

12. W. C. Davis. 6-th Symp. (Intern.) on Detonation. San Diego, 1976.
13. M. J. Kamlet, Dickinson. J. Chem. Phys., 1968, 48, 43.
14. R. W. Goranson e. a. J. Appl. Phys., 1955, 26, 1472.
15. М. В. Жерноклетов, В. Н. Зубарев, Г. С. Телегин. ПМТФ, 1969, 4.
16. В. Н. Зубарев, Н. В. Нанов, Г. С. Телегин. ФГВ, 1970, 6, 1.
17. М. В. Жерноклетов, В. Н. Зубарев.— В кн.: Горение и взрыв. М.: Наука, 1972.
18. Л. В. Альтшулер, В. Н. Зубарев, Г. С. Телегин. ФГВ, 1974, 10, 5.
19. А. А. Евстигнеев, М. В. Жерноклетов, В. Н. Зубарев. ФГВ, 1976, 12, 5.
20. H. Jones. 3-d Symp. (Intern.) Combustion. Baltimore, 1949.
21. N. Manson. C. R., 1958, 246, 2560.
22. W. C. Davis, B. G. Craig, J. V. Ramsay. Phys. Fluids, 1965, 8, 2169.
23. Л. Д. Ландау, К. Н. Станюкович. Докл. АН СССР, 1945, 46, 399.
24. Finger, E. Lee e. a. 6-th Symp. (Intern.) on Detonation. San Diego, 1976.
25. К. Н. Станюкович. Неустановившиеся движения сплошной среды. М.: Наука, 1971.
26. М. В. Баталова, С. М. Бахрах, В. Н. Зубарев.— В кн.: Горение и взрыв. М.: Наука, 1972.
27. М. В. Баталова, С. М. Бахрах, В. Н. Зубарев. ФГВ, 1977, 13, 3.
28. М. В. Баталова, С. М. Бахрах, В. Н. Зубарев. ФГВ, 1980, 16, 2.
29. С. М. Бахрах, А. А. Евстигнеев, В. Н. Зубарев и др. ФГВ, 1981, 17, 6.
30. R. Becker. Z. Electrochem, 1917, 24, 40.
31. M. H. Friedman. AIAA J., 1966, 4, 7.
32. J. Taylor. Detonation in Condensed Explosives, Oxford, 1952.
33. T. Nikita, T. Kihara. 6-th Symp. (Intern.) Combustion. N. Y., 1957.
34. В. Н. Зубарев, Г. С. Телегин. Докл. АН СССР, 1964, 158, 2.
35. J. M. Paterson. Research, 1948; 2, 221.
36. А. А. Баканова, В. Н. Зубарев и др. ЖЭТФ, 1975, 68, 3.
37. В. Н. Зубарев, Г. С. Телегин. Докл. АН СССР, 1962, 142, 2.
38. R. D. Dick. J. Chem. Phys., 1970, 52, 12.
39. M. Ross, E. H. Ree. J. Chem. Phys., 1980, 73, 6146.
40. W. H. Gust. Phys. Rev., 1980, 22, 10.
41. В. Я. Ващенко, В. Н. Зубарев. ФТТ, 1963, 3, 5.
42. В. Н. Зубарев, Г. С. Телегин. Докл. АН СССР, 1962, 147, 5.
43. R. Chirat, G. Pittion-Rossillon. 7-th Symp. (Intern.) on Detonation. Maryland, 1981.
44. R. Chirat, G. Pittion-Rossillon. Comb. Flame, 1982, 45, 147.
45. С. Б. Ратнер. Докл. АН СССР, 1945, 48, 3, 198.
46. P. Caldirola. J. Chem. Phys., 1946, 14, 738.
47. M. A. Cook. J. Chem. Phys., 1948, 16, 1081.
48. M. A. Cook, R. T. Keyes, G. S. Harsley e. a. J. Phys. Chem., 1954, 58, 1114.
49. S. R. Brinkley, E. V. Wilson. Revised metod of predicting the detonation Velocity of Solid explosives. 1942, OSRD Report N 905.
50. T. L. Cottrell, S. Paterson. Proc. Roy. Soc., 1952, A213, 214.
51. S. Paterson, J. M. Davidson. J. Chem. Phys., 1954, 22, 150.
52. T. Kihara, T. Nikita. 4-th Symp. (Intern.) on Combustion. Baltimore, 1953.

О МЕХАНИЗМЕ АБЛЯЦИИ МЕТАЛЛОВ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ПЛАЗМЫ ВЗРЫВА

Е. Г. Попов
(Днепропетровск)

Взаимодействие концентрированных потоков энергии с металлами — объект разносторонних исследований, питающих современную технику и технологию. Инструментом здесь успешно служат электрические разряды разных типов, лазерные и электронные пучки. Новые возможности открывает воздействие на металлы плотной плазмой, создаваемой в газах с помощью взрывчатых веществ. Излучением такой плазмы вызывали бурное испарение твердых тел, ионизацию и разлет паров [1—4]. Смоделированы некоторые процессы, сопровождающие вхождение космических тел в атмосферы планет [4—6]. Синтезирован ряд твердых и тугоплавких веществ [7]. Получены метастабильные состояния и сплавы, азотированные слои высокой твердости, представляющие интерес для металловедения и термообработки [8—15].

