

УДК 539.4

ОТКОЛЬНОЕ РАЗРУШЕНИЕ СПЛАВА ВНЖ-90 ПРИ ЕГО НАГРУЖЕНИИ УДАРНЫМИ ВОЛНАМИ

И. Р. Трунин^{*,**}, И. А. Терешкина^{*,**}, А. М. Подурец^{*,**},
В. Г. Симаков^{*,**}, М. И. Ткаченко^{*,**}, В. А. Брагунец^{*},
А. Н. Баландина^{*}, Е. Е. Шестаков^{*,**}

* Всероссийский научно-исследовательский институт экспериментальной физики,
607190 Саров, Россия

** Саровский физико-технический институт — филиал Национального
исследовательского ядерного университета “МИФИ”, 607186 Саров, Россия
E-mails: TIRSarov@yandex.ru, tiasarov@mail.ru, am.podurets@gmail.com,
vgsimakov@hotmail.com, Xpyct@yandex.ru, sl1220@yandex.ru,
anytaf@yandex.ru, iiiapok@mail.ru

На основе результатов экспериментов, проведенных с использованием газовой пушки, получены данные о разрушении сплава ВНЖ-90 (вольфрам — никель — железо) при ударно-волновом нагружении в области давлений $2,5 \div 4,0$ ГПа. Определены откольная прочность, которая в зависимости от степени разрушения изменяется в диапазоне от 1,00 до 1,25 ГПа, и характер разрушения. С использованием металлографической методики определены значения параметров поврежденности. Обнаружено, что в данных условиях разрушение характеризуется многостадийностью, происходит в (Ni-Fe)-связке, при этом частицы W не разрушаются. Показано, что результаты экспериментов хорошо согласуются с результатами численных расчетов.

Ключевые слова: сплав вольфрама с никелем и железом, откольное разрушение, поврежденность, металлографический анализ, численное моделирование.

DOI: 10.15372/PMTF20190520

Введение. Сплав вольфрама с никелем и железом (ВНЖ), в котором массовая доля вольфрама, как правило, составляет $90 \div 98$ %, относится к классу псевдосплавов. В таких сплавах компоненты существенно различаются по физическим свойствам, главное из которых — температура плавления, и обладают ограниченной взаимной растворимостью. Так, температура плавления W составляет $T_{пл} \approx 3400$ °С, температура плавления состава 30 % Fe — 70 % Ni — $T_{пл} \approx 1430$ °С.

Образцы ВНЖ обычно изготавливаются методом жидкофазного спекания: порошки компонентов сплава смешиваются, прессуются и спекаются в различных средах [1] при температурах порядка температуры плавления наиболее легкоплавкой фазы сплава — твердого раствора γ Ni-Fe. Следует отметить, что при таком способе получения образцов важна температура спекания T_c , ее рост позволяет монотонно увеличивать плотность сплава. При стандартных режимах нагрева максимальное значение плотности ВНЖ достигается при $T_c \approx 1500$ °С [2].

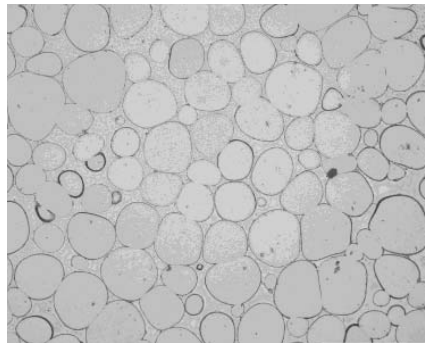


Рис. 1. Структура сплава ВНЖ-90 в исходном состоянии

В данной работе исследуются процессы разрушения сплава при динамических ударно-волновых нагрузках.

Информация об откольном разрушении сплава включает результаты лишь отдельных экспериментов [3, 4] и получена в основном для сплавов с массовой долей компонентов, отличающейся от указанной выше. Определенная по результатам этих экспериментов откольная прочность вольфрамовых сплавов составляет приблизительно 2 ГПа, тогда как в поликристаллическом вольфраме — $0,4 \div 0,7$ ГПа [5].

Известно, что нагрев сплава ВНЖ до температуры, равной 800 °С, приводит к существенному увеличению его откольной прочности до 4 ГПа, что не характерно для большинства металлов. В [3] увеличение откольной прочности в псевдосплавах вольфрама объяснялось переходом вольфрама из хрупкого состояния в пластическое.

