

МОДЕЛИРОВАНИЕ ОТКОЛЬНОГО РАЗРУШЕНИЯ УРАНА ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ В ОБЛАСТИ ПОЛИМОРФНЫХ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ

М.А. Десятникова, О.Н. Игнатова, В.А. Раевский

РФЯЦ-ВНИИЭФ, Саров, Россия

В работе [1] представлены данные о зависимости откольной прочности природного урана от температуры. В экспериментах [1] Е. Зарецким и др. с помощью лазерного интерферометра зарегистрирована скорость движения свободной поверхности разогретых ударно-нагруженных урановых образцов. При обработке профилей скорости обнаружена особенность откольного разрушения в области температур 660°C-800°C – резкое увеличение откольной прочности с ростом температуры, что нетипично для металлов [2] и связано, вероятнее всего, с фазовым переходом урана в этой области. Известно, что уран претерпевает α - β - γ фазовые переходы в диапазоне температур 20°C-800°C [3], при этом скачкообразно меняется сдвиговая прочность и микротвердость [3]. Авторы работы делают предположение, что изменение откольной прочности исследуемого металла непосредственно связано с изменением сдвиговой прочности (предела текучести).

Насколько нам известно, модели откольного разрушения типа NAG [4] не могут предсказать такой особенности откольного разрушения. Авторы работы решили попробовать объяснить повышение откольной прочности урана с увеличением температуры с использованием развиваемой ими динамической модели откольного разрушения и компактирования поврежденного материала, находящегося как в твердой, так и в жидкой фазе – ДРК-L (динамика роста и компактирования) [5]. Данная модель основана на представлении пористой среды в виде совокупности сферических пор (модель Кэрролла-Холта [6]). Достоинством модели ДРК-L является то, что она учитывает влияние давления, прочности, вязкости, поверхностного натяжения и сил инерции на процесс накопления поврежденности, ее можно применять для расчетов разрушения и компактирования материалов, как обладающих сдвиговой прочностью, так и без нее (жидкая фаза), содержит малое число свободных параметров, определяемых из физических измерений. Расчеты проведены по одномерной методике счета УП [7].

1. Основные уравнения модели ДРК-L

Ниже приведены основные уравнения модели ДРК-L для материалов, находящихся в твердом и/или жидком фазовых состояниях. Подробный вывод уравнений приведен в работе [5].

Основные уравнения модели:

$$\dot{R} = \pm \sqrt{\frac{R_{Cell}}{\rho R^3 (R_{Cell} - R)} 2 \int_0^t \left\{ \mp C_1 P(t) R - 2 C_2 R \int_R^{R_{Cell}} Y(\varepsilon_i, \dot{\varepsilon}_i, T, P, t...) \cdot \frac{dr}{r} \mp 2\sigma - 4\mu(1 - \omega) \dot{R} \right\} R \dot{R} dt} \quad (1)$$

$$\omega = \frac{V_p}{V_p + V_s} = \left(\frac{R}{R_{Cell}} \right)^3 \frac{1}{1 + \frac{1}{8\pi N_0 R^3}}, \quad N_0 = \frac{1}{8\pi (R_{Cell}^3 - R^3)}$$

где R_{Cell} , R - наружный и внутренний радиусы ячейки соответственно; V_s , V_p - объем сплошного вещества и поры соответственно, ω - поврежденность, N_0 - плотность пор в единице объема при $R \rightarrow 0$, ρ - плотность вещества, $P(t)$ - давление; $Y(\varepsilon_i, \dot{\varepsilon}_i, T, P, t...)$ - изменяющийся во времени предел текучести, зависящий от параметров напряженно-деформированного состояния – деформации ε_i , ее скорости $\dot{\varepsilon}_i$, температуры T , давления P ; r - текущий радиус ячейки, σ - поверхностное натяжение, μ - вязкость, C_1 , C_2 – константы модели. Точки обозначают производную по времени, знак «+» означает рост пор, а знак «-» компактирование.

