

УДК 621.7+0.44.3+669.15

## МОДИФИКАЦИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ С ПОМОЩЬЮ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ПЛАЗМЫ

*В. П. Чистяков, Т. М. Соболенко, Г. А. Швецов*

*Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН,  
630090 Новосибирск*

Приведены результаты экспериментальных исследований воздействия газовых потоков, получаемых с помощью трубчатых зарядов взрывчатых веществ, на внутренние поверхности цилиндрических деталей, изготовленных из различных металлов. Показано, что изменением геометрических размеров зарядов ВВ и газодинамических параметров плазмы можно существенно изменять степень упрочнения поверхности деталей из различных сталей (в том числе инструментальной) и титана, а также варьировать толщину упрочненного слоя. Получены зависимости микротвердости поверхностных слоев от параметров газового потока. Измерено содержание азота и углерода в модифицированных слоях. Исследовано влияние начальной шероховатости поверхности деталей и зафиксирован перенос материала деталей вдоль потока. Двумя независимыми методами зарегистрировано увеличение в несколько раз содержания азота и углерода в модифицированных слоях.

Воздействие на поверхность металлов потоками энергии высокой плотности увеличивает ее микротвердость, износ- и химическую стойкость. Представляется перспективным использовать для указанных целей высокоскоростные потоки плотной плазмы. При их движении вдоль поверхности (в частности, внутри труб) могут реализовываться условия, при которых величины тепловых потоков в стенку и время воздействия будут достаточны для образования расплава на поверхности. Получаемый в результате воздействия тонкий расплавленный слой может пересыщаться азотом и (или) углеродом из окружающей среды и за счет быстрого охлаждения в материал основы фиксироваться в метастабильных состояниях, что создает предпосылки для модификации физических свойств материалов.

Величину конвективного теплового потока  $q$  из плазмы в стенку можно оценить по аналогии Рейнольдса [1], а необходимое минимальное время воздействия  $\tau$  — из условия достижения на поверхности материала температуры плавления  $T_{пл}$ . В этом случае

$$q \approx St\rho uh, \quad \tau \approx \lambda\rho_1 c T_{пл}^2 / q^2,$$

где  $St$  — число Стэнтона;  $\rho$ ,  $u$ ,  $h = \rho u^2 / 2 + \varepsilon$  — плотность, скорость, полная энтальпия;  $\varepsilon$  — внутренняя энергия газового потока или плазмы;  $\lambda$ ,  $\rho_1$ ,  $c$  — теплопроводность, плотность, теплоемкость металла.

При  $u \approx 1 \div 100$  км/с, пренебрегая  $\varepsilon$ , для широкого диапазона плотности ( $\rho \approx 0,01 \div 100$  кг/м<sup>3</sup> и  $St \approx 10^{-3} \div 10^{-4}$ ) можно получить  $q \sim 10^9 \div 10^{12}$  Вт/м<sup>2</sup>. При таких значениях теплового потока  $\tau \approx 6 \cdot 10^{-4} \div 6 \cdot 10^{-10}$  с (для сталей). Полученные оценки  $q$  перекрывают широкий диапазон критических интенсивностей (или критических удельных потоков) — понятий, введенных в [2], и позволяющих оценивать возможность энергетической реализации того или иного процесса при лазерных технологиях обработки деталей. Хотя понятие «критическая интенсивность», как отмечается в [2], условно, оно используется в качестве основы дальнейшей классификации разнообразных технологических процессов и

позволяет оценивать возможности того или иного импульсного метода обработки деталей.

Из приведенных оценок следует, что подбирая необходимые газодинамические параметры, можно создать условия для изменения физических свойств поверхностных слоев ряда материалов. Указанные выше диапазоны значений скорости и плотности газовых потоков (и соответственно чисел Стэнтона) могут быть получены в различных типах ускорителей высокоскоростных газовых потоков (взрывных, электромагнитных, электротермических и т. д.)

