

11. J. E. Morgan, H. J. Schiff. *Canad. J. Chem.*, 1964, 42, 2300.
12. T. L. Pollock, W. E. Jones. *Canad. J. Chem.*, 1973, 51, 2041.
13. В. С. Арутюнов, Л. С. Попов, А. М. Чайкин. *Кинетика и катализ*, 1976, 17, 2, 280.
14. N. Basco, D. G. L. James, F. C. James. *Int. J. Chem. Kinetics*, 1972, 4, 2, 129.
15. В. Н. Кондратьев. *Константы скорости газозафазных реакций*. М., «Наука», 1970.
16. H. G. Wagner, J. Warnatz, C. Aetzah. *An. Asoc. Quim Argent.*, 1971, 59, 169.
17. Michael A. A., Clyne, Donald J. McKenney, Ronald F. Walker. *Canad. J. Chem.*, 1973, 51, 21, 3596.
18. Б. В. Новожилов, В. С. Посвянский. *ФГВ*, 1973, 9, 2.
19. В. С. Посвянский, Э. Э. Шноль. *Математические проблемы химии*. Ч. I. Новосибирск, изд-ие ВЦ СО АН СССР, 1975.

## ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ВЫСОКОСКОРОСТНЫХ ЧАСТИЦ, ВЗВЕШЕННЫХ В ТУРБУЛЕНТНОМ ПОТОКЕ ПЛАЗМЫ, С ПОВЕРХНОСТНЫМ РАСПЛАВОМ ПОДЛОЖКИ

*В. И. Кирко, Т. М. Соболенко*

Эксперименты по обработке материалов одновременно высокой температурой и давлением представляют интерес. В работах [1, 2] рассматривалось насыщение поверхности стали углеродом и вольфрамом с помощью ударных волн. Было показано, что возможно получение новых композитных материалов с интересными свойствами.

В настоящей работе излагаются результаты исследования структуры поверхности металла, образовавшейся после взаимодействия поверхностного расплава с быстролетающими частицами в турбулентном потоке плотной плазмы.

Схема экспериментов показана на рис. 1. В качестве источника плазмы использовался взрывной плазменный компрессор, состоящий из детонатора 1, генератора плоской детонационной волны 2, металлической пластинки 3, камеры сжатия 4, описанный в работах [3, 4]. Скорость истечения струи была равна  $15 \div 20$  км/с. Сгусток плотной плазмы энергией  $10 \div 20$  кДж, давлением  $\approx 10^4$  атм и температурой  $\approx 10^4$  К получался при быстром сжатии газа металлической пластинкой 3 в полусферической камере сжатия 4 и поступал через канал в полость 6 ампулы 5, на дне которой находился порошок 7.

При попадании плазмы в полость происходит интенсивное перемешивание частиц порошка и плазмы, плавление и их частичное испарение. Хаотически двигаясь с большой скоростью, частицы соударяются со стенкой полости, внедряются в поверхностный расплав и растворяются в нем. После охлаждения на поверхности полости образуется твердый раствор, либо мелкодисперсная смесь в зависимости от степени растворимости в твердом состоянии напыляемого материала в материале стенки. В опытах использовалась полость объемом  $10 \div 25$  см<sup>3</sup> со стальными стенками, в которую помещался порошок меди или никеля со средним диаметром частиц  $10^{-3}$  см.

По диаграмме состояний [5] медь практически нерастворима в железе в твердой фазе; никель же

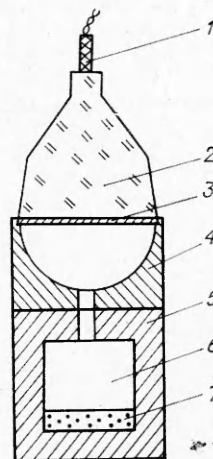


Рис. 1.