В рамках данной модели, предполагается, что в среде изначально присутствуют сферические микродефекты - поры с начальным радиусом R_{min} . Их число определено (N_0) и не изменяется в процессе деформирования. Модель ДРК-L описывает рост и схлопывание (компактирование) данных дефектов. Во время роста дефекты укрупняются и могут сливаться, образуя макротрещины, которые перерастают в магистральную трещину. Поэтому вводится дополнительный параметр ω_K , который характеризует переход от незначительного разрушения к образованию магистральной трещины, т.е. слияние дефектов происходит, когда величина поврежденности ω достигает критического значения ω_K .

Таким образом, модель ДРК-L имеет 3 параметра - R_{min} , N_0 , ω_K . Причем, параметр N_0 (количество пор) можно определить из металлографических измерений поврежденности по поверхности образцов, параметр R_{min} (начальный радиус пор) определяется исходя из типа кристаллической решетки материала. Значение критической поврежденности ω_K оценивается из результатов экспериментов по растяжению – удлинению, в которых разрушение происходит в случае достижения критической деформации ε_K .

Величина средней деформации в случае сферической поры вычисляется как:

$$\bar{\varepsilon}_i = \frac{1}{\sqrt{3}} \frac{\omega_{min}(1-\omega_K)\ln\omega_{min} - \omega_K(1-\omega_{min})\ln\omega_K + (1-\omega_{min})(1-\omega_K)\ln\frac{1-\omega_{min}}{1-\omega_K}}{(1-\omega_{min})(1-\omega_K)}, \quad (2)$$

где ω_{min} – минимальная начальная поврежденность, соответствующая минимальному радиусу пор R_{min} .

Критическая деформация (ε_K), соответствующая пределу прочности при статическом растяжении, различна для разных материалов и зависит от характера деформирования и разрушения – хрупкое или пластичное. Так, например, для алюминия или титана с, преимущественно, пластическим характером деформирования, ε_K составляет 0.2-0.35. Для «хрупких» материалов, таких как, например, бериллий $\varepsilon_K=0.025-0.035$ [8].

Рост пор в рамках модели ДРК-L начинается при достижении давлением некоторого критического давления:

$$P < P_{min} = -\frac{2}{3} Y_d \left(\ln \frac{1}{\omega_{min}} \right) - \frac{2 \cdot \sigma}{\left(\frac{1}{8\pi N_0} \frac{\omega_{min}}{1-\omega_{min}} \right)^{1/3}} \quad (3)$$

и продолжается до тех пор, пока скорость роста не станет равной нулю.

Компактирование пор с начальным радиусом R_0 начинается при выполнении условия:

$$P > P_0 = \frac{2}{3} Y_0 \left(\ln \frac{1}{\omega_0} \right) - \frac{2 \cdot \sigma}{\left(\frac{1}{8\pi N_0} \frac{\omega_0}{1-\omega_0} \right)^{1/3}}, \quad (4)$$

и продолжается до тех пор, пока либо скорость роста пор не станет равной нулю, либо пока радиус пор не станет равным минимальному значению $R=R_{min}$.

Отметим, что скорость деформации в пределах ячейки заметно изменяется с радиусом, поэтому, динамический предел текучести не будет постоянным. Для веществ с сильным деформационным упрочнением (например, медь, алюминий и др.) этот эффект необходимо

учитывать. Скорость деформации в текущем радиусе ячейки r : $\dot{\varepsilon}_i = \frac{2\dot{r}}{r}$, а деформация:

$$\varepsilon_i = \int_0^t \frac{2\dot{r}}{r} dt = 2 \int_{r_0}^r \frac{dr}{r} = 2 \ln \frac{r(t)}{r_0} = 2 \ln \frac{r(t)}{(R_0^3 - R^3(t) + r(t)^3)^{1/3}} \quad (5)$$

Важным результатом исследования откольного разрушения является определение значения откольной прочности материала, то есть величины давления, при котором начинается рост

сферических пор. При известных значениях начального радиуса пор, их числа, Y_0 (Y_0 -начальный предел текучести ненагруженного материала) и σ данная величина определяется по выражению:

$$P_{\min} = -\frac{2}{3} Y_0 \left(\ln \frac{1}{\omega_{\min}} \right) - \frac{2\sigma}{\left(\frac{1}{8\pi N_0} \frac{\omega_{\min}}{1 - \omega_{\min}} \right)^{1/3}}. \quad (6)$$