Ниже представлены результаты исследования газодинамических и теплофизических явлений при контакте плазмы взрыва с металлами.

Методика эксперимента

Образцы металлов обрабатывали плазмой на специально сконструированной взрывной ударной трубе многократного пользования с регистрацией основных параметров воздействия [13—15]. Бризантное действие взрыва устранено применением пространственно распределенного трубчатого заряда, генерирующего в газе стабильную по амплитуде сильную ударную волну [4]. Схема установки показана на рис. 1. Электродетонатор 1 инициировал заряд пентолита 2, и продукты взрыва устремлялись в камеру 6, ударно-сжимая и нагревая находившийся там газ (аргон, азот или воздух при атмосферном давлении). Скорость ударной волны измеряли системой пониженных датчиков 3, сигналы которых регистрировали осциллографом. Конструкция датчика, расположенного у образцов 5, позволяла контролировать продолжительность действия плазмы. Давление измеряли манганиновым датчиком, который помещали под образцы. Впоследствии для этой цели применен пьезокерамический датчик 4, воспринимавший часть нагрузки взрыва.

Температуру и давление плазмы варьировали изменением в пределах 150—900 г массы заряда. Длительность воздействия регулировали длиной камеры (0,5 или 1 м с приставной секцией) и окружавшей заряд инертной оболочкой. С удлиненной камерой использовали заряды 600—900 г, обеспечивавшие меньшее затухание ударной волны. Для исследования отобранные хорошо изученные и широко применяемые материалы. Из металлов — железо, медь и алюминий технической чистоты. Поскольку сплавам железа приходится на практике противостоять разрушающим факторам взрыва, другим экстремальным физическим воздействиям, эта группа была многочисленной, включала простые углеродистые стали (0,8кп, Ст. 3, 10, 20, 25, 35, 45, К6, У8, У11), легированные стали (35Х, 45Х, Х18Н9Т), чугуны. Алюминиевые сплавы представлены силуминами с 6—38% Si, сплавом с магнием АМг6, дуралюмином Д16.

Образцы сплавов вырезали в виде пластин и подгоняли шлифовкой до размера $20 \times 10 \times 3$ мм, взвешивали на аналитических весах. Затем 5—13 пластин склеивали в пакет, который укрепляли на дне камеры. Одновременная обработка плазмой нескольких сплавов позволяла более строго сравнивать происходящие в них изменения. После взрыва пакет извлекали из установки и изучали визуально. Затем пластины разделяли, очищали от клея, повторно измеряли микрометром и взвешивали. Из образцов, залитых в эпоксидную смолу, готовили шлифы для металлографического анализа. Микроструктуру сплавов выявляли соответствующим травлением и изучали на микроскопе МИМ-8М, микротвердоме ПМТ-3.

Результаты

Режимы плазменного воздействия.

В камере длиной 0,5 м трубчатые заряды создавали ударные волны постоянной амплитуды со скоростями 5—11 км/с в аргоне и 5—12 км/с в азоте и воздухе. При длине камеры 1 м сказывалось затухание ударной волны и ее скорость вблизи образцов снижалась до 5—7 км/с. По измеренной скорости с привлечением ударных адиабат

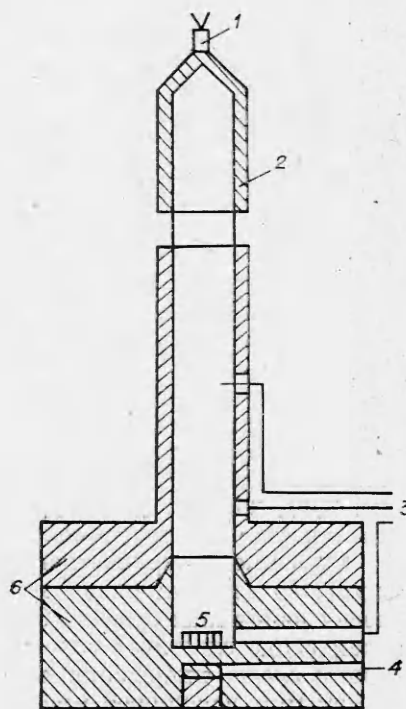


Рис. 1. Схема установки.