При детонации зарядов ВВ с полостями, в частности, трубчатых газокумулятивных зарядов (ГКЗ) образуются потоки с высокими газодинамическими параметрами. Параметры потоков, получаемых с помощью ГКЗ, достаточно хорошо изучены, нашли применение в ряде приложений, и в определенной степени (при изменении геометрических размеров заряда) управляемы [3–7]. Легко достижимые при атмосферном начальном давлении параметры газовых потоков ( $u > 10$  км/с,  $\rho \approx 0,05 \div 0,3$  г/см<sup>3</sup> [6–7]), позволяют воздействовать на поверхности тепловым потоком интенсивностью до  $10^{12}$  Вт/м<sup>2</sup>. В работе [8] показана принципиальная возможность упрочнения внутренних поверхностей труб из стали с помощью высокоскоростных потоков плазмы, образующейся при детонации ГКЗ. Однако вопросы, связанные с причинами достижения высокой микротвердости в поверхностных слоях и с возможностью управлять этими процессами, остались открытыми.

В данной работе с целью изучения возможностей метода и его механизма продолжены экспериментальные исследования воздействия таких плазменных потоков на внутренние поверхности цилиндрических деталей изготовленных из различных сталей и титана.

### Эксперименты и методы исследования

На рис. 1 изображена схема экспериментов. Здесь 1 — обрабатываемая деталь длиной  $L_2$ , 2 — переходник длиной  $L_1$ , 3 — газокумулятивный заряд длиной  $L$ , 4 — инициирующая

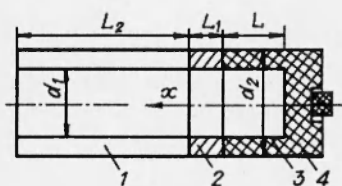


Рис. 1. Схема эксперимента:

1 — деталь длиной  $L_2$ , 2 — переходник длиной  $L_1$ , 3 — газокумулятивный заряд длиной  $L$ , 4 — инициирующая шашка с капсулом,  $d_1$  и  $d_2$  соответственно внутренний и внешний диаметры заряда.

шашка с капсулом,  $d_1$  и  $d_2$  соответственно внутренний и внешний диаметры заряда,  $x$  — координата от начала заряда вдоль оси симметрии. Переходник служил для защиты от непосредственного воздействия ВВ. Внутренние диаметры заряда, переходника и обрабатываемой детали задавались равными и изменялись в пределах 5–30 мм, а длины достигали  $\approx 100$  внутренних диаметров и более.

После воздействия высокоскоростного плотного газового потока продуктов детонации на внутренние поверхности стальных трубчатых деталей, образуется двухслойная структура: «белый», сильно упрочненный, плохо травящийся слой застывшего расплава и менее упрочненная зона термического влияния. На рис. 2,а приведена фотография типичного микрошлифа детали из Ст.45. Упрочненная поверхность деталей из титана (см. рис. 2,б) однослойная и по характеристикам подобна «белому» слою в сталях.

Далее речь пойдет об исследовании влияния различных параметров на микротвердость и толщину только «белого» и подобного ему слоя. Трубчатые детали после обработки газовым потоком разрезали или разбирали

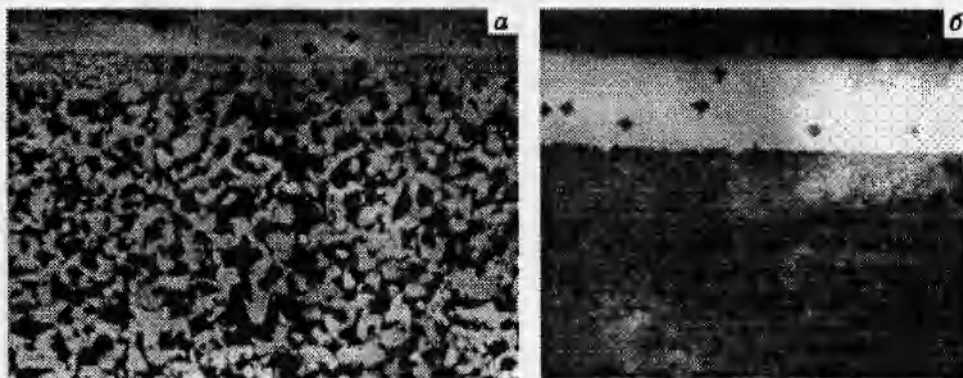


Рис. 2. Фотографии микрошлифов ( $\times 250$ ) из Ст.45 (а) (травление раствором 4 %  $\text{HNO}_3$  в спирте) и титана (б) (травление 2 % раствором HF).

