

теризующий долю использования котловой полости. На основании имеющихся экспериментальных данных можно принять следующие численные значения коэффициентов:  $c = 0,5 \pm 0,1$ ,  $k_p = 0,31 + 0,12 \text{ м}^2 \text{ (кг/м)}$ ,  $b = 1,3 \pm 0,1 \text{ м}^2 \text{ (кг/м)}$ . Неточность этих коэффициентов определяется в основном отсутствием данных о показателях простреливаемости тех конкретных грунтов, в которых проводились промышленные и экспериментальные взрывы. В дальнейшем, очевидно, на эту характеристику грунтов необходимо обратить особое внимание и определять ее при всех последующих взрывах.

Поступила в редакцию  
11/X 1979

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Д. М. Кушнарев, М. П. Беликов. Взрывные работы в гидромелиоративном и сельском строительстве. М., Изд-во литературы по строительству. 1972.
2. Взрывные работы в грунтах. Киев, Наукова думка, 1975.
3. А. А. Вовк, Г. И. Черный и др. Основы динамики грунтов. Киев, Наукова думка, 1968.
4. Технический отчет о строительстве Большого наманганского канала взрывами на выброс. М., ЦБНТИ Минмонтажспецстроя СССР. 1975.

### ДЕЙСТВИЕ ПЛАЗМЫ ВЗРЫВА НА ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫЕ СПЛАВЫ

*Н. В. Попова, И. П. Федорова, Е. Г. Попов*

*(Днепропетровск)*

Превращения в железоуглеродистых сплавах при высоких давлениях и температурах, больших скоростях нагрева и охлаждения постоянно привлекают внимание исследователей. Наиболее высокие давления ( $10^{10} \text{ Н/м}^2$  и выше) достигаются путем соударения металлических пластин, разогнанных взрывом. Обнаружены фазовые переходы и изменение микроструктуры [1]. Общий нагрев металла в таких экспериментах незначителен, но узкий слой под соударяющимися поверхностями из-за пластических течений разогревается гораздо сильнее. В нем найдены новые состояния с отличным типом кристаллической решетки и твердые растворы веществ, помещавшихся на поверхности [2—4]. Прослойка газа между пластинами от резкого сжатия может нагреваться до  $10^4 \text{ К}$  и реагировать с металлом, при этом возможно внедрение азота в металл с образованием соединений [5].

Процессы в поверхностном слое при ударе скоротечны и трудно контролируемы, сам слой имеет чрезвычайно малую толщину. Поэтому для исследования термических эффектов часто применяют ударное нагружение пористых материалов, дополнительный подогрев или охлаждение образцов. Так, захлопывание капли расплава между медными пластинами приводит к скоростям охлаждения  $\sim 10^7 \text{ К/с}$ , при которых фазовые превращения претерпевают значительные изменения [6].

Развитие лазерной техники, применение ее в обработке материалов повлекли за собой исследование действия мощных импульсов излучения на вещество. При достигнутых скоростях нагрева и охлаждения  $10^8 \text{ К/с}$  диффузионные процессы в твердых фазах не успевают протекать. Импульсы короче  $10^{-6} \text{ с}$  сопровождаются гидродинамическими явлениями, образованием в металле ударной волны, что вызывает своеобразные изменения структуры сплавов в очаге облучения [7].

Возможности подобных исследований расширяют эксперименты по импульсному воздействию плазмы взрыва на металлы. Существующие методы позволяют получать при помощи взрывчатых веществ весьма плотную плазму с давлением  $10^{10}$  Н/м<sup>2</sup> и температурой  $10^5$  К. По интенсивности излучения такая плазма сравнима с лазером, а по величине облучаемой поверхности может значительно превосходить его [8]. Излучение взрыва вызывает бурное испарение твердых тел, ионизацию и разлет паров [9]. В сплавах железа после контакта с плазмой наблюдались интересные изменения структуры [10—12]. Предлагаемая работа дополняет начатые исследования результатами действия плазмы взрыва на железоуглеродистые сплавы.

### Методика эксперимента

В опытах использована установка, схематично изображенная на рис. 1. Электродетонатор 1 инициировал заряд взрывчатого вещества 2 и продукты взрыва устремлялись в цилиндрическую камеру 6, ударно-сжимаемая и нагревая находившийся там газ (аргон, азот или воздух). Скорость ударной волны в газе измерялась с помощью ионизационных датчиков 3, сигналы которых регистрировались осциллографом. Конструкция датчика, расположенного у образцов 5, позволяла контролировать продолжительность действия плазмы. Пьезодатчиком 4 измерялось давление в камере.