Представляет интерес исследование влияния особенностей структуры сплава на его динамические свойства при высокоскоростных ударных нагрузках, а также изучение возможности использования его в качестве имитатора “тяжелых” металлов.

Постановка и результаты экспериментов. Исходный образец из сплава ВНЖ-90 (90 % W — 7 % Ni — 3 % Fe; $\rho_0 = 17,05 \div 17,08$ г/см³) состоял из частиц вольфрама W (средний размер приближенно равен 55 мкм), скрепленных связкой из Ni-Fe (рис. 1).

Постановка экспериментов по ударному нагружению плоских образцов из ВНЖ описана в работах [6, 7]. Образец толщиной 4 мм и диаметром 20 мм нагружался ударником толщиной 2 мм, перед образцом размещался экран толщиной 2 мм, за образцом — подложка толщиной 10 мм (ударник, экран и образец изготовлены из сплава ВНЖ-90, подложка — из фторопласта). Разгон ударника осуществлялся в стволе легкогазовой пушки калибром 37 мм. Скорость подлета ударника к мишени (экран — образец — подложка) определялась с помощью специального лазерного устройства, позволяющего проводить измерения скорости снаряда с относительной погрешностью, приближенно равной 3 %, в диапазоне скоростей $100 \div 500$ м/с. Размеры сборки, материал подложки, скорости соударения выбирались таким образом, чтобы в срединном сечении образца создавались условия для возникновения растягивающих напряжений и при этом образцы были пригодны для дальнейшего металлографического анализа.

Проведено четыре эксперимента в одинаковой постановке, в которых изменялась скорость соударения ударника и мишени: $W_{уд} = 134, 139, 145, 172$ м/с. После каждого эксперимента образцы разрезались и проводился визуальный и микроструктурный анализ их поперечного среза.

На рис. 2 представлены фрагменты шлифов образцов из сплава ВНЖ-90. Видно, что с увеличением скорости нагружения возрастает степень поврежденности образцов. При $W_{уд} = 134$ м/с происходит зарождение микротрещин (характерные дефекты при хрупком разрушении), при $W_{уд} = 139, 145$ м/с наблюдается рост трещин, при $W_{уд} = 172$ м/с

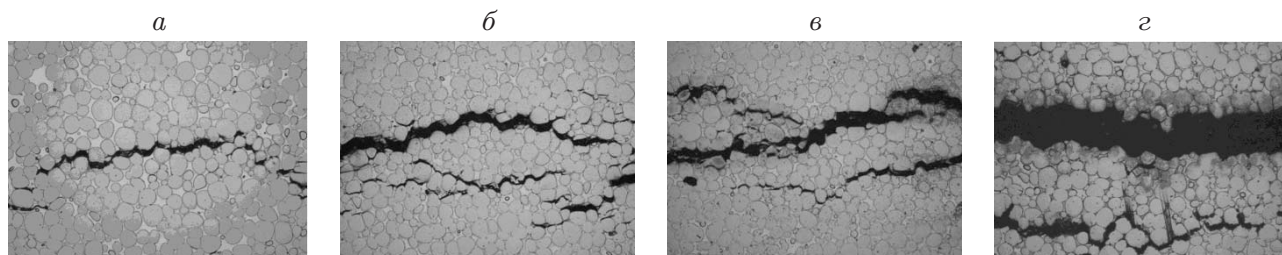


Рис. 2. Фрагменты образцов из сплава ВНЖ-90:

a — образец 1 ($W_{уд} = 134$ м/с), *б* — образец 2 ($W_{уд} = 139$ м/с), *в* — образец 3 ($W_{уд} = 145$ м/с), *г* — образец 4 ($W_{уд} = 172$ м/с)

поврежденность образца существенно возрастает, на поперечном срезе видны трещины, которые образуются в обширной зоне образца, затем увеличиваются до размеров макротрещин и объединяются, образуя магистральную трещину. Также обнаружено, что трещины возникают и распространяются в (Ni-Fe)-связке, при этом частицы вольфрама не разрушаются.