(если детали были сборными) на секции, торцы секций подвергали шлифовке, травлению, затем измеряли толщины упрочненных слоев и их микротвердость.

С помощью рентгеноструктурного анализа и ядерного метода микроанализа исследовалось содержание азота и углерода в модифицированных поверхностях деталей из Ст.3 и титана.

### Результаты исследований

Полученные в экспериментах максимальные характеристики упрочненных слоев для ряда материалов представлены в таблице. В этих экспериментах использовались заряды ВВ из ТГ 50/50 с  $d_2/d_1 = 36/15$  и  $L = 350$  мм. Как следует из приведенных данных таблицы, наиболее значительно упрочняются мало- и среднеуглеродистые стали.

| Материал  | $H_V$ , ГПа |            | $b$ , мкм |
|-----------|-------------|------------|-----------|
|           | исходная    | полученная |           |
| Ст.3      | 1,5         | 9          | 50        |
| Ст.45     | 1,8         | 11 ÷ 12    | 40        |
| 30ХГСА    | 1,8         | 9          | 40        |
| 10Х18Н10Т | 2,0         | 5,5        | 30        |
| P18       | 8,5         | 11 ÷ 12    | 30        |
| BT3       | 2,3         | 10 ÷ 11    | 500       |

Примечание.  $H_V$  — микротвердость по Виккерсу,  $b$  — предельная толщина.

Так как продукты детонации содержат в основном азот и углерод, представляло интерес определить содержание этих элементов в упрочненном слое. Сложность состоит в том, что толщины модифицированных слоев невелики. Для количественного химического анализа материала недостаточно, а рентгеновские микронзонды дают надежные результаты для элементов с атомными массами более 12–14.

В данной работе использовался ядерно-физический метод микроанализа [9], с помощью которого можно определять количество содержащегося

в металле вещества с атомной массой меньше 14. Анализ проводился сотрудниками Института ядерных исследований РАН на образцах из титана ВТЗ и Ст.3.

Для анализа модифицированного слоя на титановой трубе вырезался образец с максимальной толщиной  $b = 0,5$  мм. Микротвердость упрочненного слоя составляла 8,2 ГПа (исходное значение  $H_V = 2,3$  ГПа). Поскольку площадь зондирующего луча  $\sim 1$  мм<sup>2</sup>, для увеличения площади исследуемого участка делался косой срез под углом 3–4°. Содержание углерода на части слоя, наиболее приближенной к газовому потоку во время обработки (назовем ее внешней частью), составило 1,2 %. На части, прилегающей к неупрочненной подложке, — 0,3 %. Содержание азота определить точно не удалось, так как на спектр азота накладывается спектр кислорода, однако обработка спектрограмм показывает, что относительное содержание азота на внешней части модифицированного слоя в  $\sim 10$  раз больше, чем на другой части.

Рентгеноструктурный анализ титанового образца показал на внешней части исследуемого слоя наличие 10–15 % TiC и TiCN в расплаве  $\beta$ -Ti, что в пересчете дает 2,2–3,4 % азота и  $\sim 1$  % углерода.

Далее ядерному зондированию подвергался упрочненный образец из Ст.3. Толщина «белого» слоя достигала 30 мкм, средняя микротвердость  $H_V = 5,6$  ГПа, для не упрочненной части  $H_V = 1,9$  ГПа. Содержание азота по той же причине, что и для титанового образца, определить не удалось, однако измерения показали, что относительное его увеличение того же порядка, что и в титане. Концентрация углерода на внешней (модифицированной) поверхности составила 0,7 %, а в исходном образце — 0,15 %.

Рентгеноструктурный анализ поверхности этого слоя показал, что это  $\gamma$ -железо, имеющее ГЦК-решетку с параметром  $a = 3,602 \pm 0,005$  Å. Увеличение  $a$  по сравнению с таковым для чистого  $\gamma$ -железа можно объяснить образованием твердого раствора внедрения азота и углерода в  $\gamma$ -железо. Наблюдаемое значение параметра решетки соответствует либо  $\sim 1$  % азота, либо  $\sim 1$  % углерода и 0,6 % азота по тройной диаграмме.