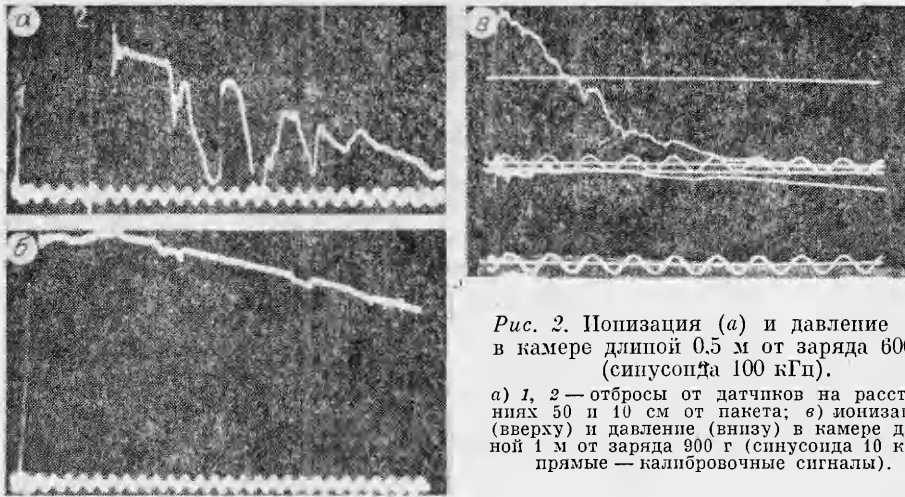


Рис. 2. Ионизация (а) и давление (б) в камере длиной 0,5 м от заряда 600 г (синусоида 100 кГц).

а) 1, 2 — отбросы от датчиков на расстояниях 50 и 10 см от пакета; б) ионизация (вверху) и давление (внизу) в камере длиной 1 м от заряда 900 г (синусоида 10 кГц, прямые — калибровочные сигналы).

газов [4] определяли параметры плазмы. Температура и давление в отраженной от дна камеры ударной волне составили $(2 \div 6) \cdot 10^4$ К и $(3 \div 20) \cdot 10^8$ Па, плотность плазмы ~ 60 кг/м³ в азоте и воздухе, ~ 90 кг/м³ в аргоне.

Ограниченный зарядом и камерой столб газа высотой 0,8—1,5 м сжимался в плазменную пробку толщиной 2—3 см и диаметром 4 см. На этом ударное сжатие газа, судя по осциллограммам давления, прекращалось. Оно за $\sim 10^{-6}$ с выходило на продолжительное плато, совпадая с давлением отраженной ударной волны, а затем плавно спадало. В одном из опытов вместо пакета был укреплен заостренный медный штырь. Ударная волна со скоростью 6 км/с, сжав столб воздуха высотой 1 м, равномерно оплавляла нижнюю часть штыря, а на остальной поверхности оставила лишь цвета побежалости и копоть. Четкая граница плавления на уровне 21 мм от дна камеры показывает, что после отражения плазма и более холодные продукты взрыва некоторое время оставались неподвижными и не перемешивались. Об этом же свидетельствует полученная ранее фотохронограмма отражения ударной волны и струи продуктов взрыва трубчатого заряда [4].

Пакет образцов, выступавший на 10 мм над дном камеры, оказывался внутри плотной плазменной пробки. Длительности сигналов ионизации и давления для зарядов без оболочки совпадали, составляя $(1 \div 3) \cdot 10^{-4}$ и $(2 \div 4) \cdot 10^{-4}$ с в камерах длиной 0,5 и 1 м соответственно. Водяная оболочка массой 5 кг замедляла спадание ионизации на $\sim 10^{-4}$ с и давления на $\sim 3 \cdot 10^{-4}$ с (рис. 2, а, б). В нескольких опытах вся установка помещалась под слой утрамбованной влажной глины толщиной 1 м. При этом сигнал ионизации удлинялся незначительно до $6 \cdot 10^{-4}$ с, а давление имело продолжительное плато $\sim 10^{-3}$ с и медленно ($\sim 3 \cdot 10^{-3}$ с) спадало (рис. 2, в). Пульсации на осциллограммах ионизации (см. рис. 2, а, в) носили случайный характер и не воспроизводились. Сигнал сглаживался (см. рис. 2, в), если зондирующим электродом служила не игла, а сам пакет, изолированный от дна камеры. Осциллограммы давления воспроизводились и имели характерные П-образные провалы (см. рис. 2, б), которые расшифрованы как отражения волн в корпусе установки и стальной плите основания.

Строение поверхностного слоя. После взрыва пакет был теплым на ощупь, со следами оплавления на наружных поверхностях, по цвету и блеску напоминал графит. Сердцевина пакета нагревалась незначительно, о чем свидетельствует сохранность клея между пластинами. Под микроскопом следы оплавления в виде застывших наплывов и волн высотой 10—50 мкм дополняют многочисленные поры размером 1—20 мкм в наружном слое толщиной 10—100 мкм (рис. 3). Крупные поры выходят на

поверхность, а местами целые участки слоя оторваны от основы (рис. 3, в, е, рис. 4, а).