Распределение поврежденности в образцах определялось следующим образом. Площадь шлифа разбивалась на ячейки размером $20,0 \times 0,1$ мм (длина большей стороны ячейки равна диаметру образца). В каждой ячейке проводилось суммирование площадей, в которых имеются повреждения. Далее вычислялось отношение суммарной площади поврежденной поверхности к площади ячейки — поврежденность ω . Строилась гистограмма поврежденности по толщине шлифа $\omega(x)$ (рис. 3). Полученное распределение поврежденности аппроксимировалось кривой Гаусса (см. рис. 3):

$$\omega = \omega_0 + \frac{A}{w\sqrt{\pi/2}} e^{-2(x-x_c)^2/w^2}.$$

Здесь ω_0 — уровень фона (базовая линия), в данном случае $\omega_0 \approx 0$; A — площадь области под кривой Гаусса; w — стандартное отклонение, равное $0,849$ ширины пика на полувысоте; x_c — координата центра пика. Аппроксимация функциями Гаусса позволяла сгладить полученные распределения поврежденности по толщине $\omega(x)$. При этом, вообще говоря, распределение поврежденности по толщине может отклоняться от нормального.

По результатам обработки поперечных срезов образцов были выполнены оценки общей поврежденности образца ω (площадь области под кривой Гаусса), ширины Δ зоны образца, в которой имеются дефекты (в данной работе ширина Δ принята равной $2w$), координаты x_c сечения образца, где поврежденность достигает максимального значения (см. таблицу). (В таблице верхним индексом “р” отмечены значения, полученные в расчетах.)

Из таблицы следует, что с увеличением скорости нагружения возрастает общая поврежденность ω , при этом координата сечения образца, в котором достигается максимум поврежденности, остается постоянной: $x_c = 2,2 \div 2,3$ мм. Заметим, что при определении поврежденности с использованием экспериментальных данных учитываются только те дефекты, которые видны в оптический микроскоп, т. е. имеют линейные размеры порядка 10 мкм. Наиболее мелкие дефекты не могут быть обнаружены оптическим методом. Таким образом, реальная поврежденность априори может быть больше определяемой в экспериментах.

Определение откольной прочности сплава ВНЖ-90. Значение откольной прочности сплава определялось по результатам описанных выше экспериментов с помощью экспериментально-расчетного метода.

