

05 Влияние состояния поверхности на нормальную интегральную излучательную способность титанового сплава

© Д.В. Косенков, В.В. Сагадеев

Казанский национальный исследовательский технологический университет, Казань, Россия
E-mail: dmi-kosenkov@yandex.ru

Поступило в Редакцию 22 декабря 2025 г.

В окончательной редакции 17 февраля 2026 г.

Принято к публикации 22 февраля 2026 г.

Радиационным методом определена температурная зависимость нормальной интегральной излучательной способности (ϵ_{in}) титанового сплава ВТ6 в широком температурном диапазоне твердой фазы для двух различных состояний поверхности. Для чистой поверхности ϵ_{in} монотонно возрастает. Окисление приводит к значительному росту ϵ_{in} . Состояние поверхности является определяющим фактором для ϵ_{in} . Приближение Фута дает расхождения с экспериментальными значениями. Анализ литературных и собственных данных систематизирован. Полученные результаты необходимы для корректного задания граничных условий при тепловом моделировании.

Ключевые слова: титановый сплав ВТ6, нормальная интегральная излучательная способность, температурная зависимость, окисление поверхности, приближение Фута.

DOI: 10.21883/0000000000

Благодаря уникальному сочетанию высокой удельной прочности, коррозионной стойкости и жаропрочности титановые сплавы являются ключевыми конструкционными материалами в аэрокосмической отрасли и энергетическом машиностроении [1,2]. Точное численное моделирование высокотемпературных процессов требует достоверных значений теплофизических параметров, среди которых излучательная способность (ИС), критически важная для расчета лучистого теплообмена и бесконтактной пирометрии [3,4].

Экспериментальное определение ИС титановых сплавов осложнено их высокой химической активностью, ведущей к быстрому окислению и изменению состояния поверхности при нагреве [5]. Эти поверхностные эффекты часто оказывают доминирующее влияние, что затрудняет выявление зависимости ИС от объемных характеристик, предсказываемой классической теорией [4]. В результате в литературе наблюдается разброс данных по ИС, значения которой варьируются в зависимости от состояния поверхности и методики измерения [6,7].

В основе большинства теоретических оценок ИС материалов лежит модель Друде. Одним из практических следствий модели является приближение Фута, связывающее нормальную интегральную ИС (ϵ_{in}) с удельным электросопротивлением (ρ) и температурой (T) [8]. Однако применимость этого приближения к реальным многокомпонентным сплавам, особенно в условиях высокотемпературного окисления, ограничена. Формирующиеся оксидные слои обладают иными оптическими свойствами, что приводит к увеличению ИС в 2–3 раза [6,7].

Современные фундаментальные исследования, использующие метод электромагнитной левитации, позволили получить данные по спектральной ИС для жид-

кого состояния сплава Ti–6Al–4V (аналог ВТ6) [9–11]. Однако для твердого состояния в эксплуатационном диапазоне температур ($\sim 300–1100$ К) имеется дефицит систематических и воспроизводимых данных по ϵ_{in} для контролируемых состояний поверхности.

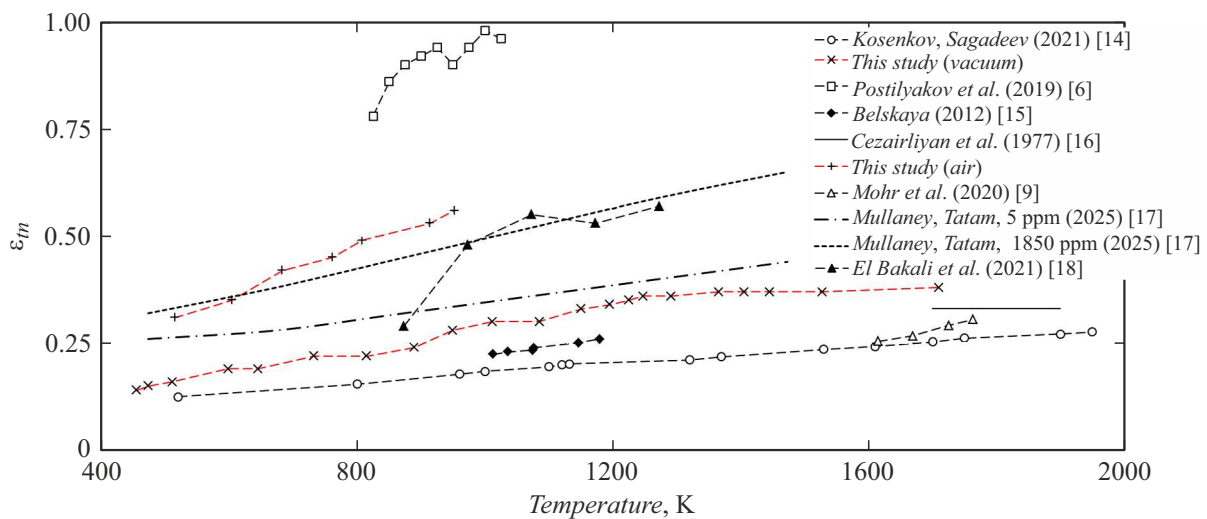
Таким образом, целью настоящей работы является экспериментальное определение температурной зависимости ϵ_{in} сплава ВТ6 в твердом состоянии для образцов с металлической чистой и окисленной поверхностью. Дополнительные задачи включают в себя оценку применимости приближения Фута для прогнозирования ϵ_{in} исследуемой системы, комплексный анализ литературных данных для установления факторов, определяющих разброс значений ϵ_{in} , и формулирование практических рекомендаций для инженерных расчетов.