Микроструктура слоя в меди, алюминии и его сплавах мелкозернистая (см. рис. 3, а, в). В сплуминах при увеличении $\times 2000$ видны вторичные округлые зерна кремния диаметром 1—5 мкм с порой в центре. В сплавах железа микроструктура слоя стандартным травлением не выявлялась. После многократного травления с переполнками едва просматривались перпендикулярные поверхности — столбчатые (опыты с аргоном) либо веерообразные пластинчатые (опыты с азотом и воздухом) образования. Единственные элементы первичной структуры, сохранившиеся в слое, — полурасстворившиеся крупные включения графита в сером чугуна, заэвтектического кремния в сплуминах. Эти включения окружены темнотравящейся каймой, расширяющейся до 10—20 мкм по мере приближения к поверхности. Микротвердость слоя в сплуминах в 2—3 раза, в железоуглеродистых сплавах в 2—10 раз выше, чем основы (наибольшая твердость $H_u = 15 \div 20$ ГПа достигнута при обработке плазмой азота или воздуха малоуглеродистых сталей [15]).

Под наружным оплавленным слоем 1 (см. рис. 3, 4) располагается зона термического влияния. В железоуглеродистых сплавах она выделяется слоем 2 мелкопгольчатого мартенсита, образующегося в пределах бывших перлитных зерен. Его микротвердость $H_u = 8 \div 12$ ГПа приблизительно в 1,5 раза выше, чем после закалки тех же сплавов в воду. В сплуминах зона отличается от основы темнотравящейся каймой вокруг кристаллов кремния. В других сплавах и металлах замечено лишь характерное для рекристаллизации изменение формы зерна.

Пористость зоны плавления выражена слабее в однофазных системах. В частности, предварительно закаленные на мартенсит стали дают меньше пор, чем в исходном двухфазном состоянии. Исследовавшиеся металлы и сплавы можно расположить по возрастанию пористости в следующий ряд: Cu, Al, Д16, АМг6, Х18Н9Т, предварительно закаленные стали, Fe, чугуны, углеродистые стали, сплумыны.

Строение поверхностного слоя существенно зависит от режима обработки. При малых давлениях слой 1 практически не имеет пор, его толщина определяется длительностью понижения и в сталях приблизительно равна толщине мартенситного слоя 2 (см. рис. 3, г). По мере увеличения давления пористость растет; в сталях слой 1 при медленном спаде давления становится толще слоя 2, а последний приобретает темнотравящуюся структуру отпущенного мартенсита (см. рис. 3, д). Резкий спад давления (заряды без оболочки) дает много пор, выходящих на поверхность (см. рис. 3, б), частичный или полный отрыв слоя 1 (см. рис. 3, в, е). Задержка спада ведет к концентрации пор ближе к границе плавления (см. рис. 4, а).

Унос металла. Плоская поверхность пакета после взрыва становится ступенчатой. На медь, алюминий и его сплавы приходится провал. Пластинки сплавов железа по высоте визуально не различаются. Однако измерения микрометром показали, что унос происходит и с них, причем тем больший, чем меньше в сплаве С, Cr, других легирующих элементов. Потери верхней и боковых поверхностей одинаковы. При давлениях выше 1 ГПа пакет обычно разваливался, пластинки деформировались, и повторный обмер их терял смысл; при низких давлениях унос столь мал, что вуалировался неровностями оплавленной поверхности. Наиболее надежные замеры уноса δ получены в опытах со следующими параметрами:

Газ	T_1 , К	p_1 , ГПа	τ_i , мс	τ_p , мс	δ_{Al} , мм	δ_{Cu} , мм	δ_{Fe} , мм
Ar	45	1,1	0,4	0,5	0,4	0,3	0,1
Ar	45	1,1	0,4	1,1	0,3	0,2	0,05
Воздух	30	1,6	0,4	1,1	0,2	0,05	0,01

где T_1 и p_1 — температура и давление плазмы; τ_i и τ_p — длительности понижения и давления. В этих же опытах унос фиксировался путем взвешивания образцов и оказался на 20—30% больше приведенных значений.

