

УДК 539.374

ОБ ИМПУЛЬСНОМ УПРОЧНЕНИИ МЕТАЛЛОВ*Камалян Р. З.¹, Камалян С. Р.²*

ON THE IMPACT HARDENING OF METALS

Kamalyan R. Z., Kamalyan S. R.

There is given a review on the impact hardening of metals and alloys. extensive experimental material on the change of the mechanical characteristics of various metals and alloys after exposure to strong shock waves is analyzed. The possibility of establishing the correlation between the residual characteristics of the materials after the shock compression of the shock wave parameters and properties of materials is shown. It is needless to continue experimental studying.

Keywords: shock waves, hardening, impulse, mechanical properties, residual characteristics, plastic deformation.

В первых исследованиях импульсного (взрывного) упрочнения использовались две схемы: ударными волнами от контактных зарядов различных взрывчатых веществ (ВВ) и ударными волнами, вызванными соударением метаемой пластинки с поверхностью упрочняемого металла [1, 2].

Наиболее простой схемой упрочнения является контактный взрыв, когда ВВ приведено в непосредственное соприкосновение с упрочняемой поверхностью металла. Именно из-за своей простоты эта схема часто используется на практике для упрочнения различных деталей. В свою очередь более простым вариантом является схема упрочнения плоской детонационной волной. Она наиболее эффективна для получения значительного упрочнения на большую глубину, кроме того, ее проще и удобнее реализовать на практике.

Второй метод основан на упрочнении, возникающем при высокоскоростном соударении метаемой взрывом металлической пластины с упрочняемой поверхностью. Здесь также возможны два подхода: упрочнение при плоском и косом соударении. Заметим, что упрочнение при косых соударениях пла-

стин появляется также как дополнительный эффект в случае сварки металлов [2].

Однако, несмотря на многочисленные публикации [1, 3–40], механизм упрочнения металлов и сплавов, подвергнутых ударно-волновому нагружению, нельзя считать выясненным полностью. Среди параметров, определяющих эффект упрочнения, различные авторы называют величину давления во фронте ударной волны, величину деформации за фронтом, форму и длительность импульса сжатия, время нарастания давления и др.

В работе предпринята попытка анализа достаточно обширного экспериментального материала по изменению механических характеристик различных металлов и сплавов после воздействия сильных ударных волн. Предпочтение в основном отдано отечественным исследованиям. При этом перечень рассмотренных работ далеко не полон.

Одной из первых публикаций по взрывному упрочнению металлов, увидевшей свет в нашей стране, является, по-видимому, работа [1]. В ней представлены результаты экспериментальных исследований, осуществленных по схеме соударения (рис. 1). Изме-

¹Камалян Рубен Завенович, д-р техн. наук, профессор, зав. кафедрой общей и прикладной математики Академии маркетинга и социально-информационных технологий; e-mail: kasarub@mail.ru.

²Камалян Самвел Рубенович, канд. физ.-мат. наук, доцент, заведующий кафедрой математики и прикладной информатики Краснодарского филиала Российского государственного торгово-экономического университета, доцент кафедры математического моделирования Кубанского государственного университета; e-mail: karuzav@mail.ru.

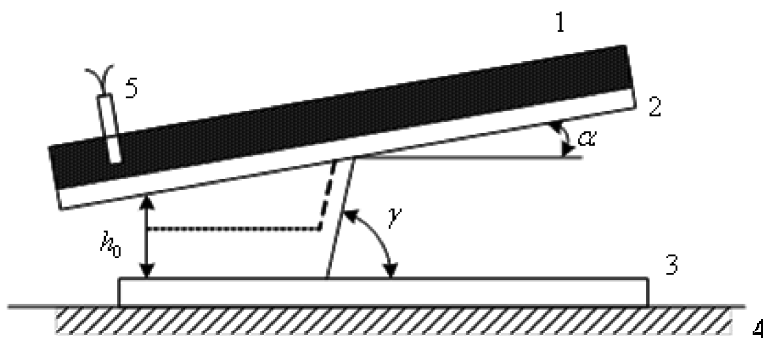


Рис. 1. Схема соударения пластин: 1 — плоский заряд ВВ, 2 — метаемая пластина, 3 — неподвижная пластина, 4 — массивное основание, 5 — капсюль-детонатор, α — угол метания пластины, γ — угол соударения пластин

няя значение начального угла α , высоту заряда ВВ, скорость его детонации и размеры пластины, в [1] исследовали соударения пластин в большом диапазоне углов встречи, скоростей метаемой пластины и перемещения точки контакта.

Для расчета скоростей метаемой пластины, скорости точки контакта и угла соударения использовались формулы, приведенные в [41], которые впоследствии стали основными в расчетах [42, 43]

$$\gamma = \alpha + 2 \arcsin \frac{v_0}{2D}, \quad (1)$$

$$v_0 = 1,2D \frac{\sqrt{1 + \frac{32}{27}r} - 1}{\sqrt{1 + \frac{32}{27}r} + 1}, \quad (2)$$

$$v_k = D \frac{\sin(\gamma - \alpha)}{\sin \gamma}. \quad (3)$$

Здесь D — скорость детонации ВВ, r — безразмерный параметр, равный отношению массы ВВ к массе метаемой пластины, одинаковой с зарядом площади.

В частном случае, когда $\gamma = 0$ и $v_k \rightarrow \infty$, соударение является плоским. При этом возникают плоские ударные волны, параметры которых могут быть определены, если известны ударные адиабаты металлов и скорость v_0 [44].

Обработка опытного материала показала существенное различие между исходной твердостью метаемой и неподвижной пластин. Было обнаружено [1], что соударе-

ние пластин в плоскопараллельном варианте ($\gamma = 0$) дает упрочнение в 1,2 раза почти на 1 мм в глубину без изменения микроструктуры. Увеличение угла встречи γ приводит к постепенному увеличению упрочнения и небольшому увеличению глубины его распространения. При критическом угле соударения, когда скорость точки контакта становится равной скорости звука в металле, появляется большое упрочнение, достигающее 1,8 от исходной твердости. Из первых результатов [1] следовало, что решающую роль в изменении характера упрочнения играют углы соударения пластин.

Однако попытка свести зависимость упрочнения только к изменению углов соударения показала недостаточность этого предположения, как и при выводе зависимости упрочнения только от скорости метаемой пластины v_0 , которая однозначно определяет давление соударения при одномерной схеме.

При одних и тех же углах соударения для разных скоростей метания наблюдалось [1] и упрочнение, и его полное отсутствие. Одновременное рассмотрение зависимости упрочнения от углов соударения и скоростей метаемой пластины v_0 показало, что такая связь может быть намечена. Однако довольно часто встречаются резкие отклонения, которые, как утверждается в [1], нельзя объяснить ошибкой опыта.

