

УДК 539.4

DOI: 10.32326/1814-9146-2025-87-3-285-295

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭКСПЕРИМЕНТОВ ПО ДЕФОРМИРОВАНИЮ И РАЗРУШЕНИЮ СТАЛИ МАРКИ Ст3 ПРИ УДАРНОМ НАГРУЖЕНИИ*

© 2025 г.

**Трунин И.Р.^{1,2}, Терешкина И.А.^{1,2},
Подурец А.М.^{1,2}, Ткаченко М.И.¹, Федотова А.В.²**

¹*Российский федеральный ядерный центр – Всероссийский научно-исследовательский институт экспериментальной физики,
Саров, Российская Федерация*

²*Саровский физико-технический институт – филиал Национального
исследовательского ядерного университета «МИФИ»,
Саров, Российская Федерация*

staff@vniief.ru

Поступила в редакцию 26.03.2025

Приведены результаты численного моделирования распространения в стали Ст3 ударной волны, имеющей двухволновую конфигурацию, состоящую из упругой волны (упругий предвестник) и пластической ударной волны. При высокоскоростном ударном нагружении (скорость деформации более 10^4 с⁻¹) распространение ударной волны сопровождается изменением внутренней структуры вещества. Эти изменения структуры связаны в основном с зарождением и движением дислокаций или двойников. Поэтому при численном описании процессов высокоскоростного деформирования обычно используются микроструктурные модели, в основе которых лежат представления о дислокационном механизме пластического деформирования. Показано, что используемая в расчетах микроструктурная модель совместно с уравнением состояния в форме Ми – Грюнайзена, параметры которого определены из моделируемых опытов, качественно описывает экспериментальные профили скорости движения свободной поверхности образцов из стали Ст3, нагруженных ударниками со скоростями 247–450 м/с. Численное моделирование позволило воспроизвести картину волновых течений во внутренних сечениях образцов с подтвержденными в экспериментах особенностями распространения упругих предвестников, главная из которых – это уменьшение амплитуды упругого предвестника по мере распространения по образцу.

Зарегистрированный в экспериментах «откольный импульс», образованный в зоне внутренней поврежденности образцов, качественно воспроизведен в расчетах с помощью двухстадийной кинетической модели разрушения. Расчетное описание развития внутренней откольной поврежденности демонстрирует хорошее согласование с результатами постопытного металлографического анализа сохраненных в опытах образцов.

* Выполнено в рамках научной программы Национального центра физики и математики по Государственному контракту №Н.4ц.241.4Д.23.1085.

Ключевые слова: численное моделирование, сталь Ст3, упругий предвестник, дислокационная модель деформирования, откольное разрушение, поврежденность, кинетическая модель разрушения.

Введение

Для лучшего понимания процессов, связанных с волновым течением в материалах, подвергнутых воздействию ударных волн, а также с возможностью проведения численных модельных расчетов, обычно рассматривается одномерное движение вещества, так как именно в этой наиболее простой постановке проводится большинство экспериментальных измерений. Движение сжимаемой среды описывается системой уравнений сохранения (движения, непрерывности и сохранения энергии [1]), которая дополняется уравнением состояния (УРС) $P = P(V, T)$, определяющим связь между параметрами, характеризующими термодинамическое состояние вещества, а также моделью среды, описывающей кинетику релаксационного процесса, если изменение состояния вещества сопровождается процессами релаксации напряжений.

Система уравнений сохранения в переменных Лагранжа для упругопластической среды записывается в виде:

$$\rho_0 \frac{\partial U_1}{\partial t} = -\frac{\partial \sigma_x}{\partial x}, \quad \rho_0 \frac{\partial V}{\partial t} = \frac{\partial U_1}{\partial x}, \quad \frac{\partial E}{\partial t} = -\sigma_x \frac{\partial V}{\partial t}, \quad (1)$$

где ρ_0 – плотность среды при нулевом давлении; $V = 1/\rho$ – удельный объем; ρ – плотность в момент времени t ; U_1 – массовая скорость вещества; E – удельная внутренняя энергия; x – лагранжева координата; σ_x – нормальное напряжение ($\sigma_x = -P + S$, где P – давление, $S = (4/3)\tau$, τ – касательное напряжение).

В качестве УРС было выбрано двухчленное уравнение в форме Ми – Грюнайзена: $P = P_x + P_T$, которое широко применяется в расчетах динамики сплошных сред в низком диапазоне давлений и температур. «Холодное» давление записывается в виде: $P_x = (\rho_0 c_0^2) / n(\delta^n - 1)$ [2], где $\delta = \rho/\rho_0$, c_0 и n – параметры, которые определяются из полученной опытной информации по ударному сжатию стали Ст3 [3]. «Тепловое» давление представляется зависимостью: $P_T = \Gamma c_V T/V$, где $\Gamma = 2/(h - 1)$ – коэффициент Грюнайзена, c_V – удельная теплоемкость, T – температура, h – предельное сжатие.