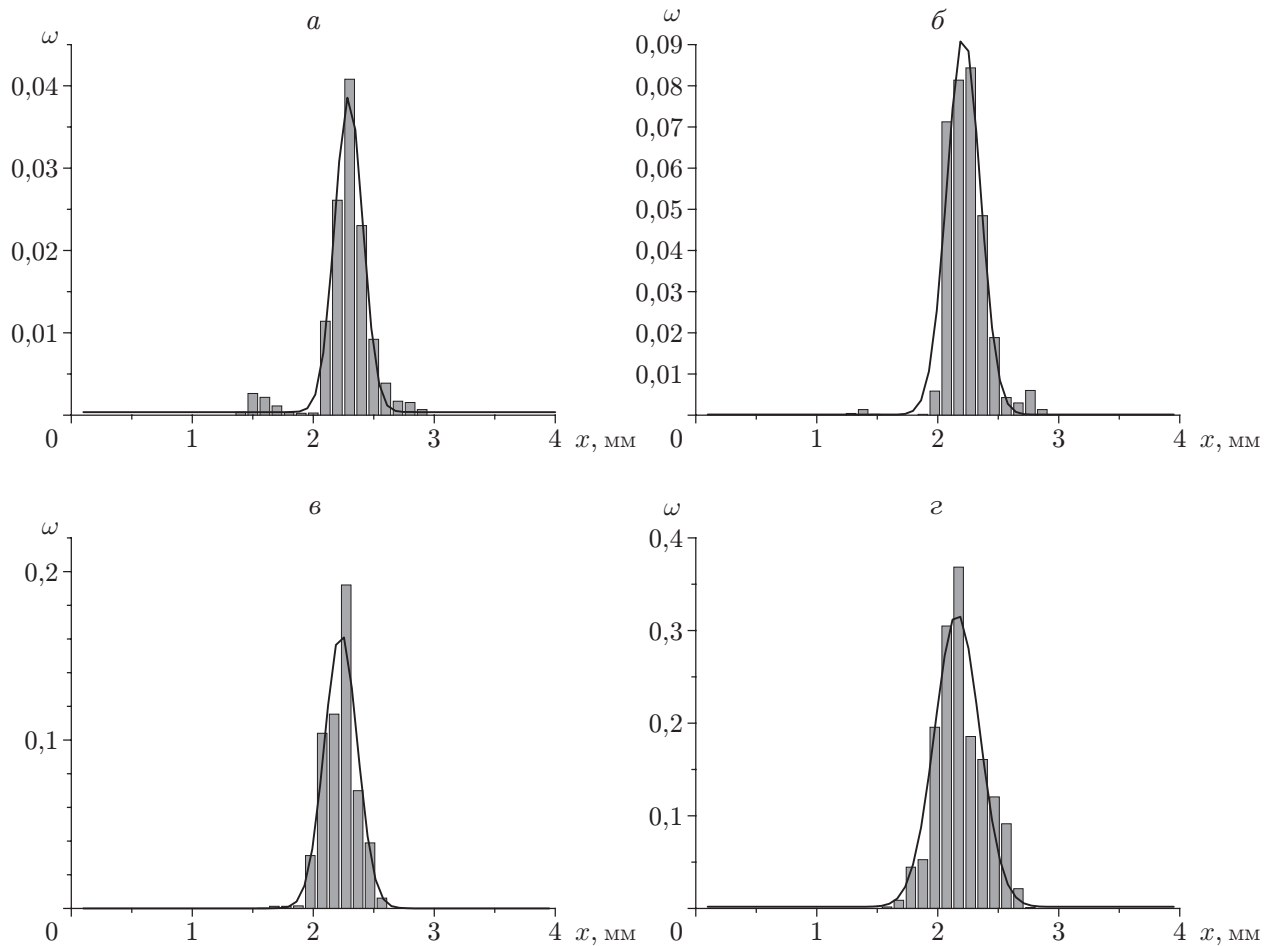


Рис. 3. Гистограммы поврежденности в образцах 1 (а), 2 (б), 3 (в), 4 (г) после нагружения и аппроксимирующие их кривые

Значения откольной поврежденности сплава ВНЖ-90,
определенные по данным экспериментов и при численном моделировании

Номер образца	$W_{уд}$, м/с	ω	Δ , мм	x_c , мм	ω^P	Δ^P , мм	x^P , мм
1	134	0,011	0,46	2,29	0,032	0,53	2,10
2	139	0,032	0,55	2,24	0,053	0,56	2,10
3	145	0,056	0,55	2,26	0,061	0,57	2,05
4	172	0,149	0,75	2,19	0,108	0,62	2,05

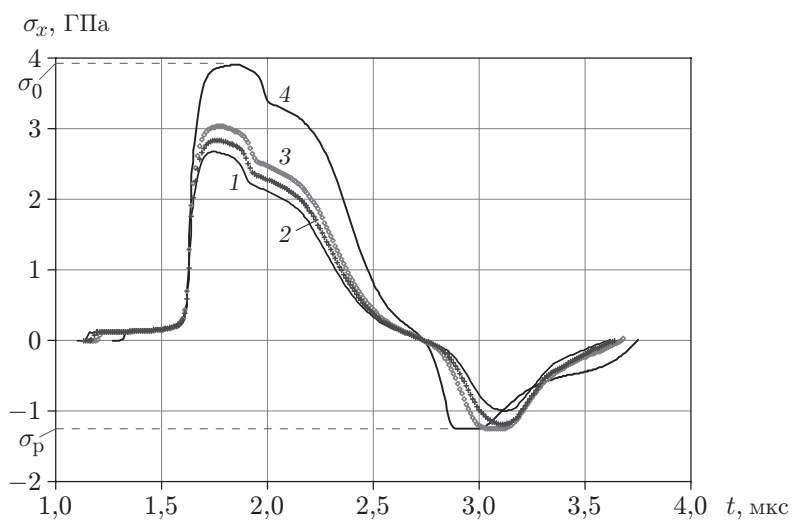


Рис. 4. Расчетные зависимости напряжения от времени в сечении образца, где реализуется максимальная поврежденность:

1 — $W_{уд} = 134$ м/с, 2 — $W_{уд} = 139$ м/с, 3 — $W_{уд} = 145$ м/с, 4 — $W_{уд} = 172$ м/с

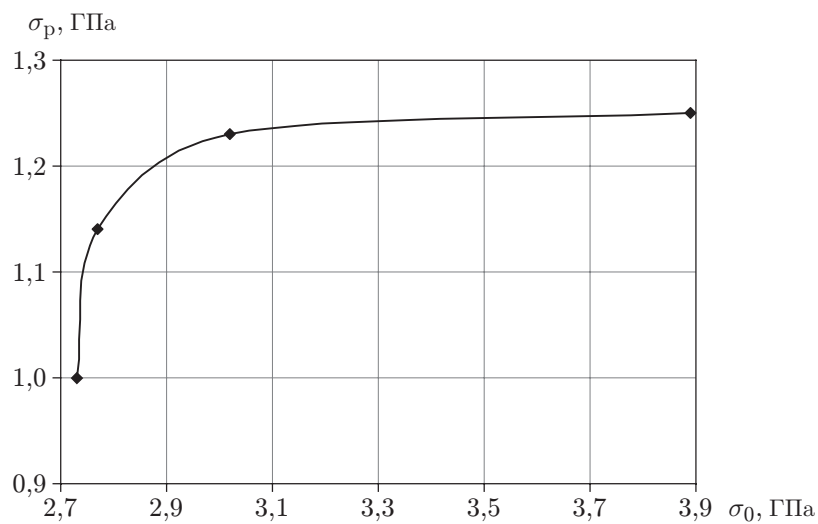


Рис. 5. Расчетная зависимость $\sigma_p(\sigma_0)$

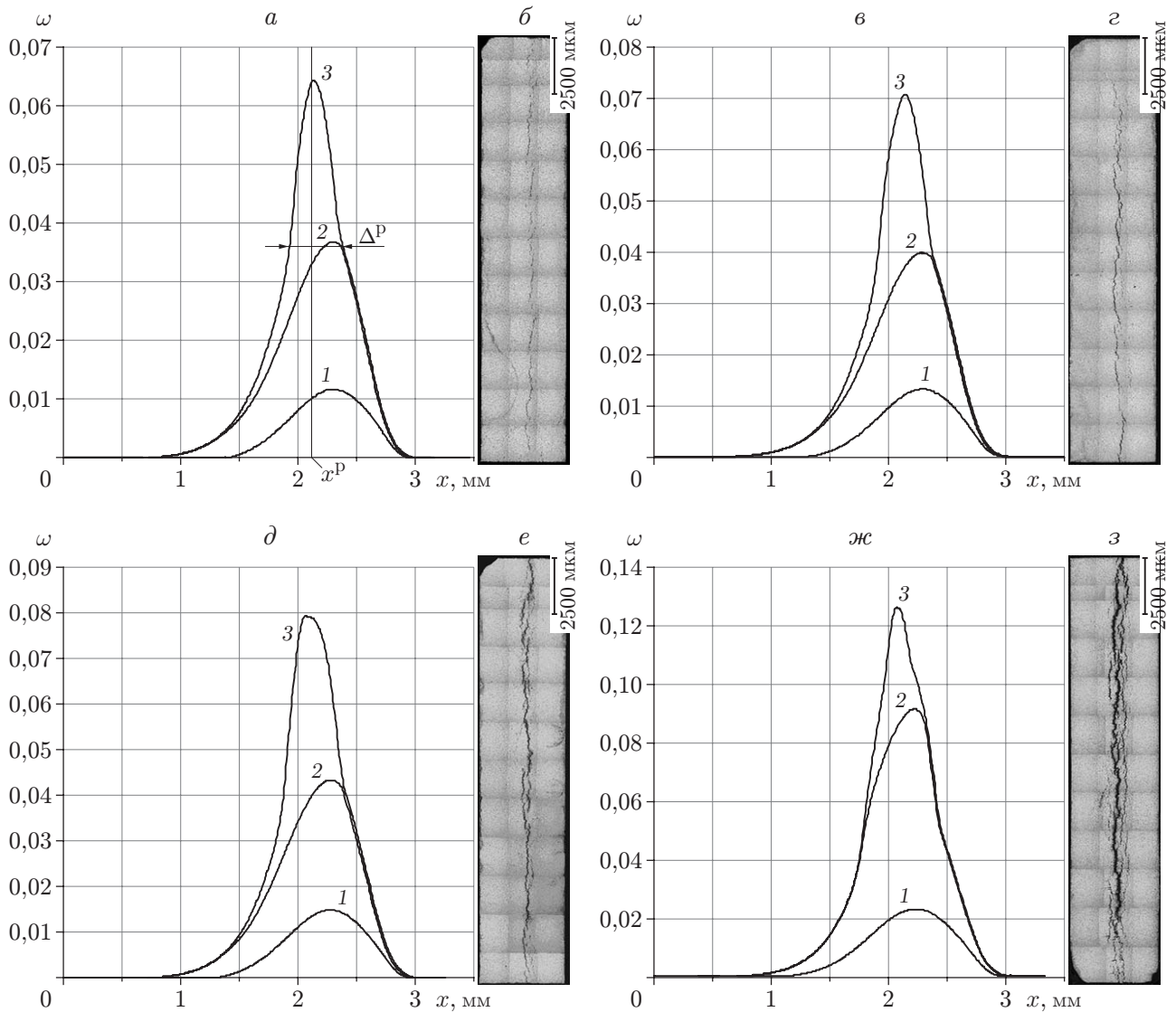


Рис. 6. Распределение поврежденности по толщине образца в различные моменты времени (*а, в, д, ж*) и результаты металлографического анализа (*б, г, е, з*):

а, б — образец 1, $W_{уд} = 134$ м/с (1 — $t = 2,4$ мкс, 2 — $t = 2,8$ мкс, 3 — $t = 3,4$ мкс); *в, г* — образец 2, $W_{уд} = 139$ м/с (1 — $t = 2,4$ мкс, 2 — $t = 2,8$ мкс, 3 — $t = 3,4$ мкс); *д, е* — образец 3, $W_{уд} = 145$ м/с (1 — $t = 2,4$ мкс, 2 — $t = 2,8$ мкс, 3 — $t = 3,6$ мкс); *ж, з* — образец 4, $W_{уд} = 172$ м/с (1 — $t = 2,4$ мкс, 2 — $t = 3,2$ мкс, 3 — $t = 4,0$ мкс)

Численное моделирование экспериментов по откольному разрушению проводилось с использованием программы [8]. При расчете учитывались параметры экспериментальной сборки. Для сплава ВНЖ-90 использовалось уравнение состояния в форме уравнения Ми — Грюнайзена с параметрами из [9], для описания девиаторной составляющей тензора напряжений применялось уравнение Малверна — Дуввала [10] с дислокационной релаксационной зависимостью для скорости пластических сдвигов [11]. Моделирование откольного разрушения сплава ВНЖ-90 проводилось с использованием кинетической модели хрупкого разрушения [12].

Для каждого эксперимента со скоростями соударения $W_{уд} = 134, 139, 145, 172$ м/с построены зависимости напряжения от времени $\sigma(t)$ в плоскости максимальной поврежден-

ности образца, с использованием которых определялись амплитуда ударной волны σ_0 и максимальное растягивающее напряжение σ_p (рис. 4).

Построенная по результатам модельных расчетов зависимость $\sigma_p(\sigma_0)$ приведена на рис. 5.

Из рис. 4, 5 следует, что с увеличением скорости соударения возрастают амплитуда ударной волны σ_0 и максимальное значение растягивающего напряжения σ_p (откольная прочность): при $W_{уд} = 134$ м/с $\sigma_0 \approx 2,73$ ГПа, $\sigma_p \approx 1,00$ ГПа; при $W_{уд} = 139$ м/с $\sigma_0 \approx 2,77$ ГПа, $\sigma_p \approx 1,14$ ГПа; при $W_{уд} = 145$ м/с $\sigma_0 \approx 3,02$ ГПа, $\sigma_p \approx 1,23$ ГПа; при $W_{уд} = 172$ м/с $\sigma_0 \approx 3,89$ ГПа, $\sigma_p \approx 1,25$ ГПа.

