

УДК 539.4

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

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

РФЯЦ, ВНИИ экспериментальной физики, 607190 Саров, ONIgnatova@vniief.ru

Приведены результаты численного моделирования экспериментов Е. Зарещкого по нагружению природного урана в диапазоне температуры $27 \div 862$ °С в области фазового перехода. Моделирование этих опытов представляет интерес из-за обнаруженных особенностей откольного разрушения урана в области фазовых переходов. В качестве модели откольного разрушения и компактирования использовалась модель динамики роста и компактирования в жидкой среде — ДРК-Л, учитывающая влияние прочностных свойств, давления, поверхностного натяжения, вязкости материалов, а также силы инерции на рост и схлопывание пор. Расчеты проведены по программе УП — лагранжевой методике расчета задач деформирования механики сплошной среды в одномерном приближении.

Ключевые слова: откольное разрушение, поврежденность, предел текучести, поверхностное натяжение, вязкость.

DOI 10.15372/FGV20170515

ВВЕДЕНИЕ

В работе [1] представлены данные о зависимости откольной прочности природного урана от температуры. В экспериментах [1] с помощью лазерного интерферометра зарегистрирована скорость движения свободной поверхности разогретых ударно-нагруженных урановых образцов. При обработке профилей скорости обнаружено, что в области температуры $660 \div 800$ °С откольная прочность резко увеличивается с ростом температуры, что нетипично для металлов [2] и связано, вероятнее всего, с фазовым переходом урана в этой области температуры. Известно [3], что уран претерпевает α - β - γ -фазовые переходы в диапазоне температуры $20 \div 800$ °С, при этом скачкообразно меняются сдвиговая прочность и микротвердость. В данной работе выдвинуто предположение, что изменение откольной прочности исследуемого металла непосредственно связано с изменением сдвиговой прочности (предела текучести).

Насколько нам известно, модели откольного разрушения типа NAG [4] — нуклеации и роста полостей — не могут предсказать такой особенности откольного разрушения. В этой работе нами предпринята попытка объяснить

повышение откольной прочности урана с увеличением температуры с использованием развиваемой авторами динамической модели откольного разрушения и компактирования поврежденного материала, находящегося как в твердой, так и в жидкой фазе, — ДРК-Л (динамика роста и компактирования) [5]. Данная модель основана на представлении пористой среды в виде совокупности сферических пор (модель Кэрролла — Холта [6]). Достоинством модели ДРК-Л 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); она содержит малое число свободных параметров, определяемых из физических измерений. Расчеты проведены по программе УП [7] — лагранжевой методике расчета задач деформирования механики сплошной среды в одномерном приближении.

ОСНОВНЫЕ УРАВНЕНИЯ МОДЕЛИ ДРК-Л

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

Основные уравнения модели:

$$\dot{R} = \pm \left\{ \frac{R_{cell}}{\rho R^3 (R_{cell} - R)} 2 \int_0^t \left[\mp C_1 p(t) R - 2 C_2 R \times \right. \right. \\ \times \int_R^{R_{cell}} Y(\varepsilon_i, \dot{\varepsilon}_i, T, p, t \dots) \frac{dr}{r} \mp \\ \left. \mp 2\sigma - 4\mu(1 - \omega) |\dot{R}| \right] R |\dot{R}| dt \Big\}^{1/2}, \quad (1)$$

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

$$N_0 = \frac{1}{8\pi(R_{cell}^3 - R^3)},$$

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

В рамках данной модели, предполагается, что в среде всегда изначально присутствуют сферические микродефекты — поры начального радиуса R_{min} . Их число N_0 определено и не изменяется в процессе разрушения. Модель ДРК-Л 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_{cr} , который характеризует переход от незначительного разрушения к образованию магистральной трещины, т. е. слияние дефектов происходит, когда поврежденность ω достигает критического значения ω_{cr} .

Таким образом, модель ДРК-Л имеет три параметра — R_{min} , N_0 , ω_{cr} . Причем количество пор N_0 можно определить исходя из металлографических измерений поврежденности по поверхности образцов, начальный радиус пор R_{min} — исходя из типа кристаллической решетки материала. Критическая поврежденность ω_{cr} оценивается из результатов экспериментов по растяжению — удлинению, в которых разрушение происходит при достижении критической деформации ε_{cr} .