Измерения ϵ_{in} выполнены в интервале температур 455–1710 К. Этот диапазон охватывает не только эксплуатационные температуры, но и область полиморфного перехода $\alpha \leftrightarrow \beta$ (~ 1250 К), что позволяет оценить поведение излучательной способности в условиях фазового превращения. Использовался промышленный сплав, химический состав которого соответствовал ГОСТ 19807–91 [12]. Перед экспериментом поверхность образцов подвергалась механической шлифовке и полировке до зеркального состояния с последующим обезжириванием.

Измерения выполнены на установке, принцип действия которой основан на прямом методе сравнения с абсолютно черным телом (АЧТ) [13]. Модель АЧТ, изготовленная из тантала в виде цилиндрического стакана с системой внутренних диафрагм, имела ИС не ниже 0.96 во всем рабочем диапазоне температур. Нагрев образца и модели АЧТ осуществлялся резистивным способом. Температура контролировалась четырь-

Экспериментальные значения ε_{in} сплава ВТ6

В динамическом вакууме				После окисления на воздухе			
T, K	ε_{in}	T, K	ε_{in}	T, K	ε_{in}	T, K	ε_{in}
455	0.14	889	0.24	1247	0.36	515	0.31
473	0.15	950	0.28	1291	0.36	604	0.35
511	0.16	1012	0.30	1366	0.37	683	0.42
598	0.19	1085	0.30	1405	0.37	761	0.45
645	0.19	1150	0.33	1445	0.37	808	0.49
732	0.22	1195	0.34	1528	0.37	914	0.53
815	0.22	1225	0.35	1710	0.38	952	0.56

Рис. 1. Температурная зависимость ε_{in} сплава ВТ6 в сравнении с литературными данными [6,9,14–18].

мя вольфрам-рениевыми термопарами, закерненными в боковые поверхности образца. Регистрация теплового излучения производилась радиометром прямого видения с приемником на основе термоэлемента, сигнал с которого (термоэдс) фиксировался вольтметрами.

Эксперименты проводились в двух различных режимах.

1. Измерения в динамическом вакууме. Образцы нагревались в условиях остаточного давления $\sim 10^{-3}$ Па с плавным увеличением температуры и изотермическими выдержками для десорбции газов с поверхности. Данный режим обеспечивал очистку поверхности и позволил определить ε_{in} , характерную для чистой металлической поверхности сплава в диапазоне 455–1710 К.

2. Измерения после окисления на воздухе. Для изучения влияния оксидной пленки образцы предварительно нагревались в атмосферном воздухе до ~ 900 К, затем охлаждались и подвергались плавному нагреву с фиксацией зависимости $\varepsilon_{in}(T)$ в интервале 515–952 К. Ограничение верхней границы связано с сохранением контролируемого состояния оксидного слоя; при более высоких температурах структура пленки нестабильна,

что не позволяет корректно интерпретировать результаты. Данный режим имитировал формирование поверхностного оксидного слоя в условиях, близких к реальным эксплуатационным процессам.

Оценка погрешности учитывала основные источники неопределенности: точность поддержания и измерения температуры и точность определения термоэдс. Суммарная относительная погрешность определения ε_{in} составила от $\pm 3\%$ (при ~ 1700 К) до $\pm 5\%$ (при ~ 400 К).