Уравнения модели ДРК-L (1)-(6) реализованы в одномерном расчетном комплексе УП [7]. Для расчета разрушения в программе решается система уравнений, включающая в себя уравнение энергии, уравнение состояния поврежденной среды и дифференциальное уравнение кинетической модели ДРК-L для меры поврежденности ω . Обобщенное уравнение состояния поврежденной среды необходимо для учета взаимодействия пор и поведения среды как сплошного вещества [9]:

$$\tilde{P} = (1 - \omega) P \left(\frac{\rho}{(1 - \omega)}, E_T \right), \quad \tilde{Y} = (1 - \omega) \cdot Y, \quad \tilde{G} \approx G(1 - \omega), \quad (7)$$

где P , E_T , Y и G – давление, тепловая энергия, прочность и модуль сдвига для сплошных сред, соответственно.

Совместное решение уравнений газовой динамики и уравнений кинетики представляет большие трудности, так как кинетические уравнения модели ДРК-L имеют характерные признаки жестких систем. Характерные времена описываемых процессов – газовой динамики и кинетики – могут существенно отличаться. Поэтому для численного решения уравнений модели выбрана одна из наиболее перспективных на сегодняшний момент схем с повышенным запасом устойчивости, используемых для решения жестких систем – схема Розенброка ROS с комплексным параметром (CROS) [10].

При расчете пластической работы для металлов авторы используют релаксационную модель прочности РИНГ, которая учитывает деформационное и компрессионное упрочнение, термическое разупрочнение, влияние скорости деформирования (вязкость) и уравнение состояния в форме Ми-Грюнайзена [11].

Проведено численное моделирование откольного разрушение урана с использованием модели ДРК-L. Для расчетов использовались следующие параметры модели ДРК-L: $R_{\min}=10^{-5}$ см $N_0=10^{10}$ 1/см³. В этом случае $\omega_{\min}=2.5 \cdot 10^{-4}$. Значение критической поврежденности при $\varepsilon_k=0.03$ (рисунок 1), равно $\alpha_k=0.1$. Параметры $C_1=1.8$, $C_2=1.0$.

Авторам неизвестны данные по зависимостям поверхностного натяжения и вязкости от температуры. Поэтому эти величины выбраны постоянными из условия наилучшего описания экспериментальных данных ($\sigma=1.4 \cdot 10^{-2}$ Н/м и $\mu_0=3.0 \cdot 10^{-4}$ Па·с).

Работа Е.Зарецкого [1] посвящена исследованию влияния температуры на откольное разрушение урана. Природный нелегированный уран плотностью 19.03 г/см³ нагревался до температуры 20-860 С (толщина образца составляла 2 мм). Диаграммы сжатия природного урана, полученные по профилям свободной поверхности для различных температур из работы [1], приведены на рисунке 1.

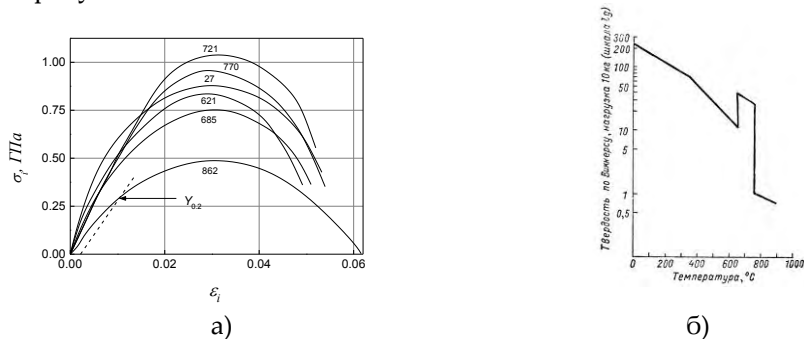


Рисунок 1. Диаграммы сжатия природного урана (а) из работы [1] и зависимость микротвердости от температуры из работы [3]

Нагружение урана осуществлялось методом соударения медным ударником толщиной 1 мм, прикрепленным к подложке из ПММА, в легкогазовой пушке диаметром 58 мм. Скорость ударника составляла $\sim 300 \pm 5$ км/с. В серии экспериментов с помощью лазерного интерферометра VISAR регистрировалась зависимость скорости движения свободной поверхности от времени.