Средняя деформация в случае сферической поры вычисляется по формуле

$$\bar{\varepsilon}_i = \frac{1}{\sqrt{3}} \frac{1}{(1 - \omega_{min})(1 - \omega_{cr})} \times \\ \times \left[\omega_{min}(1 - \omega_{cr}) \ln \omega_{min} - \omega_{cr}(1 - \omega_{min}) \ln \omega_{cr} + \right. \\ \left. + (1 - \omega_{min})(1 - \omega_{cr}) \ln \frac{1 - \omega_{min}}{1 - \omega_{cr}} \right], \quad (2)$$

где ω_{min} — минимальная начальная поврежденность, соответствующая минимальному радиусу пор R_{min} . Из уравнения (2), зная величины ω_{min} и ε_i , можно рассчитать значение ω_{cr} .

Критическая деформация (ε_{cr}), 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, преимущественно с пластическим характером деформирования, ε_{cr} составляет $0.2 \div 0.35$. Для хрупких материалов, таких, например, как бериллий, $\varepsilon_{cr} = 0.025 \div 0.035$ [8].

Рост пор в рамках модели ДРК-Л начинается при достижении некоторого критического давления (растяжения)

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

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

Компактирование пор начального радиуса R_0 начинается при выполнении условия

$$p > p_0 = \frac{2}{3} Y_0 \left(\ln \frac{1}{\omega_0} \right) -$$

$$-2\sigma / \left(\frac{1}{8\pi N_0} \frac{\omega_0}{1 - \omega_0} \right)^{1/3} \quad (4)$$

и продолжается до тех пор, пока либо скорость роста пор не станет равной нулю, либо радиус пор не достигнет минимального значения $R = R_{\min}$.

Отметим, что скорость деформации в пределах ячейки заметно изменяется с радиусом, т. е. динамический предел текучести не будет постоянным. Для веществ с сильным деформационным упрочнением (например, медь, алюминий и др.) этот эффект необходимо учитывать. Скорость деформации в ячейке радиуса r — $\dot{\varepsilon}_i = 2\dot{r}/r$, деформация —

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

Важным результатом исследования откольного разрушения является определение откольной прочности материала, т. е. давления, при котором начинается рост сферических пор. При известных значениях начального радиуса пор, их числа, начального предела текучести ненагруженного материала (Y_0) и поверхностного натяжения (σ) данная величина определяется по выражению

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

Уравнения модели ДРК-L (1)–(6) реализованы в одномерной расчетной программе УП [7]. Для численного моделирования процесса разрушения создана библиотека обобщенных уравнений состояния, согласованных с моделями упругопластического деформирования и кинетикой разрушения. Определяющее уравнение состояния поврежденной среды строится из уравнения состояния сплошного вещества и уравнений, ответственных за изменение дополнительных внутренних переменных, характеризующих развитие микродефектов [9]:

$$\begin{aligned} \tilde{p} &= (1 - \omega)p \left(\frac{\rho}{1 - \omega}, E_T \right), \quad \tilde{Y} = (1 - \omega)Y, \\ \tilde{G} &\approx G(1 - \omega), \end{aligned} \quad (7)$$

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

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 день схем с повышенным запасом устойчивости, используемая для решения жестких систем, — схема Розенброка ROS с комплексным параметром (CROS) [10].

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

РЕЗУЛЬТАТЫ ОДНОМЕРНЫХ РАСЧЕТОВ

Численное моделирование откольного разрушения урана проводилось при следующих параметрах модели ДРК-L: $R_{\min} = 10^{-5}$ см, $N_0 = 10^{10}$ см⁻³, $\omega_{\min} = 2.5 \cdot 10^{-4}$. Значение критической поврежденности при $\varepsilon_{cr} = 0.03$ (рис. 1) равно $\omega_{cr} = 0.1$. Параметры $C_1 = 1.8$, $C_2 = 1.0$.

В первом приближении значения вязкости и поверхностного натяжения выбраны постоянными из условия наилучшего описания экспериментальных данных ($\sigma_0 = 1.4 \cdot 10^{-2}$ Н/м, $\mu_0 = 3.0 \cdot 10^{-4}$ Па·с).

Работа [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 2 мм). Диаграммы сжатия природного урана из работы [1], полученные по профилям свободной поверхности при различных температурах, приведены на рис. 1.