Исследовались простые и легированные сплавы железа с содержанием углерода от 0,04 до 5%. Химический состав сплавов приведен в табл. 1. Образцы вырезались в виде пластин размером  $20 \times 10 \times 3$  мм и склеивались в пакет. Пакет шлифовался и приклеивался ко дну камеры. Одновременная обработка плазмой от 5 до 13 сплавов позволяла более строго судить о влиянии состава образцов на происходящие в них изменения.

Через 2—3 мин после взрыва пакет извлекался из установки и изучался визуально. Затем образцы разделялись, заливались эпоксидной смолой, после чего готовились шлифы для изучения микроструктурных изменений у поверхности, контактировавшей с плазмой. В некоторых случаях для увеличения наблюдаемого сечения поверхностного слоя брались «косые» микрошлифы, плоскость которых образовывала острый угол с обработанной плазмой поверхностью. Микроструктура выявлялась травлением в 2—4%-ном спиртовом растворе азотной кислоты. При травлении хромистых сплавов использовался спиртовый раствор соляной кислоты. Для металлографических исследований применялся микроскоп МИМ-8М и микротвердомер ПМТ-3. При измерениях микротвердости нагрузка на алмазную пирамиду составляла 20, 50 или 200 г в зависимости от зоны.

### Результаты

**Параметры плазменного воздействия.** После отражения ударной волны от закрытого конца трубы образцы оказывались внутри плотной плазменной пробки. Скорость ударной волны зависела от веса и конфигурации заряда и изменялась в пределах 5—12 км/с. По измеренным значениям скорости определялись параметры плазмы, для чего использовались ударные адиабаты газов [8]. Давление и темпера-

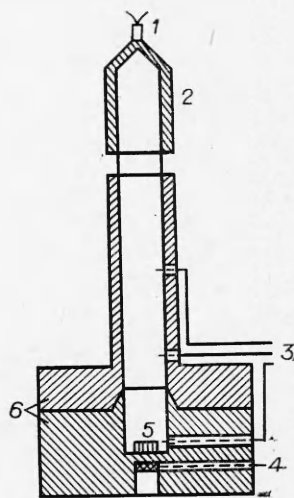


Рис. 1. Схема экспериментальной установки для обработки сплавов плазмой взрыва.

Т а б л и ц а 1

Номер сплава	Содержание элемента, %								
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	и другие
1	0,04	0,18	0,02	0,009	0,007	—	—	—	—
2	0,08	0,34	0,02	0,020	0,010	0,02	0,004	0,02	—
3	0,09	1,35	0,76	0,008	0,025	18,37	10,440	0,28	Ti—0,60
4	0,13	0,50	0,24	0,030	0,017	0,09	0,020	0,02	—
5	0,14	0,50	0,22	0,030	0,020	—	—	—	—
6	0,18	0,49	0,25	0,024	0,012	0,05	0,030	0,05	—
7	0,25	0,64	0,30	0,023	0,013	0,22	0,150	0,21	—
8	0,35	—	—	0,033	0,014	0,91	0,040	0,20	—
9	0,35	0,60	0,25	0,010	0,015	0,06	0,030	0,03	—
10	0,36	0,59	0,23	0,016	0,015	0,87	0,020	0,03	—
11	0,43	0,78	0,33	0,024	0,013	—	—	—	—
12	0,62	0,81	0,25	0,037	0,035	0,09	0,020	—	—
13	0,80	0,38	—	—	—	—	—	—	—
14	1,10	0,21	0,22	0,018	0,025	—	—	—	Mo — 0,80
15	1,55	0,30	0,30	—	—	12,00	—	—	Mo — 0,80
16	1,70	0,40	0,30	—	—	12,00	—	—	—
17	2,50	—	2,45	—	—	0,31	—	—	—
18	3,72	—	0,40	—	—	—	—	—	Ce — 0,36
19	5,00	—	—	—	—	—	—	—	—

тура в отраженной ударной волне находились в пределах  $(3 \div 20) \cdot 10^8$  Н/м<sup>2</sup> и  $(2 \div 6) \cdot 10^4$  К, плотность плазмы превышала исходную (атмосферную) плотность газа в 50 раз.

Температура и давление падали вследствие охлаждения, расширения и перемешивания плазмы и продуктов детонации. Длительность сигнала ионизационного датчика, расположенного у образцов, составляла  $10^{-4} \div 10^{-3}$  с. Сигнал пьезодатчика имел плато  $\sim 10^{-3}$  с и спадание  $\sim 10^{-3}$  с. Давления, соответствующие плато, найденные по чувствительности пьезодатчика, совпали с приведенными выше значениями для отраженной ударной волны.