Пусть $v_0 = \text{const}$. При $\gamma = 0$ соударение является плоским, а наблюдаемое упрочнение пластин соответствует давлениям на фронте плоских ударных волн. При увели-

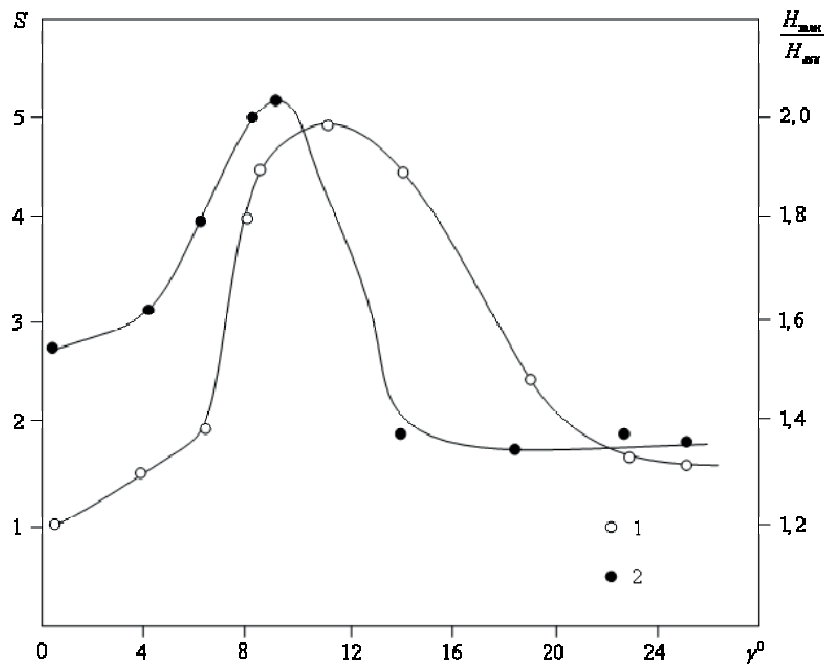


Рис. 2. График упрочнения пластин малоуглеродистой стали при соударении их под различными углами: 1 — безразмерное упрочнение $H_{\max}/H_{\text{исх}}$; 2 — интегральная площадь упрочнения

чении угла упрочнение несколько увеличивается в связи с ростом давления на фронте косых ударных волн и при достижении определенного критического угла γ давление за фронтом кривой ударной волны примерно вдвое больше давления при плоском ударе ($\gamma = 0$). Когда угол соударения становится больше критического, резко изменяется вся конфигурация течения и образуются волны или кумулятивная струя, так как ударные волны, появившиеся в первый момент соударения, уходят вперед от точки контакта и течение в области соударения становится дозвуковым. Давление в области соударения при этом резко возрастает из-за торможения потока. Упрочнение металла в области соударения также резко возрастает (рис. 2).

При дальнейшем увеличении угла соударения область повышенного давления расширяется, хотя абсолютная величина максимального давления уменьшается из-за уменьшения скорости течения, что видно также из формул (3) и (4). Подобные изменения происходят и с распределением упрочнения по сечению пластин. Наконец, при больших углах соударения специфическое упрочнение исчезает, так как абсолютная величина давлений становится меньше давлений в 130 кбар, необходимых для фазового перехода в железе.

Интересные результаты представлены в [4], где исследовалось деформационное упрочнение меди, никеля и сплава Г31 сжатием и взрывом. Упрочнение заготовок проводилось по схеме контактного взрыва косыми волнами пластифицированным ВВ со скоростью детонации 7000 м/с и развиваемым давлением около 250 кбар. Часть медных заготовок упрочнялась по той же схеме с помощью аммонита 6ЖВ, скорость детонации которого 3000 м/с, а давление, развиваемое на поверхности металла, около 50 кбар. Высокая твердость в последнем случае достигалась увеличением количества ВВ и повторным взрывным нагружением. Заготовки перед подрывом устанавливали на массивную стальную плиту. Сжатие осуществляли на прессе со скоростью деформации $\varepsilon = 5 \cdot 10^{-3}$ 1/с. Результаты испытаний представлены в табл. 1.

Из таблицы видно, что при одинаковой твердости после упрочнения взрывом пластические свойства меди, никеля и сплава Г31 существенно выше, чем после упрочнения сжатием. Установлено, что чистые металлы и сплав Г31 после упрочнения взрывом сохраняют пластические свойства на более высоком уровне, чем после упрочнения сжатием при одинаковых значениях твердости.

Таблица 1

Наименование металла	Вид деформации	Твердость, НВ	σ_B , кГ/мм ²	$\sigma_{0,2}$ кГ/мм ²	σ , %
Г31	не деформ.	145	48	23	30
	Сжатие	225	65	48	10
	Взрыв, 250 кбар	220	60	37	15
Медь	не деформ.	50	21	10	52
	Сжатие	80	26	21	16
	Взрыв, 50 кбар	80	24	21	20
	Взрыв, 250 кбар	80	24	23	21
Никель	не деформ.	73	40	20	55
	Сжатие	142	47	42	20
	Взрыв, 250 кбар	143	45	41	26

В [5] исследовано взрывное упрочнение малоуглеродистой стали при различных положениях фронта детонации. Возможность вариации углов падения детонационного фронта [5] достигали при использовании комбинированных зарядов ВВ, которые достаточно резко отличались своими параметрами. В качестве таковых были использованы заряды аммонита 6ЖВ ($\rho = 1,0$ г/см³, $D = 4690$ м/с) и элластика ($\rho = 1,65$ г/см³, $D = 7750$ м/с) толщиной $\delta = 1$ мм.

Характер изменения твердости по глубине при высоте заряда аммонита 6ЖВ $h = 40$ мм для различных углов удара представлен на рис. 3.

Увеличение твердости при $\beta = 0^\circ$ обнаруживается на некотором расстоянии от поверхности удара. При этом ширина зоны наибольшей твердости увеличивается с ростом высоты заряда, что связано, по-видимому, со временем действия давления. С увеличением угла удара пик твердости уменьшается, а соответствующая ему зона приближается к поверхности при всех значениях высоты заряда аммонита. При $\beta = 90^\circ$ твердость незначительно повышается возле поверхности на небольшой глубине (0,3 мм), а затем понижается до исходной. Согласно [5] в малоуглеродистой стали при $p \leq 130$ кбар отсутствует состояние ударного сжатия в обычном смысле слова. Ударная волна вырождается в звуковую уже при $\beta = 66^\circ 48'$.

Упрочнение металла (никеля) ударными волнами и его разупрочнение при последующем отжиге исследовано в работе [6]. Образцы никеля были деформированы плоскими ударными волнами 150, 300 и 500 кбар при различных начальных температурах. Установлено [6], что остаточная деформация об-

разцов после нагружения ударными волнами невелика и составляет несколько процентов, при этом форма и размер зерен не изменяется, а твердость по глубине образцов примерно одинакова. Зависимость микротвердости никеля от давления плоской ударной волны представлена на рис. 4. Как видно из рис. 4, уже после нагружения волной 150 кбар твердость никеля близка к значению насыщения и после деформации волнами 300 и 500 кбар практически одинакова.

На основании результатов исследований [6] были сделаны следующие выводы. При понижении начальной температуры ударно-волнового нагружения плотность дислокаций в никеле может существенно увеличиваться. В ударно-деформированном никеле разупрочнение при отжиге происходит в основном в результате процессов возврата. Оно начинается при более высоких температурах, чем после статической деформации до той же твердости. Ширина температурного интервала разупрочнения после ударной и статической деформации примерно одинакова.

