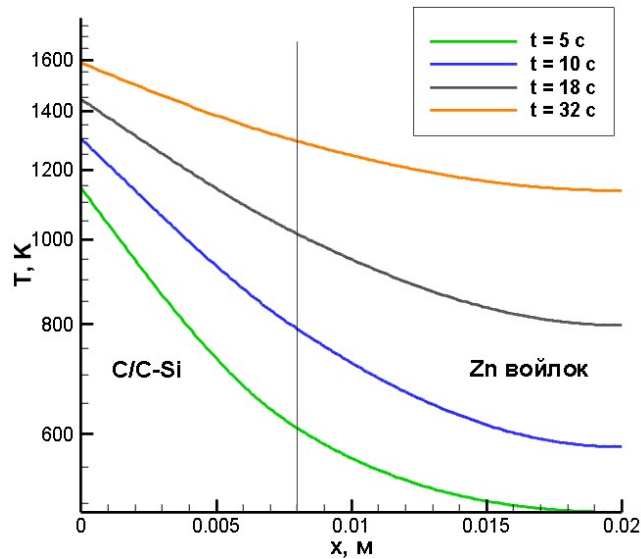


Рис. 5. Распределение температуры внутри пластины C/C-SiC и циркониевого войлока (рис. 3) в различные моменты времени t

Результаты расчета температуры (в месте расположения термодатчика), выполненные в работе [51] расходятся с результатами эксперимента этой же работы. В работе [51] полученное несоответствие объясняется неправильной оценкой радиационного теплового потока, а также неплотным прилеганием композитной пластины и циркониевого войлока.

В представленной работе (в отличие от работы [51]) теплофизические характеристики циркониевого войлока были взяты не из работы [63], а с сайта производителя Zircar [54]. Для демонстрации удовлетворительного согласования с результатами экспериментов работы [51] на рис. 5 показано распределение температуры внутри пластины C/C-SiC и циркониевого войлока в различные моменты времени.

В работе также были выполнены расчеты напряжений σ_{xx} и перемещений U_x , которые вызваны изменением температуры $T(t, x)$ внутри системы пластин (рис. 6). На рис. 6 приведена расчетная область, которая используется при определении деформаций в пластине из C/C-SiC, пластине из Al или Ti.

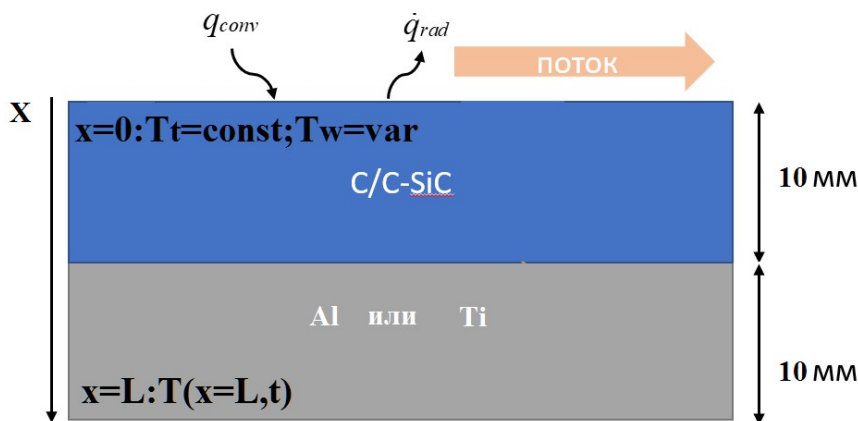


Рис. 6. Схематическое представление расчетной области при расчете напряжений σ_{xx} и перемещений U_x

На рис. 7 показано (для момента времени $t = 40$ с) распределение рассчитанного перемещения U_x внутри пластины C/C-SiC, пластины алюминия (красный цвет) или титана (зеленый цвет). Рассчитанные перемещения представляют собой изменения положения пластин из-за термических напряжений. Эти смещения могут иметь практическое значение для конструкции пластин и компонентов, с которыми они соединены. Например, если смещение велико, это может привести к смещению пластин, что может повлиять на функциональность устройства.