Отметим, что в рассмотренном диапазоне ударного нагружения ввиду незначительного разогрева вещества при ударном сжатии $P_T \sim 0$ и $P_x \cong P_H$ (адиабата Гюгонио) в качестве УРС можно использовать баротропное уравнение состояния в виде

$$P = \frac{\rho_0 c_0^2}{\delta - \lambda(\delta - 1)^2} (\delta - 1),$$

где c_0 и λ – параметры, связывающие скорость ударной волны D и массовую скорость U за фронтом.

К настоящему времени для описания ударно-волновых и динамических процессов сформулированы микроструктурные модели, в основе которых лежат представления о дислокационном механизме пластического деформирования. Широко известные модели приведены, например, в [4–12]. При использовании моделей этой группы девиатор напряжений записывается в виде

$$S = \frac{4}{3} \mu (\epsilon_x^T - 2\gamma),$$

где μ – модуль сдвига, ϵ_x^T – полная деформация, γ – деформация сдвига, и пластическое деформирование рассматривается как результат движения и размножения дислокаций. Особенности фронта слабой ударной волны (УВ) описываются дислокационной моделью деформирования [4, 13], аналитическое выражение которой представляется в виде

$$\dot{\gamma} = b(N_0 + \alpha\gamma)c_t \exp\left(-\frac{\tau_0 + \Phi\gamma}{\tau}\right), \quad (2)$$

где b – модуль вектора Бюргера для средней дислокации; Φ – константа, характеризующая упрочнение; N_0 – начальная плотность дислокаций; α – коэффициент размножения дислокаций; τ_0 – напряжение торможения; c_t – поперечная скорость звука.

Для моделирования откольного разрушения использована кинетическая модель накопления повреждений NAG [14–17]:

$$\dot{\omega} = \frac{32(1-\nu^2)}{E} \sigma_x R_0^3 \dot{N}_0 \exp\left(\frac{\sigma_x - \sigma_{n0}}{\sigma_1}\right) \Theta(\sigma_x - \sigma_{n0}) + 3\omega \left(\frac{\sigma_x - \sigma_{g0}}{4\eta}\right) \Theta(\sigma_x - \sigma_{g0}), \quad (3)$$

где $\omega = V_T/V$ ($V = V_S + V_T$ – удельный объем материала с дефектами, V_T – удельный объем дефектов, V_S – удельный объем сплошного материала), σ_{n0} , σ_{g0} – пороговые напряжения образования и роста дефектов, R_0 – характерный размер дефекта, $\dot{N}_0$ – скорость зарождения дефектов, σ_1 и η – параметры разрушения (η имеет размерность коэффициента вязкости), ν – коэффициент Пуассона, E – модуль Юнга, Θ – единичная функция Хевисайда.

Постановка экспериментов

Рассмотрим процессы формирования волновых фронтов в ударно-нагруженных образцах из стали Ст3, результаты экспериментов с которыми представлены в [3]. В этих опытах образцы толщинами 2, 3, 5 и 8 мм нагружались ударниками из Ст3 толщиной 2 мм со скоростями 247–430 м/с. С помощью лазерной доплеровской оптогетеродиновой методики [18] регистрировалась скорость движения свободной поверхности (СП) образцов $W(t)$. На профилях скорости $W(t)$ зарегистрированы выход упругого предвестника, а также откольный импульс, который образуется во внутренних сечениях образца в результате взаимодействия встречных волн разрежения. Выход откольного импульса на СП приводит к увеличению скорости свободной поверхности, которое проявляется в виде «подъема» скорости на спадающем участке $W(t)$. Наличие такого скачка на зависимости $W(t)$ свидетельствует о внутреннем разрушении образца, которое происходит при превышении растягивающими напряжениями величины откольной прочности материала.

Численное моделирование экспериментов

Численное моделирование экспериментов проводилось по программе [19] в одномерном приближении по конечно-разностной схеме «крест», шаг по пространственной координате составлял 0,0025 мм, шаг по времени – 10^{-7} с.

Параметры УРС и дислокационной модели для стали Ст3 (табл. 1) определялись из верификации опытных и расчетных данных с железом Armco [20] с их корректировкой на вновь полученные экспериментальные результаты со сталью Ст3, параметры кинетической модели откольного разрушения (табл. 2) – по опытным данным из [3].

Таблица 1

Параметры УРС и дислокационной модели прочности

Материал	ρ_0 , г/см ³	c_0 , км/с	n	h	b , см	N_0 , см ⁻²	c_l , км/с	Φ	τ_0 , ГПа	α , см ⁻²
Сталь Ст3	7,85	4,45	6,0	1,705	$2,5 \cdot 10^{-8}$	$2,5 \cdot 10^7$	3,3	0	2,1	$7,5 \cdot 10^{11}$

Таблица 2

Параметры кинетической модели откольного разрушения

Материал	$\dot{N}_0$, $10^5 \cdot \text{см}^{-3} \cdot \text{с}^{-1}$	R_0 , см	σ_{n0} , ГПа	σ_{g0} , ГПа	σ_1 , ГПа	η , $10^{-5} \cdot \text{ГПа} \cdot \text{с}$	ν	E , ГПа
Сталь Ст3	$4 \cdot 10^6$	10^{-3}	2,0	0,5	0,7	0,005	0,28	213

Сведения о динамических прочностных свойствах материалов получены по результатам как прямой обработки измеренных в экспериментах волновых профилей, так и путем сопоставления с результатами математического моделирования ударно-волновых явлений.