В [7] установлено, что взрывное нагружение металлов сопровождается не только их упрочнением, но и изменением магнитных свойств.

Затухание внутренних микроискажений в сравнении со спадом микротвердости в глубину металла после прохождения ударной волны от контактного взрыва исследовалось в работе [10]. Внутренние микроискажения определялись рентгеновским способом по уширению дифракционных максимумов. Испытанием были подвергнуты металлы технической чистоты с гранцентрированной кубической (ГЦК) структурой [42],

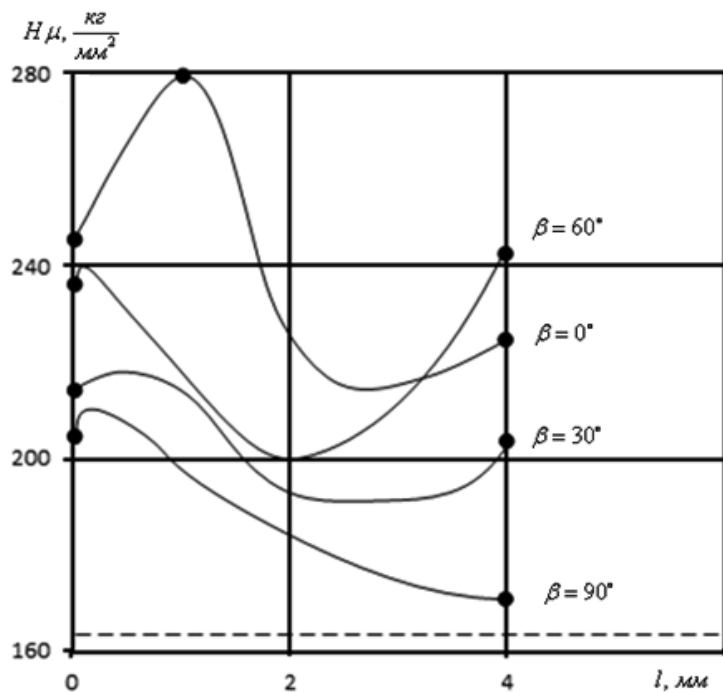


Рис. 3. Изменение микротвердости по глубине образца в зависимости от угла падения фронта детонационной волны; l — расстояние от контактной поверхности

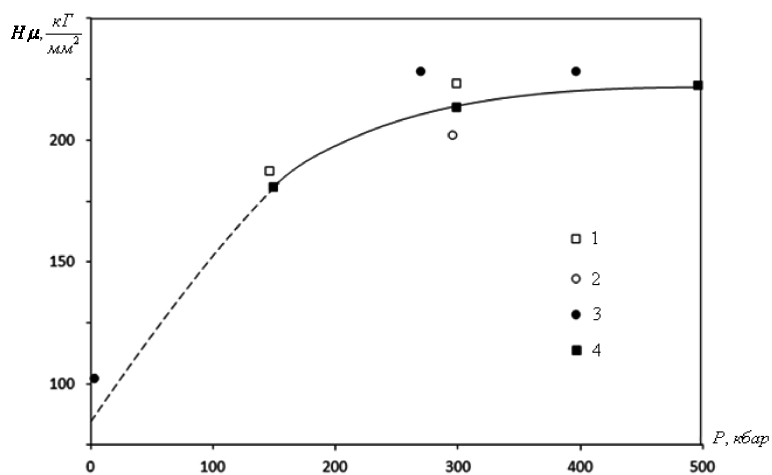


Рис. 4. Твердость никеля, деформированного плоскими ударными волнами 1 — $t = -196^\circ C$; 2 — $t = -80^\circ C$; 3 — $t = 20^\circ C$; 4 — $t = 20^\circ C$

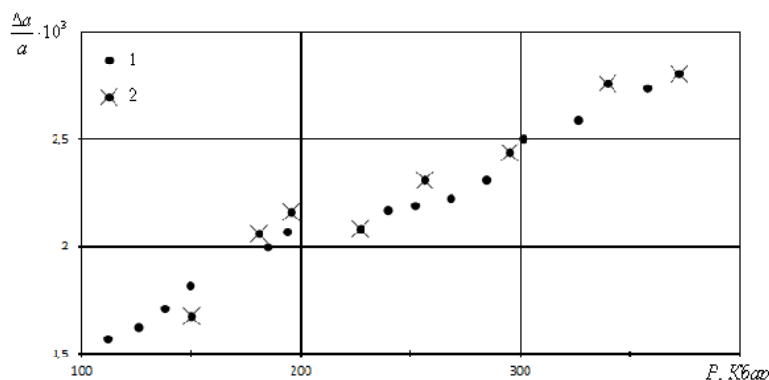


Рис. 5. Зависимость величины микроискажений кристаллической решетки $\frac{\Delta a}{a}$ от давления в ударной волне: 1 — опыты с медью; 2 — опыты с никелем; a — параметр решетки

различные по прочностным характеристикам и по энергии дефекта упаковки: никель, медь и латунь Л70. Установлено [10], что затухание ударных волн при прохождении их через ГЦК-металлы происходит значительно быстрее, чем это предсказывает газодинамическая схема. Показано также, что отличие «динамического» и «статического» соотношений упрочнения и физического уширения линий тем больше, чем меньше величина энергии дефекта упаковки металла. Рентгеновский анализ угловой зависимости уширения дифракционных линий позволил сделать вывод о близком к хаотическому распределению дефектов в решетке металлов, нагруженных плоскими ударными волнами.

Изучению особенностей структуры меди и сплавов на ее основе после взрывного нагружения различными схемами по сравнению со структурой статически деформированных образцов посвящена работа [11]. Микроструктурные исследования показали, что в отличие от статической деформации взрывное нагружение сопровождается механическим двойникованием, причем в сплавах двойникование развивается сильнее, чем в чистой меди.

В [14] исследован процесс затухания ударных волн в металлах при нагружении контактным взрывом, сформулирована математическая модель, проведено численное исследование с последующим сравнением с экспериментальными данными. Расчет выполнен на основе упругопластической модели для Ni и Cu. Проведено сравнение остаточных свойств образцов, сжатых ударной волной, а затем разгруженных в волне разрежения, параметры которой определяются размером

заряда и расстоянием от контактной границы, и образцов, сжатых ударной волной с такими же параметрами, но разгруженных в волне разрежения со свободной поверхности. При этом существенно меняются длительность ударно-сжатого состояния и скорость спада давления в волне разрежения, которые могут влиять на остаточные свойства образцов.

Из остаточных свойств металлов, нагруженных ударными волнами, рассмотрены микротвердость и величина остаточных микроискажений кристаллической решетки, определенные из уширения рентгеновских дифракционных линий. Сопоставлением значения микротвердости и микроискажения на каждой глубине с величиной максимального давления в ударной волне в [14] построены зависимости остаточных характеристик материала от амплитуды давления ударной волны. Интересно отметить, что для меди и никеля получилась единая зависимость микроискажений от давления (рис. 5)

Установлено [14], что микротвердость и величина рентгеновских характеристик структуры не зависят от ширины импульса давления, от скорости спада давления за ударным фронтом, а определяется только максимальной амплитудой давления в ударной волне.