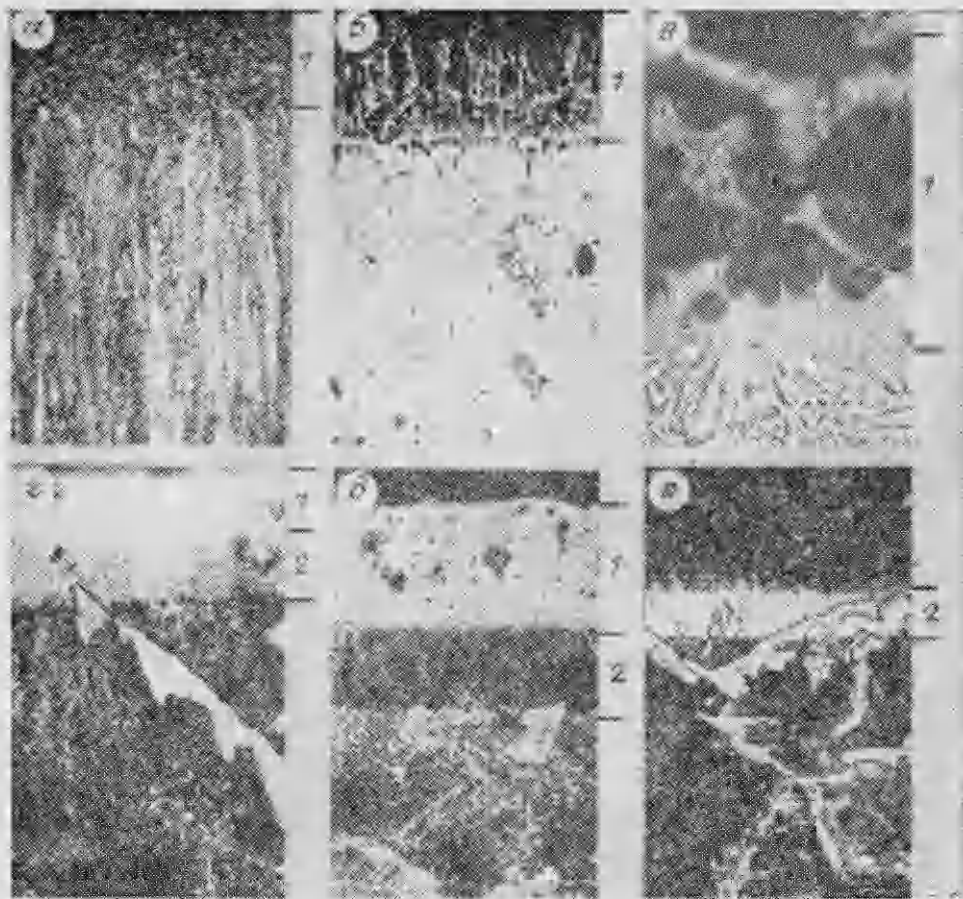


Рис. 3. Микроструктуры поверхностных слоев.
 а) медь, $\times 100$; б) железо, $\times 600$; в) сплумин, $\times 600$; г) Ст. 45, $\times 600$; д) Ст. 35, $\times 400$; е) Ст. 45, $\times 200$.



Рис. 4. Микроструктура поверхностного слоя в Ст. 25 после многократной обработки плазмой, $\times 400$.

Метод взвешивания позволяет выявлять унос, скрытый в порах и неровностях, при деформации образцов. Вначале данные метода вызывали сомнения, поскольку обработка сталей плазмой воздуха или азота под давлением 0,3—0,5 ГПа сопровождалась увеличением (на 1—3 мг) массы образцов (объяснение этому предложено ниже). При обработке сталей аргоновой плазмой с $T_1 = 41 \cdot 10^3$ К, $p_1 = 0,9$ ГПа в течение $\tau_1 = 0,3$ мс,

$\tau_p = 0,4$ мс потеря массы Δ соответствовала следующим значениям $\delta = \Delta/S\rho$ (S — обрабатываемая поверхность, ρ — плотность):

Материал	X18H9T	У8	45	5%Si	30X	35	20	08кп	Fe
δ , мкм	24	26	28	28	29	30	35	58	75

При такой же обработке предварительно закаленных сталей 20, 30X, 35, 45, У8 потери в $\sim 1,5$ раза меньше. При максимальных температурах и давлениях, достигавшихся с аргоном, пакеты распадались, и пластины со всех сторон подвергались неравномерному воздействию плазмы, теряя 2—5% массы.

Многократное действие плазмы. На рис. 4 показано строение поверхностного слоя стальной стенки стакана, в который помещались пакеты. Стенка в 38 экспериментах подвергалась воздействию плазмы и продуктов взрыва. В общих чертах строение слоя такое же, как при однократном воздействии. На рис. 4, а зафиксирован отрыв наружного слоя, вызванный ростом пузырей в расплаве. Эта структура характерна для участка на уровне 0—2 см от дна камеры. Здесь стенка, как и образцы в пакетах, находилась в наиболее длительном контакте с плазменной пробкой. Структура на рис. 4, б типична для уровня 3—6 см от дна. Этот участок при каждом взрыве дважды кратковременно соприкасался с плазмой (сначала с плазменным сгустком проходящей ударной волны, затем с плазмой, расширяющейся после отражения). Особенности структуры — отсутствие пор в зоне расплава и отделенный от нее светлотравящимся мартенситом слой отпущенного темпотравящегося мартенсита. Микротвердость того и другого — 7 ГПа, зоны расплава — 6 ГПа (как при однократной обработке предварительно закаленной стали).