В большинстве опытов с ударным нагружением структура волн и динамика волновых взаимодействий выявляются по измерениям скорости движения контактной или свободной границы образца, которая регистрируется оптическими датчиками.

Численное моделирование экспериментов со сталью, в которых измерялась скорость движения свободной поверхности образцов, позволило скорректировать параметры дислокационной модели деформирования, а также определить параметры кинетической модели откольного разрушения.

Сравнение экспериментальных и расчетных профилей скорости движения свободной поверхности $W(t)$ образцов различной толщины для четырех скоростей ударника $W_{уд}$ приведено на рис. 1. Номера кривых относятся к различным толщинам: 1 – 2 мм, 2 – 3 мм, 3 – 5 мм, 4 – 8 мм; красные линии соответствуют эксперименту, черные линии – расчету.

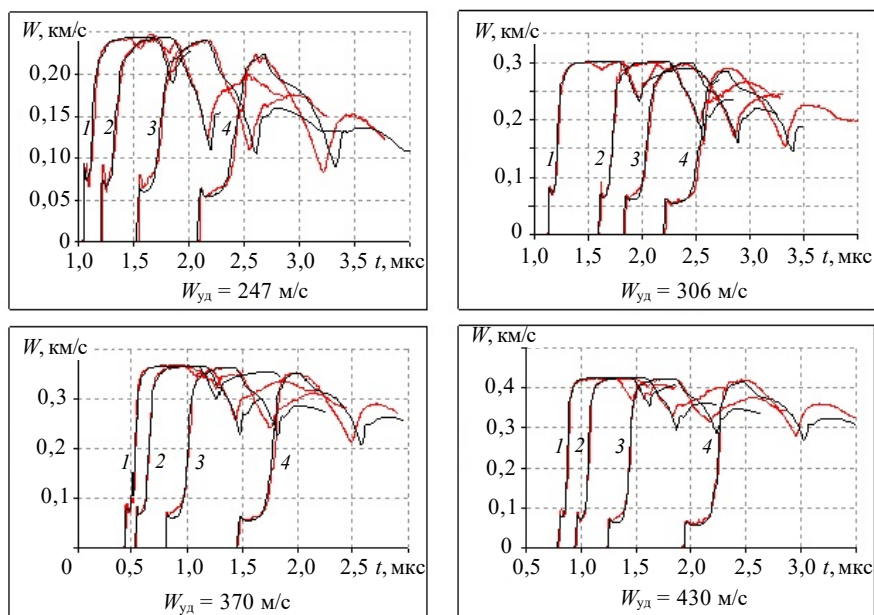


Рис. 1. Экспериментальные и расчетные зависимости скорости движения свободной поверхности образцов из стали Ст3

Как следует из рис. 1, модельными расчетами хорошо воспроизводятся основные особенности фронта волны в стали Ст3: форма упругого предвестника в виде «зуба» и его релаксация, нарастание скорости до максимального значения $W_{\max}$ и наклон (длительность) фронта волны, а также выход на свободную поверхность УВ (откольный импульс), образованной в зоне внутренней поврежденности образца.

Однако в расчетах не удалось подробно описать структуру фронта волны выше упругого предвестника (второй упругий предвестник) и отсутствие на экспериментальных зависимостях упругопластического перехода в волне разгрузки, что, по-видимому, связано с выбором пространственно-временных параметров расчета и простотой используемой модели деформирования, не учитывающей различного рода диссипативные процессы и эффекты Баушингера. Учет всех эффектов, проявляющихся в материалах при ударно-волновом нагружении, приводит к существенному усложнению модели. Более «полные» модели упругопластического течения рассмотрены, например, в [7–10]. Несмотря на это, используемые УРС, модели деформирования и разрушения позволили описать структуру и эволюцию волн сжатия и разрежения во внутренних сечениях ударно нагруженных образцов.

На рис. 2а,б приведены расчетные профили ударных волн различной интенсивности ($\sigma_x = 4,87$ ГПа при $W_{\text{уд}} = 247$ м/с (а), $\sigma_x = 6,03$ ГПа при $W_{\text{уд}} = 306$ м/с (б), $\sigma_x = 7,32$ ГПа при $W_{\text{уд}} = 370$ м/с (с), $\sigma_x = 8,55$ ГПа при $W_{\text{уд}} = 430$ м/с (д)) в сечениях образцов от 0,1 до 8 мм. На рис. 2а соответствуют различным толщинам L образцов: 1 – 0,1 мм, 2 – 0,2 мм, 3 – 0,3 мм, 4 – 0,4 мм, 5 – 0,5 мм, а на рис. 2б: 1 – 1 мм, 2 – 2 мм, 3 – 3 мм, 4 – 4 мм, 5 – 5 мм, 6 – 6 мм, 7 – 7 мм, 8 – 8 мм.