В [17] рассмотрен возможный механизм действия двухслойного заряда ВВ при взрывном упрочнении металла. В соответствии с [17] основное преимущество двухслойных зарядов ВВ — отсутствие микро- и макроискажений в обрабатываемом материале, повышение циклической прочности в сочетании с высокими механическими характе-

ристиками. В [17] механизм упрочнения описан следующим образом. Объекты упрочнения имели цилиндрическую форму. При применении обычного заряда в образце возникла радиальная трещиноватость, причиной которой являлась большая амплитуда прикладываемого импульса напряжений, что соответствует применению сильного ВВ. Но поскольку степень поверхностного упрочнения металла определяется в основном величиной прикладываемого давления [2], по мнению ряда исследователей [17], возникает противоречие в требованиях к ВВ. С точки зрения механики разрушения [45] процесс образования трещин является процессом преобразования части энергии ВВ в поверхностную энергию возникших трещин. Для «залечивания» этих трещин надо внести энергию, не меньшую затраченной на их образование, т.е. на образование новых свободных поверхностей. Эту энергию составляет дополнительный внешний слой ВВ.

Таким образом, согласно [17], внутренний, прилегающий к металлу слой мощного ВВ обеспечивает при детонации упрочнение металла, а внешний слой ВВ поставляет дополнительную энергию для захлопывания образовавшихся разрывов сплошности.

Исследованию влияния обработки ударными волнами на структуру и свойства немагнитной дисперсионно-твердеющей стали 40Г14Н8ХЗЮФ (ЭП 769) посвящена работа [19]. Ударные волны в металле возбуждались по схеме детонации контактного заряда на поверхности образцов [2]. Давление в косой ударной волне от контактного взрыва составляло 50 и 200 кбар для двух используемых промышленных ВВ (аммонит 6ЖВ с плотностью $\rho = 1 \text{ г/см}^3$, скоростью детонации $D = 4,2 \text{ км/с}$, толщиной заряда $\delta_0 = 20 \text{ мм}$ и пластическое ВВ с $\rho = 1,65 \text{ г/см}^3$, $D = 7,2 \text{ км/с}$, $\delta_0 = 4 \text{ мм}$). Установлено [19], что взрывная обработка стали ЭП 769 при давлениях 50 и 200 кбар приводит к существенному повышению предела текучести $\sigma_{0,2}$ от 34 до 47 и 61 кг·с/мм² соответственно. Предел прочности σ_B увеличивается незначительно (на 4–6 кг·с/мм²), пластичность остается высокой, как и ударная вязкость, а твердость, оставаясь постоянной по сечению каждого образца, возрастает от 215 до 250 и 280 кг·с/мм².

Изучение структуры стали, подвергнутой обработке взрывом, на оптическом микроскопе показало ее сходство со струк-

турой исходного материала. Электронно-микроскопические исследования позволили обнаружить, что после упрочнения взрывом структура характеризуется наличием большого количества дефектов упаковки и тонких двойников, расположенных во взаимно пересекающихся плоскостях скольжения. В работе [19] приведены также результаты старения стали после ее упрочнения.

В результате анализа экспериментальных данных многих исследователей в [20] сделан вывод, что в диапазоне времени ударного сжатия 1–10 мкс основной величиной, определяющей остаточные свойства материалов после ударно-волнового нагружения, является давление на фронте волны. Для определенности авторы [20] ограничились рассмотрением лишь экспериментальных данных, полученных для плоских ударных волн в условиях, минимизирующих остаточную деформацию образцов. В качестве характеристики материала необходимо было выбрать такой параметр, который в наибольшей степени отражает свойства дефектов (в частности энергетические характеристики и взаимодействие), а также определяет основные особенности механизма их образования в ударной волне. Таким параметром, по мнению авторов [20], является модуль сдвига G . В пользу этого приведены следующие соображения:

1. Модуль сдвига определяет теоретическую прочность материала, которая по различным данным оценивается в пределах $(0,1 \div 0,05)G$. Для определенности принято $0,1G$. Отношение давления на фронте ударной волны к теоретической прочности материала может служить естественной мерой «силы» ударной волны для данного материала. Согласно оценкам [20] величина давления для рассмотренных металлов, при которой сдвиговые напряжения за фронтом достигают значения теоретической прочности (10–30 ГПа), перекрывается диапазоном давлений, в котором имеются экспериментальные данные.

2. Модуль сдвига определяет энергию единицы длины краевой и винтовой дислокации и энергию образования точечных дефектов — вакансий и междоузельных атомов [42].

В пользу выбора модуля сдвига в [20] приведены и другие соображения. Заметим, что выбор модуля сдвига как основного параметра материала является не более чем гипоте-

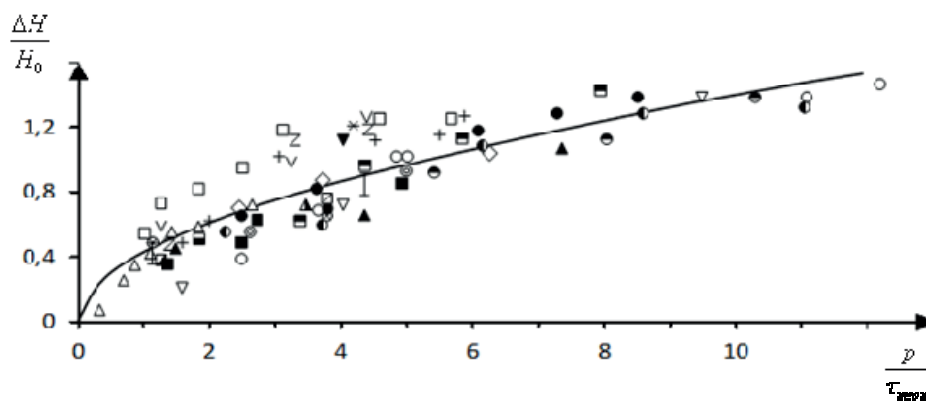


Рис. 6. Зависимость изменения твердости металлов от ударной нагрузки

зой, несмотря на высказанные доводы в его пользу. Это следует хотя бы из того, что упрочнение материала связано не только с характеристиками отдельных дефектов, но и с их числом и характером распределения. Для вычисления модуля сдвига использовалась формула

$$G = \frac{E}{2}(1 + \nu),$$

где E — модуль Юнга; ν — коэффициент Пуассона.

Экспериментальные данные разных авторов (всего для двенадцати металлов и сплавов) обработаны и нанесены в виде точек в плоскостях $(p/\tau_{\text{теор}}, \Delta H/H_0)$ и $(p/\tau_{\text{теор}}, \Delta\sigma_T/\sigma_{T0})$ (рис. 6, 7).

Из рис. 6, 7 видно, что точки, представляющие относительное увеличение твердости, располагаются в сравнительно узкой полосе вблизи кривой (рис. 6)

$$\Delta H/H_0 = 0,43\sqrt{P/0,1G}, \quad (4)$$

где H_0 — исходная твердость, p — давление на фронте ударной волны.

