

Научная статья

УДК 531, 544.452

doi: 10.17223/19988621/78/6

К вопросу о моделировании разрушения оксидной пленки при воспламенении частиц алюминия

Валерий Александрович Бабук¹, Никита Леонидович Будный²

^{1,2} Балтийский государственный технический университет «ВОЕНМЕХ»
им. Д.Ф. Устинова, Санкт-Петербург, Россия

¹ babuk_va@mail.ru

² budnyi_nl@voenmeh.ru

Аннотация. Состояние защитной оксидной пленки существенно влияет на кинетику окисления алюминия, в связи с чем вопрос нарушения защитных свойств пленки при ее разрушении оказывается принципиально важным для моделирования воспламенения частиц алюминия. В работе рассматриваются предпосылки и проблематика моделирования разрушения оксидной пленки при воспламенении частиц алюминия. Исследуются разработанные авторами подходы к моделированию. Выполнен анализ разработанных моделей. Показано качественное соответствие результатов моделирования и экспериментальных данных.

Ключевые слова: воспламенение, алюминий, оксид алюминия, разрушение, кинетика, окисление

Благодарности: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 21-19-00044.

Для цитирования: Бабук В.А., Будный Н.Л. К вопросу о моделировании разрушения оксидной пленки при воспламенении частиц алюминия // Вестник Томского государственного университета. Математика и механика. 2022. № 78. С. 74–85. doi: 10.17223/19988621/78/6

Original article

To the issue of the modeling of oxide film fracture during aluminum particle ignition

Valeriy A. Babuk¹, Nikita L. Budnyi²

^{1,2} Baltic State Technical University «VOENMEH», Saint Petersburg, Russian Federation

¹ babuk_va@mail.ru

² budnyi_nl@voenmeh.ru

Abstract. Aluminum particles are coated with a protective oxide film. It is known that the oxide film condition controls the aluminum oxidation kinetics. The fracture of the

film induces the intensification of oxidation. This feature encourages authors to simulate the film condition after fraction caused by thermomechanical stress. The static strength of the film is a well-studied issue, while the fracture dynamics is still a relevant problem. In this paper, two coefficients describing the film condition after fraction are proposed. The first is based on the ratio of activation rates of critical flaws at the fracture initiation and in a hypothetical case without oxide film relaxation. The second represents the ratio of total times of the activated flaw growth during fracture and under specific reference conditions. Both coefficients are shown to produce adequate results with regard to predicting of more sufficient fractures at higher stress rates. It is assumed that the aluminum particle surface, which is exposed to an oxidizer after film fracture, is proportional to the proposed coefficients. With this assumption, the particle ignition is simulated. It is shown that higher rates of particle heating during ignition induce considerable fractures of the oxide film and the following intense oxidation.

Keywords: ignition, aluminum, alumina, fracture, kinetics, oxidation

Acknowledgments: The research was funded by the Russian Science Foundation (project No. 21-19-00044).

For citation: Babuk, V.A., Budnyi, N.L. (2022) To the issue of the modeling of oxide film fracture during aluminum particle ignition. *Vestnik Tomskogo gosudarstvennogo universiteta. Matematika i mekhanika – Tomsk State University Journal of Mathematics and Mechanics*. 78. pp. 74–85. doi: 10.17223/19988621/78/6

Введение

Алюминий в форме микро- и нанодисперсного порошка используется в качестве горючего в целом ряде различных тепловых установок. Особенностью воспламенения и горения частиц алюминия является наличие на поверхности металла твердой оксидной пленки, существенно увеличивающей диффузионное сопротивление и препятствующей интенсивному окислению. Критерий Пиллинга–Бэджворса для пленки на поверхности алюминия превышает единицу, для γ -модификации достигает значения 1.54, что свидетельствует о высоких защитных свойствах пленки.

В процессе нагрева и медленного окисления целостность оксидной пленки может нарушаться. Этому способствует два фактора: во-первых, разница коэффициентов линейного температурного расширения алюминия и его оксида, во-вторых – разница объемов вырабатываемого металла и образующегося оксида. При нагреве в окисляющей атмосфере под действием этих факторов происходит нарастание механических напряжений в объеме оксидной пленки, вызывающее ее разрушение. Разрушение пленки приводит к образованию трещин, следствием чего являются значительное падение диффузионного сопротивления и интенсивное окисление металлического ядра. При нарастании оксидной пленки определенной толщины быстрое окисление вновь прекращается. Такие циклы разрушения-восстановления оксидной пленки могут, предположительно, повторяться многократно в процессе воспламенения [1, 2].