На уровне 0—2 см от дна отчетливо выражен унос металла, приведший к уменьшению толщины стенки на 0,8—1,0 мм (на один взрыв приходится 21—26 мкм как при однократном воздействии). Выше уровня 2 см утончение стенки после 38 взрывов не превосходит 0,1 мм.

Обсуждение результатов

Основную роль в прогреве образцов играло мощное излучение плазмы, которая в подобных экспериментах является оптически толстой [11—4]. В момент отражения ударной волны плотность излучения на поверхности достигала $q = 4 \div 70$ МВт/см² в аргоне, 1—9 МВт/см² в азоте и воздухе. Однако у поверхности плазма быстро остывала, и плотность излучения снижалась за время

$$t \approx el/q \approx 10^{-7} \div 10^{-6} \text{ с}, \quad (1)$$

где $e \approx 10^9 \div 10^{10}$ Дж/м³ — энергия единицы объема плазмы; $l \approx 10^{-3}$ см — длина пробега в плазме квантов с энергией 5—15 эВ. Наружу выходило излучение, характеризуемое температурой прозрачности газа T_2 [16]. С учетом данных [4] и условий эксперимента $T_2 \approx 3 \cdot 10^4$ К для аргона и $2 \cdot 10^4$ К для воздуха. Более высокая температура плазмы T_1 на обработку не влияла — после кратковременного всплеска плотность излучения на образцах снижалась до 4 МВт/см² в аргоне и 1 МВт/см² в воздухе. Температура T_1 , определяя энергию плазмы e , могла повлиять на продолжительность излучения плазменной пробки. Полагая в (1) $l \approx 2$ см (толщина пробки), получим $t \approx 0,8 \div 4$ мс в аргоне, $t \approx 2 \div 12$ мс в воздухе.

Остыв до температуры прозрачности T_2 , плазменная пробка еще в течение $\sim 10^{-2}$ с могла излучать объемно. Однако в экспериментах процесс радиационного охлаждения плазмы, судя по сигналам ионизации, и в аргоне, и в воздухе прерывался через 0,1—0,6 мс. Одна из причин — резкое расширение плазмы вследствие разлета продуктов взрыва из камеры. На это указывает совпадение длительности ионизации и давления в опытах с зарядами без оболочки. В тех опытах, где инертная оболочка задерживала разлет, ионизация в камере наблюдалась несколько дольше.

Причиной, ограничивающей в этом случае продолжительность ионизации и излучения, могло быть перемешивание плазмы с продуктами взрыва. По оценке числа Рейнольдса, движение газа в камере турбулентно. После торможения потока пульсации сразу не исчезли, и плазма постепенно перемешивалась с продуктами взрыва. Резкие беспорядочные провалы на осциллограммах ионизации (см. рис. 2, а, в), вероятно, и есть отражение этого турбулентного смешения. Свидетельство смешения — появление в поверхностном слое карбида SiC — обнаружено при рентгеноструктурном анализе сплуминов.

Время нагрева поверхности образцов до температуры кипения

$$\tau = 0,79 T_b^2 \lambda^2 / q^2 a, \quad (2)$$

где λ и a — коэффициенты тепло- и температуропроводности металла;

$$T_h = T_{b0} \left[1 - \frac{RT_{b0}}{L} \ln \frac{p_1}{p_n} \right]^{-1} \quad (3)$$

— температура кипения под давлением. Полагая в (2), (3) $p_1 = 0,3$ ГПа, $q_{Ar} = 4$ МВт/см², $q_b = 1$ МВт/см² и используя теплофизические константы металлов из [17], имеем:

	a , см ² /с	λ , Вт/(см·К)	L , кДж/моль	T_{b0} , К	T_b , К	τ_{Ar} , мкс	τ_b , мкс
Fe	0,15	0,51	390	3073	6500	3	45
Cu	1,12	3,89	310	2855	7400	37	600
Al	0,87	2,09	281	2600	6800	11	180

Для $p_1 \geq 1$ ГПа параметры пленки расплава на образцах достигали критических (по Ван-дер-Ваальсу) значений (последние, согласно расчетам [18], равны: Fe — 9600 К, 0,825 ГПа, 2030 кг/м³; Cu — 8390 К, 0,746 ГПа, 2390 кг/м³; Al — 8000 К, 0,447 ГПа, 640 кг/м³). В отличие от эквивалентного лазерного облучения увеличение в ~3 раза температуры кипения металлов приводило к 10-кратной задержке испарения.

