

УДК 539.63

ПАРАМЕТР, ОПРЕДЕЛЯЮЩИЙ КОНЦЕНТРАЦИЮ ДЕФЕКТОВ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ УДАРНО-ВОЛНОВОМ СЖАТИИ МЕДИ

С. Д. Гилёв

Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, 630090 Новосибирск,
gilev@hydro.nsc.ru

С целью определения основных параметров, определяющих концентрацию ударно-индуцированных дефектов в металле, анализируются эксперименты по измерению электросопротивления медной фольги при ударном сжатии. По избыточному электросопротивлению металла оценена концентрация точечных дефектов кристаллической структуры в медных образцах, помещенных в различные обоймы (оргстекло, гетинакс, фторопласт). Обнаружено влияние материала обоймы на количество дефектов, возникающих при ударном сжатии металла. Обойме с большим ударным импедансом соответствует меньшее значение концентрации дефектов в образце (при одинаковом давлении ударной волны в обойме). Для объяснения полученных экспериментальных результатов формулируется физическая модель генерации дефектов кристаллической структуры при ударно-волновом сжатии. Согласно модели дефекты образуются при сжатии вещества во фронте ударной волны, а при разгрузке остаются «замороженными». При вторичном сжатии вещества возникает новая порция дефектов, что приводит к их накоплению. Предположено, что определяющим параметром количества возникающих дефектов в процессе динамического нагружения является алгебраическая сумма деформаций металла на каждой стадии ударного сжатия. Данные, представленные в переменных концентрация дефектов — деформация дают зависимость, которая нивелирует разницу в материале обоймы. Проведенный анализ позволяет утверждать, что сумму деформаций можно рассматривать как параметр, определяющий величину концентрации дефектов, генерируемых при ударном сжатии меди.

Ключевые слова: дефекты кристаллической структуры, электросопротивление металлов, медь, деформация, высокие давления.

DOI 10.15372/FGV2023.9386

EDN DTFWLH

ВВЕДЕНИЕ

Задача исследования состояния конденсированного вещества при воздействии потоков энергии большой мощности возникла в 1950-х годах и до сих пор сохраняет актуальность [1–4]. Одним из способов создания экстремальных состояний вещества является использование химических взрывчатых веществ. В этом случае по веществу распространяется ударная волна, за фронтом которой состояние вещества описывается следующими основными параметрами: давление $p \approx 10 \div 50$ ГПа, температура $T \approx 10^2 \div 10^3$ К, относительное изменение плотности $\Delta d/d_0 = 10 \div 50$ % (в зависимости от вещества и его начального состояния).

С 1960-х годов известно, что ударно-волновое сжатие металлов сопровождается генерацией дефектов кристаллической структуры [5–9]. Возникающие в процессе ударного сжатия дефекты в значительной степени определяют разнообразные физические характеристики материалов (электропроводность, теплопроводность, прочность, оптические свой-

ства и т. д.). Материалы, прошедшие ударно-волновую обработку, обладают рядом уникальных свойств, что находит применение в приложениях [10].

В настоящее время основным методом исследования возникающих дефектов является анализ сохраненных после эксперимента образцов. С использованием разнообразного набора физических методик в материалах, подвергнутых ударно-волновому воздействию, обнаружен и изучен большой спектр дефектов: вакансии, междоузельные атомы, дислокации, двойники [8, 11–16]. Найдено, что количество возникающих дефектов сильно зависит от интенсивности ударно-волнового воздействия, в качестве меры которого обычно принимается максимальное давление ударной волны. Обычно при увеличении давления ударной волны количество дефектов растет. При этом зависимость количества дефектов от давления ударной волны оказывается уникальной для каждого материала и меняется при разных режимах нагружения. Несмотря на большой массив выполненных исследований, универсальные параметры, определяющие количество возникающих дефектов в различных материалах и при использовании разных способов нагружения, до сих пор остаются неизвестными.

Другим подходом к исследованию дефектов, генерируемых при ударно-волновом воздействии, являются так называемые методы *in situ*, в которых регистрируемые величины соответствуют процессу движения ударной волны по исследуемому веществу [17]. В этом случае получаемые данные относятся непосредственно к сжатому веществу, а не к разгруженному, остывшему и, возможно, частично перешедшему в другое состояние материала, как в методе сохраненных образцов. Измерение электросопротивления при ударном сжатии [18] представляет собой достаточно простой информативный метод *in situ* с достаточным временным разрешением ($\approx 1 \div 10$ нс). Использование метода основано на том, что дефекты кристаллической структуры увеличивают электросопротивление металла. Выделение избыточного электросопротивления, обусловленного возникшими дефектами, позволяет получить информацию о количестве дефектов. Метод электросопротивления использовался для определения концентрации дефектов в ударно-сжатых металлах — серебре [19], меди [20–22], алюминии [23, 24]. Для этих материалов экспериментально обнаружена высокая концентрация дефектов, которая растет при увеличении интенсивности ударной волны. Найденная непосредственно за ударным фронтом концентрация дефектов в меди [22] оказывается на два порядка величины выше, чем для сохраненных образцов, и на десять порядков больше своего равновесного значения, определяемого формулой Больцмана.