Экспериментально выявлено, что состояние оксидной пленки на поверхности частицы после разрушения очень сильно зависит от темпа термомеханического нагружения [3–5]. Более высокая скорость нагрева приводит к существенному, «катастрофическому» характеру разрушения поверхности. В [5] было высказано предположение, что подобное поведение оксидной пленки может являться при-

чиной уменьшения температуры воспламенения частиц алюминия в составе конденсированных систем при увеличении скорости их термомеханического нагружения. В [1] предложено математическое описание данного явления.

Несмотря на длительную историю изучения воспламенения и горения и большой опыт математического моделирования данных процессов, нельзя говорить об окончательном решении задачи. В работе [6] выполнены обзор и систематизация существующих концепций и воззрений по рассматриваемому вопросу. Там же указывается на важность процесса разрушения оксидной пленки с точки зрения воспламенения алюминия, говорится о решающей роли данного процесса при воспламенении алюминия в некоторых ситуациях.

Однако к настоящему времени в литературе вопросу математического моделирования влияния скорости нагрева на разрушение оксидной пленки и, как следствие, на динамику воспламенения уделено недостаточное внимание, хотя экспериментально значимость этого явления была определена достаточно давно [3–5]. Указанные обстоятельства обуславливают актуальность дальнейших исследований в обозначенной области.

Целью настоящей работы является анализ природы влияния скорости термомеханического нагружения на разрушение оксидной пленки и воспламенение частицы алюминия. Рассматриваются существующие подходы к моделированию разрушения оксидной пленки при воспламенении и разрабатывается альтернативное описание, более детально учитывающее природу разрушения оксидной пленки.

1. Физическая природа влияния скорости нагружения на динамику воспламенения частицы алюминия

Рассмотрим природу влияния скорости термомеханического нагружения частицы окисления на динамику ее воспламенения.

Кинетика окисления алюминия до плавления оксидной пленки описывается с использованием широко известного уравнения [7] вида:

$$\frac{dh}{dt} = \frac{KC_{ox}^m}{h^n} \exp\left(-\frac{E}{RT_p}\right) \quad (1)$$

где h – толщина оксидной пленки, K – предэкспоненциальный множитель, C_{ox} – концентрация окислителя у поверхности частицы, m – порядок реакции по окислителю, n – коэффициент, определяющий вид закона окисления (0 – «линейный», 1 – «параболический» и т.д.), E – энергия активации, R – универсальная газовая постоянная, T_p – температура частицы.

Предполагается, что сразу после разрушения пленки действует линейный закон, а после ее залечивания, т.е. нарастания некоторой критической толщины оксидной пленки, окисление переходит в параболический режим. С учетом того, что реакция протекает только по местам растрескивания оксидной пленки, тепловыделение от химической реакции может быть вычислено по формуле:

$$Q_{chem} = \chi S_{Al} \rho_{Al_2O_3} q \frac{dh}{dt}, \quad (2)$$

где χ – доля поверхности частицы, открытая для доступа окислителя после разрушения, S_{Al} – площадь поверхности металлического ядра, $\rho_{Al_2O_3}$ – плотность оксида, q – удельный тепловой эффект реакции окисления.

Величина χ имеет принципиальное значение и сильно влияет на интенсивность тепловыделения, а следовательно, и на динамику воспламенения (продолжительность индукционного периода и температуру воспламенения). Представляется правомерным предположение о том, что χ зависит от состояния поверхности частицы после ее разрушения – чем сильнее растрескивание поверхности, тем большая часть металлического ядра становится доступной для газообразного окислителя. С учетом того, что состояние поверхности при разрушении зависит от интенсивности нагружения, становится очевидной связь интенсивности нагружения и динамики воспламенения: чем выше скорость термомеханического нагружения, тем сильнее разрушение оксидной пленки, а значит, и выше значение χ , что приводит к более интенсивному тепловыделению при окислении.

Вопросы моделирования динамики воспламенения были ранее детально рассмотрены в [1, 8], поэтому основное внимание сосредоточим именно на вопросе разрушения оксидной пленки.