Значительно менее полные данные по увеличению предела текучести, получение которых требует больших затрат труда и времени, группируются с несколько большим разбросом вблизи прямой

$$\Delta\sigma_T/\sigma_{T0} = 0,48\frac{p}{0,1G}, \quad (5)$$

где σ_{T0} — исходный предел текучести.

Результаты обработки экспериментов по упрочнению металлов и сплавов ударными

волнами (рис. 6, 7) показывают, что остаточные механические характеристики (твердость и предел текучести) для ряда металлов и сплавов с различной кристаллической структурой, энергией дефекта упаковки и весьма разнообразными механическими, теплофизическими и другими свойствами в первом приближении следуют одному и тому же закону зависимости параметров упрочнения от величины $p/\tau_{\text{теор}}$.

Наличие единых зависимостей (4) и (5) для различных материалов может служить свидетельством того, что энергия дефектов должна в основном зависеть от определяющего параметра $p/\tau_{\text{теор}}$.

Очевидно, речь идет лишь об общей тенденции, в то время как более детальная обработка экспериментальных данных может выявить, например, различия в поведении материалов с разными типами кристаллической решетки.

Фазовое превращение в титане в ударных волнах исследовалось в [18]. Установлено, что величина давления $\alpha \rightarrow \omega$ — превращения в титане существенно зависит от давления на фронте ударной волны, входящей в образец, или от времени прохождения ударной волны через образец. В [18] представлено подробное описание методики экспериментальных исследований и полученные результаты.

Влияние процентного содержания и свойств некоторых тяжелых добавок на детонационные характеристики и механические свойства упрочненных сталей 1X18H10T и Г13Л изучалось в [16]. Зависимости твердости сталей 1X18H10T и Г13Л от давления нагружения представлены на рис. 8 и 9.

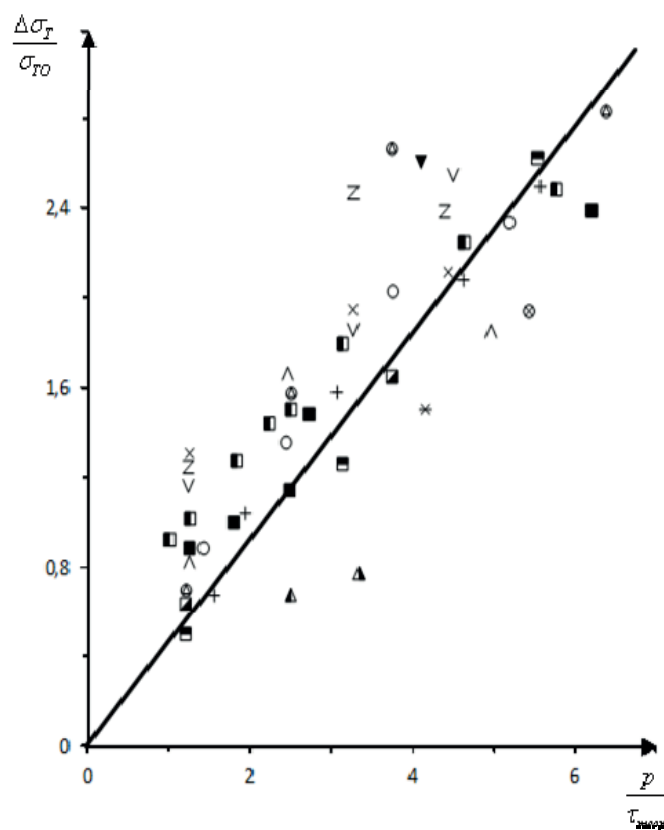


Рис. 7. Зависимость изменения предела текучести металлов от ударной нагрузки

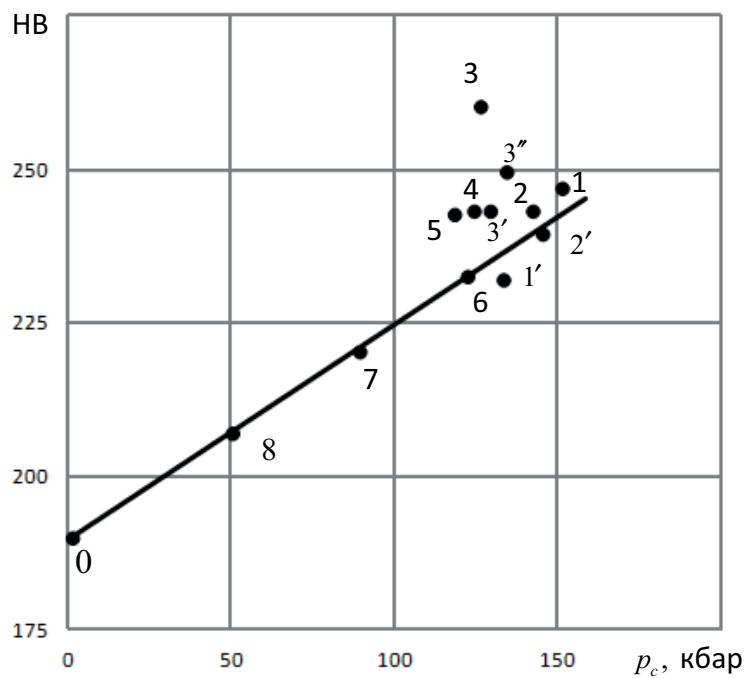


Рис. 8. Зависимость твердости стали 1X18H10T от давления нагружения. 0 — неупрочненный образец; 1 — пластин Г-75; 1' — Г-60; 2 — семтекс-1А; 2' — семтекс-1Н; 3, 3', 3'' — В-40, 10, 30; 4 — Г+BaSO₄ (30); 5 — Г+Fe₂O₃ (30); 6 — Г-50; 7 — порошкообразный гексоген; 8 — аммонит 6ЖВ

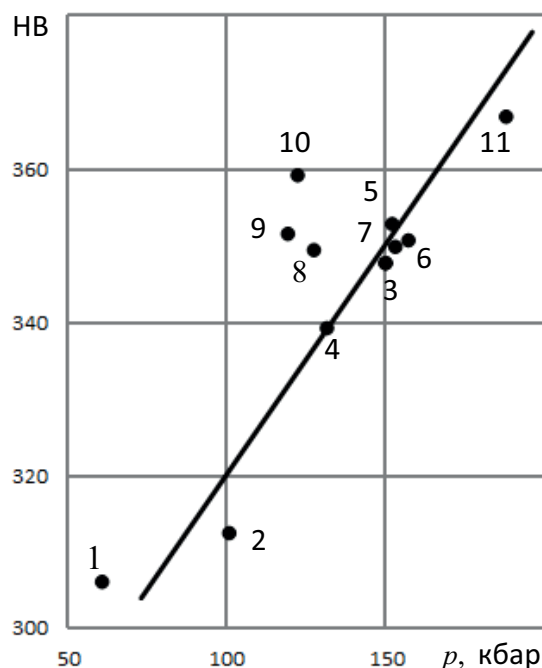


Рис. 9. Зависимость твердости стали Г13Л от давления нагружения. 1 — аммонит 6ЖВ; 2 — порошкообразный гексоген; 3 — гексопласт-89; 4 — состав №5; 5 — пластит Г-75; 6 — эластит; 7 — пластит-805; 8 — В-10, 9 — В-30, 10 — В-40; 11 — пластит

Анализ результатов исследований [16] позволил авторам предположить, что величина упрочнения не связана однозначно с давлением нагружения, а зависит также от других параметров детонации, в частности от импульса взрыва.