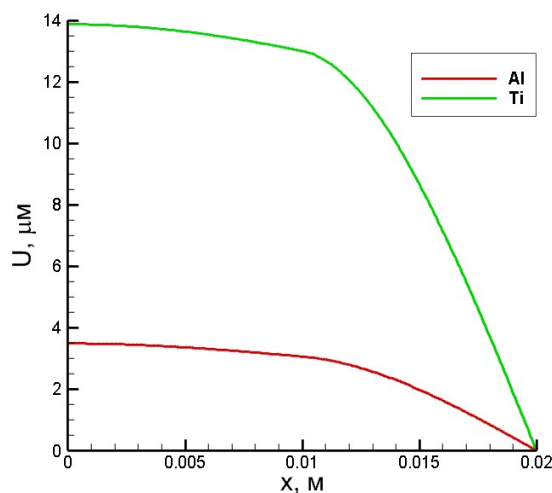


Рис. 7. Распределение рассчитанного перемещения U_x внутри пластины C/C-SiC, пластины алюминия (красный цвет) или титана (зеленый цвет) в момент времени $t = 40$ с

На рис. 8 приведено (для момент времени $t = 40$ с) распределение модуля напряжения $|\sigma_{xx}|$ внутри пластины C/C-SiC, алюминия (красный цвет) или титана (зеленый цвет).

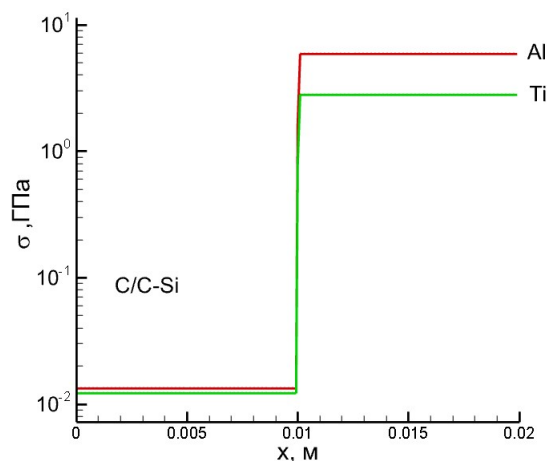


Рис. 8. Распределение модуля рассчитанного напряжения $|\sigma_{xx}|$ внутри пластины C/C-SiC, пластины алюминия (красный цвет) или титана (зеленый цвет) в момент времени $t = 40$ с

С помощью графика рис. 8 можно найти (см. координата $x = 0.01$ м) значение контактного напряжения между пластиной C/C-SiC, пластиной из Al ($|\sigma_{xx}| = 5.85$ ГПа) или Ti ($|\sigma_{xx}| = 2.8$ ГПа). Рассчитанное контактное термическое напряжение является мерой напряжения, возникающего на границе раздела двух пластин. При нагревании пластины расширяются и прижимаются друг к другу. Это приводит к возникновению большого напряжения на границе раздела, что может вызвать деформацию или даже разрушение пластин.

6. Заключение

В работе выполнен обзорный анализ основных конструкционных материалов, используемых при создании ВЛА и ГПВРД. Указаны термомеханические и термодинамические свойства основных веществ, применяемых в ГПВРД. Проведен первоначальный термический анализ величин нагрева и деформации в пластине C/C-SiC. Результаты расчетов удовлетворительно согласуются с результатами экспериментов работы [51]).

Полученные результаты дают важную информацию о поведении материалов при термической нагрузке. Рассчитав возникающие напряжения и перемещения, можно принимать обоснованные решения о том, как спроектировать и изготовить пластины, чтобы они могли выдерживать термические нагрузки без деформации или разрушения. Эту информацию можно использовать для оптимизации конструкции и обеспечения того, чтобы сложные конструкции, состоящие из нескольких материалов, работали должным образом в реальных приложениях.