Нагружение урана осуществлялось соударением с медным ударником толщиной 1 мм,

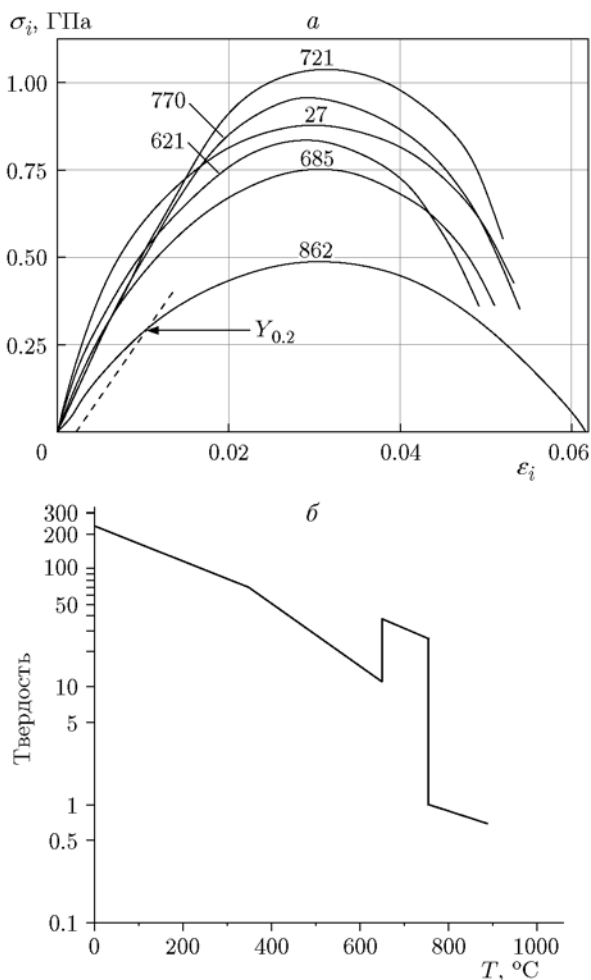


Рис. 1. Диаграммы сжатия природного урана [1] (а) и твердость урана по Виккерсу (нагрузка 10 кг) в зависимости от температуры [3] (б)

прикрепленным к подложке из ПММА, в легкогазовой пушке диаметром 58 мм. Скорость ударника составляла 300 ± 5 м/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 проанализировали диаграммы деформирования природного урана, используемого в [1], так как они сильно отличаются от аналогичных диаграмм другого урана [12]. Также авторами работы были изучены фазовые диаграммы исследуемого материала. Известно, что при нормальном атмосферном давлении уран имеет четыре полиморфные модификации: до $T \approx 680$ °С уран состоит из α -фазы с орторомбической

структурой, в диапазоне $T = 680 \div 770$ °С переходит в β -фазу с гексагональной структурой и затем при $T > 770$ °С состоит из объемно-центрированной кубической решетки с γ -фазой, при температуре свыше 1130 °С происходит плавление [3]. Прочностные свойства урана в различных фазовых состояниях, как следует из работы [3], а также из диаграмм [1], приведенных на рис. 1, а, различны.

Отметим три состояния. α -Фаза урана при $T < 680$ °С характеризуется заметным уменьшением предела текучести с ростом температуры и увеличением пластичности. Когда уран проходит через температуру α - β -превращения ($T > 680$ °С), твердость и начальный предел текучести увеличиваются. В точке β - γ -превращения ($T > 770$ °С) 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. На рис. 2 приведены значения Y_0 , полученные из описания диаграмм сжатия урана в работе [1] и используемые в нашей работе.