При таком предположении удается объяснить [16] повышенное упрочняющее действие ВВ, содержащих в составе тяжелые добавки.

Ударно-термическая обработка сталей, включающая в себя воздействие на сталь импульсного давления и низкотемпературного отжига, приводит к повышению твердости стали как после импульсного давления, так и после отжига. Такое изменение свойств связывается с повышением растворимости углерода в α — железе, содержащем дефекты структуры. В [26] представлены результаты исследований влияния указанного воздействия на другие характеристики (прочность, пластичность) сталей (табл. 2, 3). В табл. 2 представлены предел прочности при растяжении σ_B и относительное удлинение δ Ст. 45 после обработки с максимальным эффектом упрочнения, а в табл. 3 механические характеристики Ст. 10 приведены в зависимости от температурного отжига, проведенного после ударной обработки. Как видно из

приведенных данных, отжиг образцов в диапазоне $T = 220 \div 350^\circ\text{C}$ приводит к одновременному увеличению их прочности, твердости и пластичности. В [26] характер полученных изменений свойств стали объясняется исходя из предположения, что основными факторами, влияющими на свойства стали при отжиге, являются процесс диффузии углерода и отжиг дефектов, образующихся в результате ударного воздействия. В соответствии с [26], ударно-термическая обработка оказывает глубокое влияние практически на все механические свойства стали и позволяет получать высокую прочность в сочетании с достаточно высокой пластичностью.

Подробный анализ теоретической прочности кристалла в условиях ударно-волнового нагружения проведен в [32], а в [27] исследованы структурные изменения в аморфных металлических сплавах при ударно-волновом нагружении. Практические результаты по упрочнению деталей (венцов ведущих зубчатых колес и траков гусениц), изготовленных из стали 110Г13Л, представлены в [30]. В [33] исследована структура и определены критические параметры появления неустойчивости пластического течения в образцах титана, имеющих разные размеры

Таблица 2

Вид обработки	σ_B , МПа	δ , %
Исходное состояние(нормализация: нагрев до $T = 820^\circ\text{C}$, охлаждение на воздухе)	643(7,4)	18(0,17)
Ударная	975(5,8)	12(0,11)
Ударная + термическая при 350°C ,	1186(5,4)	14(0,38)

Таблица 3

Вид обработки	σ_B , МПа	δ , %	Hv
Исходное состояние(отжиг при $T = 900^\circ\text{C}$)	346(8,1)	31,0(0,86)	118
Ударная	557(6,5)	9,0(0,22)	217
Ударная + термическая при $T, ^\circ\text{C}$			
220	661(5,0)	10,0(0,21)	226
280	678(5,1)	10,5(0,14)	240
350	701(7,9)	11,0(0,12)	255
450	630(8,5)	13,0(0,15)	221
500	573(5,6)	14,5(0,24)	213

зерен и исходную плотность дефектов, после больших высокоскоростных деформаций. Установлено, что структура титана, сформированная в процессе деформирования, является высоко стабильной.

Известно, что кривая пластической деформации имеет стадийный характер. Исследователи выделяют три стадии на кривой упрочнения: стадию одиночного или легкого скольжения (I); стадию линейного упрочнения (II), на которой напряжение сдвига линейно зависит от деформации; стадию параболического разупрочнения (III), напряжение течения на которой является параболической функцией деформации [46]. В понимании природы стадийности кривых деформационного упрочнения ГЦК — материалов на уровне дислокационных субструктур достигнуты определенные успехи [34].

В [36] разработан метод исследования прочностных свойств многофазных сред, основанный на построении гистограмм микротвердости. Показано [36], что для стали Ст. 3 в зависимости от типа применяемого взрывчатого вещества гистограмма микротвердости исследуемых образцов бывают двух типов: с одним и двумя максимумами. Установлено, что при ударно-волновом воздействии области с преобладанием перлитных и ферритных зерен упрочняются синхронно.

В [37] представлен анализ результатов исследования эволюции микроструктуры в материалах, отличающихся типом кристаллической решетки и исходным состоянием (раз-

мер зерна, начальная плотность дефектов), после взрывчатого нагружения по методу полого толстостенного цилиндра [31,32]. Утверждается [37], что установленные закономерности эволюции микроструктуры в материалах учтены при создании новых материалов динамическим и квазидинамическими методами.

В [38] показано, что предварительное нагружение мелкозернистой меди с размером зерна 0,5 мкм ударной волной интенсивностью примерно $25 \div 50$ ГПа не приводит к изменениям ее внутренней микроструктуры и механических свойств, плотность дислокаций незначительно возрастает с $1,8 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ в исходном состоянии до $(3,1 \div 3,6) \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ после ударно-волнового нагружения. Увеличение интенсивности ударной волны до давлений > 55 ГПа приводит к уменьшению плотности дислокаций до $2,5 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$, увеличению размера зерна до примерно 19 мкм, появлению внутри зерен микродвойников и изменению механических свойств мелкозернистой меди до уровня крупнокристаллической.

Одним из важнейших условий является наличие или отсутствие существенной остаточной деформации. Необходимо отличать обработку собственно ударной волной, когда образец или деталь практически не претерпевают формоизменения, от взрывного нагружения в условиях, когда оно сопровождается значительным пластическим течением. Поскольку эти случаи взрывного нагруже-

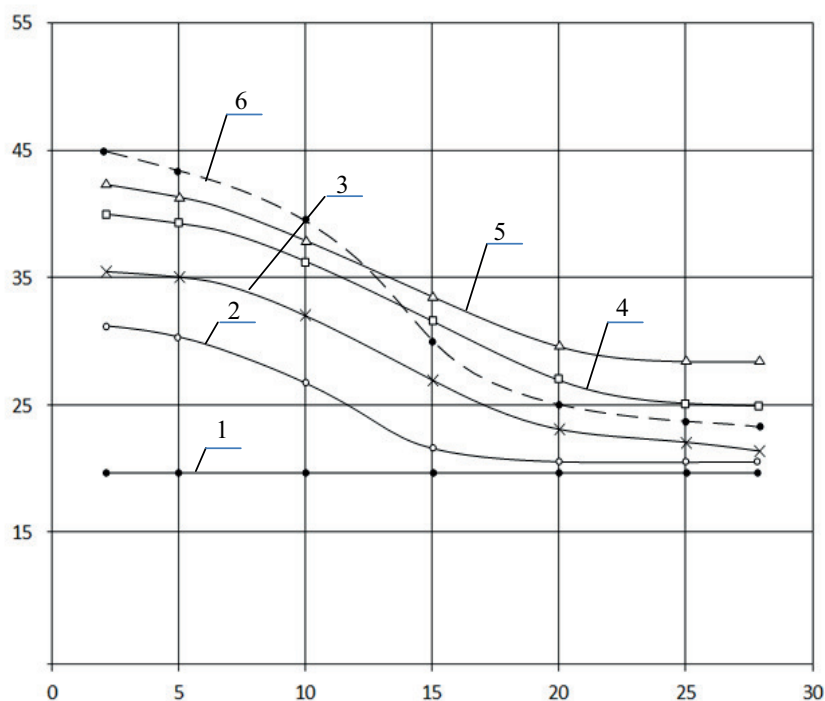


Рис. 10. Зависимость твердости зубьев от толщины заряда ВВ по глубине образца: 1 — без упрочнения; 2 — толщина заряда ВВ 3 мм; 3 — 5 мм; 4 — 6 мм; 5 — 7 мм; 6 — 9 мм (распределение твердости от вершины зуба)

