

зования радиальных трещин. Развитие каждой трещины сопровождается разгрузкой вдоль окружности, распространяющейся со скоростью звука (в соответствии с рисунком). Рассмотрим две трещины, находящиеся на расстоянии l друг от друга. Появление одной трещины будет маловероятно, если за время τ материал между трещинами полностью разгрузится. Иными словами, для оценки длины осколка можно воспользоваться соотношением

$$\frac{e}{c} \sim \frac{\delta}{v}.$$

Отсюда и из (15)

$$l \sim \frac{2\delta c \operatorname{sh} \bar{\epsilon}_*}{v}.$$

Количество осколков n , очевидно, оценивается как

$$n = \frac{2\pi R}{l} \sim \frac{\pi R \cdot v}{\delta \operatorname{sh} \bar{\epsilon}_* \cdot c}.$$

По данным экспериментов, описанных выше, к моменту разрушения скорость кольца $v=500$ м/с. Скорость разгрузки в данном случае целесообразно принять равной «стержневой» скорости звука $c = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \approx 5000$ м/с.

Для чистого алюминия $\operatorname{sh} \bar{\epsilon}_* = 0,12$, для Д-16 — $\operatorname{sh} \bar{\epsilon}_* = 0,38$. Подставляя эти числа, а также $R=4$ см, $\delta=0,6$ см, получаем для чистого алюминия $n=5$, для Д-16 — $n=17$. Совпадение опытных и расчетных данных получается весьма хорошим.

В заключение автор благодарит Е. И. Шемякина, Е. Н. Шера за полезные обсуждения задачи, а также А. Г. Черникова — за проведение экспериментов.

Поступила в редакцию
14/III 1973

ЛИТЕРАТУРА

1. В. М. Кузнецов. ПМТФ, 1968, 2.
2. Э. А. Кошелев и др. ПМТФ, 1971, 2.
3. А. Н. Надаи. Пластичность и разрушение твердых тел. Т. II. М., «Мир», 1969.

УДК 532.593

ПОВЕРХНОСТНЫЕ ЭФФЕКТЫ В МЕТАЛЛАХ ПОСЛЕ ПРОХОЖДЕНИЯ ПЛОСКОЙ УДАРНОЙ ВОЛНЫ

Т. М. Соболенко, Т. С. Тесленко
(Новосибирск)

Постановка задачи

В настоящей работе изучались некоторые явления на поверхности металлов, нагруженных плоскими ударными волнами. Опыты проводились по следующей схеме (рис. 1). Цилиндрические образцы 4 и 5 вы-

сотой 10 и диаметром 20—30 мм с тщательно отшлифованными и отполированными поверхностями помещались один на другом без зазора на основании 6 также с отшлифованным верхним торцом. Вся стопка помещалась в стальную обжимку и накрывалась пластиной из стали или

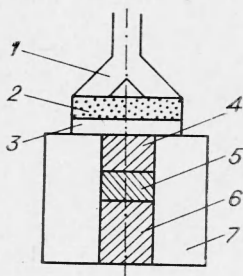


Рис. 1. Схема опытов.
1 — генератор плоской волны; 2 — слой ВВ; 3 — закрывающая пластина; 4, 5 — образцы; 6 — основание; 7 — стальная обжимка.

меди высотой 5 и диаметром 60 мм. В качестве ВВ использовался литой тротил-гексоген 50/50, высота заряда 10 мм, диаметр 60 мм. Плоская ударная волна инициировалась генератором, создающим плоский ударный фронт в центральной части образцов на диаметре не менее 10 мм [1]. Именно эта часть образцов исследовалась в дальнейшем. Фронт ударной волны в центре образцов не искажался боковой разгрузкой до глубины 25 мм от поверхности нагружения. Образцы 4, 5 и основание 6 изготавливались из стали Ст. 3, меди МЗ, дюралья Д-16 и никеля.

Материалы располагались в различном порядке и различных сочетаниях друг с другом. На поверхностях образцов после прохождения ударной волны проводился микроспектральный рентгеновский анализ с помощью микроанализатора ИХА-ЗА и рентгеноструктурный анализ на дифрактометре ДРОН-1. Кроме того, поверхности исследовались с помощью металлографических методов.

Результаты экспериментов

Первое из замеченных явлений состоит в переносе некоторых количеств одного металла на другой, находящийся с ним в контакте, причем как верхнего на нижний, так и наоборот. Микроспектральный анализ в широком пучке показал равномерный налет материала на поверхностях всех образцов, за исключением, в некоторых случаях, поверхности между образцом 5 и основанием, где ударная волна, видимо, была уже недостаточно интенсивной. Кроме равномерного налета, встречались отдельные точки с более высоким содержанием нанесенного металла. Наиболее заметным налет был в тех случаях, когда в контакте находились материалы, сильно отличающиеся по плотности и скорости звука, т. е. где был наибольший распад разрыва. Так алюминий наносился на все материалы и они, в свою очередь, наносились на алюминий в количествах, хорошо определяемых микроспектральным анализом (от 0,7 до 5%), хотя иногда визуально налет не наблюдался. Металлы с меньшей разницей по ρ наносились друг на друга слабее (от 0,3 до 1%).