Обнаруженные в реальном времени особенности состояния ударно-сжатого металла важны с двух точек зрения. Во-первых, возникающие при ударном сжатии дефекты кристаллической структуры влияют на разнообразные физические характеристики вещества. Работа мощных электрофизических систем при больших плотностях электромагнитной энергии (магнитокумулятивный генератор, МГД-генератор, управляемый ударной волной переключатель электрического тока и т. д.) существенно зависит от свойств металлических проводников, подвергаемых ударно-волновому воздействию. Резкое ухудшение электросопротивления в процессе ударного сжатия сильно влияет на эффективность функционирования прикладных электрофизических систем. Отсутствие модели электросопротивления при ударном сжатии делает экспериментальные исследования единственным способом получения адекватной информации об электрофизических свойствах вещества в этих условиях.

Во-вторых, в настоящее время основой анализа физического состояния вещества в области больших плотностей энергии [1–4, 25–27] и, в частности, при ударном сжатии является термодинамический метод. Зарегистрированное в реальном времени большое количество дефектов означает, что физическое состояние ударно-сжатого металла характе-

ризуется сильной термодинамической неравновесностью. Этот вывод важен с фундаментальной точки зрения, поскольку закономерно возникает вопрос о границах применимости и точности термодинамического подхода для определения параметров ударно-сжатого вещества. Если термодинамическое состояние ударно-сжатого вещества неравновесно, то данный метод может быть неприменим.

Таким образом, исследование возникающих дефектов кристаллической структуры является ключом к пониманию физического состояния и определению характеристик вещества при ударном сжатии. Известные эксперименты *in situ* [19, 20, 23] выполнены с разными металлами, каждый из которых демонстрирует свой уровень концентрации дефектов и индивидуальную зависимость концентрации от давления ударной волны. По мере получения новых экспериментальных данных, естественно, возникает вопрос об общих закономерностях генерации дефектов кристаллической структуры в металлах и о существовании параметров, управляющих количеством возникающих дефектов при ударно-волновом сжатии.

В настоящей работе делается попытка найти такой универсальный, обобщенный параметр на примере меди. Выбор меди в качестве объекта исследования обусловлен наибольшим массивом экспериментальных данных для этого металла, являющегося одним из ударно-волновых эталонов. Для решения поставленной задачи анализируются результаты экспериментов [20] с различными диэлектрическими обоями. Располагая образец в различных материалах, можно изменять историю нагружения и параметры состояния образца. Совокупность имеющихся данных позволяет предположить существование параметра, определяющего концентрацию ударно-индуцируемых дефектов в металле.

1. ПОСТАНОВКА ЭКСПЕРИМЕНТОВ И МОДЕЛИРОВАНИЕ УДАРНОГО СЖАТИЯ ОБРАЗЦА

В настоящей работе для анализа используются экспериментальные данные по измерению электросопротивления медной фольги при ударном сжатии, полученные в [20]. Схему экспериментов [20] иллюстрирует рис. 1. В простейшем случае образец в виде тонкой металлической фольги (медь М1 в состоянии поставки, чистота 99.9 %, ширина около 5 мм, толщина $15 \div 50$ мкм) размещается между слоями диэлектрика (толщина $\approx 5 \div 10$ мм). В экспериментах использовались различные диэлектрики (оргстекло, гетинакс, фторопласт). Плоская ударная волна, генерируемая зарядом конденсированного взрывчатого вещества, входит в измерительную ячейку, распространяясь сверху вниз. Металлическая фольга испытывает одномерное сжатие в ударной волне. При помощи электродов, расположенных в средней части образца в плоскости фольги (перпендикулярно плоскости рисунка), регистрируется напряжение при протекании через образец постоянного тока от

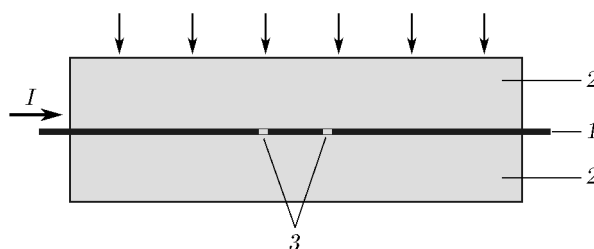


Рис. 1. Постановка экспериментов по измерению электросопротивления медной фольги: 1 — образец (медная фольга), 2 — обойма, 3 — выводы электродов для съема напряжения; область нагружения символически отмечена стрелками

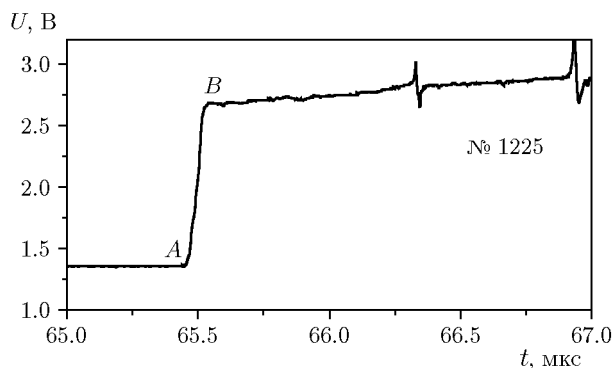


Рис. 2. Зависимость напряжения от времени, полученная в экспериментах при ударном сжатии:

обойма из гетинакса, давление падающей ударной волны $p = 19.6$ ГПа; A — начальный уровень напряжения на образце, B — напряжение, соответствующее окончанию процесса реверберации волн (использовалось для определения электросопротивления образца в сжатом состоянии)

внешнего источника. Описание образцов, детали постановки экспериментов и процедуры определения электросопротивления представлены в [20].