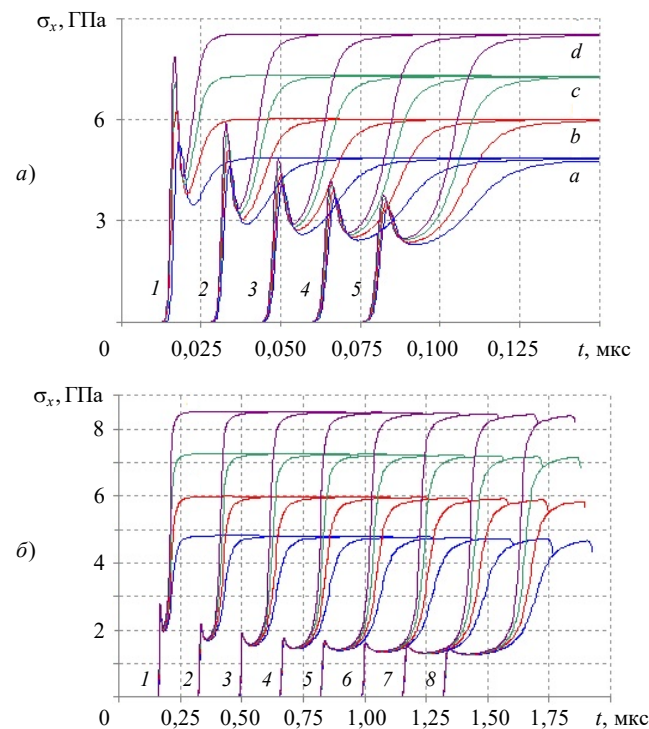


Рис. 2. Эволюция фронта ударной волны в стали Ст3 при ударном нагружении

Как видно из рис. 2, в расчетах удалось воспроизвести особенности структуры фронта УВ – релаксацию упругого предвестника и скорость нарастания нормального напряжения σ_x до его максимального значения. В сечениях образцов вблизи поверхности соударения (см. рис. 2а) амплитуда упругого предвестника σ_{HEL} возрастает с увеличением σ_x и становится практически одинаковой при $L \geq 1$ мм (см. рис. 2б) для всех рассмотренных уровней нагрузки. Отметим, что напряжения на упругом предвестнике вблизи поверхности соударения могут достигать значений, которые превышают теоретическую прочность, определяемую непосредственно потенциалом межатомных взаимодействий. Такие напряжения приводят к бурному развитию дислокаций, вызывая быструю релаксацию упругого предвестника, которая осуществляется на расстояниях в несколько миллиметров. Непосредственно за упругим предвестником формируется фронт «слабой» УВ, в котором осуществляются пластические сдвиги и перестройка решетки от одномерного упругого сжатия к всестороннему сжатию на объемной ударной адиабате. Таким образом, структура ударно-волнового фронта и эволюция упругого предвестника контролируются процессами изменения в нем дефектной структуры, регулируемой размножением и зарождением дислокаций.

Из расчетов также видно, что упругий предвестник «убегает» от пластической УВ, так как скорость УВ меньше скорости распространения упругого предвестника ($D < C_L$), длительность и скорость нарастания фронта УВ уменьшаются с увеличением ее амплитуды и по мере распространения волны по образцу.

Полученные при численном моделировании кривые «затухания» амплитуды упругих предвестников по толщине образца для рассмотренных случаев ударного нагружения показаны на рис. 3, где кривая 1 соответствует $W_{уд} = 247$ м/с, кривая 2 – $W_{уд} = 306$ м/с, кривая 3 – $W_{уд} = 370$ м/с, кривая 4 – $W_{уд} = 430$ м/с, сплошные линии – расчет, маркеры – эксперимент. Здесь же отмечены определенные из экспериментов значения динамического предела упругости (предел Гюгонио) [3] для различных толщин образцов. На рис. 3 можно выделить две области, одна из которых характеризуется резким падением предела упругости σ_{HEL} , размер этой области невелик и составляет десятые доли миллиметра (то есть вблизи поверхности соударения ударника и мишени). Во второй области (область медленной релаксации) уменьшение σ_{HEL} незначительно и заканчивается, когда упругий предвестник принимает стационарное значение.