Рентгеноструктурный анализ не зафиксировал образования интерметаллических соединений или твердых растворов, за исключением самых краев образцов, где, по-видимому, при полировке образовывался «завал», а следовательно, зазор между образцами. Возможно также, что у краев фронт ударной волны был не вполне плоским, а поэтому имелась возможность совместного пластического течения обоих металлов. На остальной поверхности образца произошло лишь «напыление» одного металла на другой без их химического взаимодействия. Если между полированными поверхностями прокладывалась алюминиевая фольга толщиной 10 μ (вся сборка до взрыва спрессовывалась под 5-тонным прессом для обеспечения максимально плотного прилегания между образцами и фольгой), то после прохождения ударной волны от сплава ТГ фольги между образцами не было обнаружено, она как бы расплылась между двумя прилегающими поверхностями. На верхнем (Ni) и нижнем (Fe) образцах микроспектральный анализ зафиксировал как Al, так и материалы обоих образцов. В опыте, где в качестве ВВ ис-

пользовался не сплав ТГ, а насыпной гексоген, фольга сохранилась и на обоих образцах был обнаружен только Al.

В одном опыте были взяты стальные образцы с нанесенными на них электролитическим способом чередующимися слоями Ni и Cu толщиной по 10 μ (всего 7 слоев). После взрывной обработки по той же схеме на поперечном сечении образцов в центральной части микрорентгеноспектральный анализ показал, что все слои перемешаны, образуя сплошной состав от 30 до 70% обоих элементов, однако рентгеноструктурный анализ показал лишь линии Cu и Ni без признаков взаимного растворения этих металлов. Другими словами, происходило только механическое распыление слоев друг в друга.

Вторым эффектом замеченным в поверхностных слоях образцов, обработанных плоскими ударными волнами, явилось уменьшение параметра решетки металлов, фиксируемое по сдвигу рентгеновских дифракционных максимумов в сторону больших углов по сравнению с исходными металлами. Этот сдвиг рентгеновских линий не может быть обусловлен наличием твердых растворов, так как в большинстве взятых пар металлов образование твердых растворов должно было приводить к увеличению, а не к уменьшению параметра решетки. Так, при растворении Fe в Cu, Cu в Fe, Fe в Ni, Ni в Fe, Cu в Ni, Al в Cu, Al в Ni, Al в Fe параметр решетки должен возрастать. Слой металла с измененным параметром решетки имел толщину не более 100 μ . При сравнении этого слоя с поверхности образца параметр решетки возвращался к исходному значению. Отжиг в вакууме при температуре 300° C в течение 1 часа не устранил это уменьшение параметра решетки; измеренная величина изменения параметра решетки составляла для Fe $\Delta a = 0,005 \text{ \AA}$, т. е. до 0,17% от a , для Ni $\Delta a = 0,003 \text{ \AA}$, т. е. до 0,1%, а для Cu $\Delta a = 0,0015 \text{ \AA}$, т. е. 0,05% a ; точность определения a составляла $\Delta a = 0,001 \text{ \AA}$ из-за значительного наклепа образцов. На образцах Д-16 параметр решетки изменялся на 0,01 \AA , однако часть этого изменения, видимо, обусловлена старением из-за остаточных температур; параметр решетки чистого Al изменялся на 0,0025 \AA .

Интересно и еще одно явление, замеченное на поверхности образцов после прохождения ударной волны. Поверхности до взрыва были тщательно полированы, но не травлены. После взрыва при рассмотрении поверхности в микроскоп довольно ясно видна структура границы зерен, линии деформации, двойники и т. д. (рис. 2). Такое «пропечатывание» структуры на нетравленной поверхности шлифа говорит о том, что некоторые зерна или фрагменты зерен вышли из оптической плоскости, т. е., по-видимому, произошел некоторый разворот зерен или блоков в положение, более благоприятное для пластической деформации.

Обсуждение результатов

Для всех трех описанных явлений характерны следующие черты:

1) они проявляются только там, где прошедший ударный фронт был достаточно плоским; 2) эти эффекты проявляются отчетливо в сильных ударных волнах и ослабевают при уменьшении интенсивности ударной волны при распространении ее в глубину образца или при использовании ВВ с меньшей скоростью детонации. Первые два замеченных явления — распыление поверхностей и изменение параметра решетки, обладают еще двумя существенными особенностями: они проявляются там, где существует распад разрыва, и тем сильнее, чем больше разница в величине ρc контактируемых металлов; характерна очень малая толщина слоя у поверхности, в котором проявляются эти эффекты. Воз-



Рис. 2. Микроструктура на полированной поверхности после прохождения ударной волны.