Перед началом расчетов по откольному разрушению, авторы внимательно изучили диаграммы сжатия природного урана используемого Е.Зарецким [1], так как они сильно отличаются от аналогичных диаграмм другого урана [12]. Кроме того, при нагревании уран претерпевает фазовое превращение - до $T \sim 680^\circ\text{C}$ уран состоит из α -фазы с оторомбической структурой, в диапазоне температур от 680°C до 770°C переходит в β -фазу с гексогональной структурой и затем выше $T > 770^\circ\text{C}$ состоит из ВСС решетки с γ -фазой [3]. Прочностные свойства урана в различных фазовых состояниях, как следует из работы [3], а также из диаграмм, приведенных на рисунке 1 из работы [1], различны.

Отметим три состояния. α -фаза урана при температуре $T < 680^\circ\text{C}$ характеризуется заметным уменьшением предела текучести с ростом температуры и увеличением пластичности. Когда уран проходит через температуру альфа-бета превращения ($T > 680^\circ\text{C}$), твердость и начальный предел текучести увеличиваются. В точке бета-гамма превращения ($T > 770^\circ\text{C}$) твердость снова скачкообразно падает. Твердость γ -урана близка к твердости чистого свинца [3].

Эти данные указывают на сложное поведение урана с ростом температуры, что должно отражаться в модели прочности.

Расчетная схема экспериментов приведена на рисунке 2.

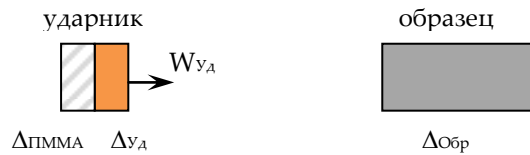


Рисунок 2. Расчетная схема экспериментов

На рисунке 3 приведены экспериментальные и расчетные зависимости скорости движения свободной поверхности от времени, полученные при различных начальных температурах начального разогрева.