Литература

1. Лунёв В. В. Течение реальных газов с большими скоростями. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2007. 760 с.
2. Кузенов В. В., Дикалюк А. С. Реализация приближенного метода расчета конвективного теплообмена вблизи поверхности ГЛА сложной геометрической формы // Физико-химическая кинетика в газовой динамике. 2017. Т.18, вып. 2. <http://chemphys.edu.ru/issues/2017-18-2/articles/689>
3. Суржиков С. Т., Яцухно Д. С. Анализ летных данных по конвективному и радиационному нагреву поверхности спускаемого марсианского космического аппарата Schiaparelli // Изв. РАН. МЖГ. 2022. № 6. С. 74–85. DOI: 10.31857/S0568528122600394
4. Суржиков С.Т. Аэрофизика обтекания затупленного клина конечных размеров // Изв. РАН. МЖГ. 2021. № 5. С. 89–102. DOI: 10.31857/S0568528121050121
5. Суржиков С.Т. Расчетный анализ ионизации сжатого слоя при входе космического аппарата Schiaparelli в плотные слои атмосферы Марса // Изв. РАН. МЖГ. 2020. № 3. С. 80–92. DOI: 10.1134/S001546282003012X
6. Суржиков С. Т. Радиационно-конвективный нагрев марсианского аппарата EDL MSL под углом атаки // Физико-химическая кинетика в газовой динамике. 2015. Т.16, вып. 2. <http://chemphys.edu.ru/issues/2015-16-2/articles/604/>.
7. Суржиков С. Т., Шувалов М. П. Анализ радиационно-конвективного нагрева четырех типов спускаемых космических аппаратов // Физико-химическая кинетика в газовой динамике. 2014. Т.15, вып. 4. <http://chemphys.edu.ru/issues/2014-15-4/articles/237/>
8. Суржиков С. Т. Радиационный нагрев поверхности сверхорбитальных спускаемых космических аппаратов с учетом атомных линий // Физико-химическая кинетика в газовой динамике. 2014. Т.15, вып. 4. <http://chemphys.edu.ru/issues/2014-15-4/articles/235/>
9. Суржиков С. Т. Моделирование радиационно-конвективного нагрева модельных камер ПВРД на водородном и углеводородном топливе // Физико-химическая кинетика в газовой динамике. 2014. Т.15, вып. 3. <http://chemphys.edu.ru/issues/2014-15-3/articles/230/>
10. Seleznev R.K., Surzhikov S.T., Shang J.S. A review of the scramjet experimental data base // Prog. Aerosp. Sci. Elsevier Ltd, 2019. Vol. 106, № February. Pp. 43–70. <https://doi.org/10.2514/6.2016-4569>
11. Nelson H.F. Radiative heating in scramjet combustors // J. Thermophys. Heat Transf. 1997. Vol. 11, № 1. Pp. 59–64. <https://doi.org/10.2514/2.6201>
12. Bouchez M. et al. Combustor and material integration for high speed aircraft in the european research program ATLLAS2 // AIAA Aviat. 2014 -19th AIAA Int. Sp. Planes Hypersonic Syst. Technol. Conf. 2014. № June. Pp. 1–17. DOI:10.2514/6.2014-2950
13. Tenney D.R., Lisagor W.B., Dixon S.C. Materials and structures for hypersonic vehicles // J. Aircr. 1989. Vol. 26, № 11. Pp. 953–970. <https://doi.org/10.2514/3.45868>
14. Steelant J. ATLLAS: Aero-Thermal loaded material investigations for high-speed vehicles // 15th AIAA Int. Sp. Planes Hypersonic Syst. Technol. Conf. 2008. Pp. 1–11. <https://doi.org/10.2514/6.2008-2582>