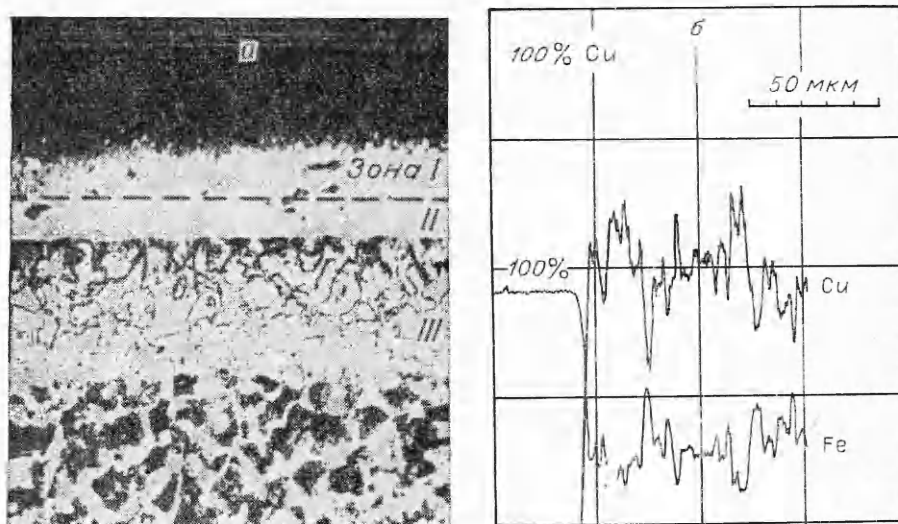


Рис. 2.

имеет неограниченную растворимость. В жидкой фазе медь и никель растворяются в железе неограниченно, поэтому следует ожидать, что на поверхности полости, в случае напыления меди, будет образовываться мелкодисперсная смесь, а в случае никеля — твердый раствор никеля в железе.

После опыта ампула с полостью разрезалась, готовился микрошлиф, который исследовался металлографическим методом, делался рентгеноструктурный анализ внутренней поверхности с нанесенным покрытием, измерялась микротвердость с помощью приставки к световому микроскопу «Епитип-2», проводился рентгеноспектральный локальный анализ с помощью микроанализатора «ЖА-3А».

На рис. 2 показаны микрошлиф полости из Ст. 3 с напыленным слоем меди и распределение концентраций элементов (Fe и Cu) от поверхности покрытия в глубь микрошлифа (рис. 2, б). Можно выделить три характерные зоны, образовавшиеся после взаимодействия расплавленных плазмой частиц и пара меди со стальной поверхностью. Зона I ( $60 \div 80$  мкм) — мелкодисперсная смесь железа с медью (60% Cu, 30% Fe) микротвердостью  $H_{50} \approx 500$  кг/мм<sup>2</sup> по Виккерсу. Остальные 10%, по-видимому, примеси углерода и азота, поступающие из плазмы. Размер зерен смеси  $2 \div 3$  мкм. Мелкодисперсная смесь однородна по всему поверхностному слою, что свидетельствует об интенсивном перемешивании и растворении жидких частиц меди в расплавленном слое стали. Высокая микротвердость этой зоны объясняется закалкой за счет быстрого теплоотвода в стенки ампулы, который обеспечивается большим градиентом температур ( $\approx 10^6$  град/см) на поверхности полости. Характерное время застывания  $\tau$  расплава может быть оценено следующим образом:

$$\tau \approx \frac{l_p^2}{a_p} \approx 10^{-3} \div 10^{-4} \text{ с,}$$

где  $l_p$ ,  $a_p$  — глубина и температуропроводность расплава соответственно.

Структура зоны I существенно зависит от условий эксперимента. При увеличении объема полости в 2,5 раза на поверхности образовался слой практически чистой меди ( $\approx 20$  мкм), который переходит в смесь ( $\approx 50$  мкм) 50% Cu и 50% Fe.

Зона II ( $20 \div 40$  мкм) — застывший расплав стали  $H_{50} \approx 350$  кг/мм<sup>2</sup>. Как показали исследования на микроанализаторе, происходит резкий

переход от смесевой зоны I к расплаву стали зоны II (см. рис. 2, б). Концентрация меди на границе этих зон резко падает до 0.