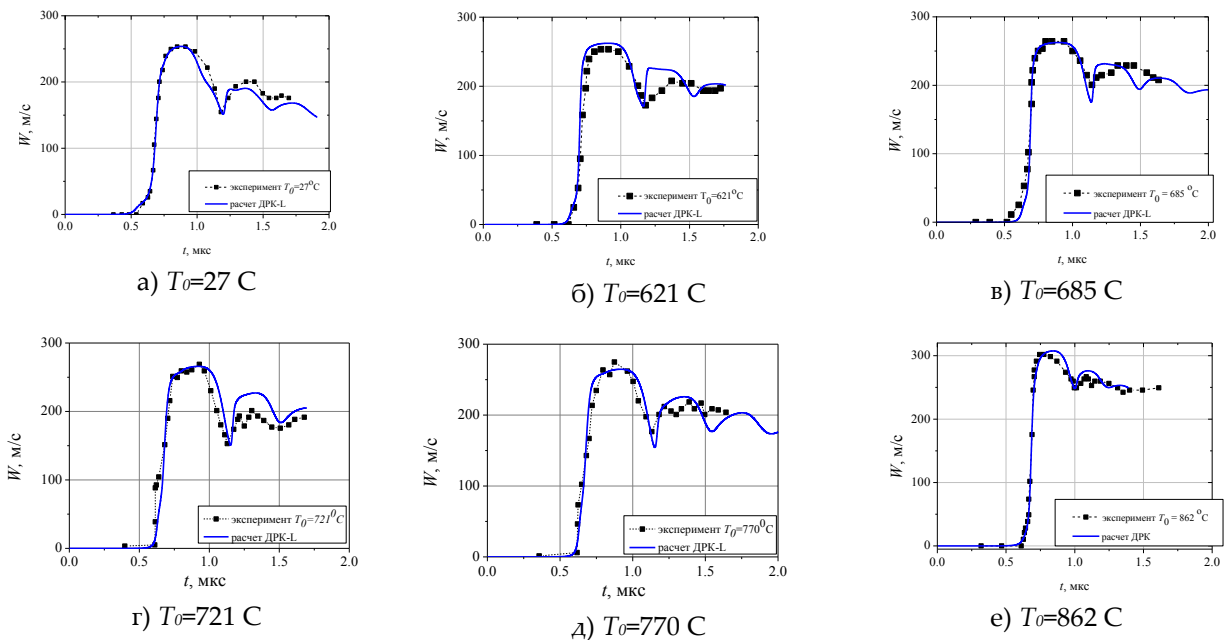


Рисунок 3. Экспериментальные [4] и расчетные зависимости скорости движения свободной поверхности от времени

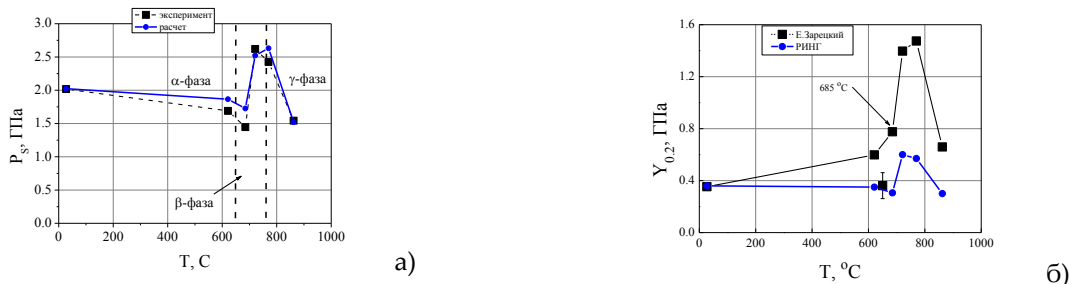


Рисунок 4. Зависимость откольной прочности начального предела текучести и от температуры урана

По результатам полученных зависимостей в работе [4] получены значения откольной прочности по формуле $\sigma_s = \rho C_0 \Delta W_T / 2$. Эти данные представлены на рисунке 4а в виде зависимости $\sigma_s(T_0)$. Аналогичным образом рассчитаны значения величины σ_s по расчетным профилям.

Из рисунков 3- 4 видно, что расчетные зависимости, полученные с моделью ДРК- L, хорошо согласуются с экспериментальными.

Отметим, что в данном случае описать все экспериментальные данные удалось в единой манере благодаря тому, что адекватно были выбраны параметры модели сдвиговой прочности РИНГ. Другими словами, процесс разрушения материалов непосредственно зависит от предела текучести.

На рисунке 4б приведены значения условного начального предела текучести из работы [4]. Эти точки получены из анализа упругого предвестника, однако при расчете, видимо, использовался постоянный коэффициент Пуассона, поэтому величина сдвиговой прочности несколько увеличивается. Там же приведены значения Y_0 , полученные из описания диаграмм сжатия урана и используемые в модели РИНГ.

Заключение

В статье приводятся расчетные зависимости скорости движения свободной поверхности от времени ударно нагруженного нагретого природного урана в сравнении с экспериментальными. Расчеты выполнены с использованием динамической модели роста и компактирования поврежденной среды (ДРК-L), учитывающей основные факторы, влияющие на рост и схлопывание пор – прочность, давление, поверхностное натяжение, вязкость и инерциальные силы. Применение модели откольного разрушения ДРК-L и корректировка сдвиговой прочности в области полиморфных фазовых превращений урана (680°C-770°C) позволила адекватно описать экспериментальные результаты, полученные Е. Зарецким и, в частности, особенности влияния фазовых превращений на откольную прочность.