15. Choubey G., Suneetha L., Pandey K.M. Composite materials used in Scramjet- A Review // *Mater. Today Proc.* Elsevier Ltd, 2018. Vol. 5, № 1. Pp. 1321–1326. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2017.11.217>
16. <https://www.ulbrich.com/alloys/haynes-230-uns-n06230/> [Electronic resource].
17. <https://www.specialmetals.com/documents/technical-bulletins/inconel/inconel-alloy-n06230.pdf> [Electronic resource].
18. Balat-Pichelin M. et al. Emissivity at high temperature of Ni-based superalloys for the design of solar receivers for future tower power plants // *Sol. Energy Mater. Sol. Cells.* 2021. Vol. 227, № April.
19. <https://www.ulbrich.com/alloys/hastelloy-x-uns-n06002/> [Electronic resource].
20. https://haynesintl.com/docs/default-source/pdfs/new-alloy-brochures/high-temperature-alloys/brochures/x-brochure.pdf?sfvrsn=15b829d4_40 [Electronic resource].
21. <https://www.specialmetals.com/documents/technical-bulletins/inconel/inconel-alloy-600.pdf> [Electronic resource].
22. <https://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=7682> [Electronic resource].
23. <https://www.specialmetals.com/documents/technical-bulletins/inconel/inconel-alloy-718.pdf> [Electronic resource].
24. <https://asm.matweb.com/search/SpecificMaterial.asp?bassnum=mtp641> [Electronic resource].
25. Li L. et al. Study of Ti-6Al-4V alloy spectral emissivity characteristics during thermal oxidation process // *Int. J. Heat Mass Transf.* Elsevier Ltd, 2016. Vol. 101. Pp. 699–706. <https://doi.org/10.1016/j.jheatmasstransfer.2016.05.069>
26. Zhang W.J., Reddy B. V., Deevi S.C. Physical properties of TiAl-base alloys // *Scr. Mater.* 2001. Vol. 45, № 6. Pp. 645–651. [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(01\)01075-2](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(01)01075-2)
27. Eswara Prasad N., Gokhale A.A., Wanhil R.J.H. Aluminium–Lithium Alloys // *Aerospace Materials and Material Technologies.* 2017. Vol. 76, № 2. Pp. 53–72. DOI: 10.1007/978-981-10-2134-3_3
28. https://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=wrought_aluminum-lithium_alloy_8090 [Electronic resource].
29. <https://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=8789> [Electronic resource].
30. Lanc Z. et al. Emissivity of aluminium alloy using infrared thermography technique // *Mater. Tehnol.* 2018. Vol. 52, № 3. Pp. 323–327. DOI: 10.17222/mit.2017.152
31. <https://www.totalmateria.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=ktn&NM=326> [Electronic resource].
32. Darolia R., Walston W.S., Nathal M.V. Nial Alloys for Turbine Airfoils. 2012. Pp. 561–570. DOI:10.7449/1996/SUPERALLOYS_1996_561_570
33. <https://www.matweb.com/search/datasheet.aspx?MatGUID=2fbd533d5e2e4d3fb9c870b0494fd333> [Electronic resource].
34. Wang C. et al. Elastic and thermodynamic properties of NIAL and NI3AL from first-principles calculations // *Int. J. Mod. Phys. B.* 2011. Vol. 25, № 27. Pp. 3623–3631. <https://doi.org/10.1142/S0217979211101685>
35. Semboshi S. et al. Thermal conductivity of Ni3V-Ni3Al pseudo-binary alloys // *Intermetallics.* 2015. Vol. 59. Pp. 1–7. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2014.12.006>
36. <https://www.matweb.com/search/datasheet.aspx?matguid=def5042583114c32ab6967c975c5c172&n=1&ckck=1> [Electronic resource].
37. Piatkowski J., Przeliorz R., Jabłońska M. The specific heat capacity and oxidation kinetics of NiAl, FeAl and TiAl alloys // *Solid State Phenom.* 2013. Vol. 203–204, № May 2014. Pp. 431–434. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.203-204.431>
38. <https://www.azom.com/properties.aspx?ArticleID=512> [Electronic resource].
39. <https://www.azom.com/properties.aspx?ArticleID=53> [Electronic resource].
40. Mironov R.A. et al. Spectral and Total Emissivity of the Reaction Bonded Silicon Nitride // *Refract. Ind. Ceram.* 2017. Vol. 58, № 4. Pp. 434–438. DOI:10.1007/s11148-017-0124-x
41. <https://www.nedal.com/wp-content/uploads/2017/11/Nedal-alloy-Datasheet-EN-AW-6060.pdf> [Electronic resource].