Таким образом, в модифицированных слоях металлических деталей двумя независимыми методами зарегистрировано увеличение в несколько раз содержания углерода и азота. Отметим, что аналогичный эффект, но выраженный слабее в количественном отношении, обнаружен при лазерном воздействии на стали [10]. Как указывалось в [10], механизмами диффузии и термодиффузии это явление объяснить невозможно, и для выяснения его причин требуются дополнительные исследования. Одной из возможных причин здесь может быть перенос расплава и перемешивание его с газовой плазмой.

Высокая концентрация потоков энергии на поверхности создают условия для расплавления и испарения материала стенки, а значительные касательные напряжения — для переноса расплава вдоль по потоку. Последнее подтверждает визуальный осмотр обработанных деталей. На их внутренней поверхности видны следы течения материала. Специальные эксперименты также показали наличие переноса металла. После воздействия газокумулятивной струи на деталь, состоящую из последовательно расположенных медной и стальной секций, на поверхности стальной секции на участке до  $\sim 100$  мм появилось медное покрытие. В другом эксперименте, материал с титановой трубы длиной 600, и внутренним диаметром 15 мм покрыл участок внутренней поверхности медной трубы длиной до  $\sim 200$  мм. Толщина покрытия по всей поверхности  $\sim 0,2$  мм.

Степень сцепления нанесенного слоя с основой определялась методом склеивания эпоксидным клеем [11]. При этом предполагалось, что упроч-

ненный слой на сталях и титане также представляет собой слой, нанесенный с предыдущих поверхностей. Испытания проведены на десяти образцах из Ст.45 и на пяти стальных с медным покрытием. Во всех случаях разрыв произошел в эпоксидном стержне. Среднее отношение разрывного усилия к сечению стержня составило  $33 \pm 5$  МПа. Это означает, что прочность сцепления была не меньше указанной величины.

Оценка числа Рейнольдса получаемых потоков дает значение  $Re \approx 10^7 \div 10^8$ . При этом шероховатость может быть сравнима с толщиной пограничного слоя и влиять на процесс. Для экспериментов по определению влияния шероховатости использованы образцы из Ст.45 с различной начальной шероховатостью, зависящей от способа обработки деталей. Шероховатость поверхности измерялась до и после обработки. Использовались заряды с  $d_2 = 36$ ,  $d_1 = 15$  мм и  $L = 75$  мм. Среднеарифметическое отклонение профиля поверхности до воздействия газового потока  $R_a = 115, 1,6$  и  $0,78$  мкм; после воздействия 18, 2 и 1,7 мкм при обработке деталей резцом, разверткой и шлифовкой соответственно.

Видно, что шероховатость поверхности после воздействия газового потока уменьшается при грубой исходной обработке деталей и увеличивается при высокой чистоте исходной поверхности. Микротвердость от шероховатости зависит слабо. Толщина упрочненного слоя на расстоянии  $(5-10)d_1$  несколько меняется:  $b \approx 17 \pm 6, 8 \pm 4$  и  $6 \pm 3$  мкм соответственно для перечисленных выше способов предварительной обработки поверхности.

Для практических целей, представляет интерес определить возможности метода для обработки длинных деталей. На рис. 3 приведены зависимости  $H_V(x/d_1)$ , полученные на трубах ( $L_2/d_1 \sim 100$ ) из Ст.45, обработанных с помощью зарядов с  $L = 150$  мм при  $d_2/d_1 = 15/5$  и  $10/5$  ( $\rho \approx 0,2$  и  $0,1$  г/см<sup>3</sup> [6]). Можно отметить общий характер изменения микротвердости: она вначале растет, достигает максимума и далее уменьшается. При этом микротвердость упрочненного слоя от заряда ВВ с большим отношением диаметров выше. Причиной этого может быть более высокое значение  $\rho$  и, как следствие, более высокое содержание азота и углерода в плазме. Представленные на рис. 4 зависимости  $H_V(d_2/d_1)$  в сечении  $x/d_1 = 10 \div 15$  в трубчатых деталях, изготовленных из Ст.45 с  $d_1 = 15$  мм и  $\rho(d_2/d_1)$  [6] качественно подтверждают это предположение. При этом, с