В соответствии с представлениями о разрушении хрупких твердых тел механизм образования трещин в оболочке следующий. Изначально в оболочке содержатся дефекты (микротрещины). Под действием нагрузки происходит накопление потенциальной энергии деформации. После достижения определенного критического напряжения начинается рост трещины. Критическим значением напряжения является такое, при котором высвобождающейся потенциальной энергии деформации достаточно для создания новой поверхности разрыва, т.е. для обеспечения роста и продвижения трещины. При этом происходит разгрузка прилегающих к трещине областей.

В случае переменной скорости нагружения картина разрушения, вероятно, будет зависеть и от скорости нарастания напряжений. Согласно современным представлениям [9–12], ход динамического разрушения и фрагментации хрупкого материала будет определяться конкуренцией двух процессов: нарастания напряжений, ведущего к инициированию роста трещин на новых дефектах, и разгрузки прилегающих к растущим трещинам областей. В разгруженных областях напряжения становятся меньше критических, что предотвращает инициирование и развитие в них новых трещин. В случае быстрого роста напряжений происходит инициирование новых трещин до того, как соответствующие участки поверхности успеют разгрузиться, в результате чего образуется большее количество трещин. При медленном нагружении значительная часть поверхности может успеть разгрузиться до достижения напряжений, достаточных для активации новых дефектов.

В этой связи становится важной задача моделирования разрушения оксидной пленки и прогнозирования ее состояния после разрушения.

2. Моделирование разрушения оксидной пленки

Перейдем к вопросу непосредственно моделирования разрушения оксидной пленки. При моделировании необходимо решить две задачи: вычисление механических напряжений в оксидной пленке для определения момента ее разрушения и прогнозирование состояния пленки после разрушения, т.е. степень существенности ее повреждений, что позволяет определить значение χ .

Первая задача может быть решена в относительно простом приближении линейной теории упругости в одномерной сферической постановке. Используемое математическое описание [1, 8] в целом идеологически соответствует известным работам по данному вопросу, например [13].

Решение второй задачи – прогнозирования состояния пленки после разрушения – вызывает серьезные сложности. Во-первых, отсутствует точная информация о механических свойствах оксидной пленки на микродисперсных частицах алюминия. Во-вторых, крайне затруднительно определить точное значение доли освобождающейся от оксида поверхности в зависимости от количества и протяженности образовавшихся трещин – экспериментальная визуализация [3] показывает, что форма поверхности в результате разрушения получается сложной, расплавленный металл может вытекать через трещины и т.д. В этой связи представляется справедливым использовать математическое описание, которое позволяет прогнозировать склонность к образованию большого или малого количества трещин на поверхности. При этом полагается, что величина χ является пропорциональной коэффициенту, количественно выражающему склонность к образованию большого количества трещин.

Предложены следующие подходы к решению данной задачи.

Считается, что критические напряжения в образцах материала являются случайной величиной, распределенной в соответствии с законом Вэйбулла. Можно записать, что плотность критических дефектов на единицу объема определяется следующим соотношением [14]:

$$\lambda_v = \frac{1}{V_0} \left[\frac{\sigma}{\sigma_0} \right]^m \quad (3)$$

где σ – действующее напряжение, m , σ_0 – параметры распределения Вэйбулла, V_0 – «эталонный» объем. Для Al_2O_3 параметры распределения принимают следующие значения [15]: $m = 8 \dots 20$, $\sigma_0 = 100 \dots 600$ МПа, $V_0 = 1$ мм³.

Рассматривается плоская задача, в связи с чем удобно перейти к плотности критических дефектов на единицу площади:

$$\lambda_s = \frac{h}{V_0} \left[\frac{\sigma}{\sigma_0} \right]^m. \quad (4)$$

В [1] был предложен коэффициент (далее будем обозначать его K_{D1}), который равен отношению приращения количества активированных дефектов в оболочке в единицу времени в начальный момент разрушения к приращению активированных дефектов в оболочке в единицу времени в гипотетическом случае отсутствия разгрузки. Для его вычисления в [1] предложена следующая формула:

$$K_{D1} = \max \left\{ 0; 1 - \frac{2\pi akC\lambda_s}{Sm \frac{h}{V_0 \sigma_0^m} \sigma^{m-1} \dot{\sigma}} \right\}, \quad (5)$$

где C – скорость распространения продольных упругих волн в твердом теле, k – коэффициент, значения которого для некоторых хрупких керамик составляют 0.4 ... 0.6 [11], a – характерный размер разгруженной области вокруг дефекта, S – площадь поверхности частицы.