Зона III ( $\approx 200$  мкм) — зона термического влияния, где при охлаждении расплава произошел нагрев, достаточный для фазового перехода в стали  $\alpha \rightarrow \gamma$  и для растворения перлитных участков, так что при дальнейшем охлаждении в результате быстрой заковки образовался слой с мартенситной структурой и микротвердостью  $600 \text{ кг/мм}^2$ . Зона термического влияния резко переходит в исходную сталь, где микротвердость ферритных зерен равна  $200 \text{ кг/мм}^2$ , а перлитных  $H_{50} = 300 \text{ кг/мм}^2$ .

На рис. 3 показано распределение концентраций железа и никеля в опытах с порошком никеля. Из расплава на поверхности полости образовался твердый раствор никеля в  $\gamma$ -железе ( $12\% \text{ Ni}$ ,  $70\% \text{ Fe}$ ). По микротвердости зона расплава расслаивается на две области. В одной из них, которая расположена ближе к поверхности полости,  $H_{50} = 500 \text{ кг/мм}^2$ , а во второй —  $350 \text{ кг/мм}^2$ .

Диффузия Ni из расплава в твердую подложку за время охлаждения происходит на глубину  $40 \text{ мкм}$ . Эта переходная область (зона III) обладает повышенной микротвердостью ( $H_{50} = 900 \text{ кг/мм}^2$ ) и уменьшенной площадью ферритной составляющей по сравнению с зоной термического влияния в опытах с медным порошком. Повышенная микротвердость этой зоны объясняется образованием легированного никелем мартенсита из перлитных участков стали.

Рассмотрим явления, происходящие в полости с порошком при заполнении ее плазмой, и оценим количество меди, которое должно оказаться в поверхностном расплаве.

При попадании плазмы в полость в ней устанавливается турбулентное течение. Число Рейнольдса, вычисленное по характерной скорости турбулентных пульсаций  $U \approx 10^6 \text{ см/с}$ , характерному размеру полости  $10 \text{ см}$  и вязкости  $\eta = 10^{-3} \text{ см}^2/\text{с}$  (оценка по [6]) равно  $\sim 10^{10}$ . Частицы в полости будут увлекаться турбулентными пульсациями, двигаясь хаотически внутри полости и соударяясь с расплавом стенки.

Для доказательства хаотичности движения частиц были проделаны контрольные опыты, в которых порошок меди размещался в различных областях полости. При весе порошка менее  $10 \text{ г}$  слой покрытия образовывался равномерно. Это свидетельствовало о хорошем перемешивании частиц в турбулентном потоке плазмы. Максимальную скорость такого соударения можно оценивать следующим образом [7]:

$$U_{\kappa} \approx (\rho/\rho_0)^{1/3} (d/L)^{1/3} U,$$

где  $\rho$  — плотность частиц;  $\rho_0$  — плотность плазмы;  $L$  — характерный размер полости. Для частиц диаметром  $d \approx 10^{-3} \text{ см}$  и  $\rho \approx 10 \text{ г/см}^3$  скорость соударения со стенкой в таком турбулентном течении будет равна  $\sim 10^5 \text{ см/с}$ .

Оценим, какая доля частиц успевает попасть на стенку полости. Характерное время удержания давления и температуры в полости будет определяться охлаждением плазмы за счет нагрева частиц, характерное время нагрева которых можно оценить из выражения [8]

$$\tau \approx 2/3 \cdot r^2/a \cdot \kappa/\kappa_0 \cdot 1/Nu,$$

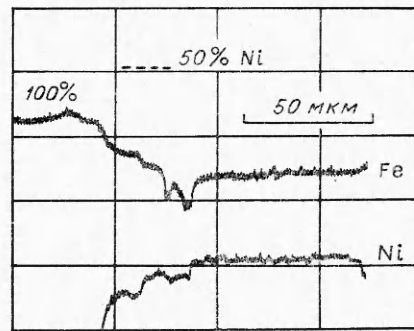


Рис. 3.