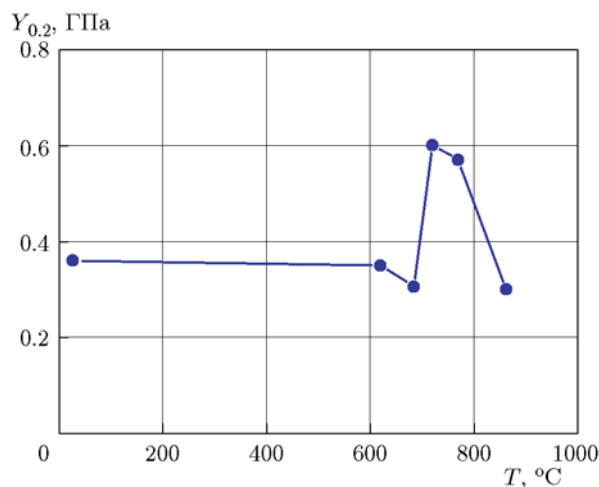


Рис. 2. Зависимость прочности (начального предела текучести) от температуры

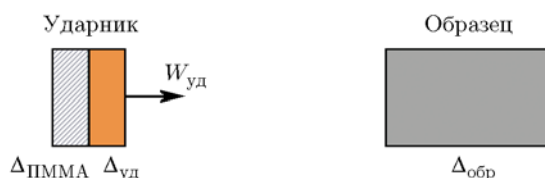


Рис. 3. Расчетная схема экспериментов

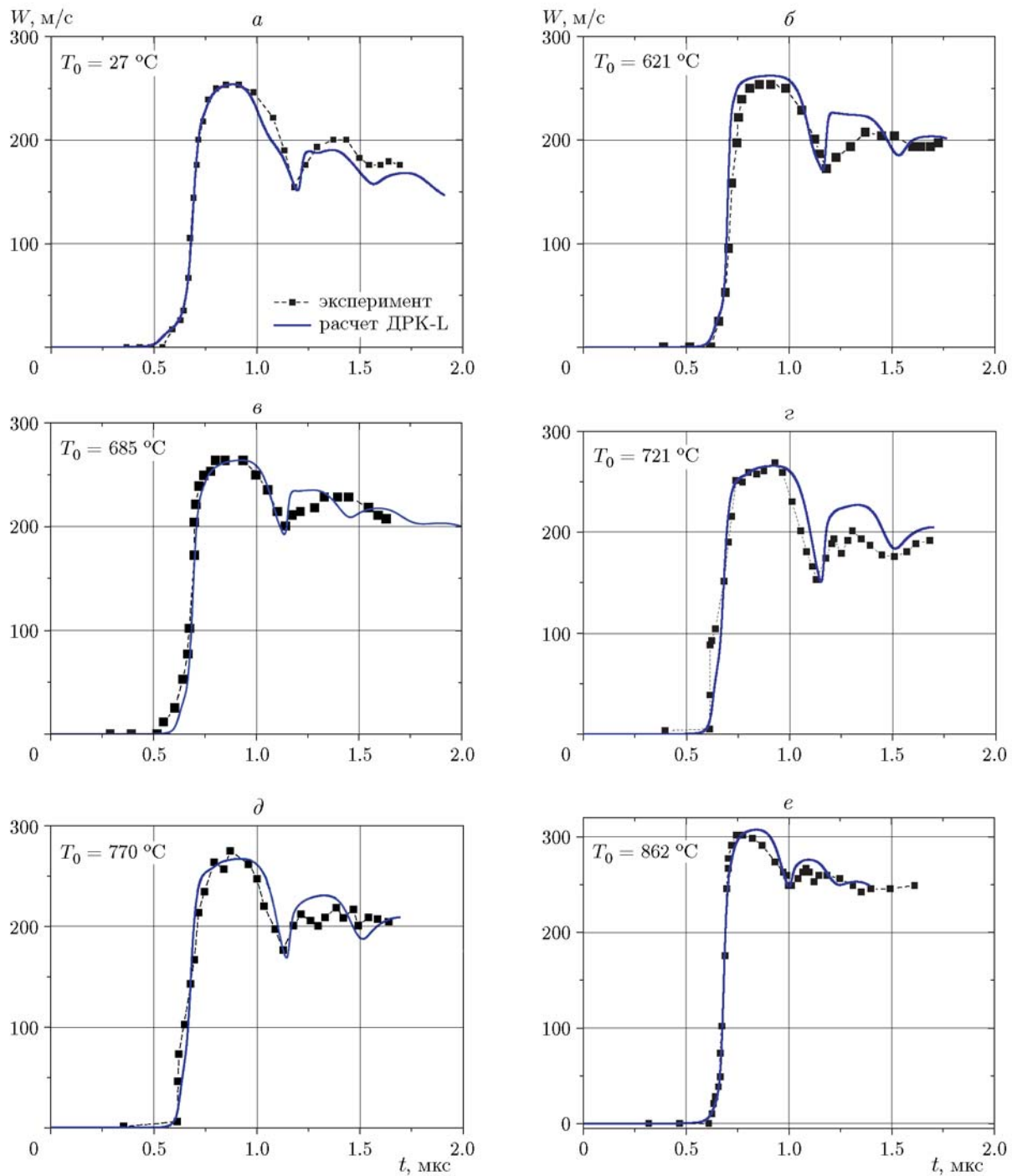


Рис. 4. Экспериментальные и расчетные зависимости скорости движения свободной поверхности от времени

Расчетная схема экспериментов представлена на рис. 3, параметры экспериментов по ударно-волновому нагружению урана — в таблице. На рис. 4 приведены экспериментальные и расчетные зависимости скорости движения свободной поверхности от времени при различ-

ных температурах начального разогрева.