Скорость распространения упругих продольных волн рассчитывается как

$$C = \sqrt{\frac{E(1-\nu)}{(1+\nu)(1-2\nu)\rho}}, \quad (6)$$

где E – модуль Юнга, ν – коэффициент Пуассона, ρ – плотность.

Формула (5) была использована при расчете динамики воспламенения частицы совместно с дифференциальными уравнениями, выражающими законы сохранения вещества, энергии и количества движения, а также с моделью напряженно-деформированного состояния для вычисления момента разрушения [1]. При этом считалось, что χ линейно зависит от K_{D1} . Разработанное описание позволяет получить адекватный и практически значимый результат – согласно расчетам, динамика воспламенения будет существенно зависеть от скорости термомеханического нагружения частицы.

Однако полученное выражение (5) использует скорость формирования дефектов лишь в начальный момент разрушения и не учитывает дальнейшую динамику взаимодействия областей разгрузки и новых появляющихся дефектов. Рассмотрим альтернативное математическое описание, призванное учесть полную историю разрушения поверхности до полной ее разгрузки.

За основу примем подход к описанию трещинообразования, разработанный в [9–12].

Запишем выражение для скорости приращения плотности критических дефектов на единицу площади как функции времени с учетом того, что $\sigma = \dot{\sigma}t$:

$$\dot{\lambda}_s(t) = m \frac{h}{V_0 \sigma_0^m} t^{m-1} \dot{\sigma}^m. \quad (7)$$

Скорость роста плотности активированных дефектов на единицу площади определяется следующим выражением:

$$\dot{\lambda}_a(t) = \dot{\lambda}_s(t) P_a(t), \quad (8)$$

где $P_a(t)$ – вероятность того, что дефект, способный активироваться в момент времени t , не попадет в область разгрузки вокруг одного из дефектов, активированных в промежуток времени $[0, t]$. В [9] для вычисления данной вероятности предлагается использовать следующее выражение:

$$P_a(t) = \exp \left[- \int_0^t \dot{\lambda}_s(\tau) S_r(t-\tau) d\tau \right], \quad (9)$$

где $S_r(t-\tau)$ – площадь разгруженной поверхности вокруг дефекта, с момента активации которого прошло $(t-\tau)$ секунд. Для плоской задачи, считая, что разгруженная область имеет форму круга, можно записать

$$S_r(t-\tau) = \pi [kC(t-\tau)]^2. \quad (10)$$

Степень поврежденности поверхности после разрушения, а значит и степень ее освобождения от защитных свойств оксидной пленки, предлагается характеризовать суммарной протяженностью образовавшихся трещин на единичной площади за некоторый характерный промежуток времени. Если считать скорость роста трещин в пленке на поверхности частицы, то для данной оценки можно использовать суммарное время роста всех активированных трещин на единичной площади за характерный промежуток времени t_c . Значение данной характеристики можно вычислить следующим образом:

$$D_{\Sigma}(\dot{\sigma}) = \int_0^{t_c} \dot{\lambda}_a(\tau) [t - \tau] d\tau. \quad (11)$$

В качестве характерного времени стоит рассматривать такой промежуток времени, по истечении которого образование новых трещин становится маловероятным, т.е. можно записать, что $P_d(t_c) \approx 0$. Для практического удобства имеет смысл принять вероятность, соответствующую моменту времени t_c , равной какой-то малой величине, т.е. уровню значимости. Примем значение данной величины равным 0.05.

В связи со значительной неопределенностью истинных механических свойств оксидной пленки и практической невозможностью установления подлинной связи между долей освободившейся от защитной пленки поверхности и D_{Σ} представляется разумным ввести безразмерный коэффициент, характеризующий степень разрушения поверхности, и в дальнейшем считать, что доля освободившейся от оксида поверхности пропорциональна данному коэффициенту. В качестве такого коэффициента предлагается ввести отношение D_{Σ} в расчетном случае к значению данной величины в некотором характерном случае $D_{\Sigma c}$.

В качестве характерного случая, по результатам предварительного анализа случаев нагружения и зависимости предложенного ранее коэффициента K_{D1} от скорости нагружения, в первом приближении можно рассматривать случай разрушения при скорости нарастания напряжений 10^{16} Па/с, т.е. $D_{\Sigma c} = D_{\Sigma}(10^{16})$. Подобный темп нарастания напряжений для рассматриваемых процессов является близким к максимальному, значение предложенного ранее коэффициента K_{D1} практически равно 1 для данной скорости нарастания напряжений.