Экспериментальные зависимости ε_{in} сплава от температуры для двух состояний поверхности представлены в таблице и на рис. 1 (для сравнения на рис. 1 приведены данные [14] для чистого титана ВТ1-00 в вакууме).

В вакууме ε_{in} монотонно возрастает от 0.14 до 0.38, что характерно для чистой зеркальной металлической поверхности. Окисление на воздухе приводит к резкому росту величины ε_{in} , которая достигает 0.56 при 952 К. Это увеличение указывает на то, что ε_{in} сплава является в первую очередь функцией состояния его поверхности, а не объемным свойством материала.

Для сопоставления наших результатов с литературными данными, полученными для полусферической излуча-

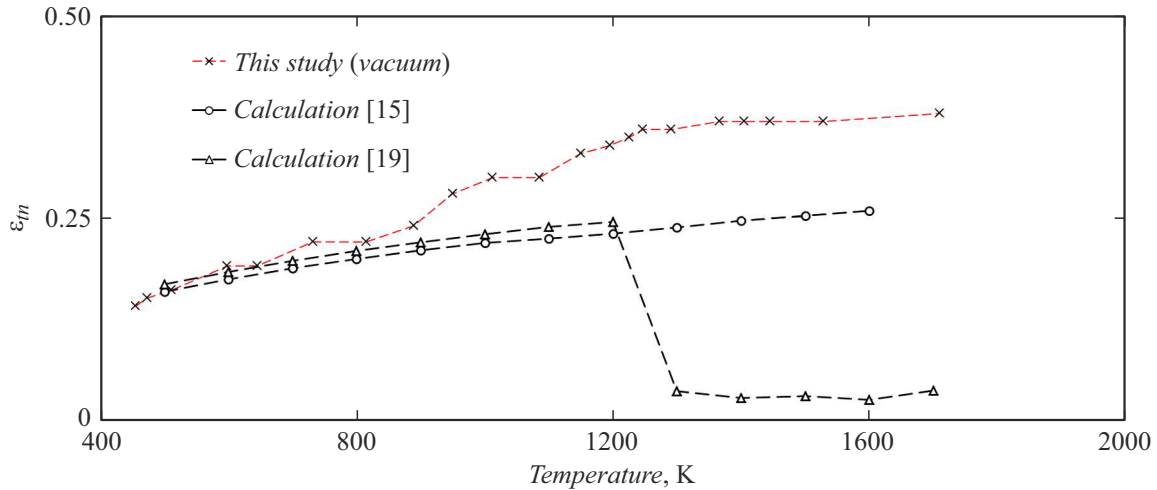


Рис. 2. Сопоставление экспериментальных данных по ε_{in} сплава ВТ6 с расчетами по приближению Фуа [15,19].

тельной способности (ε_{th}) [9,15,16], выполнен пересчет к нормальным условиям. Строгого аналитического выражения, связывающего ε_{in} и ε_{th} , не существует. Согласно [4], для полированных металлов отношение $\varepsilon_{in}/\varepsilon_{th}$ составляет примерно от 0.83 до 1. В настоящей работе для всех данных использован единый коэффициент 0.85. Данное значение выбрано как репрезентативная оценка, учитывающая шероховатость реальных образцов. Подчеркнем, что вводимая поправка носит оценочный характер и ее цель качественное сопоставление для выявления общих закономерностей. Погрешность данного допущения не превышает разброса самих сравниваемых экспериментов и не влияет на достоверность выводов.

Целесообразно сопоставить наши результаты с данными, полученными в условиях, имитирующих процесс проволочной дуговой наплавки [17]. В цитируемой работе образцы были изготовлены в среде аргона с различным остаточным содержанием кислорода (от < 5 до 1850 ppm), а их ε_{in} была определена по измерениям спектрального коэффициента отражения при комнатной температуре. Для чистой поверхности наблюдается качественное согласие. Значения ε_{in} находятся в сопоставимом диапазоне и демонстрируют монотонный рост с температурой. Несколько низкие абсолютные значения в нашем случае могут быть обусловлены более высокой чистотой поверхности, обеспечиваемой динамическим вакуумом. Для окисленной поверхности сопоставление с образцом [17] также выявило ожидаемую закономерность: окисление приводит к значительному росту ε_{in} . Это сравнение наглядно демонстрирует, что определяющим фактором для ε_{in} титановых сплавов является состояние поверхности, которое в свою очередь напрямую зависит от содержания кислорода в окружающей среде во время нагрева.