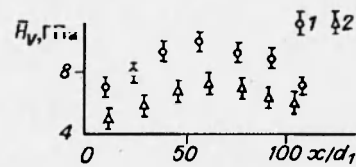


Рис. 3. Зависимости микротвердости «белого» слоя от расстояния  $x/d_1$  для деталей из Ст.45 после воздействия плазмой.  $\rho$ , г/см<sup>3</sup>: 1 — 0,1, 2 — 0,2.

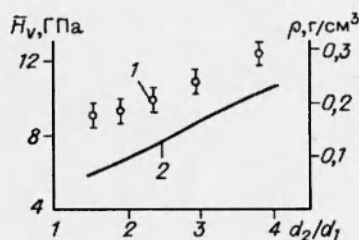


Рис. 4. Зависимости микротвердости «белого» слоя (1) и плотности воздействующей плазмы (2) от  $d_2/d_1$ .

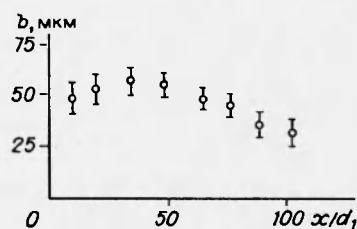


Рис. 5. Зависимость толщины «белого» слоя от расстояния  $x/d_1$  для длинной трубы из Ст.45.

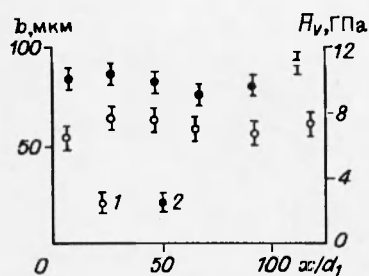


Рис. 6. Зависимости  $b(x/d_1)$  (1) и  $H_V(x/d_1)$  (2) после двукратного воздействия для длинной трубы из Ст.45.

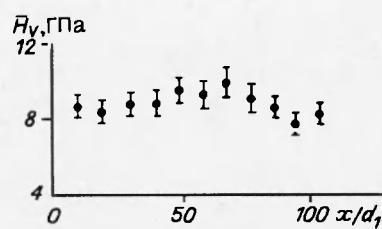


Рис. 7. Зависимость микротвердости «белого» слоя от расстояния для длинной трубы из титана ВТЗ (исходное значение  $H_V = 2,3$  ГПа).

увеличением плотности с  $0,05$  до  $0,3$  г/см<sup>3</sup> микротвердость возрастает от  $9,3$  до  $12$  ГПа. Толщина упрочненного слоя  $b$  слабо уменьшается от  $40$  до  $30$  мкм, что объясняется большим уносом плазмой материала с поверхности, так как с увеличением  $\rho$  растут тангенциальные напряжения.

Эксперименты показали, что толщина «белого» слоя  $b$  зависит не только от  $\rho$ , но и от  $x$ . Измерения средней по сечению толщины «белого» слоя для длинной трубчатой детали из Ст.45 с внутренним диаметром  $5$  мм, обработанной потоком от заряда при  $L = 150$  мм и  $d_1 = 5$ ,  $d_2 = 15$  мм, представлено на рис. 5.

Как отмечено выше, на длинных деталях микротвердость и толщина «белого» слоя при удалении исследуемых секций от торца переходника вначале растут, затем уменьшаются (см. рис. 4 и 5). С целью более равномерного упрочнения поверхности и выравнивания толщины слоя по всей длине трубы, длинные трубы из Ст.45 попеременно с двух концов подвергались двукратному воздействию газового потока от таких же зарядов ( $d_1 = 5$  мм,  $d_2 = 15$  мм,  $L = 150$  мм). Результаты этих экспериментов приведены на рис. 6. Видно, что зависимость  $b(x/d_1)$  несколько выравнивается, величина  $H_V$  также становится более равномерной и возрастает по абсолютной величине.