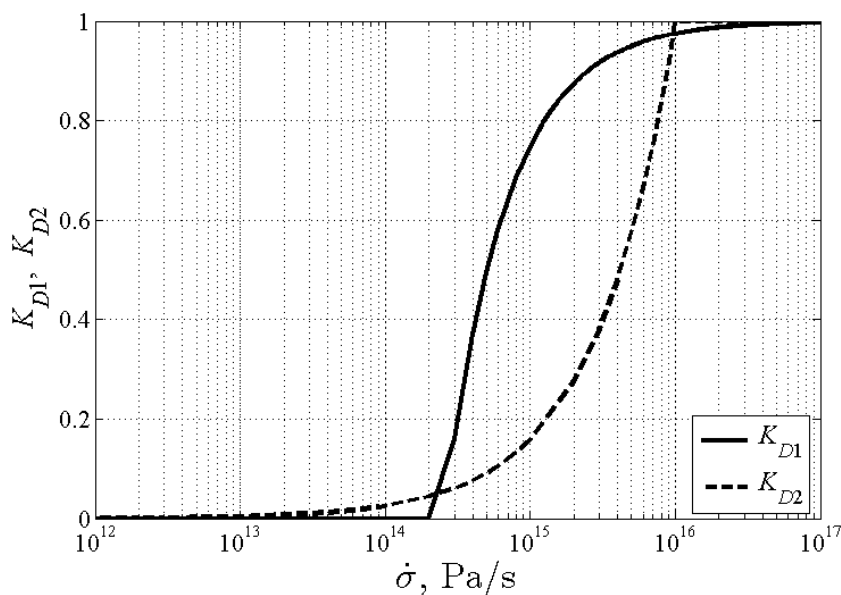


Рис. 1. Зависимости предложенных коэффициентов K_{D1} и K_{D2} от скорости роста механических напряжений $\dot{\sigma}$

Fig. 1. Proposed coefficients K_{D1} and K_{D2} as functions of stress rate $\dot{\sigma}$

В таком случае можно сформулировать выражение для модифицированного коэффициента, характеризующего влияние динамики нагружения:

$$K_{D2} = \min \left\{ \frac{D_{\Sigma}}{D_{\Sigma c}}, 1 \right\}. \quad (12)$$

На рис. 1 представлен результат сравнения зависимостей K_{D1} и K_{D2} от скорости роста напряжений $\dot{\sigma}$.

Видно, что значения обоих коэффициентов растут с увеличением скорости нагружения, но характер зависимостей различный. Отметим, что оба коэффициента являются в известном смысле условными – они характеризуют лишь склонность к образованию большого или малого количества трещин и, следовательно, к очищению большей или меньшей доли поверхности частицы от защитной пленки. Однако вывод этих коэффициентов осуществлен исходя из общих физических представлений, сделанных на основе анализа трещинообразования в хрупких материалах.

3. Анализ моделей

Выполним численный анализ модели воспламенения [1, 8] с использованием описанных математических моделей для определения состояния поверхности оксидной пленки. Рассмотрим воспламенение одиночной частицы алюминия диаметром 5 мкм в пламени условной конденсированной системы при давлении 60 атм. Температуру газа в надповерхностной зоне для простоты примем линейно меняющейся от температуры поверхности T_s до температуры пламени T_b , которая достигается на высоте пламени l_b . Для всех координат выше l_b температура пламени считается постоянной и равной T_b . С использованием модели воспламенения оценим значения коэффициентов K_{D1} и K_{D2} в момент плавления металлического ядра, когда происходит гарантированное разрушение оксидной пленки. В зависимости от температуры и высоты пламени интенсивность теплового нагружения будет различной, что позволит на качественном уровне оценить поведение K_{D1} и K_{D2} в зависимости от температуры.

Определены значения K_{D1} и K_{D2} для моментов плавления металлического ядра при варьировании высоты пламени l_b с поддержанием постоянного значения T_b . Результаты моделирования представлены на рис. 2, а. Введено обозначение $\bar{l}_b$ – отношение высоты пламени к некоторому базовому значению (порядка 10 мкм). Также вычислены значения K_{D1} и K_{D2} для моментов плавления металлического ядра при варьировании высоты пламени l_b с поддержанием постоянного значения T_b . Результаты моделирования представлены на рис. 2, б, где $\bar{T}_b$ – отношение температуры пламени к некоторому базовому значению (порядка 2 800 К).