На рис. 2 приведен пример экспериментальной записи напряжения. Медная фольга (толщина 16 мкм) располагалась между слоями гетинакса (толщина 3 и 10 мм). До прихода ударной волны напряжение на образце постоянно. Как видно из рисунка, под действием ударного сжатия регистрируемое напряжение монотонно растет, достигая за время ≈ 70 нс нового уровня.

В процессе измерений ток в цепи постоянен, поэтому относительное электросопротивление образца определяется из соотношения

$$\frac{R(t)}{R_0} = \frac{U(t)}{U_0},$$

где R_0 — начальное сопротивление образца (до прихода ударной волны), U_0 — начальное напряжение. Поскольку напряжение пропорционально электросопротивлению, это означает, что при ударном сжатии происходит увеличение электросопротивления. Для определения сопротивления использовались два уровня напряжения: начальный уровень A (до воздействия ударной волны) и уровень B , соответствующий переходу от резкого роста к плавному изменению.

Термодинамические параметры состояния образца были найдены при помощи численного моделирования ударно-волновых процессов в измерительной ячейке. Для расчетов использовался программный комплекс «Мастер», разработанный В. В. Руденко с коллегами в РФЯЦ ВНИИЭФ [28]. Для меди использовалось малопараметрическое уравнение состояния из [29]. Вычислительная модель соответствовала одномерной слоистой системе с материалами, как в проведенных опытах. На рис. 3 показана найденная зависимость давления в медной фольге от времени. Из моделирования следует, что после прихода ударной волны образец испытывает последовательность циклов нагружения и разгрузки, в результате чего давление в образце сравнивается с давлением падающей ударной волны в обойме. При этом давление в первой ударной волне оказывается заметно больше, чем в падающей волне в диэлектрике. Наиболее интенсивная деформация металла соответствует первой ударной волне, однако последующие ударные волны, циркулирующие по образцу, также приводят к дополнительной деформации.

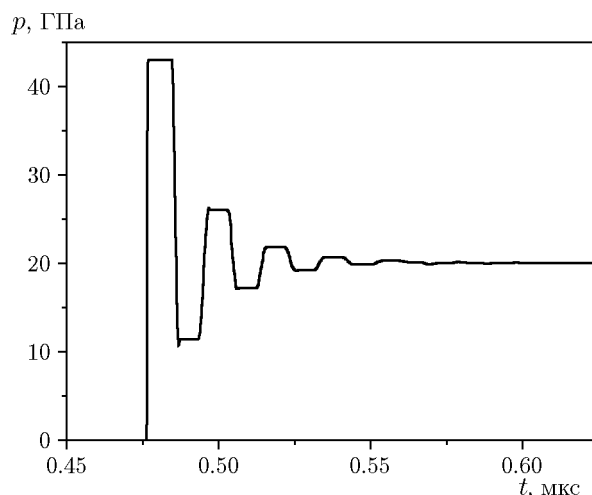


Рис. 3. Расчетная зависимость давления в среднем сечении медного образца толщиной 50 мкм от времени (обойма из гетинакса, давление падающей волны 20 ГПа)

2. ЗАВИСИМОСТЬ КОНЦЕНТРАЦИИ ДЕФЕКТОВ ОТ ДАВЛЕНИЯ УДАРНОЙ ВОЛНЫ

Результаты измерений электросопротивления меди при ударном сжатии представлены в [20], а способ нахождения концентрации дефектов описан в [21, 22]. Суть способа поясним с помощью рис. 4.

Кривая 3 на рис. 4 показывает зависимость удельного электросопротивления от давления, найденную по экспериментальным данным в условиях изотермического равновесного сжатия в прессе [30]. Кривая 2 соответствует предсказаниям модели равновесного электросопротивления, построенной на основе уравнения Блоха — Грюнайзена [21]. Модель [21] откалибрована по известным опытным данным, соответствующим равновесному изотермическому сжатию [30] и изобарическому нагреву [31]. Важно, что модель равно-

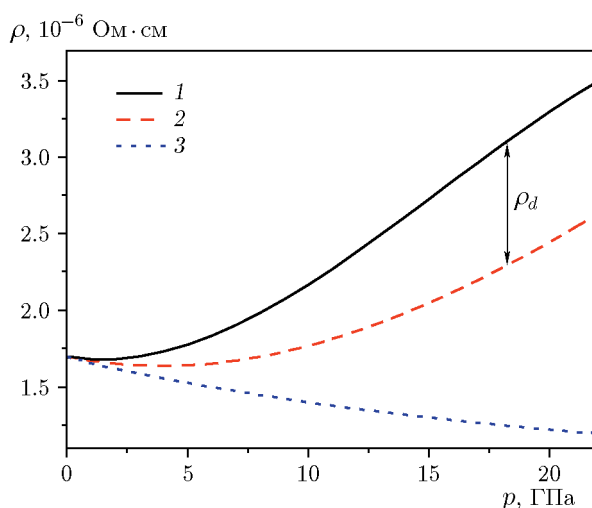


Рис. 4. Зависимость удельного электросопротивления меди от давления: кривая 1 — аппроксимация данных измерений электросопротивления при ударном сжатии (обойма из гетинакса), кривая 2 — предсказание модели равновесного электросопротивления для условий ударного сжатия, кривая 3 — аппроксимация экспериментальных данных по статическому сжатию в прессе при $T = 293$ K [30]

весного электросопротивления справедлива в более широком диапазоне давлений и температур, чем реализуется в ударно-волновых экспериментах. Для определения удельного электросопротивления в модели используются значения плотности и температуры образца, найденные при численном анализе ударно-волновых процессов в измерительной ячейке. Кривая 1 на рис. 4 представляет экспериментальные данные по удельному электросопротивлению медного образца в условиях ударного сжатия [20]. Погрешность измерений удельного электросопротивления оценивается в 3 %.