**Изменение микроструктуры и твердости в образцах.** Через несколько минут после взрыва пакет был теплым, клей между пластинами не имел повреждений. На наружных поверхностях образцов, соприкасавшихся с плазмой, обнаружены явные следы оплавления в виде застывших микроволн и микропотоков высотой  $0,01 \div 0,1$  мм. Этот поверхностный рельеф наблюдался и под микроскопом. Замечено также большое число пор диаметром  $10^{-3} \div 10^{-2}$  мм вблизи поверхности. Стандартное травление позволяло выявить только микроструктуру основы. Поверхностный слой не поддавался травлению, выглядел в виде белой однородной полосы с пористым волнистым краем.

Многочисленным травлением с переполнками удалось выявить некоторые детали поверхностного слоя. В среднеуглеродистых сталях (см. табл. 1, сплавы 8—12) следы бывшей ферритной сетки тянулись от основы и обрывались на характерной двойной линии вблизи поверхности. Эта линия шириной  $10^{-3}$  мм разделяла поверхностный слой на два: наружный пористый бесструктурный слой и внутренний слой со следами бывшей ферритной сетки (рис. 2, а).

В высокоуглеродистых сплавах 13—19 (см. табл. 1) цементитные зерна продолжались из основы в слой 2, но целиком исчезали в слое 1 (рис. 2, б). Лишь крупные зерна графита в сером чугуна (см. табл. 1, сплав 17) прослеживались и в слое 1, размываясь там. Во всех сплавах слой 2 был вдвое толще слоя 1. Суммарная толщина слоев колебалась в пределах  $0,05—0,2$  мм в зависимости от продолжительности действия плазмы.

При больших увеличениях (см. рис. 2) просматривается микроструктура бывших перлитных колоний в слое 2. В пределах колоний образо-