Список литературы

1. Dynamic response of high temperature uranium phases. Zaretsky E., Herrmann B., and Shvarts D. Shock Compression of Condensed Matter. 2005. M.D. Furnish. C.292-295
2. Прочность и ударные волны / Под ред. Новикова С.А.- РФЯЦ-ВНИИЭФ, Саров, 1996.
3. Холден А.Н. Физическое металловедение урана // Государственной научно-техническое издательство литературы по черной и цветной металлургии. Москва. 1962
4. Seaman L., Curran D., Shockey A. Computational models for ductile and brittle fracture // J. Appl. Phys. -1976.-V.47. №11 - P.4814-4826.
5. Гусева М.А., Игнатова О.Н., Раевский В.А., Целиков И.С. Динамическая модель роста и схлопывания пор в жидкостях и твердых веществах // ФГВ в печати
6. Carroll M.M., Holt A.C. Static and dynamic pore-collapse relations for ductile porous materials // J.Appl.Phys.- 1972.- V.43 - P.1626-1635.

7. Гаврилов Н.Ф., Иванова Г.Г., Селин В.И., Софронов В.Н. Программа УП-ОК для решения одномерных задач механики сплошной среды в одномерном комплексе // ВАНТ- 1982.- Вып.3(11). - С.11-14.
8. Физические величины / Справочник под ред. Григорьева И.С., Мейлихова Е.З. - М.: Энергоатомиздат, 1991.
9. Herrmann W. Constitutive equation for the dynamic compaction of ductile porous materials // J. Appl. Phys. -1969.- V.40, №6.- P.2490-2499.
10. Хайрер Э., Ваннер Г. Решение обыкновенных дифференциальных уравнений. Жесткие и дифференциально-алгебраические задачи. М.: Мир, 1999.
11. Глушак Б.Л., Игнатова О.Н., Надежин С.С., Раевский В.А. Релаксационная модель сдвиговой прочности пяти металлов // ВАНТ, сер. Математическое моделирование физических процессов. - 2012.-Вып.2.- С.25-36.
12. Исследование механических свойств урана U238 с различной исходной структурой при скорости деформирования 10-3-103 с-1. Андреева М.Л., Большаков А.П., Игнатова О.Н., Кошатова Е.В., Малышев А.Н., Поляков Л.В., Пушков В.А., Сергеев В.М., Акимов И.И.. Физическая мезомеханика. Том 13, №1. 2010. С.107-112.

МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕХАНИЗМА ОТКОЛА В МАТЕРИАЛАХ С ФАЗОВЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ. ПРИМЕНЕНИЕ К БЕРИЛЛИЮ

И.В. Кузьмицкий

РФЯЦ ВНИИЭФ, Саров, Россия

Обычно отколы в материалах возникают при взаимодействии двух волн разрежения, в которых массовые скорости направлены в противоположные стороны. Это, как правило, происходит при выходе ударной волны на свободную поверхность. За фронтом такой ударной волны обычно движется и догоняет её фронт волны разрежения. В такой ситуации возникает течение, в котором взаимодействуют разнонаправленные две волны разрежения, которые идут навстречу друг другу. На их общей границе при их встрече возникают отрицательные напряжения, часто превосходящие динамический предел прочности материала. Эта картина и лежит в основе моделирования отколов при проведении численных расчётов по классическим уравнениям газовой динамики [1-3].

В веществах с возможностью фазового превращения [4,5] *на ударной волне*, как будет показано далее, появляется неклассический механизм реализации откола: при движении волны разрежения со стороны свободной поверхности давление в головной точке такой волны разрежения монотонно снижается и становится отрицательной величиной. При превышении предела динамической прочности $P_{отк}$ произойдёт откол бериллия.

Поэтому очень важно было понять, а какие "бывают" волны разрежения в среде с фазовым превращением? Могут ли они приводить к возникновению в каких-либо областях течений на ударных волнах разрежения, или в простых волнах разрежения к растяжению вещества, в котором будет нарушаться его целостность и происходить откол?

Рассмотрим сначала особенности процессов фазового превращения *в волнах сжатия или разрежения*. Из классической газовой динамики [6] хорошо известен термин – "*простые волны*" сжатия или разрежения. В этом классе волн энтропия не меняется. Это позволяет получать количественные результаты из достаточно простых аналитических решений. Речь идёт об изэнтропе разгрузки из какого-либо ударного состояния вещества. Массовые скорости