На рис. 2 представлено сопоставление наших данных с расчетными кривыми, полученными по приближению Фуа [8], которое в рамках модели Друде для твердых веществ связывает ε_{in} с удельным электросопротивлением

ρ [$\Omega \cdot \text{cm}$] и температурой T [K]:

$$\varepsilon_{in} = 5.78\sqrt{\rho T} - 17.9\rho T + 44(\rho T)^{3/2}.$$

Для сплавов системы Ti–Al–V использованы экспериментальные данные $\rho(T)$ из работы [15] (усреднение по образцам, легированным Al и V), для сплава Ti–6Al–4V — данные из работы [19].

Наблюдаемое значительное расхождение между расчетными кривыми и экспериментальными данными, а также между самими расчетными кривыми можно объяснить рядом причин, ограничивающих применимость приближения Фуа к сплавам.

1. Легирующие элементы значительно изменяют электронную структуру и механизмы рассеяния, нарушая простую корреляцию, заложенную в приближении.

2. Удельное электросопротивление чувствительно к фазовому составу, размерам зерна и термической истории образца. Различия в микроструктуре образцов в цитируемых работах привели к различиям в значениях ρ и, как следствие, в расчетных $\varepsilon(T)$.

3. Существенное влияние могут оказывать примеси внедрения (кислород, водород, углерод), концентрация которых может варьироваться [20].

Таким образом, для количественного прогнозирования ε_{in} многокомпонентных титановых сплавов простые полуэмпирические соотношения, подобные приближению Фуа, оказываются недостаточными, что подтверждает значимость прямых экспериментальных данных.

Сравнение с литературой позволяет выявить закономерность (рис. 1). Данные, полученные методом импульсного (субсекундного) нагрева в инертной среде [16], показывают низкие значения ε_{in} , соответствующие чистой металлической поверхности, так как за доли секунды не успевает сформироваться оксидная пленка. Наши измерения в вакууме подтверждают выявленную закономерность. Напротив, статические методы с длительной выдержкой на воздухе [6], а также наши измерения в атмосфере воздуха дают высокие значения ε_{in} , что

соответствует условиям формирования оксидного слоя, собственные оптические свойства которого становятся определяющими. Следовательно, основной причиной разброса литературных данных является именно разное состояние поверхности (металл/оксид), обусловленное методикой измерения.

В работе [20] выявлен важный аспект: в области ~ 1250 К изменения ИС могут быть связаны не с фазовым переходом (область полиморфного превращения), а с кинетикой взаимодействия газов, адсорбированных на поверхности, с материалом в условиях перестройки кристаллической решетки. При быстром нагреве возможно временное увеличение ИС из-за перехода газов в поверхностный слой, которое затем уменьшается при длительной выдержке в результате диффузии в объем. Это означает, что пренебрежение такими поверхностными кинетическими процессами может привести к ошибочной интерпретации данных как проявления объемного фазового перехода. На нашей экспериментальной кривой (вакуум) в данной температурной области наблюдается слабое изменение ε_{in} , что согласуется с описанным выше механизмом и требует более детального изучения.

На основании проведенного анализа можно выстроить следующую иерархию факторов, определяющих ε_{in} титановых сплавов, по степени их влияния.

1. Атмосфера и время высокотемпературной выдержки — ключевые параметры, управляющие ростом оксидной пленки, толщина и состав которой становятся главными факторами роста ε_{in} [6,17,18].

2. Метод измерения (динамический/статический) предопределяет, какое состояние поверхности (металлическое или окисное) будет измерено. Сравнение данных, полученных разными методами, без учета этого фактора некорректно.

3. Состав сплава и исходная обработка поверхности играют второстепенную роль по сравнению с влиянием оксидного слоя [7,15].

Проведенное исследование позволило установить ключевые закономерности, определяющие ε_{in} титанового сплава ВТ6 в твердом состоянии. Экспериментально показано, что ε_{in} сплава определяется в первую очередь состоянием поверхности, зависящим от атмосферы и термокинетики нагрева. Для чистой металлической поверхности в вакууме наблюдается монотонный рост ε_{in} с температурой, тогда как формирование оксидного слоя на воздухе приводит к ее резкому увеличению. Установлено, что приближение Фута не обеспечивает удовлетворительного количественного прогноза $\varepsilon_{in}(T)$ из-за влияния легирования, микроструктуры и примесей, что подтверждает необходимость прямых экспериментальных данных. Основной причиной разброса литературных значений является различие в состоянии поверхности, обусловленное условиями эксперимента. При интерпретации данных в области полиморфного превращения требуется учитывать возможное влияние кинетики поверхностных процессов. В практических тепловых расчетах значение ε_{in} для сплава ВТ6 следует