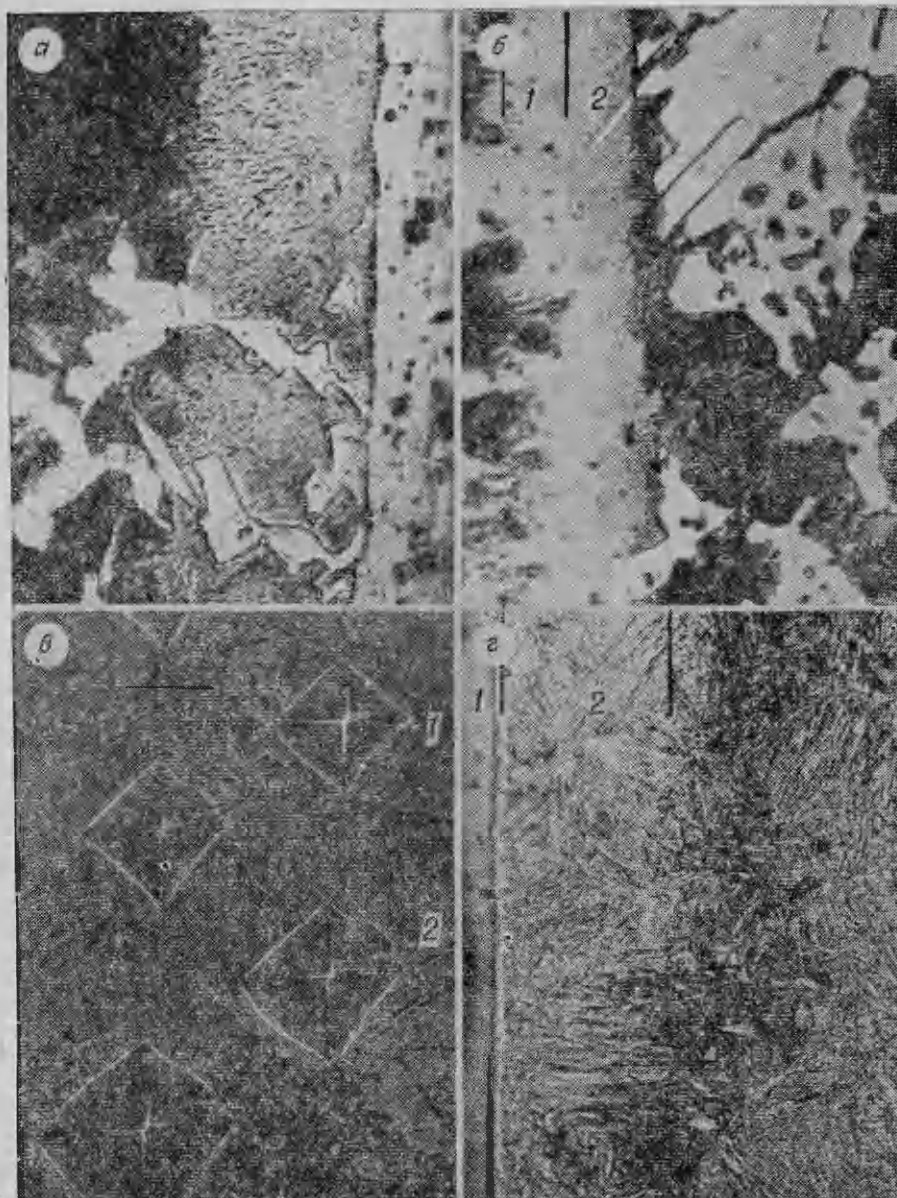


Рис. 2. Микроструктура обработанного плазмой слоя и исходных сплавов после травления,  $\times 500$ .

вался мелкоигльчатый мартенсит с размером игл, в 3 раза меньшим, чем после обычной закалки такой же стальной пластины в воде. Граница слоя 2 с основой проходила через бывшие перлитные колонии, разделяя их на белую трансформированную и темную неизмененную части. Твердость мартенсита в слое 2 оказалась высокой ( $H_v = 900-1200$ ) для всех сплавов независимо от содержания углерода в них. Некоторое уменьшение для низкоуглеродистых сталей обусловлено скорее слишком малым размером бывших перлитных колоний, сопоставимых с отпечатком пирамидки. Зерна графита, цементита и феррита в слое 2 внешне не изменились, хотя твердость феррита возросла на 20—50%.

В слое 1 обнаружена разница последствиями воздействия аргоном, с одной стороны, и воздухом или азотом, — с другой. После воз-

Таблица 2

Номер сплава	Исходн. тверд.	Закалка в воде	Плазма аргона				Плазма азота или воздуха				Закалка в воде+плазма аргона	
			слой 1		слой 2		слой 1		слой 2		слой 1	слой 2
			маргенсит*	феррит	маргенсит*	феррит	маргенсит*	феррит	маргенсит*	феррит		
1	150±7	260±20	560±90	700±100	260±20	670±100	870±140	260±20	870±140	730±90	360±30	
2	180±10	310±50	570±90	800±100	260±20	800±120	900±100	260±20	900±100	690±60	460±60	
3	320±20	330±30	450±30	340±20 <sup>а</sup>	260±40	700±400	340±20 <sup>1</sup>	270±20	340±20 <sup>1</sup>	560±90	340±60 <sup>а</sup>	
4	220±20	440±60	530±60	810±150	260±50	860±160	1040±160	270±30	1040±160	760±160	550±40	
5	270±30	500±70	500±90	920±90	270±20	1080±200	1050±200	290±20	1050±200	700±90	560±50	
6	240±20	520±80	550±90	920±100	270±30	1010±90	1050±160	290±20	1050±160	750±90	580±60	
7	260±20	610±90	510±90	920±100	280±40	1100±200	1050±150	290±20	1050±150	720±80	670±70	
8	290±30	770±90	540±100	970±70	280±80	920±150	830±100	360±40	830±100	710±90	750±80	
9	290±30	800±90	580±100	980±160	280±50	990±90	1000±160	290±80	1000±160	700±80	840±70	
10	300±30	820±90	540±90	990±90	290±30	1000±200	990±110	300±70	990±110	700±90	890±70	
11	300±30	880±110	620±30	1100±120	290±30	1120±120	1080±150	400±30	1080±150	750±50	900±80	
12	300±30	980±130	590±100	1100±140	—	1150±120	1200±100	410±40	1200±100	760±80	1010±80	
13	400±50	1050±130	660±90	1020±110	—	1160±80	1020±80	—	1020±80	700±80	1000±100	
14	350±50	1060±130	600±90	1100±100	—	1120±90	1090±90	—	1090±90	710±90	1100±100	
15	360±50	1070±120	600±90	1090±100	—	1200±100	1100±90 <sup>м</sup>	—	1100±90 <sup>м</sup>	700±80	1150±100	
16	360±50	1070±120	590±80	1080±100	—	1200±100	490±200	—	490±200	700±80	1150±100	
17	350±150	—	580±90	1100±90	450±40	—	—	—	—	—	—	
18	800±400	—	830±60	1180±80 <sup>м</sup>	—	—	—	—	—	—	—	
19	1200±100	—	1200±140	1200±140	—	—	—	—	—	—	—	

\* За исключением помеченных индексами: а — аустенит, м — смесь маргенсита и цементита.