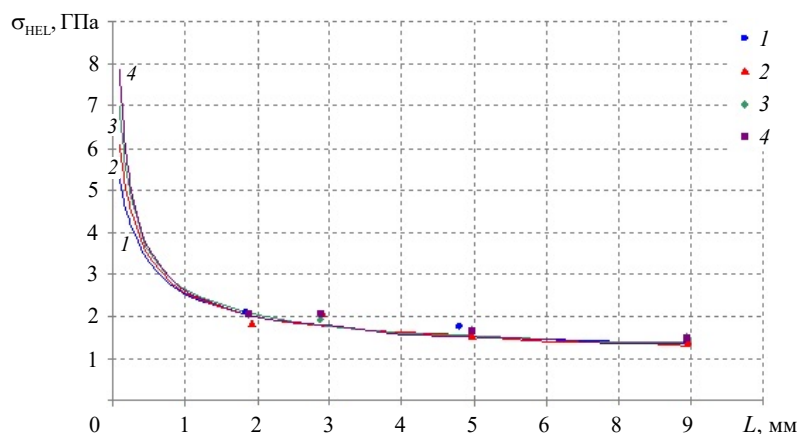


Рис. 3. Затухание динамического предела упругости в стальных образцах

После каждого опыта сохраненные образцы разрезались и исследовалась структура их поперечного среза. При реализованных в экспериментах уровнях ударного нагружения ($W_{\text{уд}} = 247\text{--}430$ м/с) все образцы разрушились. Согласно результатам постопытного микроструктурного исследования степень разрушения образцов зависела от прикладываемого напряжения ($4,87 \text{ ГПа} \leq \sigma_x \leq 8,55 \text{ ГПа}$) и толщины образца. Наименьшая степень поврежденности была в образце толщиной 3 мм при скорости соударения $W_{\text{уд}} = 247$ м/с ($\sigma_x \leq 4,87$ ГПа), для больших скоростей нагружения зона разрушения значительно увеличивалась, превращаясь в магистральную трещину, разделяющую образец на две части. В образцах толщиной 2 мм поврежденность отсутствовала, поскольку в этих опытах образец и ударник имели одинаковую толщину. Изображения поперечных срезов образцов показаны на рис. 4 и 5.

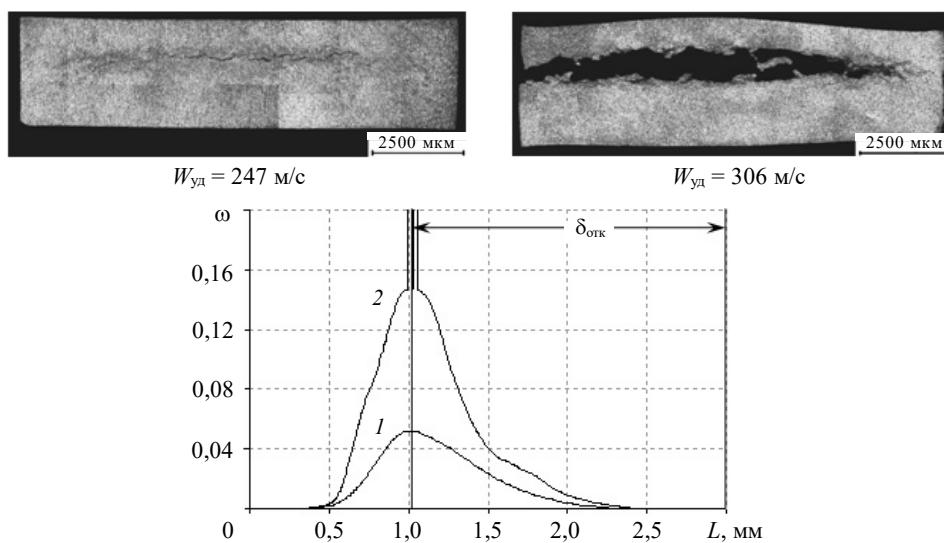


Рис. 4. Результаты металлографического анализа и распределение поврежденности в образце толщиной $L = 3$ мм: 1 – $W_{\text{уд}} = 247$ м/с, 2 – $W_{\text{уд}} = 306$ м/с

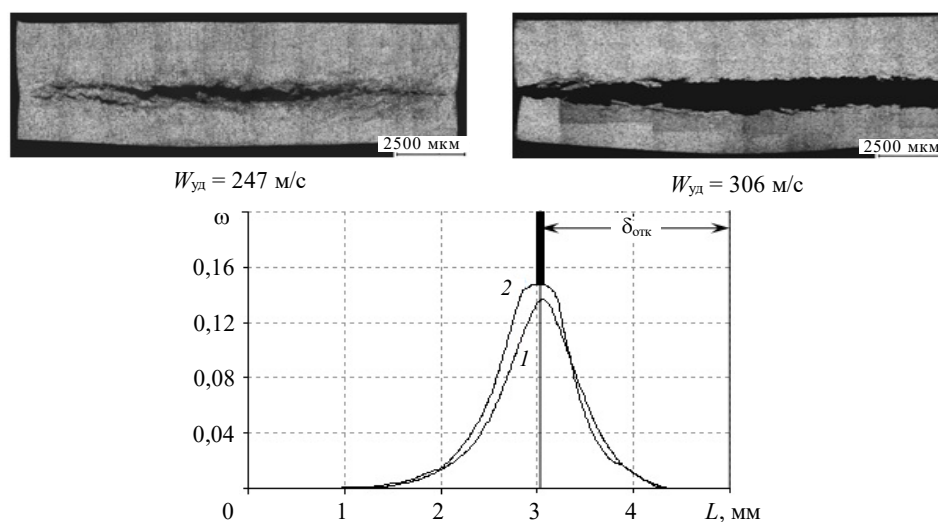


Рис. 5. Результаты металлографического анализа и распределение поврежденности в образце толщиной $L = 5$ мм: 1 – $W_{\text{уд}} = 247$ м/с, 2 – $W_{\text{уд}} = 306$ м/с