Детальное экспериментальное исследование влияния скорости нагружения на характер растрескивания представляется крайне затруднительным. Существующие экспериментальные исследования, посвященные экспериментальному изучению влияния скорости нагрева на поведение воспламеняющихся частиц [3–5] позволяют установить лишь на качественном уровне некоторые тенденции. Основная из них: более интенсивное разрушение поверхности частиц и окисление металлического ядра происходит при увеличении скорости нагрева.

Оба коэффициента как минимум на качественном уровне адекватно отображают экспериментально наблюдаемую зависимость – рост интенсивности термомеханического нагружения приводит к росту соответствующих коэффициентов. В данном случае повышение температуры пламени и уменьшение его высоты (оба фактора вызывают рост скорости нагружения) приводят к росту коэффициентов. Однако можно видеть, что характер зависимостей различный.

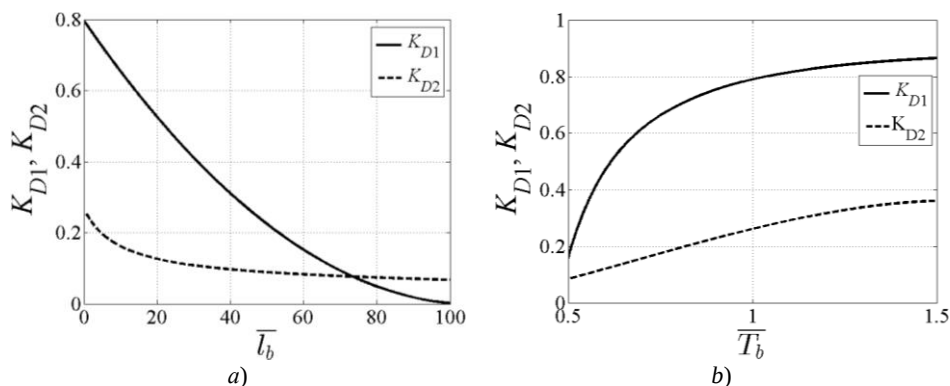


Рис. 2. Вычисленные значения K_{D1} и K_{D2} в момент плавления металлического ядра при воспламенении одиночной частицы алюминия в пламени условного монотоплива: при разной высоте пламени в газовой фазе (a); при разной температуре пламени в газовой фазе (b)

Fig. 2. Calculated K_{D1} and K_{D2} at the moment of metal core melting during the single aluminum particle ignition in a conditional monopropellant flame as functions of: (a) flame height in a gas phase and (b) flame temperature in a gas phase

Полученные результаты свидетельствуют об адекватности моделирования на качественном уровне. Конкретный уровень численных значений коэффициента K_{D2} может быть уточнен путем согласования с экспериментальными данными с помощью выбора $D_{\Sigma c}$, обеспечивающего наилучшее соответствие.

Заключение

В результате выполненной работы определена природа влияния скорости термомеханического нагружения на динамику воспламенения. Предложено два коэффициента, описывающих состояния пленки после разрушения. Первый коэффициент представляет собой отношение скорости приращения критических дефектов в момент начала разрушения к скорости приращения критических дефектов в гипотетической ситуации отсутствия разгрузки пленки. Второй – отношение суммарного времени роста активированных дефектов при разрушении к суммарному времени роста активированных дефектов в определенных эталонных условиях. Показано, что оба коэффициента позволяют получить адекватный результат: прогнозируемое более существенное разрушение при высоких скоростях нагружения. Полученные математические модели использованы совместно с существующими моделями воспламенения. На качественном уровне показано, что модели отражают влияние скорости нагружения на состояния поверхности частиц после разрушения и скорость окисления.

Выполненное исследование является вкладом в совершенствование моделирования процесса воспламенения частиц металла в конденсированных системах, а также в других средах. Его результаты способствуют созданию новых, более точных моделей воспламенения и горения частиц алюминия.