где  $Nu$  — число Нуссельта ( $Nu \approx 2 + 2\beta Re^{1/2} Pr^{1/3}$ );  $\kappa$ ,  $\kappa_0$  — теплопроводность газа и частиц;  $a$  — температуропроводность частиц;  $r$  — радиус частиц;  $Pr$  — число Прандтля. Для  $Re \approx 10^5$ ,  $Pr \approx 0,67$  (одноатомный газ)  $\kappa/\kappa_0 \approx 10^3$  [8], время нагрева частиц  $\tau \approx 10^{-5}$  с. За это время практически все частицы успевают внедриться в расплавленную подложку. Характерное время уменьшения плотности взвеси за счет оттока частиц на стенку можно грубо оценить следующим образом:

$$\tau_0 \approx M/\rho_v \bar{U}_K S,$$

где  $M = 10$  г — полная масса частиц в полости;  $S = 50$  см<sup>2</sup> — площадь поверхности полости;  $\rho_v$  — плотность взвеси частиц.

Время воздействия плазмы на поверхность полости до того, как на нее попадут частицы:  $L/U \approx 10^{-5}$  с. За это время подложка расплавится на глубину  $l_p \approx \sqrt{a_p \cdot L/U}$ , где  $a_p$  — температуропроводность расплава. Для всех металлов  $a_p = 0,1 \div 1$  см<sup>2</sup>/с, следовательно,  $l_p \approx 10^{-3} \div 10^{-2}$  см. Таким образом, полная масса расплава на поверхности подложки  $\rho_p l_p S \approx 0,5 \div 5$  г.

В контрольных опытах, где плазма воздействовала на стенку полости без порошка, глубина расплава была равна  $l_p \approx 100$  мкм, а масса расплава  $\approx 4$  г. Следовательно, в опытах с весом порошка меди, равным 10 г, при равномерном размешивании расплава подложки с внедряемыми частицами должна образоваться мелкодисперсная смесь, где среднее отношение концентраций атомов железа к атомам меди равно  $\sim 0,4$ . Как было показано выше, в опыте образуется смесь с отношением, равным  $\sim 0,5$ .

В заключение авторы выражают свою признательность А. А. Дерibasу, А. Е. Войтенко, К. И. Козорезову, Т. С. Тесленко за полезные обсуждения результатов и ценные советы, Г. В. Бердичевскому — за помощь в проведении экспериментов.

Институт гидродинамики  
СО АН СССР,  
Новосибирск

Поступила в редакцию  
17/VI 1975

#### ЛИТЕРАТУРА

1. И. М. Грязнов, К. И. Козорезов и др. Докл. АН СССР, 1970, 194, 1, 70.
2. К. И. Козорезов, Л. И. Миркин и др. Докл. АН СССР, 1973, 210, 5, 1967.
3. А. Е. Войтенко, В. И. Кирко. ФГВ, 1975, 11, 6.
4. А. Е. Войтенко. ПМТФ, 1966, 4, 112.
5. М. Хансен, К. Андерко. Структуры двойных сплавов. М., Metallurgizdat, 1962.
6. С. Спитцер. Физика полностью ионизированного газа. М., ИЛ, 1957.
7. В. Г. Левич. Физико-химическая гидродинамика. М., Физматгиз, 1959.
8. С. И. Анисимов и др. Действие излучения большой мощности на металлы. М., «Наука», 1970.

### СКОРОСТЬ ДЕТОНАЦИИ УДАРНО-СЖАТОГО ЛИТОГО ТРОТИЛА

В. И. Таржанов

Оптическая схема экспериментальной сборки показана на рис. 1. Изображение линейчатого источника света, помещенного на расстоянии  $h$  от поверхности жидкости, получается в алюминизированной слюде,