Здесь же представлены результаты численного моделирования по кинетической модели откольного разрушения (3) в виде эпюр распределения величины поврежденности ω по толщине образца. Как следует из расчетов, максимальное значение ω возрастает с увеличением скорости соударения и толщины образца. Также растет и общая поврежденность образцов, определяемая как площадь под кривой $\omega(L)$. Координата сечения, где ω достигает максимального значения, определяет толщину откола $\delta_{\text{отк}}$ (отсчитывается от свободной поверхности образца), которая при симметричном ударе (ударник и мишень из одного материала) равна толщине ударника (во всех экспериментах толщина ударника $\Delta_{\text{уд}} = 2$ мм).

Заключение

Проведено численное моделирование серии экспериментов, в которых образцы из стали Ст3 нагружались ударниками со скоростями $W_{\text{уд}} = 247\text{--}430$ м/с. Показано, что использованные в расчетах УРС в форме Ми–Грюнайзена, дислокационная модель прочности и кинетическая модель откольного разрушения качественно воспроизводят картину волновых течений во внутренних сечениях образцов. Результаты расчетов также удовлетворительно согласуются с экспериментальными данными.

Список литературы

1. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. *Теоретическая физика. Т. VI. Гидродинамика*. М.: Наука. Физматлит, 1986. 736 с.
2. Глушак Б.Л. *Начала физики взрыва*. Саров: РФЯЦ–ВНИИЭФ, 2011. 308 с.
3. Назаров Д.В., Трунин И.Р., Баженов Д.А., Шестаков Е.Е., Гнутов И.С. Сжатие стали марки Ст3 «слабой» ударной волной. *Проблемы прочности и пластичности*. 2025. Т. 87. №2. С. 231–252. DOI: 10.32326/1814-9146-2025-87-2-241-252.
4. Taylor J.W. Dislocation dynamics and dynamic yielding. *Journal of Applied Physics*. 1965. Vol. 36. Iss. 10. P. 3146–3150. <https://doi.org/10.1063/1.1702940>.
5. Gilman J.J. Dislocation dynamics and the response of materials to impact. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*. 1968. Vol. 8. Iss. 3. P. 117–133. <https://doi.org/10.2355/isijinternational1966.8.117>.
6. Kelly J.M., Gillis P.P. Continuum descriptions of dislocations under stress reversals. *Journal of Applied Physics*. 1974. Vol. 45. Iss. 3. P. 1091–1096. <https://doi.org/10.1063/1.1663372>.
7. Нигматулин Р.И., Холин Н.Н. К модели упругопластической среды с дислокационной кинетикой пластического деформирования. *Изв. АН СССР МТТ*. 1974. №4. С. 131–146.
8. Макаров П.В. Сдвиговая прочность и вязкость металлов в ударных волнах. В кн.: *Ударные волны и экстремальные состояния вещества*. Под ред. В.Е. Фортова, Л.В. Альтшулера и др. М.: Наука, 2000. С. 219–254.
9. Макаров П.В., Платова Т.М., Скрипняк В.А. О пластическом деформировании и микроструктурных превращениях металлов в ударных волнах. *Физика горения и взрыва*. 1983. №5. С. 123–126.
10. Merzhievsky L.A., Tyagel'sky A.V. Dislocation kinetics of shock wave metal deformation. *Journal de Physique IV (Proceedings)*. 1991. Vol. 1. Iss. C3. P. C3-525–C3-531. <https://doi.org/10.1051/jp4:1991374>.
11. Zerilli F.J., Armstrong R.W. Dislocation mechanics based constitutive relations for materials dynamics calculations. *Journal of Applied Physics*. 1987. Vol. 61. Iss. 5. P. 1816–1825. <https://doi.org/10.1063/1.338024>.
12. Быченков В.А., Куропатенко В.Ф., Хардина Л.В. Кинетическая модель релаксации напряжений в сплошных и пористых твердых телах. *Вестник Челябинского государственного университета*. 1997. №1. С. 14–26.
13. Трунин И.Р., Терешкина И.А. *Деформирование металлов «слабой» ударной волной*. Саров: СарФТИ НИЯУ МИФИ, 2023. 31 с.