Изменение удельного электросопротивления металла, согласно модели Блоха — Грюнрайзена, обусловлено конкурирующим влиянием двух эффектов — сжатия и температурного нагрева. Сжатие приводит к уменьшению удельного электросопротивления, нагрев — к увеличению электросопротивления. В ударных волнах вещество испытывает как сжатие, так и температурный нагрев, поэтому возможно немонотонное изменение удельного электросопротивления с ростом давления ударной волны. Такое поведение можно ожидать для более сжимаемых металлов, где влияние давления на удельное электросопротивление выражено сильнее.

Из рис. 4 видно, что поведение удельного электросопротивления меди при динамическом и статическом сжатии имеет различный характер: электросопротивление растет при динамическом сжатии и убывает при статическом сжатии. Равновесная модель электросопротивления металла (кривая 2) учитывает сжатие и рост температуры при ударно-волновом нагружении. При малом давлении (≈ 4 ГПа) на этой кривой имеется минимум электросопротивления, т. е. зависимость $\rho(p)$ испытывает немонотонное изменение при росте давления. В ударно-волновых экспериментах с медью [20] немонотонное поведение удельного электросопротивления $\rho(p)$ не обнаружено.

Отметим, что для алюминия немонотонный характер зависимости $\rho(p)$ зафиксирован экспериментально в [23] для более жесткой обложки. Разница в поведении зависимости $\rho(p)$ для меди и алюминия при ударном сжатии может быть связана с тем, что алюминий имеет большую сжимаемость, чем медь, что приводит к более сильному спаду удельного электросопротивления при том же давлении.

Из рис. 4 следует, что при одинаковом давлении разница в удельном электросопротивлении меди в условиях ударного и статического сжатия в большей степени связана с температурным разогревом. Однако важнейшим фактом является отличие зависимостей, соответствующих ударно-волновому эксперименту (кривая 1) и предсказаниям модели равновесного электросопротивления (кривая 2).

Разница между зависимостями 1 и 2 соответствует некоторому дополнительному удельному электросопротивлению (обозначено ρ_d на рис. 4). Можно предположить [21, 22], что величина ρ_d обусловлена генерацией дефектов кристаллической структуры при ударном сжатии. Действительно, модель электросопротивления [21] описывает экспериментальные данные как при равновесном статическом сжатии, так и при равновесном нагреве, а разница ρ_d возникает только для условий ударно-волнового сжатия.

Имеющиеся в настоящее время экспериментальные данные свидетельствуют о генерации большого количества дефектов при ударном сжатии. Среди разнообразных дефектов, возникающих при ударном сжатии меди, концентрация вакансий оказывается максимальной [13]. Подобного рода информация получена при анализе сохраненных после взрыва образцов, т. е. в условиях, которые далеки от состояния вещества в ударной волне. В настоящее время отсутствуют экспериментальные данные о типе и концентрации возникающих дефектов в реальном времени, в экспериментах *in situ*. Среди разнообразных дефектов вакансии обладают наименьшей энергией образования и потому представляют собой наиболее энергетически доступный способ генерации несовершенств кристаллической решетки [32]. Основываясь на этом, можно предположить, что в ходе ударного сжатия

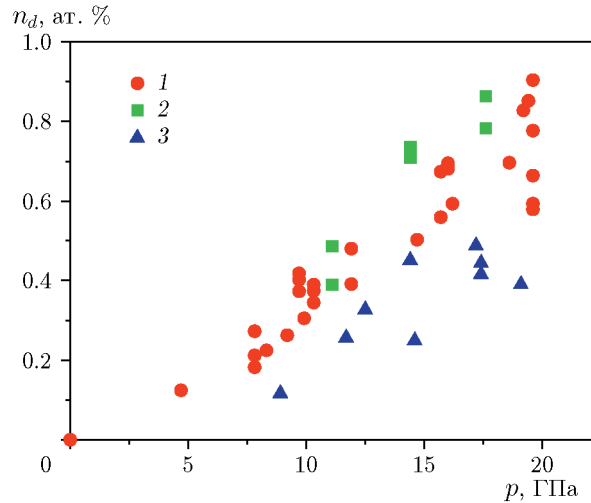


Рис. 5. Зависимость концентрации дефектов в меди от установившегося давления: материал обоймы: 1 — гетинакс, 2 — оргстекло, 3 — фторопласт

происходит генерация преимущественно вакансий. Развернутое обсуждение этого вопроса применительно к ударно-волновому сжатию дано в [22].

Предполагая в качестве преобладающего типа дефектов кристаллической структуры вакансии, по величине ρ_d можно оценить концентрацию возникших дефектов n_d :

$$n_d \approx \rho_d / \rho_v,$$

где ρ_v — удельное электросопротивление, соответствующее одному атомному проценту дефектов, где для вакансий $\rho_v = 1.14$ мкОм · см/ат. % [22].

