

7. Шуршалов Л. В. Расчет взрыва тротилового бруса бесконечной длины // Изв. АН СССР. МЖГ.— 1975.— № 5.— С. 130—135.
8. Архангельский Н. А. К расчету течения, возникающего при искровом пробое в воздухе // Там же.— 1979.— № 4.— С. 182—184.
9. Поддубный В. В., Фонарев А. С. Отражение сферической взрывной волны от плоской поверхности // Там же.— 1974.— № 6.— С. 66—72.
10. Кестенбойм Х. С., Шуринов А. И. О некоторых особенностях отражения взрывной волны от плоскости // Там же.— 1978.— № 3.— С. 111—116.
11. Чушкин П. И., Шуршалов Л. В. Численные решения задач о взрыве в газе // Итоги науки и техники. МЖГ.— 1981.— 16.
12. Герасимов Б. П., Карагичев А. Б., Семушин С. А. Метод унифицированного расчета течений газа в области с произвольной границей // Докл. АН СССР.— 1986.— 288, № 2.— С. 331—336.
13. Gentry V. A., Martin V. E., Daly V. J. An eulerian differencing method for unsteady compressible flow problem // J. Comp. Phys.— 1966.— 1.— P. 87.
14. Гаврилюк В. Н., Семушин С. А. Монотонная схема второго порядка точности для расчета пространственных течений невязкого газа.— М., 1988.— (Препр./АН СССР. ИПМ; № 112).

г. Москва

Поступила в редакцию 18/X 1990

УДК 532.593 + 620.18

Т. С. Тесленко

## ВЗРЫВНОЕ ВОЗДЕЙСТВИЕ НА МАТЕРИАЛЫ СО СТРУКТУРОЙ, НАСЫЩЕННОЙ ДЕФЕКТАМИ

Рассмотрено влияние взрывного нагружения на структуру мартенситных сталей, быстрозакаленных и аморфизированных сплавов, т. е. материалов, имевших до ударного нагружения высокую плотность дефектов кристаллической решетки. Устойчивость таких структур к ударно-волновому воздействию зависит от наличия в них развитой системы высокоугловых субграниц. Если же материал до взрывной деформации имел высокую плотность дислокаций, но они не организованы в блоки с разориентированными границами, то ударные нагружения преобразуют структуру так, чтобы такие границы были созданы, аналогично структурам после больших степеней обычной пластической деформации.

Действие взрывного нагружения на структуру и свойства металлов и сплавов изучено уже достаточно подробно, выявлены некоторые общие закономерности упрочнения разных металлов при различных интенсивностях ударных нагрузок с минимальной остаточной деформацией [1]. Они в основном касаются материалов, которые до ударного нагружения были в отоженном или слабо наклепанном состоянии. Показано, что структуры ударно-нагруженных металлов и сплавов имеют высокую степень однородности, равномерности распределения дефектов кристаллической решетки при достаточно высокой их плотности (плотность дислокаций  $\sim 10^{11}$  см<sup>-2</sup> при давлении ударной волны в несколько десятков гигапаскалей).

Более сложными являются случаи, когда материал до взрывного нагружения имел достаточно высокую плотность дефектов после предварительной деформации или иной обработки, со своими, характерными для этой обработки особенностями дефектной структуры.

Слабая предварительная деформация, например, прокаткой, мало сказывается на конечной структуре материала после ударного нагружения, хотя и здесь удавалось получить некоторый выигрыш в свойствах металлов, особенно в условиях повышенных температур. Действительно, испытания ударно-нагруженной нержавеющей стали на длительную прочность при 600 °С показали, что лучшие результаты дают образцы, которые до взрывного нагружения претерпели пластическую деформацию прокаткой [2]. После статической деформации на 10 % образцы имели выраженную блочную структуру. Последующее ударное нагружение с давлением  $p = 10$  ГПа изменило ее в сторону более равномерного распределения дефектов, внутри блоков образовалась большая плотность

Материал	Обработка	Твердость, $H_v$	$\gamma=Fe$ , %	$\beta(110)$ , град	$\beta(211)$ , град	$D$ , Å	$\frac{\Delta\alpha}{\alpha} \cdot 10^3$
ХВГ	Исходный	880	18	0,73	1,22	250	3,0
	10 ГПа	980	10	0,8	1,34	230	3,3
	20 ГПа	1050	6	0,89	1,42	210	3,4
	30 ГПа	1100	3	0,905	1,52	210	4,1
38ХМЮА	Исходный	710	5	0,54	1,17	2200	4,5
	10 ГПа	750	4	0,48	0,92	2500	3,3
20Н6	Исходный	550	3	0,47	0,94	2500	3,5
	10 ГПа	550	3	0,41	0,78	2900	2,7
Хромистая сталь	Исходный	620	5—10	0,58	1,01	1100	3,5
	Компакт	720	30—50	0,68	1,20	400	3,8

дислокаций. При повышенной температуре, которая, однако, ниже температуры рекристаллизации, плотность дефектов хотя и уменьшается, но оставшиеся дислокации могут образовать мелкодисперсную полигональную структуру, оптимальную для высокотемпературной прочности.

