

А. Считаем, что элемент с координатой x_1 мгновенно приобретает скорость $v_s(x_1)$. Тогда к моменту времени t он переместится на расстояние $v_0(t - x_1 \cos \alpha / D)$ в направлении, определяемом углом δ . После того как элемент достиг оси конуса, он делится на элементы струи и песта с массами $\Delta m_j(x_1)$ и $\Delta m_s = \Delta m(x_1) - \Delta m_j(x_1)$, которые движутся вдоль оси со скоростями v_j и v_s соответственно. Зная массу элемента и полагая, что плотность материала при кумуляции не меняется, можно рассчитать его диаметр.

По изложенной схеме проведен графический расчет метания «мелкой» облицовки. На рис. 4 показано положение средней линии части облицовки, не достигшей оси в моменты времени 2 мкс ($A^I B^I$), 4 мкс ($A^{II} B^{II}$), 5,6 мкс ($A^{III} B^{III}$) и 6,9 мкс ($A^{IV} B^{IV}$). Наблюдается возрастание угла β , который при $t = 6,9$ мкс становится равным $\pi/2$. Для $t = 16,9$ мкс, что соответствует времени 30 мкс от подрыва заряда, показаны рассчитанные положения и форма части струи (сплошная линия). Для сравнения здесь же приведена форма сжимающейся облицовки, полученная в эксперименте для того же момента времени. Видно хорошее совпадение формы и общей длины сформированной облицовки.

Таким образом, применение гидродинамической теории кумуляции для рассмотрения процесса схлопывания «мелких» конусов позволяет хорошо описать наблюдаемые скорости головы кумулятивной струи и песта, форму струи, восстановить скорость и углы схлопывания облицовки.

Поступила в редакцию 15/VI 1982

ЛИТЕРАТУРА

1. В. М. Титов. Докл. АН СССР, 1979, 247, 5.
2. Proceeding 3 Int. Simposium über Ballistik, Karlsruhe, 1977, G. 4.
3. R. J. Eichelberger, Emerson M. Rugh. J. Appl. Phys., 1952, 23, 5.

РЕНТГЕНОВСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ УДАРНО-НАГРУЖЕННЫХ ВНУТРЕННЕОКИСЛЕННЫХ МЕДНЫХ СПЛАВОВ

Т. С. Тесленко

(Новосибирск)

В связи с перспективностью применения взрывных нагрузок для изменения свойств различных металлов и сплавов, используемых в народном хозяйстве, возрастает интерес к исследованию влияния ударных волн на двух- и многофазные материалы. Кроме того, важна и чисто научная задача о взаимодействии ударной волны со средой, содержащей включения с сильно отличающимися физическими свойствами. К таким материалам относятся дисперсионно-упрочненные сплавы, полученные методом внутреннего окисления.

Исследовавшиеся в описываемых экспериментах двухфазные сплавы представляли собой медную матрицу с распределенными в ней частицами Al_2O_3 с объемной долей включений от 1 до 5,6%. В структуре исходных внутреннеокисленных образцов различаются несколько зон. У поверхности образцов всех сплавов наблюдается узкая (0,1 мм) зона мелкозернистой меди с равномерно распределенными в ней равноосными частицами окисла [1]. Величина частиц не превышает 200—350 Å. С удалением от поверхности образца только в сплаве с 1% Al_2O_3 частицы, несомненно укрупняясь, остаются равноосными. В сплавах с объемной долей окисла от 2 до 5%, начиная с глубины 0,1—0,15 мм, выделения приобретают иглообразную форму и становятся все более грубыми с увеличением количества Al_2O_3 . В сплаве с 5,6% Al_2O_3 выделения имеют плоскостный характер. Выделения в сплавах с объемным содержанием Al_2O_3

больше 2% хорошо видны в оптический микроскоп. Ширина зоны внутреннего окисления уменьшается с увеличением содержания окисляющего элемента, так как в процессе окисления образовавшиеся частицы окисла задерживают дальнейшую диффузию кислорода [1].

Образцы сплавов с 1 и 1,9% Al_2O_3 толщиной 2,5 мм были окислены практически насквозь, у сплавов с 2,91, 3,75, 4,8 и 5,6% Al_2O_3 зона внутреннего окисления была одинакова с обеих сторон образца и имела ширину 1, 0,8, 0,6 и 0,5 мм соответственно, а центральная часть представляла собой сплав меди с алюминием (от 0,6 до 1,2% Al).