На рис. 5 представлены результаты определения концентрации дефектов в ударно-сжатой меди при размещении образца в трех диэлектрических обоймах, сделанных из гетинакса, оргстекла и фторопласта. Из рисунка видно, что данные для каждого материала обоймы имеют заметный разброс. Такая картина обусловлена разбросом входных экспериментальных данных, а также процедурой выделения дополнительного электросопротивления, в ходе которой происходит значительное увеличение относительного отклонения данных. Несмотря на разброс, каждая группа точек дает свою индивидуальную зависимость концентрации дефектов от установившегося давления в медном образце (или, что то же самое, от давления падающей ударной волны в обойме).

Из рис. 5 следует, что концентрация дефектов в ударно-сжатой меди значительно увеличивается при росте давления ударной волны. Максимальное зарегистрированное значение концентрации составляет примерно 0.8 ат. %.

Обращает на себя внимание следующая важная особенность массива данных для трех диэлектрических обойм. Точки, соответствующие обойме из гетинакса, располагаются между точками для обойм из оргстекла и фторопласта. Хотя данные обладают некоторым разбросом в пределах каждой группы, точки для оргстекла в среднем располагаются выше, а точки для фторопласта — ниже точек для гетинакса.

Три материала (оргстекло, гетинакс, фторопласт) имеют различные ударно-волновые свойства. Среди материалов этого ряда плотность оргстекла минимальна, а фторопласта — максимальна. Ударную адиабату вещества можно описать зависимостью давления p от массовой скорости u . Нетрудно убедиться (например, используя данные ударно-волновых экспериментов [2, 33]), что на плоскости (p, u) ударные адиабаты располагаются сверху вниз в следующем порядке: фторопласт, гетинакс, оргстекло. Можно говорить, что ударно-волновой импеданс (или ударно-волновая жесткость) фторопласта максимален, а

оргстекла — минимален. Таким образом, из рис. 5 следует, что для обоймы с большим ударным импедансом концентрация дефектов оказывается меньше, чем для обоймы с малым ударным импедансом (при том же давлении в обойме). Таким образом, в переменных (n_d, p) данные для каждого типа обоймы дают свою уникальную зависимость $n_d(p)$. Из рис. 5 можно заключить, что установившееся давление не является тем универсальным параметром, который определяет концентрацию дефектов, генерируемых при ударном сжатии металла.

В поисках параметра, определяющего концентрацию возникающих дефектов, нужно обсудить физические причины появления дефектов.

3. ФИЗИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ГЕНЕРАЦИИ ДЕФЕКТОВ В УДАРНО-СЖИМАЕМОМ МЕТАЛЛЕ

Перед тем как сформулировать физическую модель генерации дефектов при ударном сжатии, обозначим основные особенности ударного сжатия по сравнению с другими видами деформирования металла.

В экспериментах по ударному сжатию [1–4, 25, 33] исследуемое вещество подвергается одномерному сжатию. Именно в условиях одномерного сжатия получено огромное количество опытных данных [2, 33], которые служат опорными при построении уравнений состояния вещества в области высоких давлений и температур. Из качественного анализа сжатия вещества в плоской ударной волне [25] следует, что появление дефектов кристаллической структуры может быть связано со сдвигом вещества, который сопровождает одноосное сжатие. В отличие от всестороннего сжатия, при одноосной деформации не все атомы могут сохранить свое относительное местоположение относительно соседей. Некоторое количество атомов вынуждены менять свое относительное положение, перемещаясь в другие слои кристаллической решетки. Данное перемещение не является однозначно детерминированным и поэтому подвержено влиянию случайных факторов, в том числе флуктуациям плотности и другим локальным возмущениям.

Во фронте мощной стационарной ударной волны за время ≤ 3 нс [34] происходит интенсивная пластическая деформация, скорость которой может достигать 10^8 с⁻¹. Характерная временная длительность взрывного эксперимента в лабораторных условиях составляет несколько микросекунд, а пространственный масштаб — обычно до десяти миллиметров. Временное разрешение ударно-волновых измерений составляет от единиц до сотни наносекунд. В настоящее время деформация вещества рассматривается как один из факторов, способствующих возникновению дефектов [8, 9]. Поскольку в ударном фронте скорость деформации вещества на много порядков величины больше, чем за ним, можно связать генерацию дефектов непосредственно с ударным фронтом.

В основе физической модели генерации дефектов в ударно-сжимаемом веществе лежат следующие предположения.

1. Дефекты кристаллической структуры генерируются во фронте ударной волны и возникают при каждом акте ударного сжатия вещества.

2. Возникшие дефекты остаются «замороженными» в течение времени ударно-волнового эксперимента. Для образцов лабораторных размеров ($\approx 1 \div 5$ мм) концентрация дефектов не меняется существенно за время разгрузки давления ($\approx 1 \div 5$ мкс).

3. Концентрация возникающих дефектов определяется деформацией металла в элементарном акте ударного сжатия. В качестве меры деформации вещества для i -го сжатия можно принять величину

$$\eta_i = 1 - d_{i0}/d_i,$$

где d_{i0} — плотность вещества до i -го сжатия, d_i — плотность вещества непосредственно за i -м ударным фронтом.