ния существенно отличаются происходящими физическими процессами, то и структура, и свойства металлов, обработанных таким образом, также должны быть различными. Кроме того, остаточные пластические деформации изменяют геометрические размеры упрочняемых деталей настолько, что это выходит за поля допусков обрабатываемых размеров и приводит к браку. В этой связи интересные результаты по упрочнению деталей из стали 110Г13Л представлены в [39, 40]. Исследования [39] подтвердили, что степень упрочнения в основном зависит от толщины слоя взрывчатого вещества (рис. 10) и от длительности импульса.

Установлено [39], что оптимальным вариантом упрочнения деталей ходовой части транспортных машин является слой ВВ толщиной 3–5 мм. Металлографические исследования структуры образцов, вырезанных из средней части зубьев венцов, показали, что микроструктура неупрочненного металла соответствует стали 110Г13Л в состоянии после лития и закалки (рис. 11).

В структуре стали 110Г13Л, упрочненной взрывом, на всех исследуемых режимах под микроскопом не обнаружено фазовых превращений, т.е. аустенит является устойчи-

вым и упрочнение идет за счет скольжения и двойникования.

Из краткого обзора следует, что к настоящему времени накоплен достаточно обширный экспериментальный материал по определению механических характеристик различных металлов и сплавов после воздействия сильных ударных волн. Именно наличие большого числа экспериментальных данных подталкивает исследователей к попыткам их обобщения для построения единых зависимостей, связывающих параметры ударного сжатия и изменения остаточных свойств металлов и сплавов, различных по кристаллической структуре и свойствам. Заметим, что в этом отношении, по нашему мнению, наиболее удачна работа [20]. Несомненно, что установление корреляции между остаточными характеристиками материалов после ударного сжатия, параметрами ударной волны и свойствами материалов является важной задачей. Если бы существовал большой набор зависимостей остаточных свойств от условий ударного сжатия и можно было указать полный набор величин, определяющих процесс дефектообразования в ударной волне, то оставалось бы воспользоваться анализом размерностей [47]. К сожалению,

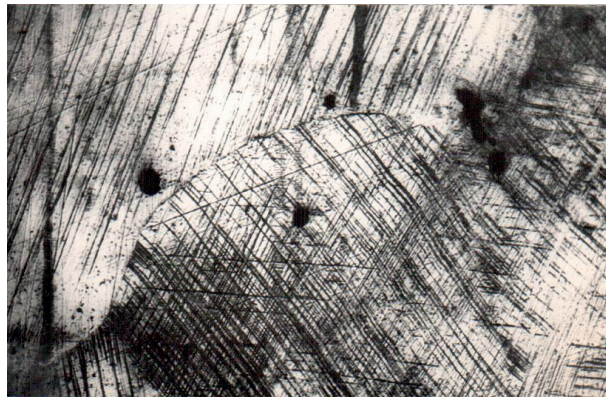


Рис. 11. Характерный вид структуры образца из зуба после упрочнения взрывом толщиной ВВ 9 мм на глубине 20 мм от поверхности ($\times 400$)

для такого подхода к настоящему времени необходимые данные отсутствуют. В связи с этим в первую очередь представляется важным продолжение экспериментальных исследований.

В заключении можно сделать следующие выводы по рассмотренным работам:

1. Увеличение угла встречи при упрочнении соударением приводит к постепенному увеличению упрочнения и небольшому увеличению глубины распространения. Увеличение глубины распространения и небольшое его численное возрастание по величине происходит до некоторого угла, а затем падает и по величине, и по глубине распространения [1];

2. После упрочнения взрывом металлы сохраняют пластические свойства на более высоком уровне, чем после упрочнения сжат при одинаковых значениях твердости [4];

3. При одном и том же давлении на фронте волны глубина упрочненной зоны при косых волнах существенно больше, чем при плоских [15];

4. При понижении начальной температуры ударно-волнового нагружения плотность дислокаций в металле может существенно увеличиться [6];

5. Взрывное нагружение, в отличие от статической деформации, сопровождается механическим двойникованием [11];

6. Двухслойный заряд способствует ликвидации микро- и макроискажений [17];

7. Модуль сдвига можно выбрать в качестве основного параметра, характеризующего теоретическую прочность материала [20];

8. Содержание в составе ВВ тяжелых добавок повышает их упрочняющее действие [16].

Авторы благодарят доктора технических наук И. В. Яковлева (ИГД СО РАН) за обсуждение и сделанные им полезные замечания по работе.

Литература

1. Дерibas А. А., Кудинов В. М., Соболенко Т. М. Упрочнение малоуглеродистой стали в процессе соударения пластин при переменном угле встречи // ФГВ. 1967. №3. С. 424–431.
2. Дерibas А. А. Физика упрочнения и сварки взрывом. Новосибирск: Наука, 1980. 220 с.
3. Гилман Дж. Дж. Динамика дислокации и поведение материалов при ударном воздействии // Механика. 1970. №2. С. 96–124.
4. Жаров А. И., Михалев М. С., Кац Р. З., Дмитриева В. С. Деформационное упрочнение меди, никеля и сплава Г31 сжатием и взрывом // ФГВ. 1973. №3. С. 443–447.
5. Тесленко А. Г., Дидык Р. П., Грязнова Л. В., Легеза В. Н. Взрывное упрочнение малоуглеродистой стали при различных положениях фронта детонации // ФГВ. 1974. №1. С. 32–136.
6. Сикоров В. Н., Першин С. В. Упрочнение никеля ударными волнами и его разупрочнение при последующем отжиге // ФГВ. 1974. №3. С. 421–426.
7. Киселев А. Н., Соболенко Т. М., Тесленко Т. С. Исследование влияния ударных волн на остаточные магнитные свойства арможелеза и никеля // ФГВ. 1974. №4. С. 594–598.
8. Михалев М. С., Егорова Т. И. Использование взрыва для измельчения структуры аустенитной стали // ФГВ. 1975. №2. С. 321–324.
9. Тесленко А. Г. Изменение тонкой структуры стали после нагружения плоскими ударными волнами // ФГВ. 1976. №1. С. 124–128.