14. Curran D., Seaman L., Shockey A. Dynamic failure of solids. *Physics Reports*. 1987. Vol. 147. Iss. 5-6. P. 253–388.
15. Seaman L., Curran D., Shockey A. Computational models for ductile and brittle fracture. *Journal of Applied Physics*. 1976. Vol. 47. Iss. 1. P. 4814–4826. <https://doi.org/10.1063/1.322523>.
16. Глушко А.М. Исследование откола как процесса образования микропор. *Изв. АН СССР. МТТ*. 1978. №5. С. 132–140.
17. Волков И.А., Рузанов А.И. К вопросу определения параметров в моделях динамического разрушения твердых тел. *Прикладные проблемы прочности и пластичности. Методы решения задач упругости и пластичности*: Всесоюз. межвуз. сб. №23. ГГУ, Горький. 1983. С. 31–39.
18. Strand O.T., Goosman D.R., Martinez C., Whitworth T.L., Kuhlow W.W. Compact system for high-speed velocimetry using heterodyne techniques. *Review of Scientific Instruments*. 2006. Vol. 77. Iss. 8. P. 083198-1–083198-8. <https://doi.org/10.1063/1.2336749>.
19. 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. *ВАИТ. Сер. Методики и программы численного решения задач математической физики*. 1982. Вып. 3. С. 11–14.
20. Arnold W. Dynamisches Werkstoffverhalten von Armco-Eisen bei Strasswellenbelastung. *Fortschrittberichte VDI*. Dusseldorf, Germany: VDI-Verlag, 1992. Reihe 5. No 247. 248 S. (Auf Deutsch).

References

1. Landau L.D., Lifshits E.M. *Teoreticheskaya fizika. T. VI. Gidrodinamika* [Theoretical Physics. Vol. 6. Hydrodynamics]. Moscow. Nauka Publ. Fizmatlit Publ. 1986. 736 p. (In Russian).
2. Glushak B.L. *Nachala fiziki vzryva* [The Beginnings of Explosion Physics]. Sarov. RFNC–VNIIEF Publ. 2011. 308 p. (In Russian).
3. Nazarov D.V., Trunin I.R., Bazhenov D.A., Shestakov A.A., Gnutov I.S. Szhatie stali marki St3 “slaboy” udarnoy volnoy [Compression of steel St3 by a “weak” shock wave]. *Problemy prochnosti i plastichnosti* [Problems of Strength and Plasticity]. 2025. Vol. 87. No 2. P. 231–252 (In Russian).
4. Taylor J.W. Dislocation dynamics and dynamic yielding. *J. Appl. Phys.* 1965. Vol. 36. Iss. 10. P. 3146–3150. <https://doi.org/10.1063/1.1702940>.
5. Gilman J.J. Dislocation dynamics and the response of materials to impact. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*. 1968. Vol. 8. Iss. 3. P. 117–133. <https://doi.org/10.2355/isijinternational1966.8.117>.
6. Kelly J.M., Gillis P.P. Continuum descriptions of dislocations under stress reversals. *J. Appl. Phys.* 1974. Vol. 45. Iss. 3. P. 1091–1096. <https://doi.org/10.1063/1.1663372>.
7. Nigmatulin R.I., Kholin N.N. K modeli uprugoplasticheskoy sredy s dislokatsionnoy kinetikoй plasticheskogo deformirovaniya [Towards a model of an elastoplastic medium with dislocation kinetics of plastic deformation]. *Izvestiya AN SSSR. Mekhanika tverdogo tela* [Mechanics of Solids]. 1974. No 4. P. 131–146 (In Russian).
8. Makarov P.V. Sdvigovaya prochnost i vyazkost metallov v udarnykh volnakh. V kn.: *Udarnye volny i ekstremalnye sostoyaniya veshchestva*. Pod red. V.E. Fortova, L.V. Altshulera i dr. [Shear strength and viscosity of metals in shock waves. In: *Shock Waves and Extreme States of Matter*. Eds. V.E. Fortov, L.V. Altshuler et al. Moscow. Nauka Publ. 2000. P. 219–254 (In Russian).
9. Makarov P.V., Platova T.M., Skripnyak V.A. O plasticheskom deformirovanii i mikrostrukturnykh prevrashcheniyakh metallov v udarnykh volnakh [Plastic deformation and microstructural transformation of metals in shock waves]. *Fizika goreniya i vzryva*. 1983. No 5. P. 123–126 (In Russian).
10. Merzhievsky L.A., Tyagel'sky A.V. Dislocation kinetics of shock wave metal deformation. *Journal de Physique IV (Proceedings)*. 1991. Vol. 1. Iss. C3. P. C3-525–C3-531. <https://doi.org/10.1051/jp4:1991374>.
11. Zerilli F.J., Armstrong R.W. Dislocation mechanics based constitutive relations for

materials dynamics calculations. *J. Appl. Phys.* 1987. Vol. 61. Iss. 5. P. 1816–1825. <https://doi.org/10.1063/1.338024>.

12. Bychenkov V.A., Kuropatenko V.F., Khardina L.V. Kineticheskaya model relaksatsii napryazheniy v sploshnykh i poristykh tverdykh telakh [Kinetic model of stress relaxation in continuous and porous solids]. *Vestnik Chelyabinskogo gosudarstvennogo universiteta [Bulletin of Chelyabinsk State University]*. 1997. No 1. P. 14–26 (In Russian).