4. Каждая последующая стадия сжатия дает свой независимый и однородный вклад в концентрацию дефектов. При этом происходит накопление количества дефектов. Общее количество дефектов, генерируемых в процессе сложного нагружения, определяется суммой деформаций $\eta_s = \eta_1 + \eta_2 + \eta_3 + \eta_4 + \dots$ на всех стадиях сжатия.

Первые два пункта настоящей модели могут быть обоснованы имеющимися экспериментальными данными, полученными, в частности, в измерениях электросопротивления [19, 20, 23]. Основной рост электросопротивления в этих опытах связан с ударным фронтом. При спаде давления в волне разгрузки электросопротивление не уменьшалось, а оставалось неизменным или слабо росло [20, 23]. Оптические и электрические измерения в ударно-сжимаемом NaCl, выполненные в [5], позволили прийти к выводу, что появление дефектов в кристалле происходит в ударном фронте.

Если первые два пункта настоящей модели могут быть подтверждены разнообразными экспериментальными данными, то остальные утверждения являются в настоящее время предположениями. В третьем положении модели утверждается, что главным параметром, определяющим концентрацию дефектов при ударном сжатии, является деформация вещества. Как указывалось выше, одномерное ударное сжатие приводит к перемещению части атомов в другие слои кристаллической решетки, что может сопровождаться появлением дефектов. В четвертом пункте модели констатируется независимый и однородный вклад в генерацию дефектов всех стадий ударного сжатия. Возможно, это наиболее спорное положение модели, которое пока не может быть подтверждено априорно. Можно обсуждать степень разумности и обоснованности принятых допущений, однако, в конце концов, необходимую проверку модели может дать лишь эксперимент.

4. ЗАВИСИМОСТЬ КОНЦЕНТРАЦИИ ДЕФЕКТОВ ОТ СУММЫ ДЕФОРМАЦИЙ

Для верификации сформулированной модели на рис. 6 экспериментальные данные о концентрации дефектов в меди n_d представлены в зависимости от суммы деформаций η_s . Величина η_s вычислялась при помощи моделирования ударно-волнового нагружения фольгового образца в диэлектрической обойме. Для этого для каждого эксперимента находились расчетные зависимости плотности образца d от времени, аналогичные

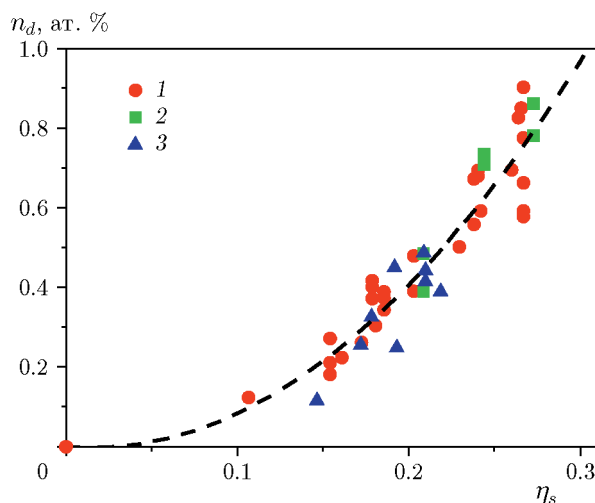


Рис. 6. Зависимость концентрации дефектов в меди от суммы деформаций: материал обоймы: 1 — гетинакс, 2 — оргстекло, 3 — фторопласт; штриховая линия — результат аппроксимации всех данных одной полиномиальной зависимостью

показанным на рис. 3 для давления. Из полученных временных разверток $d(t)$ последовательно определялись величины η_i для каждой фазы ударного сжатия. Для модельного расчета, показанного на рис. 3, деформации для последовательных ударных волн составили: $\eta_1 = 0.176$, $\eta_2 = 0.0657$, $\eta_3 = 0.0209$, $\eta_4 = 0.0065$ и т. д. Как видно из этих данных, относительная деформация в каждой последующей ударной волне быстро уменьшается.

Как видно из рис. 6, при переходе к новому аргументу η_s произошло существенное изменение взаимного расположения массива экспериментальных точек по сравнению с рис. 5. Обращает на себя внимание, что три группы точек, соответствующие диэлектрикам с различными ударно-волновыми импедансами (гетинакс, оргстекло, фторопласт), расположились гораздо ближе друг к другу, практически на одной зависимости $n_d(\eta_s)$.

Совпадение точек, соответствующих разным обоям, в новых переменных нельзя назвать идеальным. Внимательный анализ показывает, что точки, соответствующие более жесткой обойме (фторопласт), лежат немного ниже, а точки, соответствующие оргстеклу, располагаются в среднем чуть выше, чем точки для гетинакса. Возможно, это связано с погрешностями принятого алгоритма нахождения η_s или с тем, что принятая модель является сильным упрощением реальной физической картины. Имея в виду значительное изменение взаимного расположения точек при переходе к новой переменной, в рамках настоящего анализа этими небольшими отклонениями можно пренебречь.

5. ОБСУЖДЕНИЕ

На основании рис. 6 можно утверждать, что сумма деформаций η_s определяет концентрацию возникающих дефектов n_d в меди при режимах ударного нагружения, соответствующих различным обоям. Согласно рис. 6 зависимость $n_d(\eta_s)$ представляет собой возрастающую функцию от η_s , выходящую из начала координат.