В случае, когда дозрывная статическая деформация была более сильной, например, когда образовалась текстура прокатки, то последующее взрывное нагружение частично уничтожает текстуру, уменьшает анизотропию свойств, размывает текстурные максимумы на рентгенограммах [3], т. е. структура, созданная статической деформацией, неустойчива по отношению к ударному нагружению.

Наиболее насыщена дефектами за счет предварительной обработки мартенситная структура. Мартенсит закаленной стали — это метастабильное состояние, которое под действием временных или механических воздействий, в том числе под действием УВ, может претерпевать сложные превращения [4, 5]. При взрывном нагружении в стали сложной структуры происходит взаимодействие имевшихся в материале дефектов с вновь образующимися в УВ. Это взаимодействие изучалось на низко- и среднелегированных сталях, содержащих от 0,2 до 1 % углерода: ХВГ, 20Н6 и 38ХМЮА, которые до ударного нагружения закалялись на мартенсит. Характеристики структуры исследовались рентгеновскими методами: проводился анализ фазового состава и ширины дифракционных линий. По последней судят об уровне микроискажений кристаллической решетки и дисперсности структуры.

В закаленном состоянии сталь ХВГ имела явно расщепленный дублет (110) — (011) мартенсита. По нему можно оценить содержание углерода в  $\alpha$ -твердом растворе. Дифракционные линии очень широкие, в сталях ХВГ и 38ХМЮА присутствовал остаточный аустенит. В закаленных сталях 38ХМЮА и 20Н6 черты мартенситной структуры выражены слабее из-за меньшего содержания углерода (см. таблицу).

После нагружений мартенситных сталей ударными волнами во всех случаях остаточный аустенит распадался, уменьшалось количество растворенного углерода в мартенсите, определяемое по расщеплению дублета (110) — (011), микротвердость увеличивалась. Анализ положения дублета (110) — (011) стали ХВГ показал, что после ударного нагружения в 20 и 30 ГПа максимум широкой слившейся линии примерно соответствует положению линии (110) после отжига этой стали, когда углерод в основном вышел из твердого раствора. Обычно после статической деформации мартенсита положение слившегося дублета соответствует несколько увеличенному параметру решетки [4], что объясняется разупорядочением, а не выходом углерода из раствора. В случае ударных нагрузок обезуглероживание мартенсита происходит только при  $p = 20$  и 30 ГПа и не наблюдается при  $p = 10$  ГПа. Это позволяет предположить, что к обезуглероживанию твердого раствора приводит двойной фазовый переход  $\alpha' \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha''$ .

Анализ уширения рентгеновских дифракционных линий дал противоречивые результаты по разным сталям (см. таблицу). В сталях 38ХМЮА и 20Н6 ширина линий после ударного нагружения несколько уменьшалась, что согласуется с наблюдениями, приведенными в [5] для высоко- и среднеуглеродистых закаленных сталей. Уменьшается уровень микроискажений решетки  $\Delta a/a$  и слегка увеличиваются размеры блоков  $D$ , рассчитанных по соотношению уширения линий  $\beta$  (110) и  $\beta$  (211). Это нетипично для ударно-нагруженных металлов, так как взрывная обработка обычно приводит к увеличению общего количества дефектов кристаллической решетки. Ширина рентгеновских дифракционных линий стали ХВГ, напротив, не уменьшалась, а даже несколько увеличивалась с ростом интенсивности ударного нагружения. Хотя данные по ширине линии (110) не надежны из-за расщепления дублета (110) — (011), но уширение линии  $\beta$  (211) отчетливо указывает на возрастание уровня микроискажений решетки, несмотря на очень сильные исходные напряжения от закалки.

В работе [6] описаны опыты по взрывному компактированию быстро-закаленных гранул низкоуглеродистой стали, легированной 13 % хрома. Гранулы, размером от 90 до 450 мкм имели в исходном состоянии твердость 600—630 Н<sub>с</sub> в зависимости от размеров гранул, количество остаточного аустенита 5—10 %, рентгеновские дифракционные линии очень широкие, характерные для мартенсита, хотя и без признаков тетрагональности, так как углерода только 0,12 %.