Таким образом, в аргоне в начале воздействия, а в воздухе ближе к концу металлы и сплавы начинали интенсивно испаряться. Однако испарение практически сразу приостанавливалось из-за экранирования излучения парами [2]. Кванты с энергией выше потенциала ионизации металла поглощаются после испарения слоя ~1 мкм. Ионизуясь, пары сильно поглощают и кванты меньших энергий (в [3] экранирование парами излучения ударной волны в Ag замедляло испарение Al в 4 раза через ~10 мкс, когда испарилось всего 1,5 мкм Al). По-видимому, после испарения слоя 1—5 мкм металла происходит лишь прогрев, при котором поверхность поддерживается при температуре T_b . Случайный всплеск q (например, за счет пульсаций в плазме) сопровождается дополнительным испарением металла и усилением экранировки, компенсирующим всплеск. И наоборот, спад q приводит к конденсации паров, ослаблению экранировки и усилению прогрева.

Испарением образцов за время действия плазмы τ невозможно объяснить наблюдавшийся унос $\delta = 0,1 \div 0,5$ мм. Рассмотрим процессы на конечной стадии воздействия. Профили температуры в металлах, имеющие при $T(0, \tau) = T_b$ вид

$$T(z, \tau) = T_b \left[1 - \frac{1}{\sqrt{\pi}} \int_0^{z/\sqrt{\alpha\tau}} \exp\left(-\frac{1}{4} \xi^2\right) d\xi \right]$$

(τ — время прогрева; z — расстояние от поверхности), представлены на рис. 5. Значительная часть расплава нагревается выше температуры кипения T_{b0} при атмосферном давлении. При резком спаде давления она оказывается перегретой. В итоге происходит бурное объемное вскипание и разбрызгивание части расплава, а его остатки быстро затвердевают на холодной основе. Такой механизм объясняет отрывы и пористость наруж-

ного слоя. Приблизительно совпадают толщина перегретого расплава и унос металла в экспериментах.

Задержка спада давления инертной оболочкой ведет к отводу тепла от перегретого расплава вглубь и наружу, в более холодные продукты взрыва. Формируется температурный профиль с максимумом внутри расплава, где и происходит вскипание при спаде давления (см. рис. 4, а). Если давление падает достаточно медленно (опыты с установкой, заглубленной в глину), расплав затвердевает без пор; мартенсит под ним из-за длительного контакта с продуктами взрыва отпускается (см. рис. 3, д). При низких давлениях перегрев мал и доля расплава ($T > T_m$) в зоне прогрева меньше, поэтому наружный слой не имеет пор, по толщине сближается с мартенситным (см. рис. 3, з). Ширина зоны закалки, из твердого состояния ($T_m > T > T_3$), рассчитанная по температурным профилям с использованием измеренных значений τ_i и справочных данных (a , T_3 , T_m) по конкретным сталям, практически не зависит от давления и совпадает с наблюдаемой шириной мартенситного слоя.

Итак, строение поверхностного слоя определяется преимущественно длительностью контакта с плазмой, величиной давления и характером его спада. На толщину слоя, потери металла существенно влияет и коэффициент температуропроводности a . Именно поэтому унос велик у наиболее теплопроводных металлов — меди и алюминия. Сплавы железа, особенно высокоуглеродистые и легированные, обладают гораздо меньшей теплопроводностью, отсюда и теряют меньше. Теплопроводность сталей снижается при закалке, что также сказывается на уносе. Включения примесей служили центрами парообразования, облегчая вскипание перегретого расплава. В предварительно закаленных сталях примеси растворены, поэтому пористость и унос выражены слабее. Вскипание затруднено в меди, электролитически очищаемой в процессе производства. Вероятно, поэтому пор в ней почти нет, а унос меньше, чем у алюминия и его сплавов.

Нагрев металла под давлением до температур, в 2—3 раза превышающих его температуру кипения, резко ускорял диффузионные процессы. Коэффициент диффузии зависит от температуры экспоненциально: $D = D_0 e^{-E/kT}$. По оценкам, для углерода и азота в железе D увеличивается в 10^4 — 10^5 раз при изменении температуры от 10^3 до $8 \cdot 10^3$ К. Несмотря на кратковременность воздействия, глубина их проникновения достигает $z \approx \sqrt{D\tau} \approx 100$ мкм. Насыщением поверхностного слоя азотом из плазмы, по-видимому, объясняется некоторое увеличение массы стальных образцов (перекрывавшееся при больших давлениях уносом металла). Увеличению массы соответствует средняя концентрация азота в слое 1%, достаточная, чтобы обеспечить высокую твердость слоя [11, 15]. Нитрид AlN и карбид SiC обнаружены при рентгеноструктурном анализе силуминов. В опытах с аргоном, который практически нерастворим в металлах, расплав насыщался углеродом от продуктов взрыва. Это способствовало фиксации аустенита и одинаковой, несмотря на различное исходное содержание углерода, твердости слоя в сталях [13—15]. Диффузионное происхождение имеет расширяющаяся у поверхности кайма вокруг крупных включений графита в чугунах, кремния в силуминах. Измере-