13. Trunin I.R., Tereshkina I.A. *Deformirovanie metallov “slaboy” udarnoy volnoy [Deformation of Metals by a “Weak” Shock Wave]*. Sarov. SarFTI NIYaU MIFI. 2023. 31 p. (In Russian).

14. Curran D., Seaman L., Shockey A. Dynamic failure of solids. *Physics Reports*. 1987. Vol. 147. Iss. 5-6. P. 253–388.

15. Seaman L., Curran D., Shockey A. Computational models for ductile and brittle fracture. *J. Appl. Phys.* 1976. Vol. 47. Iss. 1. P. 4814–4826. <https://doi.org/10.1063/1.322523>.

16. Glushko A.M. Issledovanie otkola kak protsessa obrazovaniya mikropor [The study of separation as a process of formation of micropores]. *Izvestiya AN SSSR. Mekhanika tverdogo tela*. 1978. No 5. P. 132–140 (In Russian).

17. Volkov I.A., Ruzanov A.I. K voprosu opredeleniya parametrov v modelyakh dinamicheskogo razrusheniya tverdykh tel [On the issue of determining parameters in models of dynamic destruction of solids]. *Prikladnye problemy prochnosti i plastichnosti. Metody resheniya zadach uprugosti i plastichnosti: Vsesoyuzniy mezhvuzovskiy sbornik [Applied Problems of Strength and Plasticity. Methods for Solving Problems of Elasticity and Plasticity: All-Union Interuniversity Collection]*. No 23. GGU, Gorky. 1983. P. 31–39 (In Russian).

18. Strand O.T., Goosman D.R., Martinez C., Whitworth T.L., Kuhl W.W. Compact system for high-speed velocimetry using heterodyne techniques. *Rev. Sci. Instrum.* 2006. Vol. 77. Iss. 8. P. 083198-1–083108-8. <https://doi.org/10.1063/1.2336749>.

19. Gavrilov N.F., Ivanova G.G., Selin V.I., Sofronov V.N. Programma UP-OK dlya resheniya odnomernykh zadach mekhaniki sploshnoy sredy v odnomernom komplekse [UP-OK program for solving one-dimensional continuum mechanics problems in a one-dimensional complex]. *Voprosy atomnoy nauki i tekhniki. Seriya Metodiki i programmy chislennogo resheniya zadach matematicheskoy fiziki [Problems of Atomic Science and Engineering. Series. Methods and Programs for Numerical Solution of Mathematical Physics Problems]*. 1982. Iss. 3. P. 11–14 (In Russian).

20. Arnold W. Dynamisches Werkstoffverhalten von Armco-Eisen bei Strasswellenbelastung. *Fortschr.-Ber. VDI*. Reihe 5. Dusseldorf, Germany. VDI-Verlag. 1992. No 247. 248 S. (Auf Deutsch).

NUMERICAL SIMULATION OF EXPERIMENTS ON DEFORMATION AND FRACTURE OF STEEL St3 UNDER IMPACT LOADING*

Trunin I.R.^{1,2}, Tereshkina I.A.^{1,2}, Podurec A.M.^{1,2},
Tkachenko M.I.¹, Fedotova A.V.²

¹Russian Federal Nuclear Center – All-Russian Scientific Research Institute
of Experimental Physics, Sarov, Russian Federation

²Sarov Physics and Technology Institute – Branch of the NRNU “MEPhI”,
Sarov, Russian Federation

staff@vniief.ru

Received by the Editor 2025/03/26

The results of numerical simulation of shock wave propagation in steel St3 having a two-wave configuration consisting of an elastic wave (elastic precursor) and a plastic shock wave are presented. It is known that under high-speed shock loading (strain rate $>10^4$ 1/s), the propagation

* The article was implemented in the framework of the scientific program of the National Center of Physics and Mathematics under the State Contract No H.4И.241.4И.23.1085.

of a shock wave is accompanied by a change in the internal structure of matter. These structural changes are mainly related to the origin and movement of dislocations or twins. Therefore, in the numerical description of high-speed deformation processes, microstructural models are usually used, which are based on ideas about the dislocation mechanism of plastic deformation. It is shown that the microstructural model used in the calculations, together with the Mi-Gruneisen equation of state, qualitatively describes the experimental velocity profiles of the free surface of steel St3 samples loaded with impactors with velocities $W_d = 247\text{--}450$ m/s. Numerical modeling made it possible to reproduce the pattern of wave flows in the inner sections of the samples with experimentally confirmed propagation features of elastic precursors, the main of which is the attenuation of the amplitude of the elastic precursor as it propagates through the sample.

The “deflection pulse” recorded in the experiments, formed in the area of internal damage to the samples, was qualitatively reproduced in calculations using a two-stage kinetic destruction model. The calculated description of the development of internal deflection damage demonstrates a good agreement with the results of post-experimental metallographic analysis of the samples preserved in the experiments.

Keywords: numerical modeling, steel St3, elastic precursor, dislocation deformation model, deflection fracture, damage, kinetic fracture model.