Взрывное компактирование по плоской схеме происходило при  $p \approx 28$  ГПа и обеспечивало конечную плотность в пределах ошибки измерения, равную плотности монолита. При компактировании реализуется развитый динамический режим деформирования гранул с сильным искажением их формы и с признаками оплавления в тонком поверхностном слое гранул, где происходила интенсивная деформация. В этих условиях, так же, как и при ударном нагружении стали ХВГ, дополнительно росло количество дефектов кристаллической решетки, твердость возрастала на 15—20 %. Ширина рентгеновских дифракционных линий при компактировании еще несколько увеличивалась (см. таблицу), что свидетельствует о дополнительном усилении дисперсности структуры и поднятии уровня микроискажений. Необычным оказалось значительное увеличение количества  $\gamma = \text{Fe}$  в компакте по сравнению с исходными гранулами. По-видимому, локальный разогрев в процессе компактирования переводит частично мартенсит в  $\gamma$ -фазу, и высокоскоростная деформация в  $\gamma$ -состоянии стабилизирует его [4] при последующей закалке разогретого слоя через теплоотвод в тело гранул.

Рассмотрим взрывное нагружение мартенсита, т. е. состояния с почти предельным исходным насыщением дефектами, с точки зрения устойчивости структуры, созданной одним способом обработки, по отношению к другому воздействию.

В [7] обсуждаются вопросы устойчивости структур при больших степенях пластической деформации, и на многочисленных материалах показано, что устойчивы лишь структуры, созданные в данном процессе, а старые оказываются неустойчивы по отношению к новому типу деформации и разрушаются, т. е. характер внешнего воздействия однозначно определяет тип устойчивого по отношению к нему структурного состояния, причем важное значение имеют достигнутая фрагментация и разориентация фрагментов.

Взрывное нагружение не вполне можно отождествлять с большими степенями пластической деформации. Общей чертой этих процессов является высокая, почти предельная, плотность дефектов кристаллической решетки, в частности дислокаций. Отличие же, и существенное, в том, что ударные волны оставляют очень однородную, неразориентированную дефектную структуру, а статические виды деформации достаточно больших степеней, когда набирается такая же плотность дислокаций, имеют уже разориентированную неоднородную структуру [8]. Динамическая

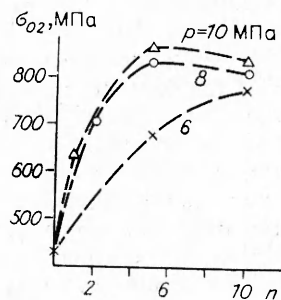
деформация гранул в процессе компактирования имеет общие черты с обоими процессами, особенно в областях интенсивного пластического течения поверхностных слоев гранул.

По-видимому, мартенсит выступает как устойчивый тип структуры по отношению к взрывному нагружению в случае, если в нем уже существует много большеугловых границ (когда имеется очень мелкоигольчатый мартенсит, характерный для стали ХВГ с большим содержанием углерода). Аналогично ведет себя и очень мелкодисперсная закаленная структура компактируемых гранул. Важно, что в этих очень разных по составу и обработке материалах характеристики дисперсности структуры близки:  $D = 200 \div 400 \text{ \AA}$  (см. таблицу). Такая структура, вероятно, не разрушается ударными нагрузками, дополнительные дефекты при этом частично поглощаются имеющимися границами, усиливая их разориентировку, а частично слегка увеличивают уровень микроискажений. Твердость при этом повышается. Мартенсит сталей 38ХМЮА и 20Н6 имел исходно более крупную игольчатую структуру, плотность большеугловых границ меньше, дисперсность структуры отличается почти на порядок,  $D = 2200 \div 2900 \text{ \AA}$ . Такая структура оказалась неустойчива по отношению к ударным нагрузкам, УВ частично разрушают мартенситную структуру, «размывая» границы иголок, добавляя при этом лишь равномерную насыщенность хаотическими дислокациями, которые дают меньший вклад в твердость и уширение линий, чем границы иголок. Тогда значения  $H_v$  и  $\beta$  не увеличиваются и даже несколько падают.

С этих позиций интересно рассмотреть и еще два случая взрывного воздействия на материалы с исходной большой плотностью дефектов — это многократные ударные нагружения [9] и взрывное нагружение материалов, аморфизированных сильной деформацией [10]. Общее этих двух случаев очень разной структуры — отсутствие до взрывного нагружения разориентированных границ. Тогда ударная деформация преобразует структуру так, чтобы такие границы создать.