Список источников

1. Babuk V.A., Budnyi N.L., Nizyaev A.A. Simulation of Condensed Products Formation at the Surface of a Metalized Solid Propellant // *Innovative Energetic Materials: Properties, Combustion Performance and Application* / W. Pang, L. DeLuca, A. Gromov, A. Cumming (eds). Singapore : Springer, 2020. P. 523–547. doi: 10.1007/978-981-15-4831-4_17
2. Rosenband V., Gany A., Timnat Y.M. Effect of mechanical stresses on heterogeneous oxidation of metals // *Oxidation of Metals*. 1995. V. 43, No. 1. P. 141–156. doi: 10.1007/BF01046751
3. Crump J.E., Prentice J.L., Kraeutle K.J. Role of scanning electron microscope in the study of propellant combustion. I. Behavior of metal additives // *Combustion Science and Technology*. 1969. V. 1, No. 3. P. 205–223. doi: 10.1080/00102206908952201
4. Локенбах А.К., Запорова Н.А., Книпеле А.З., Строд В.В., Лепинь Л.К. Влияние условий нагрева на агломерацию порошкообразного алюминия в атмосфере воздуха // *Физика горения и взрыва*. 1985. Т. 21, № 1. С. 73–82. doi: 10.1007/BF01471142
5. Похил П.М., Беляев А.Ф., Фролов Ю.В. и др. Горение порошкообразных металлов в активных средах. М. : Наука, 1972. 294 с.
6. Sundaram D.S., Puri P., Yang V. A general theory of ignition and combustion of nano- and micron-sized aluminum particles // *Combustion and Flame*. 2016. V. 169. P. 94–109. doi: 10.1016/j.combustflame.2016.04.005
7. Федоров А.В., Харламова Ю.В. Воспламенение частицы алюминия // *Физика горения и взрыва*. 2003. Т. 39, № 5. С. 65–68. doi: 10.1023/A:1026109801863
8. Babuk V.A., Budnyi N.L. Smoke oxide particles formation at the burning surface of condensed systems // *Acta Astronautica*. 2019. V. 158. P. 264–271. doi: 10.1016/j.actaastro.2019.03.031
9. Denoual C., Barbier G., Hild F. A Probabilistic Approach for Fragmentation of Brittle Materials under Dynamic Loading // *Comptes rendus de l'Académie des sciences. Série IIb, Mécanique*. 1997. V. 325 (12). p. 685–691. doi: 10.1016/S1251-8069(97)82333-0
10. Hild F., Denoual C., Forquin P., Brajer X. On the probabilistic–deterministic transition involved in a fragmentation process of brittle materials // *Computers and Structures*. 2003. V. 81, № 12. P. 1241–1253. doi: 10.1016/S0045-7949(03)00039-7
11. Forquin P., Hild F. A Probabilistic Damage Model of the Dynamic Fragmentation Process in Brittle Materials // *Advances in Applied Mechanics*. 2010. V. 44. P. 1–72. doi: 10.1016/S0065-2156(10)44001-6
12. Forquin P. Brittle materials at high-loading rates: an open area of research // *Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*. 2017. V. 375, No. 2085. Art. 20160436. doi: 10.1098/rsta.2016.0436
13. Rosenband V., Gany A. A Microscopic and Analytic Study of Aluminum Particles Agglomeration // *Combustion Science and Technology*. 2001. V. 166, No. 1. P. 91–108. doi: 10.1080/00102200108907821
14. Danzer R., Supancic P., Pascual J., Lube T. Fracture statistics of ceramics – Weibull statistics and deviations from Weibull statistics // *Engineering Fracture Mechanics*. 2007. V. 74, No. 18. P. 2919–2932. doi: 10.1016/j.engfracmech.2006.05.028
15. Rösler J., Harders H., Bäker M. Mechanical Behaviour of Engineering Materials. Metals, Ceramics, Polymers, and Composites. Berlin: Springer-Verlag, 2007. XV, 534 p. doi: 10.1016/C2013-0-01916-0