10. Тесленко Т. С. Рентгеновское исследование микроискажений в ГЦК-металлах после нагружения плоскими ударными волнами // ФГВ. 1977. № 1. С. 121–125.
11. Губарева Н. В., Соболенко Т. М., Тесленко Т. С. Зависимость структуры меди от деформации при взрывном нагружении // ФГВ. 1977. № 4. С. 636–640.
12. Козин Н. С., Тузовский А. А., Холин Н. Н. Определяющие соотношения динамической пластичности // ПМТФ. 1978. № 1. С. 153–163.
13. Миндели Э. О., Мгеладзе З. И., Личели Г. П., Пейкришвили А. Б., Чагелишвили Э. Ш. Влияние предварительного нагрева на упрочнение твердости сплава взрывом // ФГВ. 1978. № 4. С. 102–107.
14. Дерibas А. А., Нестеренко В. Ф., Сапожников Р. А., Тесленко Т. С., Фомин В. М. Исследование процесса затухания ударных волн в металлах при нагружении контактным взрывом // ФГВ. 1979. № 2. С. 126–132.
15. Уткин А. В., Гордополов Ю. А., Михайлов А. Н. Метание пластин продуктами взрыва скользящей детонационной волны // ФГВ. 1979. № 3. С. 101–106.
16. Богдановская Е. И., Дубнов Л. В., Красиков К. И., Шведов К. К. Взрывное упрочнение аустенитных сталей // ФГВ. 1979. № 5. С. 95–101.
17. Дидык Р. П., Семенюк Е. А., Грязнова Л. В., Усов О. Я. Возможный механизм действия двухслойного заряда ВВ при взрывном упрочнении металла // ФГВ. 1980. № 1. С. 120–126.
18. Киселев А. Н., Фальков А. А. Фазовое превращение в титане в ударных волнах // ФГВ. 1982. № 1. С. 115–119.
19. Банных О. А., Блинов В. М., Гаврильев И. Н., Дерibas А. А., Соболенко Т. М., Черногорова О. Л. Влияние ударного нагружения на структуру и свойства аустенитной дисперсионно-твердеющей стали // ФГВ. 1982. № 3. С. 104–108.
20. Дерibas А. А., Нестеренко В. Ф., Тесленко Т. С. Универсальная зависимость параметров упрочнения металлов от интенсивности ударно-волнового воздействия // ФГВ. 1982. № 6. С. 68–74.
21. Мерзиевский Л. А., Реснянский А. Д. О выборе модели для описания затухания ударных волн в металлах // ФГВ. 1983. № 1. С. 99–105.
22. Сергеев-Альбов Н. Н. Остаточные напряжения и вязкость при высокоскоростном деформировании металлов // ПМТФ. 1983. № 2. С. 116–121.
23. Тесленко Т. С. Рентгеновское исследование ударно-нагруженных внутреннеокисленных медных сплавов // ФГВ. 1983. № 2. С. 132–135.
24. Вахненко В. А., Кудинов В. М., Паламарчук Б. И. К вопросу о затухании сильных ударных волн в релаксирующих средах // ФГВ. 1984. № 1. С. 105–111.
25. Захаренко И. Д., Милевский К. Е., Москвин В. Н. Прогнозирование механических свойств упрочненной взрывом стали электромагнитными методами // ФГВ. 1984. № 5. С. 122–125.
26. Мартынов А. И., Сазонов В. Ф., Коробов В. К., Бацанов С. С. Влияние ударно-термической обработки на механические свойства сталей // ФГВ. 1988. № 3. С. 94–96.
27. Курко В. И., Кузовников А. А. О структурных изменениях в аморфных металлических сплавах при ударно-волновом нагружении // ФГВ. 1988. № 6. С. 111–115.
28. Коростнев С. Ю., Псахье С. Г., Панин В. Е. Молекулярно-динамическое исследование атомной структуры материала при распространении ударной волны // ФГВ. 1988. № 6. С. 124–127.
29. Батьков Ю. В., Глужак Б. Л., Новиков С. А. Прочность алюминия, меди и стали за фронтом УВ // ФГВ. 1989. № 5. С. 126–132.
30. Камалян Р. З., Фердман Я. И. О некоторых результатах упрочнения металлов взрывом // Известия вузов. Сев.-Кавказ. регион. Технические науки. 1993. № 3–4. С. 54–57.
31. Нестеренко В. Ф., Бондарь М. П. Локализация деформации при схлопывании толстого цилиндра // ФГВ. 1994. Т. 30. № 4. С. 499–511.
32. Бондарь М. П. Особенности формирования структуры при больших высокоскоростных деформациях // ФММ. 1998. Т. 1. № 1. С. 37–54.
33. Бондарь М. П., Первушина О. Л. Зависимость структуры титана, формирующейся при высокоскоростном нагружении, от его исходного состояния // ФГВ. 2000. Т. 36. № 2. С. 110–121.
34. Старченко В. А., Лычагин Д. В. Геометрический эффект в упрочнении и локализации деформации ГЦК монокристаллов // ФММ. 2000. Т. 3. № 2. С. 47–54.
35. Бондарь М. П., Ободовский Е. С., Рычков В. Н., Топчиан М. Е. Особенности поведения дисперсно-упрочненной меди при импульсных высокотемпературных и силовых циклических нагрузках // ФГВ. 2000. Т. 36. № 4. С. 140–143.
36. Бухаемский А. А., Курко В. И., Талабуев Д. Е. Особенности упрочнения стали Ст.3 при ударно-волновом воздействии // ФГВ. 2001. Т. 37. № 6. С. 119–123.
37. Бондарь М. П. Эволюция микроструктуры при динамическом нагружении материалов // ФГВ. 2002. Т. 38. № 2. С. 125–134.
38. Игнатова О. Н., Каганова И. И., Малышев А. Н. и др. Влияние ударно-волнового нагру-

- жения на внутреннюю микроструктуру и механические свойства мелкозернистой меди // ФГВ. 2010. № 6. С. 119–124.
39. Камальян Р. З., Камальян С. Р. К упрочнению металлов при импульсном воздействии // Экологический вестник научных центров Черноморского экономического сотрудничества. 2011. № 3. С. 49–54.
40. Камальян Р. З., Камальян С. Р. О некоторых результатах импульсного упрочнения стали // Известия вузов. Северо-кавказский регион. Технические науки. 2013. № 1. С. 126–127.
41. Дерibas А. А., Кудинов В. М., Матвеев Ф. И., Симонов В. А. Сварка взрывом // ФГВ. 1967. № 1. С. 111–118.
42. Физическое металловедение. Дефекты кристаллического строения. Механические свойства металлов и сплавов / Под ред. Кана Р. М.: Мир, 1968. 484 с.
43. Конон Ю. А., Первухин Л. Б., Чудновский А. Д. Сварка взрывом. М.: Машиностроение, 1987. 216 с.
44. Баум Ф. А., Орленко Л. П., Станюкович К. П., Чельшев В. П., Шехтер Б. Н. Физика взрыва. М.: Наука, 1975. 704 с.
45. Нотт Дж. Ф. Основы механики разрушений. М.: Металлургия, 1978. 256 с.
46. Смирнов Б. И. Дислокационная структура и упрочнение кристаллов. Л.: Наука, 1981. 272 с.
47. Седов Л. И. Методы подобия и размерности в механике. М.: Наука, 1972. 440 с.

Ключевые слова: ударные волны, упрочнение, импульс, механические свойства, остаточные характеристики, пластические деформации.

Статья поступила 26 августа 2013 г.
Академии маркетинга и социально-информационных технологий, г. Краснодар
Кубанский государственный университет, г. Краснодар
© Камальян Р. З., Камальян С. Р., 2013