В случае повторных ударных нагружений однородная неразориентированная структура, получившаяся в первых нагружениях, преобразуется во все более выраженную блочную структуру с возрастающими разориентировками [11]. Этим и объясняется, что каждое следующее нагружение нержавеющей стали одинаковыми ударными волнами давало все меньший прирост прочности, твердости и ширины рентгеновских линий, а примерно с пятого нагружения все характеристики выходили на некоторый предельный уровень для данного давления ударных волн, который, однако, не является предельным для нагружений с большим давлением [9] (см. рисунок). По-видимому, устойчивой структурой, присущей «большим степеням» взрывной деформации является блочная разориентированная структура, к которой стремится материал при многократных нагружениях, причем каждому уровню ударных давлений соответствует своя предельная разориентировка, обеспечивающая определенный, предельный для каждого давления уровень упрочнения.

Однородную структуру, получающуюся после однократного ударного нагружения, видимо, следует считать «начальной стадией» взрывной деформации, аналогично однородному ламинарному течению при начальных стадиях квазистатического растяжения. Всякая однородная неразориентированная структура неустойчива по отношению к продолжающейся деформации и в ходе ее набирает фрагментарность и разориентировку [8]. Если бы при каждом повторном взрывном нагружении структура менялась только количественно, т. е. только увеличивалась бы плотность дислокаций, имелся бы неограниченный рост твердости, и каким-то числом слабых ударных нагружений можно было бы набрать упрочнение, присущее одному сильно-



му нагружению. Но аналогично статической, при продолжающейся взрывной деформации структура постепенно качественно изменяется. Новые дефекты, взаимодействуя со старыми, образуют стенки блоков со все возрастающими разориентировками, но тоже до своего предельного уровня, присущего и устойчивого для нагружения данным давлением. Нагружение иным давлением, видимо, следует считать иным деформационным процессом со своими характерными конечными разориентировками.

Если рассматривать стадии взрывного нагружения (фронт УВ, выдержка при высоком давлении и разгрузка), то увеличение плотности дислокаций должно происходить на ударном фронте, а взаимодействие их, перераспределение и преобразование границ субструктуры — на стадии выдержки при высоком давлении и в волне разгрузки [12]. В описываемых экспериментах проводились нагружения контактными зарядами ВВ, поэтому стадия выдержки при высоком давлении отсутствовала. Процессы преобразования субструктуры могли происходить на начальном, более крутом участке волны разрежения, где напряжения и число подвижных дислокаций зависят от амплитуды УВ.

Аморфные металлы можно рассматривать как предельный случай насыщения кристаллической решетки дефектами, когда решетка уже теряет дальний порядок. Аморфные металлы получают либо быстрой закалкой из жидкого состояния, либо высокоэнергетическим размолотом в шаровых мельницах. Закаленные аморфные металлы после взрывных нагружений в основном сохраняют аморфную структуру, хотя появляются некоторые признаки сдвига характеристик в сторону неоднородности: усиление локальной магнитной анизотропии, упорядочение топологического ближнего порядка, уменьшение теплоты кристаллизации, т. е. приближение к кристаллическому состоянию [13].

Материалы, полученные размолотом в мельнице, т. е. аморфизированные интенсивной деформацией, менее устойчивы к взрывному воздействию. Предпринимались попытки взрывного компактирования порошка аморфного сплава  $\text{Cu} - 25\% \text{Sn}$ , полученного методом механического сплавления [10]. Рентгеноструктурный анализ показал, что исходный порошок дает один широкий дифракционный пик (интегральная полуширина  $\approx 4^\circ$ ), однако структура этого пика позволяет предполагать, что он состоит из нескольких сильно размытых максимумов. Спрессованные взрывом компакты сохранили в основном близкую к аморфной структуру, однако ширина дифракционного пика уменьшилась, особенно в центре ампулы, где давление и температуры были наибольшие. Травление довершает кристаллизацию особо нестабильного поверхностного слоя и выявляет мелкокристаллическую структуру. После травления и рентгеновский анализ показывает кристаллизацию интерметаллидных фаз на поверхности, т. е. достаточно очень слабого химического или теплового воздействия для окончательного формирования границ мелких кристаллов.