выбирать с учетом конкретных условий атмосферы и температурно-временного режима, а не как постоянную величину.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] R.R. Boyer, Mater. Sci. Eng. A, **213** (1-2), 103 (1996). DOI: 10.1016/0921-5093(96)10233-1
- [2] S. Liu, Y.C. Shin, Mater. Des., **164**, 107552 (2019). DOI: 10.1016/j.matdes.2018.107552
- [3] T. DebRoy, T. Mukherjee, J.O. Milewski, J.W. Elmer, B. Ribic, J.J. Blecher, W. Zhang, Nat. Mater., **18**, 1026 (2019). DOI: 10.1038/s41563-019-0408-2
- [4] R. Siegel, J.R. Howell, *Thermal radiation heat transfer*, 5th ed. (Taylor & Francis, N.Y., 2010). DOI: 10.1201/9781439894552
- [5] L.Z. Mohamed, S.S. Abd Elmomen, S. El-Hadad, Chem. Pap., **76**, 1627 (2022). DOI: 10.1007/s11696-021-01976-2
- [6] А.Ю. Постыляков, Д.Л. Шварц, А.М. Михайленко, в сб. *Труды XII Конгресса прокатчиков* (ООО „Грин Принт“, М., 2019), т. I, с. 242.
- [7] Г.А. Жоров, Л.М. Нисенбаум, ТВТ, **13** (4), 741 (1975). [G.A. Zhorov, L.M. Nisenbaum, High Temp., **13** (4), 676 (1975).].
- [8] А.Е. Шейнцлин, *Излучательные свойства твердых материалов: справочник* (Энергия, М., 1974).
- [9] M. Mohr, R. Wunderlich, R. Novakovic, E. Ricci, H.-J. Fecht, Adv. Eng. Mater., **22** (11), 2000169 (2020). DOI: 10.1002/adem.202000169
- [10] M. Watanabe, S. Funada, M. Ohtsuka, M. Adachi, H. Fukuyama, Int. J. Thermophys., **46**, 52 (2025). DOI: 10.1007/s10765-024-03390-8
- [11] J. Brillo, J.J. Harpur, H. Kobatake, Int. J. Thermophys., **46**, 188 (2025). DOI: 10.1007/s10765-024-03398-0
- [12] *Титан и сплавы титановые деформируемые. Марки*, ГОСТ 19807–91.
- [13] Д.В. Косенков, В.В. Сагадеев, В.А. Аляев, Теплофизика и аэромеханика, **28** (6), 951 (2021). [D.V. Kosenkov, V.V. Sagadeev, V.A. Alyaev, Thermophys. Aeromech., **28**, 907 (2021). DOI: 10.1134/S0869864321060147].
- [14] Д.В. Косенков, В.В. Сагадеев, В.А. Аляев, ЖТФ, **91** (7), 1090 (2021). DOI: 10.21883/JTF.2021.07.50949.9-21 [D.V. Kosenkov, V.V. Sagadeev, V.A. Alyaev, Tech. Phys., **66**, 1338 (2021). DOI: 10.1134/S1063784221070069].
- [15] Э.А. Бельская, ТВТ, **50** (4), 509 (2012). [E.A. Belskaya, High Temp., **50** (4), 475 (2012). DOI: 10.1134/S0018151X12040049].
- [16] A. Cezairliyan, J.L. McClure, R. Taylor, J. Res. Natl. Bur. Stand., **81A** (2-3), 251 (1977). DOI: 10.6028/jres.081A.014
- [17] K. Mullaney, R.P. Tatam, Metals, **15**, 1078 (2025). DOI: 10.3390/met15101078
- [18] A. El Bakali, R. Gilblas, T. Pottier, A. Lieurey, Y. Le Maoult, J. Alloys Compd., **889**, 161545 (2021). DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.161545
- [19] N. Milošević, I. Aleksić, Int. J. Mater. Res., **103** (6), 707 (2012). DOI: 10.3139/146.110678
- [20] Э.А. Бельская, Е.Ю. Кулямина, ТВТ, **52** (2), 213 (2014). DOI: 10.7868/S0040364414020045 [E.A. Belskaya, E.Y. Kulyamina, High Temp., **52** (2), 192 (2014). DOI: 10.1134/S0018151X14020047].