42. Ganiev I.N. et al. Heat capacity and thermodynamic functions of E-AlMgSi (Aldrey) aluminum conductor alloy doped with gallium // *Mod. Electron. Mater.* 2020. Vol. 6, № 1. Pp. 25–30. <https://doi.org/10.3897/i.moem.6.1.55277>
43. https://www.euralliage.com/6060_english.htm [Electronic resource].
44. Van Der Meer P.L.A.C.M., Giling L.J., Kroon S.G. The emission coefficient of silicon coated with Si₃N₄ or SiO₂ layers // *J. Appl. Phys.* 1976. Vol. 47, № 2. Pp. 652–655. DOI:10.1063/1.322628
45. <http://thermalinfo.ru/eto-interesno/stepen-chernoty-poverhnosti-materialov-metallov-dielektrikov> [Electronic resource].
46. Demirbas M.D., Apalak M.K. Thermal stress analysis of one- and two-dimensional functionally graded plates subjected to in-plane heat fluxes // *Proc. Inst. Mech. Eng. Part L J. Mater. Des. Appl.* 2019. Vol. 233, № 4. Pp. 546–562. <https://doi.org/10.1177/1464420716675507>
47. Зиновьев В. Е. Теплофизические свойства металлов при высоких температурах. Изд-во «Металлургия», 1989. 384 с.
48. Чиркин В.С. Теплофизические свойства материалов ядерной техники. М.: Атомиздат, 1967. 474 с.
49. Анурьев В. И. Справочник конструктора-машиностроителя в 3т. Т. 1/В. И. Анурьев; 8-е изд., перераб и доп. Под ред. И. Н. Жестковой. — М.: Машиностроение, 2001. — С. 34. ISBN 5-217-02963-3.
50. Shu S. et al. Study of the normal spectral emissivity of tungsten between 170 and 500 °C by a single-wavelength infrared thermometer // *Fusion Eng. Des. Elsevier B.V.*, 2021. Vol. 173, № August. P. 112848. <https://doi.org/10.1016/j.fusengdes.2021.112848>
51. Glass D.E. et al. Testing of refractory composites for scramjet combustors // *J. Propuls. Power.* 2016. Vol. 32, № 6. Pp. 1550–1556. <https://doi.org/10.2514/1.B36147>
52. <http://www.lookpolymers.com/pdf/Carlisle-201LD-Carbon-Carbon-Composite.pdf> [Electronic resource].
53. Scarponi C. Carbon–carbon composites in aerospace engineering // *Advanced Composite Materials for Aerospace Engineering.* Elsevier, 2016. P. 385–412. DOI: 10.1016/B978-0-08-100037-3.00013-4
54. https://www.zircarzirconia.com/images/datasheets/ZZ-5021_Rev00_-_ZYF-100A.pdf?type=file [Electronic resource].
55. Ohlhorst C.W. et al. Development of X-43A Mach 10 Leading Edges // *56th International Astronautical Congress of the International Astronautical Federation, the International Academy of Astronautics, and the International Institute of Space Law.* Reston, Virigina: American Institute of Aeronautics and Astronautics, 2005. Vol. 8. Pp. 5290–5298. <https://doi.org/10.2514/6.IAC-05-D2.5.06>
56. Колесников А. Ф., Сахаров В. И. Газодинамические аспекты эксперимента по теплообмену поверхности ультравысокотемпературной керамики в недорасширенной струе диссоциированного воздуха // *Физико-химическая кинетика в газовой динамике.* 2022. Т.23, вып. 6. <http://chemphys.edu.ru/issues/2022-23-6/articles/1025/>. <http://doi.org/10.33257/PhChGD.23.6.1025>.
57. Hank J., Murphy J., Mutzman R. The X-51A Scramjet Engine Flight Demonstration Program // *15th AIAA International Space Planes and Hypersonic Systems and Technologies Conference.* Reston, Virigina: American Institute of Aeronautics and Astronautics, 2008. № May. Pp. 1–13. <https://doi.org/10.2514/6.2008-2540>
58. Glass D.E. et al. Testing of DLR C/C-SiC and C/C for HIFiRE 8 scramjet combustor // *AIAA Aviat.* 2014, 19th AIAA Int. Sp. Planes Hypersonic Syst. Technol. Conf. 2014. <https://doi.org/10.2514/6.2014-3089>
59. Guy, R. W., Rogers, R. C., Puster, R. L., Rock, K. E., and Diskin, G. S., “The NASA Langley Scramjet Test Complex,” 32nd AIAA, ASME, SAE, and ASEE, Joint Propulsion Conference and Exhibit, AIAA Paper 1996-3243, 1996. <https://doi.org/10.2514/6.1996-3243>
60. Driest E. Turbulent Boundary Layer in Compressible Fluids // *J. Aeronaut. sci.*, 1951, Vol. 18, no. 3. <https://doi.org/10.2514/8.1895>

61. Ландау Л. Д., Лифшиц Е. М. Теоретическая физика: Учеб. пособие: Для вузов. В 10 т. Т. VII. Теория упругости. – 5-е изд., стереот. – М.: ФИЗМАТ ЛИТ, 2003. – 264 с – ISBN 5-9221-0122-6 (Т. VII).
62. Самарский А. А., Гулин А. В. Численные методы: Учеб, пособие для вузов,—М.: Наука. Гл. ред. физ-мат. лит., 1989.— 432 с.— ISBN 5-02-013996-3.
63. Daryabeigi K., Cunnington G.R., Knutson J.R. Combined heat transfer in high-porosity high-temperature fibrous insulation: Theory and experimental validation // *J. Thermophys. Heat Transf.* 2011. Vol. 25, № 4. Pp. 536–546. DOI: 10.2514/6.2010-4660