Разумеется, поскольку нахождение управляющего параметра носило отчасти эвристический характер, конкретный вид параметра (в нашем случае это η_s) не определен однозначно. Вместо η_s можно рассмотреть другие величины, производные от отношения плотностей вещества за ударным фронтом и до него (например, основанные на логарифме отношения плотностей). Важным является лишь удобство использования введенного управляющего параметра.

Особенностью параметра η_s является ограниченный диапазон его изменения. Для каждого акта ударного сжатия величина η_i ограничена сверху. (Для одиночной ударной волны предельное уплотнение d/d_0 при бесконечно большом давлении близко к 4 [25]. Это соображение приводит к предельному значению η_i , равному 0.75. Для бесконечной плотности сжатого материала d предельное значение η_i равно единице.) Данное обстоятельство может позволить, при наличии достаточного массива опытных данных, установить предельное значение концентрации дефектов для волны неограниченной амплитуды. При определенной свободе выбора управляющего параметра важнейшим является его суть, а именно то, что он, в конце концов, определяется деформацией образца при одноосном режиме нагружения.

Во введении отмечалось, что, несмотря на большой массив исследований, выполненных на сохраненных образцах, универсальные параметры, определяющие количество возникающих дефектов в различных материалах и в разных режимах нагружения, в настоящее время неизвестны. В подходе *in situ* (в частности, в проведенных экспериментах) параметры физического состояния образца находятся с существенно большей степенью достоверности. Это позволяет найти явную связь регистрируемой концентрации дефектов с характеристиками ударного сжатия. Пока эта связь является лишь экспериментальным фактом, но, возможно, имеется какое-то более глубокое обоснование отмеченного эффекта.

Одно из важных соображений состоит в том, что суммарная деформация η_s является обобщенным параметром, не несущим непосредственной информации об исследуемом материале (в данном случае меди). Поэтому возможно, что закономерность, даваемая рис. 6, может носить более общий характер, распространяясь на другие режимы нагружения или другие вещества.

Сформулированная физическая модель генерации дефектов при ударном сжатии подтверждается имеющимися экспериментальными данными. Важное значение имела бы более полная проверка модели. Для этого необходимо обобщение настоящего полуэмпирического подхода на другие металлы, расширение диапазона деформаций, а также определение концентрации дефектов для других режимов нагружения.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Предлагается рассматривать в качестве параметра n_d , определяющего концентрацию дефектов при ударном сжатии, величину суммы деформаций металла η_s . Имеющиеся данные для меди, соответствующие различным обоямам, подтверждают наличие корреляции между величинами n_d и η_s .

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках проекта 2.3.1.2.8 «Высокоскоростные процессы в гидродинамических течениях при высоких плотностях энергии: уравнение состояний, кумулятивные течения, электромагнитные ускорители, импульсные рентгеновские методы исследования» (код научной темы FWGG-2021-0007).

ЛИТЕРАТУРА

1. **Альтшулер Л. В.** Применение ударных волн в физике высоких давлений // Успехи физ. наук. — 1965. — Т. 85, № 2. — С. 197–258.
2. **Высокоскоростные** ударные явления / под ред. Р. Кинслоу. — М.: Мир, 1973.
3. **Ударные** волны и экстремальные состояния вещества / под ред. В. Е. Фортובה, Л. В. Альтшулера, Р. Ф. Трунина, А. И. Фунтикова. — М.: Наука, 2000.
4. **Fortov V.** Thermodynamics and Equations of State for Matter. From Ideal Gas to Quark-gluon Plasma. — World Scientific, 2016. — DOI: 10.1142/9923.
5. **Кормер С. Б.** Оптические исследования ударно-сжатых диэлектриков // Успехи физ. наук. — 1968. — Т. 94, № 4. — С. 641–687.
6. **Shock** Waves and High-strain-rate Phenomena in Metals / M. Meyers (Ed.). — New York: Plenum Press, 1981.
7. **Graham R. A.** Solids under High-Pressure Shock Compression. — New York: Springer-Verlag, 1993.
8. **Meyers M. A.** Dynamic Behavior of Materials. — New York; Chichester; Brisbane; Toronto; Singapore: Wiley, 1994.
9. **Physical** Metallurgy / R. W. Cahn, P. Haasen (Eds.). — 4th ed. — North Holland, 1996.
10. **Дерибас А. А.** Физика упрочнения и сварки взрывом. — Изд. 2-е, доп. и перераб. — Новосибирск: Наука, 1980.
11. **Kressel H., Brown N.** Lattice defects in shock-deformed and cold-worked nickel // J. Appl. Phys. — 1967. — V. 38, N 4. — P. 1618–1625. — DOI: 10.1063/1.1709733.