Исследовались величины микронапряжений в исходных внутреннеокисленных образцах, определяемые из уширения рентгеновских дифракционных линий меди. Преимущество рентгеновского исследования многофазных сплавов по сравнению, например, с измерениями микротвердости заключается в том, что можно независимо определять уровень микронапряжений каждой фазы, причем не изменяя его в процессе измерения. На величине же микротвердости сказывается не только уровень напряжений в матрице, но и присутствие выделений, их количество, размеры, поскольку все это влияет на скорость упрочнения [2] при пластической деформации материала под вдавливаемым индентором.

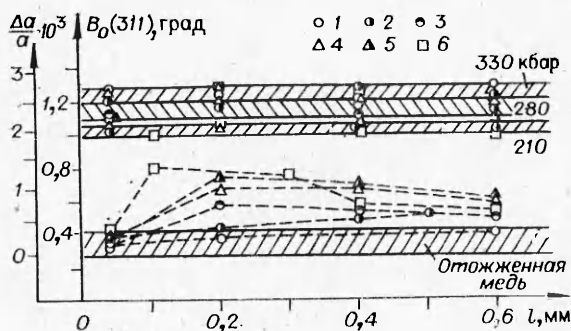
Измерение ширины рентгеновских дифракционных линий меди проводилось на дифрактометре ДРОН-1 в FeK_{α} -излучении, скорость вращения счетчика 1/8 и 1/4 град/мин при записи профилей линий (111) или (311) соответственно, значения физического уширения определялись по методу аппроксимации. Рентгеновская съемка исходных внутреннеокисленных образцов проводилась послойно на расстояниях 0,05, 0,2, 0,4 и 0,6 мм от поверхности после стравливания слоев. Значения уширения определялись как средние из 8 замеров на обеих сторонах образца. Поскольку отношение уширения линий в малых и больших углах дифракции соответствует отношению их тангенсов, то это говорит об отсутствии блочной структуры, т. е. все уширение линий вызвано микронапряжениями решетки меди.

Измерения ширины B_0 дифракционных линий медной матрицы показывают, что во всех исследованных сплавах вблизи поверхности, где присутствуют лишь мелкие равноосные частички, микронапряжения $\Delta a/a$ минимальны, как в хорошо отожженной чистой меди (см. рисунок). Интенсивность рентгеновских отражений также не отличалась от эталонной с точностью до 5—10%.

С удалением от поверхности в сплавах с грубыми игольчатыми или полосчатыми выделениями уширение рентгеновских линий показывает значительное увеличение искаженности матрицы, наибольшее в сплавах с большим содержанием окисной фазы. Из работы [3] известно, что хотя выделения Al_2O_3 не являются в полном смысле когерентными, но все же крупные игольчатые выделения имеют определенную кристаллографическую связь с медной решеткой, в то время как мелкие равноосные частички полностью некогерентны с матрицей. По-видимому, измеряемые микронапряжения внутри зоны внутреннего окисления имеют в основном аккомодационный характер.

Интересно, что микротвердость в зоне внутреннего окисления показывает в некотором смысле обратную зависимость: в тонком поверхностном слое, где выделения равноосны, твердость максимальна и превышает 110—120 единиц H_V , а с глубиной, там, где выделения игольчатые, уменьшается до 75—90 H_V [1]. Следовательно, мелкодисперсные равноосные частички создают сильное сопротивление пластической деформации, несмотря на то, что матрица практически не напряжена. И наоборот, в зоне грубых выделений твердость определяется в основном микронапряжениями в медной матрице, а сами выделения, разделенные достаточно широкими прослойками чистой меди, дают, по-видимому, меньший вклад в повышение твердости.

Исследованные таким образом внутреннеокисленные образцы шести сплавов с различным содержанием фазы Al_2O_3 были затем нагружены



Значения микродеформации $\Delta\sigma/\sigma$ и ширины линии (311) по глубине образцов l в исходном внутреннеокисленном состоянии (штриховые линии) и ударно-нагруженных.

Al_2O_3 , %: 1—1, 2—1,9, 3—2,9, 4—3,75, 5—4,8, 6—5,6.

плоскими ударными волнами от контактного взрыва заряда ТГ 50/50 (толщина заряда 14 мм, диаметр заряда

и генератора плоской детонационной волны 70 мм). Значения давления на фронте ударной волны в металле на разных расстояниях от поверхности нагружения определялись по кривым затухания ударных волн в меди от заряда такой же конфигурации [4].