Reference

1. Lunev V. V., *The flow of real gases at high speeds*, M.: FIZMATLIT, 2007, 760 p. [in Russian].
2. Kuzenov V. V., Dikalyuk A. S., The realization of an approximate method for calculating convective heat transfer near the surface of a GLA of a complex geometric shape, *Physical Chemical Kinetics in Gas Dynamics*, 2017, vol. 18, no. 2. <http://chemphys.edu.ru/issues/2017-18-2/articles/689>. [in Russian].
3. Surzhikov S.T., Yatsukhno D.S., Analysis of the Flight Data on Convective and Radiative Heating of the Surface of Martian Schiaparelli Descent Space Vehicle, *Fluid Dynamics*, 2022, vol. 57, no. 6, pp. 768–779. DOI: 10.1134/S0015462822600924
4. Surzhikov S. T., Aerophysics of flow past a blunt wedge of finite dimensions, *Fluid Dynamics*, 2021, vol. 56, no. 5, pp. 685–698. DOI: 10.1134/S0015462821050128
5. Surzhikov S. T., Numerical Analysis of Shock Layer Ionization during the Entry of the Schiaparelli Spacecraft into the Martian Atmosphere, *Fluid Dynamics*, 2020, vol. 55, no. 3, pp. 364–376-92. DOI: 10.1134/S001546282003012X
6. Surzhikov S. T., Radiation-convective heating of the Martian apparatus EDL MSL at an angle of attack, *Physical Chemical Kinetics in Gas Dynamics*, 2015, vol. 16, no. 2. <http://chemphys.edu.ru/issues/2015-16-2/articles/604/> [in Russian].
7. Surzhikov S. T., Shuvalov M. P., Analysis of radiation-convective heating of four types of descent spacecraft, *Physical Chemical Kinetics in Gas Dynamics*, 2014, vol. 15, no. 4. <http://chemphys.edu.ru/issues/2014-15-4/articles/237/> [in Russian].
8. Surzhikov S. T., Radiation heating of the surface of superorbital descent spacecraft with allowance for atomic lines, *Physical Chemical Kinetics in Gas Dynamics*, 2014, vol. 15, no. 4. <http://chemphys.edu.ru/issues/2014-15-4/articles/235/> [in Russian].
9. Surzhikov S. T., Modeling of radiation-convective heating of model chambers of ramjet engines on hydrogen and hydrocarbon fuels, *Physical Chemical Kinetics in Gas Dynamics*, 2014, vol. 15, no. 3. <http://chemphys.edu.ru/issues/2014-15-3/articles/230/> [in Russian].
10. Seleznev R. K., Surzhikov S. T., Shang J. S., A review of the scramjet experimental data base, *Prog. Aerosp. Sci. Elsevier Ltd*, 2019, vol. 106, pp. 43–70. <https://doi.org/10.2514/6.2016-4569>
11. Nelson H. F., Radiative heating in scramjet combustors, *J. Thermophys. Heat Transfer*, 1997, vol. 11, no. 1, pp. 59–64. <https://doi.org/10.2514/2.6201>
12. Bouchez M., et al, Combustor and material integration for high speed aircraft in the European research program ATTLAS2, *AIAA Aviat. 2014, 19th AIAA Int. Space Planes Hypersonic Syst. Technol. Conf.*, 2014, no. June, pp. 1–17. DOI:10.2514/6.2014-2950
13. Tenney D. R., Lisagor W. B., Dixon S. C., Materials and structures for hypersonic vehicles, *J. Aircraft*, 1989, vol. 26, no. 11, pp. 953–970. <https://doi.org/10.2514/3.45868>
14. Steelant J., ATTLAS: Aero-Thermal loaded material investigations for high-speed vehicles, *AIAA Paper 2008-2582*. <https://doi.org/10.2514/6.2008-2582>
15. Choubey G., Suneetha L., Pandey K. M., Composite materials used in Scramjet-A Review, *Mater. Today Proc. Elsevier Ltd*, 2018, vol. 5, no. 1, pp. 1321–1326. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2017.11.217>