На рис. 6 представлены расчетные распределения поврежденности по толщине образца $\omega(x)$ в различные моменты времени и фотографии шлифов образцов после проведения экспериментов. Из рис. 6 следует, что с ростом скорости соударения $W_{уд}$ поврежденность образцов увеличивается (увеличиваются максимальные значения поврежденности ω и ширина зоны разрушения Δ^p). Этот вывод согласуется с результатами визуального наблюдения поперечных срезов металлографических шлифов. Проведено сравнение расчетных оценок полной поврежденности ω^p (площади области под кривой $\omega(x)$, соответствующей конечному моменту времени), значения координаты сечения x^p , где достигается максимум поврежденности, и ширины зоны разрушения Δ^p с аналогичными параметрами откольного разрушения, полученными по результатам обработки изображений поперечных срезов образцов (см. таблицу).

Заключение. В результате расчетно-экспериментального анализа откольного разрушения сплава ВНЖ-90 установлено, что хрупкое откольное разрушение сплава (от зарождения микродефектов до образования магистральной трещины) происходит по межзеренной (Ni-Fe)-связке. В зависимости от степени разрушения (стадии разрушения) значение откольной прочности составляет от 1,00 до 1,25 ГПа и приблизительно в три раза превышает откольную прочность поликристаллического вольфрама.

Проведено исследование прочностных свойств сплава вольфрама, никеля и железа (ВНЖ-90) в условиях высокоскоростного ударного нагружения. Результаты этого исследования позволяют проводить аттестацию материалов, используемых при разработке ряда конструкций, находящихся под действием динамического механического нагружения.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Савицкий Е. М.** Металлургия вольфрама / Е. М. Савицкий, К. Б. Поваров, П. В. Макаров. М.: Metallurgy, 1978.
2. **Чувильдеев В. Н., Нохрин А. Н., Баранов Г. В. и др.** Исследование структуры и механических свойств нано- и ультрадисперсных механоактивированных вольфрамовых псевдосплавов // Вестн. Нижегород. ун-та. 2010. № 2. С. 47–59.
3. **Голубев В. К., Новиков С. А., Соболев Ю. С., Юкина Н. А.** Прочность и разрушение псевдосплава W-Cu при ударно-волновом нагружении // Пробл. прочности. 1988. № 6. С. 115–117.
4. **Огородников В. А., Лучинин В. И., Тюнькин Е. С. и др.** О поведении композиционных материалов при высокоскоростном растяжении (отколе) // Хим. физика. 1993. Т. 12, № 2. С. 178–179.
5. **Asay J. R., Chhabildas L. C., Dandekar D. P.** Shear strength of shock-loaded polycrystalline tungsten // J. Appl. Phys. 1980. V. 51, N 9. P. 4774–4783.
6. **Брагунец В. А., Кондрохина И. Н., Подурец А. М. и др.** Экспериментальное исследование и математическое моделирование откольного разрушения и компактирования алюминия // Физика горения и взрыва. 2014. Т. 50, № 6. С. 109–113.

7. **Трунин И. Р., Терешкина И. А., Подурец А. М. и др.** Способы определения давления компактирования поврежденной меди // *Вопр. атом. науки и техники. Сер. Теорет. и прикл. физика*. 2014. Вып. 2. С. 20–32.
8. **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 // *Вопр. атом. науки и техники. Сер. Методики и программы числ. решения задач мат. физики*. 1982. Вып. 3. С. 11–14.
9. **Экспериментальные** данные по ударно-волновому сжатию и адиабатическому расширению конденсированных веществ / Под ред. Р. Ф. Трунина. Саров: Всерос. науч.-исслед. ин-т эксперим. физики, 2006.
10. **Malvern L. E.** Plastic wave propagation in bar of material exhibiting a strain rate effect // *Quart. Appl. Math.* 1951. V. 8, N 4. P. 50–54.
11. **Гилман Д. Д.** Динамика дислокаций и поведение материалов при ударном воздействии // *Механика*. 1970. Т. 120, № 2. С. 96–124.
12. **Seaman L., Curran D., Shockey A.** Computational models for ductile and brittle fracture // *J. Appl. Phys.* 1976. V. 47, N 11. P. 4814–4826.

*Поступила в редакцию 9/VII 2018 г.,
после доработки — 6/III 2019 г.
Принята к публикации 24/IV 2019 г.*