По результатам обработки профилей скорости движения поверхности ударно-нагруженного нагретого урана в работе [1] получены значения откольной прочности по формуле $\sigma_s = \rho C_0 \Delta W_p / 2$. Эти данные представлены на

Параметры экспериментов
по ударно-волновому нагружению урана

| Номер опыта | T , °C | $\Delta_{уд}$, мм | $\Delta_{обр}$, мм | $W_{уд}$, км/с |
|-------------|----------|--------------------|---------------------|-----------------|
| 1 | 20 | 1 | 2 | 0.325 |
| 2 | 621 | | | 0.325 |
| 3 | 685 | | | 0.325 |
| 4 | 721 | | | 0.335 |
| 5 | 770 | | | 0.335 |
| 6 | 862 | | | 0.38 |

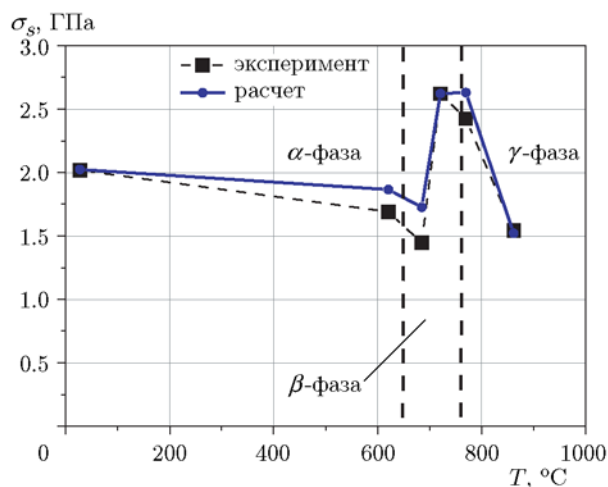


Рис. 5. Зависимость откольной прочности от температуры урана

рис. 5 в виде зависимости $\sigma_s(T)$. Аналогичным образом вычислены значения σ_s по расчетным профилям.

Из рис. 4, 5 видно, что зависимости, рассчитанные по модели ДРК-L, хорошо согласуются с экспериментальными.

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

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В статье приведены расчетные зависимости скорости движения свободной поверхности от времени ударно-нагруженного нагретого природного урана в сравнении с экспериментальными. Расчеты выполнены с использо-

ванием 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 ДРК-L и корректировка сдвиговой прочности в области полиморфных фазовых превращений урана ($680 \div 770$ °C) позволили адекватно описать экспериментальные результаты [1] и, в частности, особенности влияния фазовых превращений на откольную прочность.

Авторы выражают благодарность Г. Г. Ивановой и В. Н. Софронову за помощь и внимание к работе.

ЛИТЕРАТУРА

1. Zaretsky E., Herrmann B., Shvarts D. Dynamic response of high temperature uranium phases // Shock Compression of Condensed Matter. — 2005. — P. 292–295.
2. Прочность и ударные волны / под ред. С. А. Новикова. — Саров: РФЯЦ-ВНИИЭФ, 1996.
3. Холден А. Н. Физическое металловедение урана. — М.: Гос. науч.-техн. изд-во лит. по черн. и цв. металлургии, 1962.
4. Seaman L., Curran D., Shockey A. Computational models for ductile and brittle fracture // J. Appl. Phys. — 1976. — V. 47, N 11. — P. 4814–4826.
5. Десятникова М. А., Игнатова О. Н., Равевский В. А., Целиков И. С. Динамическая модель роста и схлопывания пор в жидкостях и твердых веществах // Физика горения и взрыва. — 2017. — Т. 53, № 1. — С. 115–122.
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. Сер. Методики и программы числ. решения задач мат. физики. — 1982. — Вып. 3. — С. 11–14.
8. Физические величины: справочник / под ред. И. С. Григорьева, Е. З. Мейлихова. — М.: Энергоатомиздат, 1991.
9. Herrmann W. Constitutive equation for the dynamic compaction of ductile porous materials // J. Appl. Phys. — 1969. — V. 40, N 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. Мат. моделирование физ. процесов. — 2012. — Вып. 2. — С. 25–36.
12. 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. Исследование механических свойств урана U^{238} с различной исходной структурой при скорости деформирования $10^{-3} \div 10^3 \text{ с}^{-1}$ // Физ. мезомеханика. — 2010. — Т. 13, № 1. — С. 107–112.

Поступила в редакцию 15/XII 2016 г.