Значения уширения рентгеновских дифракционных линий медной матрицы определялись на таких расстояниях от поверхности нагружения, где давление было 330, 280 и 210 кбар. Измерения на всех сплавах показали одинаковые значения микродеформации у поверхности и в глубине каждого образца. Причем у образцов сплавов с различным содержанием Al_2O_3 , нагруженных ударными волнами одинаковой интенсивности, уширения рентгеновских линий лежали в узкой полосе разброса вокруг значений уширений линий чистой меди, нагруженной волной с таким же давлением (см. рисунок). Следовательно, на микродеформации кристаллической решетки медной матрицы не влияет присутствие упрочняющей фазы в указанных пределах ее содержания, а зависят они только от давления на фронте ударной волны. Это заключение справедливо не только для больших давлений (300 кбар и более), но и для средних интенсивностей ударных волн (около 200 кбар), следовательно, его нельзя связывать с насыщением матрицы предельным количеством дефектов. Таким образом, при прохождении ударной волны в медной матрице формируется в первом приближении одинаковое общее количество дефектов независимо от присутствия небольшого количества (по крайней мере, до 6%) инородных включений любой формы, их характера (когерентные или нет), независимо от величины зерна матрицы и исходных напряжений в ней.

Подобная картина наблюдалась также при ударном нагружении низко- и среднелегированных сталей: ст. 3, ст. 10, 20Г2С [5]. В этих сталях после взрывного нагружения величина микродеформации решетки железа, определяемая из уширения рентгеновских дифракционных линий, была такой же, как и в армко-железе после обработки ударной волной с таким же давлением.

Однако следует ожидать, что с дальнейшим увеличением содержания второй фазы положение должно измениться и большее количество включений с сильно отличающимися механическими и акустическими свойствами внесет изменения в распространение ударной волны по материалу.

Данные по микротвердости ударно-нагруженных внутреннеокисленных сплавов приведены в работе [6]. Анализ этих данных показывает, что после взрывного нагружения микротвердость по сечению зоны внутреннего окисления в каждом образце одинакова в пределах разброса, и все исследованные сплавы имеют одинаковую твердость после нагружения ударными волнами с одинаковым давлением, по крайней мере для давлений не ниже 300 кбар (см. рис. 3 в [6]). Следовательно, микротвердость, как и уширение рентгеновских линий, ударно-нагруженных внутреннеокисленных сплавов не зависит от формы выделений (равноосные или игольчатые) и определяется главным образом давлением ударной волны, хотя для относительно более слабых нагружений (200 кбар и менее) еще сохраняется влияние исходной структуры. Авторы [6] подчеркивают отличие в степени упрочнения сплавов с различным содержанием

Al_2O_3 , но оно отражает в данном случае различие исходных состояний сплавов, а конечные свойства их после ударно-волновой обработки, по существу, одинаковы.

Исследования некоторых сталей и стареющих сплавов на никелевой основе показывают [5], что часто материалы, имеющие высокую исходную твердость, после взрывного нагружения практически не обнаруживают прироста твердости, в то время как микроискажения в матрице, определяемые рентгеновским способом, увеличиваются значительно. В сплавах на основе карбида вольфрама с кобальтовой связкой, в которых твердая фаза составляет 80—90%, твердость после ударного нагружения остается прежней, а микродеформация обеих фаз, особенно карбидных частиц, значительно изменяет их свойства [7]. Это доказывает, что, хотя в однофазных металлах эти два метода — измерения микротвердости и уширения рентгеновских линий — обычно дают похожие зависимости, в действительности они чувствительны к разным особенностям структуры и применение рентгеновских методов особенно целесообразно в изучении причин упрочнения неоднородных материалов.

В заключение автор приносит свою глубокую благодарность М. П. Бондарь за любезное предоставление образцов внутреннеокисленных сплавов и В. А. Симонову за проведение взрывных экспериментов.

Поступила в редакцию 31/III 1982

ЛИТЕРАТУРА

1. М. П. Бондарь, Ю. Г. Лаврентьев, Т. С. Тесленко. — В кн.: Динамика сплошной среды. Вып. 13. Новосибирск, 1973.
2. А. Келли, Р. Никлсон. Усп. физ. металлов. Т. 10. М.: Металлургия, 1966.
3. М. П. Бондарь, Н. В. Губарева, Т. С. Тесленко. Изв. вузов. Физика. 1975, 5.
4. А. А. Дерibas, В. Ф. Нестеренко и др. ФГВ, 1979, 15, 2.
5. А. А. Дерibas, И. Н. Гаврильев и др. Докл. на II совещании по обработке материалов взрывом, Новосибирск, 8—10 сентября 1981 г.
6. M. P. Bondar, V. A. Simonov. — In: Shock waves and high — strain — rate phenomena in metals. Edited by Marc A. Meyers and Lawrence E. Murr. N.—Y.— London: Plenum Press, 1980.
7. Э. О. Миндели, Э. Ш. Чагелишвили и др. ФГВ, 1980, 16, 3.