References

1. Babuk V.A., Budnyi N.L., Nizyaev A.A. (2020) Simulation of condensed products formation at the surface of a metalized solid propellant. *Innovative Energetic Materials: Properties, Combustion Performance and Application*. Singapore: Springer. pp. 523–547. doi: 10.1007/978-981-15-4831-4_17.
2. Rosenband V., Gany A., Timnat Y.M. (1995) Effect of mechanical stresses on heterogeneous oxidation of metals. *Oxidation of Metals*. 43(1). pp. 141–156. doi: 10.1007/BF01046751.
3. Crump J.E., Prentice J.L., Kraeutle K.J. (1969) Role of scanning electron microscope in the study of propellant combustion. I. Behavior of metal additives. *Combustion Science and Technology*. 1(3). pp. 205–223. doi: 10.1080/00102206908952201.
4. Lokenbakh A.K., Zaporina N.A., Knipele A.Z., Strod V.V., Lepin' L.K. (1985) Effects of heating conditions on the agglomeration of aluminum powder in air. *Combustion, Explosion and Shock Waves*. 21(1). pp. 69–77. doi: 10.1007/BF01471142.
5. Pokhil P.F., Belyaev A.F., Frolov Yu.V., Logachiov V.S., Korotkov A.I. (1972) *Gorenie poroshkoobraznykh metallov v aktivnykh sredakh* [Combustion of powdered metals in active media]. Moscow: Nauka.
6. Sundaram D.P., Puri P., Yang V. (2016) A general theory of ignition and combustion of nano- and micron-sized aluminum particles. *Combustion and Flame*. 169. pp. 94–109. doi: 10.1016/j.combustflame.2016.04.005.
7. Fedorov A.V., Kharlamova Y.V. (2003) Ignition of an aluminum particle. *Combustion, Explosion, and Shock Waves*. 39(5). pp. 544–547. doi: 10.1023/A:1026109801863.
8. Babuk V.A., Budnyi N.L. (2019) Smoke oxide particles formation at the burning surface of condensed systems. *Acta Astronautica*. 158. pp. 264–271. doi: 10.1016/j.actaastro.2019.03.031.
9. Denoual C., Barbier G., Hild F. (1997) A probabilistic approach for fragmentation of brittle materials under dynamic loading. *Comptes Rendus de l'Académie des Sciences. Série IIb, Mécanique*. 325(12). pp. 685–691. doi: 10.1016/S1251-8069(97)82333-0.
10. Hild F., Denoual C., Forquin P., Brajer X. (2003) On the probabilistic–deterministic transition involved in a fragmentation process of brittle materials. *Computers and Structures*. 81(12). pp. 1241–1253. doi: 10.1016/S0045-7949(03)00039-7.
11. Forquin P., Hild F. (2010) A probabilistic damage model of the dynamic fragmentation process in brittle materials. *Advances in Applied Mechanics*. 44. pp. 1–72. doi: 10.1016/S0065-2156(10)44001-6.
12. Forquin P. (2017) Brittle materials at high-loading rates: an open area of research. *Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*. 375(2085). doi: 10.1098/rsta.2016.0436.
13. Rosenband V., Gany A.A. (2001) Microscopic and analytic study of aluminum particles agglomeration. *Combustion Science and Technology*. 166(1). pp. 91–108. doi: 10.1080/00102200108907821.
14. Danzer R., Supancic P., Pascual J., Lube T. (2007) Fracture statistics of ceramics – Weibull statistics and deviations from Weibull statistics. *Engineering Fracture Mechanics*. 74(18). pp. 2919–2932. doi: 10.1016/j.engfracmech.2006.05.028.
15. Rösler J., Harders H., Bäker M. (2007) *Mechanical Behaviour of Engineering Materials. Metals, Ceramics, Polymers, and Composites*. Berlin: Springer-Verlag. doi: 10.1016/C2013-0-01916-0.

Сведения об авторах:

Бабук Валерий Александрович – доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой Балтийского государственного технического университета «ВОЕНМЕХ» им. Д.Ф. Устинова, Санкт-Петербург, Россия. E-mail: babuk_va@mail.ru

Будный Никита Леонидович – кандидат технических наук, доцент, Балтийского государственного технического университета «ВОЕНМЕХ» им. Д.Ф. Устинова, Санкт-Петербург, Россия. E-mail: budnyi_nl@voenmeh.ru

Information about the authors:

Babuk Valeriy A. (Doctor of Technical Sciences, Baltic State Technical University «VOENMEH», Saint Petersburg, Russian Federation). E-mail: babuk_va@mail.ru

Budnyi Nikita L. (Candidate of Technical Sciences, Baltic State Technical University «VOENMEH», Saint Petersburg, Russian Federation). E-mail: budnyi_nl@voenmeh.ru

Статья поступила в редакцию 04.10.2021; принята к публикации 12.07.2022

The article was submitted 04.10.2021; accepted for publication 12.07.2022