16. <https://www.ulbrich.com/alloys/haynes-230-uns-n06230/> [Electronic resource].
17. <https://www.specialmetals.com/documents/technical-bulletins/inconel/inconel-alloy-n06230.pdf> [Electronic resource].
18. Balat-Pichelin M., et al., Emissivity at high temperature of Ni-based superalloys for the design of solar receivers for future tower power plants, *Sol. Energy Mater. and Sol. Cells*, 2021, Vol. 227. <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2021.111066>
19. <https://www.ulbrich.com/alloys/hastelloy-x-uns-n06002/> [Electronic resource].
20. https://haynesintl.com/docs/default-source/pdfs/new-alloy-brochures/high-temperature-alloys/brochures/x-brochure.pdf?sfvrsn=15b829d4_40 [Electronic resource].
21. <https://www.specialmetals.com/documents/technical-bulletins/inconel/inconel-alloy-600.pdf> [Electronic resource].
22. <https://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=7682> [Electronic resource].
23. <https://www.specialmetals.com/documents/technical-bulletins/inconel/inconel-alloy-718.pdf> [Electronic resource].
24. <https://asm.matweb.com/search/SpecificMaterial.asp?bassnum=mtp641> [Electronic resource].
25. Li L., et al., Study of Ti-6Al-4V alloy spectral emissivity characteristics during thermal oxidation process, *Int. J. Heat Mass Transf.*, 2016, vol. 101, pp. 699–706. <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2016.05.069>.
26. Zhang W. J., Reddy B. V., Deevi S. C., Physical properties of TiAl-base alloys, *Scr. Mater.*, 2001, vol. 45, no. 6, pp. 645–651. [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(01\)01075-2](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(01)01075-2)
27. Eswara Prasad N., Gokhale A. A., Wanhill R. J. H., Aluminum–Lithium Alloys, *Aerospace Materials and Material Technologies*, 2017, vol. 76, no. 2, pp. 53–72. DOI: 10.1007/978-981-10-2134-3_3
28. https://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=wrought_aluminum_lithium_alloy_8090 [Electronic resource].
29. <https://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=8789> [Electronic resource].
30. Lanc Z., et al., Emissivity of aluminum alloy using infrared thermography technique, *Mater. Tehnol.*, 2018, vol. 52, no. 3, pp. 323–327. DOI: 10.17222/mit.2017.152
31. <https://www.totalmateria.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=ktn&NM=326> [Electronic resource].
32. Darolia R., Walston W. S., Nathal M. V., Nial Alloys for Turbine Airfoils, *Semantic Scholar*, 2012, pp. 561–570. DOI:10.7449/1996/SUPERALLOYS_1996_561_570
33. <https://www.matweb.com/search/datasheet.aspx?MatGUID=2fbd533d5e2e4d3fb9c870b0494fd333> [Electronic resource].
34. Wang C., et al., Elastic and thermodynamic properties of NIAL and NI3AL from first-principles calculations, *Int. J. of Mod. Phys. B.*, 2011, vol. 25, no. 27, pp. 3623–3631. <https://doi.org/10.1142/S0217979211101685>
35. Semboshi S., Tsuda H., et al., Thermal conductivity of Ni3V-Ni3Al pseudo-binary alloys, *Intermetallics.*, 2015, vol. 59, pp. 1–7. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2014.12.006>
36. <https://www.matweb.com/search/datasheet.aspx?matguid=def5042583114c32ab6967c975c5c172&n=1&ckck=1> [Electronic resource].
37. Piatkowski J., Przeliorz R., Jabłońska M., The specific heat capacity and oxidation kinetics of NiAl, FeAl and TiAl alloys, *Solid State Phenom.*, 2013, vol. 203–204, pp. 431–434. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.203-204.431>
38. <https://www.azom.com/properties.aspx?ArticleID=512> [Electronic resource].
39. <https://www.azom.com/properties.aspx?ArticleID=53> [Electronic resource].
40. Mironov R. A., et al., Spectral and Total Emissivity of the Reaction Bonded Silicon Nitride, *Refract. and Ind. Ceram.*, 2017, vol. 58, no. 4, pp. 434–438. DOI:10.1007/s11148-017-0124-x
41. <https://www.nedal.com/wp-content/uploads/2017/11/Nedal-alloy-Datasheet-EN-AW-6060.pdf> [Electronic resource].