Таким образом, взрывное нагружение отожженных или слабонаклепанных металлов и сплавов создает относительно однородную неразориентированную структуру с приблизительно хаотичным распределением дефектов кристаллической решетки. И все же не эту структуру следует по-видимому, считать присущей в конечном счете ударно-нагруженным металлам. Как и в случае статической деформации, продолжающийся процесс должен приводить к возрастающей фрагментированности, появлению деформационных границ, увеличению их разориентировки. Если же материал до взрывной деформации имел высокую плотность дефектов, но без развитой субструктуры границ, то ударные нагружения будут создавать эти границы, если представить процесс взрывного нагружения продолжающимся. В случаях, когда исходная структура очень мелкодисперсная, разориентированных границ много, такая структура может оказаться устойчивой к ударно-волновой деформации, и изменения ее будут носить лишь количественный характер.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Дерibas А. А., Нестеренко В. Ф., Тесленко Т. С. Универсальная зависимость параметров упрочнения от интенсивности ударно-волнового воздействия // ФГВ.— 1982.— 18, № 6.— С. 68—74.
2. Соболенко Т. М., Тесленко Т. С. Совместное влияние ударных волн и пластической деформации на свойства металлов: Тр. X Междунар. конф. по высокоэнергетическому воздействию на материалы.— Любляна (СФРЮ), 1989.— С. 814—818.
3. Соболенко Т. М., Тесленко Т. С. Действие ударных волн на текстурированный прокат и крупнозернистые металлы // ФГВ.— 1973.— 9, № 2.— С. 315—322.
4. Курдюмов Г. В., Утевский Л. М., Энтин Р. И. Превращения в железе и стали.— М.: Наука, 1977.— С. 238.
5. Пашков П. О., Гелунова З. М. Действие ударных волн на закаленные стали.— Волгоград: Ниж.-Волж. кн. изд-во, 1969.— С. 165.
6. Дерibas А. А., Нестеренко В. Ф., Першин С. А. и др. Взрывное прессование быстроокаленных порошков хромистой стали: Тр. VI Междунар. симп. «Использование энергии взрыва для создания материалов с новыми свойствами».— Пардубице (ЧССР), 1988.— С. 402—409.
7. Рыбин В. В. Большие пластические деформации и разрушение металлов.— М.: Металлургия, 1986.— С. 224.
8. Конева Н. А., Козлов Э. В. Физическая природа стадийности пластической деформации // Изв. ВУЗов. Физика.— 1990.— № 2.— С. 89—106.
9. Губарева Н. В., Киселев А. Н., Соболенко Т. М. и др. Структура и свойства металлов после многократных ударных нагружений // Физические проблемы импульсной обработки металлов и сплавов.— Куйбышев, 1988.— С. 99—107.
10. Горшков Н. Н., Иванов Е. Ю., Пластинин А. В. и др. Взрывное компактирование аморфного порошка Cu—Sn, полученного методом механического сплавления // ФГВ.— 1989.— 25, № 2.— С. 125—129.
11. Губарева Н. В. Исследование тонкой структуры меди после многократного взрывного нагружения // Механика быстропротекающих процессов.— Новосибирск, 1984.— С. 42—46.
12. Mogilevsky M. A. Shock front in crystal: Simulation and experiment // J. de Physique.— 1988.— 49. Coll. C3, N 9.— P. 467—475.
13. Исхаков Р. С., Кирко В. И., Кузовников А. А. и др. Изменение электрических и магнитных характеристик аморфных сплавов на основе Fe и Co вследствие ударного нагружения: Тр. Междунар. семинара по высокоэнергетической обработке быстроокаленных материалов.— Новосибирск, 1989.— С. 127—131.

г. Новосибирск

Поступила в редакцию 3/II 1991,  
после доработки — 23/IV 1991

УДК 532.529.5 + 541.126

Е. В. Петухова, А. В. Федоров

### ВОСПЛАМЕНЕНИЕ ЧАСТИЦ МАГНИЯ ВБЛИЗИ ТОРЦА УДАРНОЙ ТРУБЫ

Методами математического моделирования изучено воспламенение частиц магния вблизи торца ударной трубы, возникающее под действием проходящей и отраженной ударных волн. Проведенное сопоставление с данными экспериментов показало необходимость учета движения частиц, зависимости теплофизических параметров системы от состояния при определении зависимости времени задержки воспламенения как функции температуры за фронтом ударной волны.

Проблема воспламенения мелких частиц металлов в динамических условиях за плоскими проходящими и отраженными ударными волнами (УВ) рассматривалась теоретически и экспериментально в [1—3], в [4, 5] — за детонационными и взрывными волнами. В [2, 3] показано, что учет движения частиц и низкотемпературного окисления металла позволяет описать имеющиеся экспериментальные данные по зависимости времени задержки воспламенения  $t_{ign}$  от числа Маха  $M$  ударной волны. В [6] для объяснения вновь полученных данных по воспламенению частиц Mg вблизи торца ударной трубы высказано предположение о растрескивании окисла до плавления. Ниже дается объяснение наблю-