12. **Brillhart D. C., Preban A. G., Gordon P.** The annealing of explosively deformed copper // *Metall. Trans.* — 1970. — V. 1, N 4. — P. 969–978. — DOI: 10.1007/BF02811780.
13. **Могилевский М. А.** Изменения структуры в чистой меди при взрывном нагружении // *Физика горения и взрыва.* — 1970. — Т. 6, № 2. — С. 224–229.
14. **Kovács I., Sayed H. E.** Point defects in metals // *J. Mater. Sci.* — 1976. — V. 11, N 3. — P. 529–559. — DOI: 10.1007/BF00540934.
15. **Murr L. E., Inal O. T., Morales A. A.** Vacancies and vacancy clusters in shock-loaded molybdenum: direct observations by transmission electron and field-ion microscopy // *Appl. Phys. Lett.* — 1976. — V. 28, N 8. — P. 432–434. — DOI: 10.1063/1.88810.
16. **Подурец А. М., Ткаченко М. И., Игнатова О. Н., Лебедев А. И., Игонин В. В., Равевский В. А.** Исследование плотности дислокаций в меди и тантале после ударного сжатия в зависимости от параметров нагружения и исходной микроструктуры // *Физика металлов и металловедение.* — 2013. — Т. 114, № 5. — С. 480–487. — DOI: 10.7868/S0015323013050070. — EDN: PXLFOB.
17. **Graham R. A.** Active measurements of defect processes in shock-compressed metals and other solids // *Shock Waves and High-Strain-Rate Phenomena in Metals* / M. Meyers (Ed.) — New York: Plenum Press, 1981. — P. 375–386.
18. **Гилев С. Д.** Измерение электропроводности конденсированного вещества в ударных волнах (обзор) // *Физика горения и взрыва.* — 2011. — Т. 47, № 4. — С. 3–23. — EDN: OHSQWH.
19. **Dick J. J., Styris D. L.** Electrical resistivity of silver foils under uniaxial shock-wave compression // *J. Appl. Phys.* — 1975. — V. 46, N 4. — P. 1602–1617. — DOI: 10.1063/1.321762.
20. **Гилев С. Д., Прокопьев В. С.** Электросопротивление меди при ударном сжатии: экспериментальные данные // *Физика горения и взрыва.* — 2016. — Т. 52, № 1. — С. 121–130. — DOI: 10.15372/FGV20160115. — EDN: VONYPX.
21. **Гилев С. Д.** Электросопротивление меди при больших давлениях и температурах: равновесная модель и генерация дефектов кристаллической структуры при ударном сжатии // *Физика горения и взрыва.* — 2019. — Т. 55, № 5. — С. 116–125. — DOI: 10.15372/FGV20190514. — EDN: YPLEOZ.
22. **Гилев С. Д.** Неравновесность физического состояния меди при ударном сжатии // *Физика горения и взрыва.* — 2021. — Т. 57, № 3. — С. 135–142. — DOI: 10.15372/FGV20210314. — EDN: EDIXIN.
23. **Гилев С. Д.** Электросопротивление алюминия при ударном сжатии: экспериментальные данные // *Физика горения и взрыва.* — 2023. — Т. 59, № 1. — С. 129–136. — DOI: 10.15372/FGV20230114. — EDN: RMYXBG.
24. **Гилев С. Д.** Генерация дефектов при ударном сжатии алюминия // *Физика горения и взрыва.* — 2023. — Т. 59, № 6. — С. 136–146. — DOI: 10.15372/FGV2022.9236. — EDN: EOKYCY.
25. **Зельдович Я. Б., Райзер Ю. П.** *Физика ударных волн и высокотемпературных гидродинамических явлений.* — 2-е изд. — М.: Наука, 1966.
26. **Жарков В. Н., Калинин В. А.** *Уравнения состояния твердых тел при высоких давлениях и температурах.* — М., 1968.
27. **Аврорин Е. Н., Водолага Б. К., Симоненко В. А., Фортон В. Е.** Мощные ударные волны и экстремальные состояния вещества // *Успехи физ. наук.* — 1993. — Т. 163, № 5. — С. 1–34.
28. **Rudenko V. V., Shaburov M. V.** User software MAG for personal computers as a tool for numerical simulation of one-dimensional magneto-hydrodynamic flows // *Megagauss X: Proc. of the 10th Int. Conf. on megagauss magnetic field generation and related topics* / M. von Ortenberg (Ed.). — Berlin: Humboldt Univ. Berlin, 2005. — P. 321–324.

29. **Гилев С. Д.** Малопараметрическое уравнение состояния меди // Физика горения и взрыва. — 2018. — Т. 54, № 4. — С. 107–122. — DOI: 10.15372/FGV20180412. — EDN: XRLJPF.
30. **Pu F.-N., Ding Y.-Z., Gou Q.-Q.** The pressure dependence of electrical resistances for iron, nickel and copper // Sci. China. Ser. A. — 1993. — V. 36, N 3. — P. 333–337. — DOI: 10.1360/ya1993-36-3-333.
31. **Matula R. A.** Electrical resistivity of copper, gold, palladium, and silver // J. Phys. Chem. Ref. Data. — 1979. — V. 8, N 4. — P. 1147–1298. — DOI: 10.1063/1.555614.
32. **Дамаск А., Динс Дж.** Точечные дефекты в металлах. — М.: Мир, 1966.
33. **Трунин Р. Ф., Гударенко Л. Ф., Жерноклетов М. В., Симаков Г. В.** Экспериментальные данные по ударно-волновому сжатию и адиабатическому расширению конденсированных веществ. — 2-е изд. — Саров: РФЯЦ ВНИИЭФ, 2006.
34. **Chhabildas L. C., Asay J. R.** Rise-time measurements of shock transitions in aluminum, copper, and steel // J. Appl. Phys. — 1979. — V. 50, N 4. — P. 2749–2756. — DOI: 10.1063/1.326236.

Поступила в редакцию 11.09.23.

После доработки 29.08.2024.

Принята к публикации 27.11.2024.