42. Ganiev I. N., et al., Heat capacity and thermodynamic functions of E-ALMgSi (Aldrey) aluminum conductor alloy doped with gallium, *Mod. Electron. Mater.*, 2020, vol. 6, no. 1, pp. 25–30. <https://doi.org/10.3897/i.moem.6.1.55277>
43. https://www.euralliage.com/6060_english.htm [Electronic resource].
44. Meer P.V., Giling L. J., Kroon S. G., The emission coefficient of silicon coat-ed with Si₃N₄ or SiO₂ layers, *J. Appl. Phys.*, 1976, vol. 47, no. 2, pp. 652–655. DOI:10.1063/1.322628
45. <http://thermalinfo.ru/eto-interesno/stepen-chernoty-poverhnosti-materialov-metallov-dielektrikov> [Electronic resource].
46. Demirbas M. D., Apalak M. K., Thermal stress analysis of one- and two-dimensional function-ally graded plates subjected to in-plane heat fluxes, *Proc. Inst. Mech. Eng. Part L J. Mater. Des. Appl.*, 2019, vol. 233, no. 4, pp. 546–562. <https://doi.org/10.1177/1464420716675507>
47. Zinoviev V. E., *Thermophysical properties of metals at high temperatures*, “Metallurgiya”, 1989, 384 p. [in Russian].
48. Chirkin V. S., *Thermophysical properties of nuclear engineering materials*, M.: Atomizdat, 1967, 474 p. [in Russian].
49. Anuryev V. I., *Handbook of the designer-machine builder in 3 volumes*, Vol. I. Anuriev; 8th ed., revised and additional. Ed. by I. N. Zhestkovoy, M.: Mashinostroenie, 2001. [in Russian]. ISBN 5-217-02963-3.
50. Shu S., et al., Study of the normal spectral emissivity of tungsten between 170 and 500° C by a single-wavelength infrared thermometer, *Fusion Eng. Des.*, 2021, vol. 173, № August. P. 112848. <https://doi.org/10.1016/j.fusengdes.2021.112848>
51. Glass D. E., et al., Testing of refractory composites for scramjet combustors, *J. Propuls. Power*, 2016, vol. 32, no. 6, pp. 1550–1556. <https://doi.org/10.2514/1.B36147>
52. <http://www.lookpolymers.com/pdf/Carlisle-201LD-Carbon-Carbon-Composite.pdf> [Electronic resource].
53. Scarponi C., Carbon–carbon composites in aerospace engineering, *Advanced Composite Materials for Aerospace Engineering*, 2016, pp. 385–412. DOI: 10.1016/B978-0-08-100037-3.00013-4
54. https://www.zircarzirconia.com/images/datasheets/ZZ-5021_Rev00_-_ZYF-100A.pdf?type=file [Electronic resource].
55. Ohlhorst C. W., et al., Development of X-43A Mach 10 Leading Edges // 56th International Astronautical Congress of the International Astronautical Federation, the International Academy of Astronautics, and the International Institute of Space Law, 2005, vol. 8, pp. 5290–5298. <https://doi.org/10.2514/6.IAC-05-D2.5.06>
56. Kolesnikov A. F., Sakharov V. I., Gasdynamics Aspects of the Heat Transfer Experiment with the UHTC Surface in Under-Expanded Dissociated Air Jet, *Physical Chemical Kinetics in Gas Dynamics*, 2022, vol. 23, no. 6. <http://chemphys.edu.ru/issues/2022-23-6/articles/1025/>. <http://doi.org/10.33257/PhChGD.23.6.1025>. [in Russian].
57. Hank J., Murphy J., Mutzman R., The X-51A Scramjet Engine Flight Demonstration Program, AIAA Paper 2008-2540. <https://doi.org/10.2514/6.2008-2540>
58. Glass D. E., Capriotti D. P., et al., Testing of DLR C/C-SiC and C/C for HIFiRE 8 scramjet combustor, AIAA Paper 2014-3089. <https://doi.org/10.2514/6.2014-3089>
59. Guy R. W., Rogers R. C., Puster R. L., Rock K. E., and Diskin G. S., TheNASALang-ley ScramjetTest Complex, AIAA Paper 1996-3243. <https://doi.org/10.2514/6.1996-3243>
60. Driest E., Turbulent Boundary Layer in Compressible Fluids, *J. Aeronaut. Sci.*, 1951, vol. 18, no. 3. <https://doi.org/10.2514/8.1895>
61. Landau L. D., Lifshits E. M., *Theoretical Physics*: Proc. allowance: For universities. In 10 vols, Vol. VII. Theory of elasticity. 5th ed., stereo. M.: Fizmatlit, 2003. 264 p. ISBN 5-9221-0122-6 (Vol. VII). [in Russian].

62. Samarsky A. A., Gulin A. V., *Numerical methods: Textbook, manual for universities*, M.: Nauka, 1989. 432 p. ISBN 5-02-013996-3. [in Russian].
63. Daryabeigi K., Cunnington G. R., Knutson J. R., Combined heat transfer in high-porosity high-temperature fibrous insulation: Theory and experimental validation, *J. Thermophys. Heat Transfer*, 2011, vol. 25, no. 4, pp. 536–546. DOI: 10.2514/6.2010-4660

Статья поступила в редакцию 27 февраля 2023 г.