Наибольший эффект воздействия плазмы ГКЗ получен на трубе из титана (рис. 7):  $H_V$  возросла в  $4$ – $5$  раз, толщина упрочненного слоя достигала при этом  $\approx 500$  мкм (см. рис. 2,б).

### Заключение

Проведенные экспериментальные исследования показали, что изменяя геометрические размеры заряда ВВ, можно значительно изменять степень упрочнения деталей из стали (в том числе инструментальной) и титана, а также варьировать толщину модифицированного слоя. Двукратная обработка длинных деталей выравнивает толщину и степень упрочнения покрытия.

Шероховатость поверхности уменьшается при грубой исходной обработке детали и увеличивается при высокой чистоте исходной поверхности. При этом микротвердость от шероховатости зависит слабо.

Металл под действием газовой струи переносится вдоль по потоку, и таким образом можно наносить один металл на поверхность другого, при этом адгезионные свойства получаемого покрытия довольно высоки. Ядерно-физическим методом и рентгеноструктурным анализом зарегистрировано увеличение в несколько раз содержания азота и углерода в

модифицированных слоев.

Полученные результаты позволяют представить следующий механизм упрочнения внутренних поверхностей металлических деталей. Расплавленный поверхностный слой металла движется вместе с газовым потоком, возможно перемешивается с ударно-сжатым воздухом и продуктами взрыва, насыщаясь при этом азотом и углеродом. Затем за счет быстрого охлаждения тонких металлических слоев фиксируются метастабильные состояния с высоким содержанием углерода и азота, что является причиной увеличения микротвердости и химической стойкости поверхностных слоев.

Рассмотренный метод модификации металлических поверхностей может реализовываться с помощью других источников азот- и углеродсодержащей плазмы. Аналогичные результаты в опытах с титаном, получены с помощью электромагнитного ускорителя воздушной плазмы.

В заключение авторы выражают благодарность сотрудникам Института ядерных исследований РАН А. М. Казанцеву и Л. Е. Кузьмину за помощь в определении содержания азота и углерода, а также сотруднику Института гидродинамики СО РАН Т. С. Тесленко за проведение рентгеноструктурного анализа.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Лойцянский Л. Г. Механика жидкости и газа. М.: Наука, 1978.
2. Рыкалкин Н. Н., Углов А. А., Кокора А. Н. Лазерная обработка материалов. М.: Машиностроение, 1975.
3. Титов В. М., Фадеев Ю. И., Титова Н. С. Разгон твердых частиц кумулятивным взрывом // Докл. АН СССР. 1968. № 5.
4. Титов В. М., Швецов Г. А. Генерация электрических импульсов высокой мощности с помощью кумулятивного взрыва // Физика горения и взрыва. 1980. Т. 16, № 5. С. 47-56.
5. Цикулин М. А., Попов Е. Г. Излучательные свойства ударных волн в газах. М.: Наука, 1977.
6. Чистяков В. П. Расчет параметров газокумулятивной струи // Физика горения и взрыва. 1988. Т. 24, № 5. С. 128-135.
7. Стадниченко И. А., Титов В. М., Чистяков В. П., Швецов Г. А. Исследования и некоторые применения взрывных ударных труб // Физика горения и взрыва. 1982. Т. 18, № 3. С. 84-90.
8. Кирко В. И., Чистяков В. П., Швецов Г. А. Упрочнение внутренних поверхностей стальных труб с помощью плазмы, генерированной взрывом // Изв. СО АН СССР, сер. техн. 1982. Т. 8, вып. 2. С. 115.
9. Барит И. Ф., Казанцев А. М., Кузьмин Л. Е., Пронман И. М. Инструментальный ядерно-физический метод определения углерода в тонких слоях // Докл. АН СССР. 1982. Т. 262, № 1.
10. Анисимов С. И., Имас Я. Л. и др. Действие излучения большой мощности на металлы. М.: Наука, 1970.
11. Тушинский Л. И., Плохов А. В. Исследование структуры и физико-механических свойств покрытий. Новосибирск: Наука, 1986.

Поступила в редакцию 1/III 1995 г.