можно, они вызваны какой-то нестационарностью ударного фронта при его вхождении в металл. Явление, аналогичное нашему, описано в работе [2], где при выходе ударной волны на свободную поверхность металла резко возросла проводимость воздуха вблизи этой поверхности. Однако в опытах, где был контакт между действительно аморфным веществом и кристаллическим (медь+расплавленный свинец, медь+оргстекло), нанесения не происходило. Роль кристаллической решетки в данном процессе необходимо изучать в дальнейшем.

Причиной второго из описанных явлений могут быть различные процессы. Наблюдаемое уменьшение параметра решетки может быть вызвано, во-первых, избытком вакансий в поверхностном слое. О большом количестве вакансий в металлах после ударной обработки сообщалось в ряде работ, например [3]. Величина ожидаемого при этом уменьшения параметра решетки для меди (для других металлов данных в литературе недостаточно) имеет тот же порядок, что и наблюдаемый в наших опытах эффект. Однако при температуре 300°C вакансии и их скопления должны отжечься [3], чего, как указывалось выше, не наблюдалось в наших опытах.

Другой возможной причиной изменения параметра решетки могут являться остаточные ориентированные микронапряжения, которые, в некоторых случаях, наблюдались после макропластической деформации в статических условиях [4]. Объясняя присутствие напряжений только одного знака, автор [4] выдвигает следующие гипотезы. При деформации поликристаллов материал границ зерен благодаря большей дефектности обладает большей жесткостью, чем материал внутри зерна. Поэтому в условиях нагрузки границы являются перегруженными, а матрица недогруженной. После снятия нагрузки приграничные области и внутренние части зерен будут находиться под действием остаточных напряжений разных знаков. Материал границ настолько сильно искажен, что не будет участвовать в когерентном рассеянии, создающим наблюдаемые дифракционные линии. Вторая гипотеза, приводимая ав-

тором [4], состоит в следующем. Различно ориентированные зерна по разному сопротивляются пластическому деформированию, а поэтому и остаточные микронапряжения будут различными. Процесс дифракции рентгеновских лучей имеет избирательный характер, так как в создании дифракционной картины каждый раз участвуют не все кристаллы, а только те, ориентировка которых удовлетворяет уравнению дифракции. Практически параметр решетки определяют по 1—2 линиям в области задних углов дифракции, т. е. в определении участвуют лишь зерна с вполне определенной ориентацией относительно приложенного внешнего напряжения. В нашем случае выделенным направлением является направление распространения ударной волны.

Ответ на вопрос, являются ли причиной сдвига линий ориентированные микронапряжения или избыток вакансий, может дать только съемка дифракционной картины с направлением первичного пучка под углом 90° к направлению распространения ударной волны. Трудность такой съемки заключается в том, что слой с измененным параметром очень тонкий ($\approx 100 \mu$). Попытка получить дифракционную картину с самого края поперечного сечения образца не показала постепенного перехода от уменьшенного параметра решетки к исходному, чего следовало ожидать в случае избытка вакансий в поверхностном слое, так как последние уменьшают параметр решетки изотропно. Наоборот, у самого края параметр оказался даже слегка увеличенным, хотя эффект был на пределе ошибки. Таким образом, более вероятно предположение, что в тонком слое металла вблизи поверхности существуют остаточные ориентированные микронапряжения. Подобное уменьшение параметра решетки в ударно-обжатых порошках неорганических соединений замечено в работе [5].

Относительно третьего из описанных явлений сейчас трудно решить, является ли эффект разворота зерен и блоков поверхностным или разворот происходит во всем объеме материала, подвергнутого ударному сжатию. В пользу последнего предположения говорит описанный в работе [6] факт исчезновения или, по крайней мере, уменьшения текстуры прокатанных образцов, подвергнутых взрывному нагружению.

В опытах, где в контакте были два стальных образца, т. е. где был устранен распад разрыва, «пропечатывание» структуры также имело место. Изменения параметра решетки в этом случае не наблюдалось, что подтверждает отсутствие распада на границе между стальными образцами.

Таким образом, разворот блоков в ударной волне, по-видимому, следует считать объемным эффектом, который лишь проявляется на поверхностях как «пропечатывание» структуры на нетравленных образцах.

*Поступила в редакцию
28/II 1973*

ЛИТЕРАТУРА

1. В. А. Симонов. Канд. дисс. Новосибирск, 1972.
2. А. Н. Дремин, В. С. Трофимов, Г. П. Трофимова. ФГВ, 1972, 8, 4.
3. М. А. Могилевский. I Всесоюзный симпозиум по горению и взрыву. Тез. докл. М., «Наука», 1968.
4. Д. М. Васильев, Б. И. Смирнов. УФН, 1961, 73, 3.
5. С. С. Бацанов, Э. М. Мороз. Физика и химия обработки материалов. 1972, 6, 127.
6. Т. М. Соболенко, Т. С. Тесленко, А. Ф. Шалыгин. ФГВ, 1973, 8, 2.