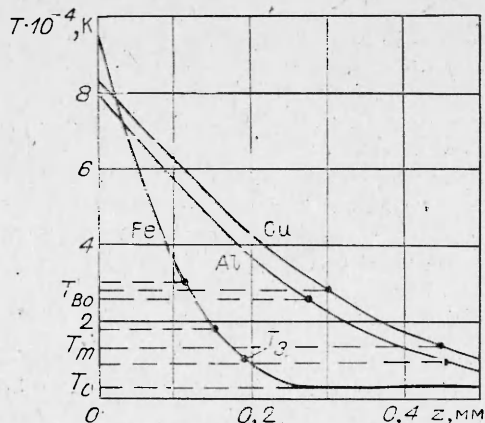


Рис. 5. Профили температур в металлах; $\tau = 0,4$ мс, $p_1 \geq 1$ ГПа ($T_m \cong T_{m0}$ — температура плавления, T_3 — граничная температура закалки на мартенсит).

ние ширины каймы может лечь в основу нового метода нахождения коэффициентов диффузии в условиях высоких температур и давлений.

Образование двойного мартеиситного слоя при многократной обработке проще всего рассматривать как результат наложения термических полей последних взрывов. Но не исключен перенос дислокаций и примесей, концентрирующихся в зоне растяжений перед волной прогрева.

Выводы 1. Под давлением взрыва поверхностный слой металла нагревается плазмой до критических температур, но испарение металла невелико вследствие экранирования поверхности парами. **2.** Основной унос металла происходит в конце воздействия из-за вскипания и разбрызгивания расплава при спаде давления.

Поступила в редакцию 6/VII 1983

ЛИТЕРАТУРА

1. И. Ф. Жариков, И. В. Немчинов, М. А. Цикулин. ПМТФ, 1967, 1, 31.
2. Е. Г. Попов, А. А. Провалов, М. А. Цикулин. Докл. АН СССР, 1970, 194, 4, 805.
3. Ю. П. Киселев, Б. Д. Христофоров, М. А. Никулин.— В кн.: Низкотемпературная плазма в космосе и на Земле. М.: ВАГО, 1977.
4. М. А. Цикулин, Е. Г. Попов. Излучательные свойства ударных волн в газах. М.: Наука, 1977.
5. D. L. Compton, D. M. Cooper. Proc. the Ninth Internat. Shock Tube Symp. Stanford, California, USA, 1973.
6. Е. Г. Попов. Астроном. вестн., 1980, 14, 4, 216.
7. А. Е. Войтенко, В. И. Кирко. ФГВ, 1978, 14, 1, 97.
8. А. Е. Войтенко, В. П. Исаков, Т. М. Соболенко. ТВТ, 1975, 13, 3, 1098.
9. В. И. Кирко, Т. М. Соболенко. ФГВ, 1976, 12, 6, 921.
10. И. В. Губарева, В. И. Кирко, Т. М. Соболенко. ФГВ, 1977, 13, 3, 426.
11. А. Г. Зильберман, К. И. Козорезов. Металловедение и термическая обработка металлов, 1977, 9, 20.
12. В. И. Кирко. ФГВ, 1978, 14, 6, 97.
13. Е. С. Кучеренко, Е. Г. Попов, Н. В. Попова и др. Физика металлов и металловедение, 1979, 47, 6, 1190.
14. Е. Г. Попов, Н. В. Попова, И. П. Федорова. Физико-химическая обработка металлов, 1979, 2, 42.
15. Н. В. Попова, И. П. Федорова, Е. Г. Попов. ФГВ, 1980, 16, 4, 112.
16. Я. Б. Зельдович, Ю. П. Райзер. Физика ударных волн и высокотемпературных гидродинамических явлений. М.: Наука, 1968.
17. Н. И. Рыкалин, А. А. Углов, А. П. Кокора. Лазерная обработка материалов. М.: Машиностроение, 1975.
18. В. Е. Фортгов, А. П. Дремни, А. А. Леонтьев. ТВТ, 1975, 3, 1072.

ГЕТЕРОГЕННАЯ ДЕТОНАЦИЯ В ЖЕСТКОЙ ПОРИСТОЙ СРЕДЕ

*Г. А. Лямин
(Новосибирск)*

Исследования в ударных трубах процесса детонации в системе газ — пленка (пленка жидкого горючего на стенках трубы — газообразный окислитель в ее объеме) показали, что, несмотря на существенные различия, гетерогенная детонация в такой системе имеет много общих черт с гомогенной детонацией в газах [1—3]. В [4] экспериментально установлена возможность распространения детонации в жесткой пористой среде (кварцевом песке), поры которой заполнены ацетиленокислородной смесью стехиометрического состава. Представляет также интерес исследовать условия возникновения и распространения детонации в пористой среде, состоящей из инертных частиц, поверхность которых смочена пленкой жидкого горючего, а объем пор заполнен газообразным окислителем. В настоящей работе представлены результаты экспериментального изучения гетерогенной детонации такого типа.