действия аргоновой плазмы пор обнаружено больше. Иногда толщина слоя достигала 0,07 мм, тогда едва просматривалась столбчатая структура, перпендикулярная поверхности. Твердость слоя  $H_n = 500-600$  для всех сплавов, за исключением белого чугуна (см. табл. 1, сплав 18). После воздействия воздушной или азотной плазмы в слое 1 с трудом выявлялась грубая игольчатая структура (рис. 2, в). Она отличалась от структуры обычного мартенсита особым блеском и строением напоминала иней. Твердость слоя 1 составляла 900—1200, т. е. вдвое выше, чем после обработки аргоном. В сплавах 5—7 твердость в отдельных участках у самой поверхности достигала 1500—2000.

Интересные результаты получены при обработке аргоновой плазмой стальных образцов, предварительно закаленных в воде. Слой 1 отличался меньшей пористостью и повышенной твердостью ( $H_n = 700$ ) для всех сталей. Слой 2 состоял только из мелкоигольчатого мартенсита, на 10—30% более твердого, чем мартенсит основы. Вместо резкой границы между слоем 2 и основой наблюдалась темная переходная зона отпущенного мартенсита (рис. 2, г). Помимо изменений в поверхностном слое (табл. 2), индуцированных термически, обнаружены двойники—следы механического действия плазмы. Двойники наблюдались внутри крупных ферритных зерен малоуглеродистых сталей 1, 4, 6. Они появлялись при давлениях выше  $10^9$  Н/м<sup>2</sup> и присутствовали только в основе, обрываясь у слоя 2.

### Обсуждение результатов

Сопоставление сигналов ионизации и давления указывает на то, что плазма в экспериментах остывала прежде, чем продукты детонации разлетались из трубы. Этот факт стал еще более очевидным, когда в одном из экспериментов установка была помещена в землю таким образом, чтобы влажная глина предотвратила быстрый разлет газов. Сигнал давления, действительно, оказался продолжительней, но это не повлияло на сигнал ионизации. Для объяснения наблюдаемой длительности ионизации рассматривался механизм радиационного охлаждения статической плазмы. В приближении абсолютно черного тела, обоснованном для подобных экспериментов [8], охлаждение от начальных температур  $(6 \div 2) \cdot 10^4$  до  $10^4$  К, когда ионизация едва ощутима, занимает  $10^{-2}$  с. Это, по крайней мере, на порядок дольше, чем измеренная продолжительность.

Пульсирующие хвосты ионизационных сигналов навели на мысль, что столь быстрое охлаждение плазмы могло быть результатом турбулентного перемешивания ее с относительно холодными продуктами детонации. Микроволны и микропотоки, застывшие на поверхности образцов, возможно, явились отпечатком этого турбулентного движения газов. Оценка числа Рейнольдса, проделанная применительно к условиям эксперимента, подтверждает наличие турбулентности.

Таким образом, нагрев поверхности образцов плазмой прерывался, по-видимому, вследствие перемешивания газов в трубе. Затем раскаленный поверхностный слой немедленно охлаждался холодной основой образца. Адиабатический разлет газов из трубы мог ускорить это охлаждение. Так, если температура аргона на поверхности была 3000 К (точка кипения железа), то после расширения от  $2 \cdot 10^9$  Н/м<sup>2</sup> до атмосферного давления она падала до 200 К (точка конденсации аргона). Эта оценка показывает, что газ в трубе мог быть не только нагревающим, но и охлаждающим агентом.

Поверхностный рельеф и столбчатое пористое строение слоя 1 свидетельствует о том, что металл здесь расплавлялся. Расплав становился почти однородным, несмотря на кратковременность воздействия; здесь обнаружены лишь остатки наиболее крупных зерен графита и цемента. Пористость слоя обусловлена, вероятней всего, вскипанием легкоплавких



неметаллических включений, не успевающих раствориться в расплаве за столь короткое время. В предварительно закаленных сталях эти включения распределялись равномерней и пористость получалась гораздо меньшей.

Металлографическим методом не удалось установить фазовый состав слоя 1. Основываясь на том, что слой выглядел одинаковым и имел близкие значения твердости для всех сплавов с содержанием углерода от 0,04 до 4%, включая аустенитную Ст. 3, можно предположить, что он состоял преимущественно из аустенита. Для проверки этого предположения проводился рентгенографический анализ сплавов 2, 4, 6, 11, обработанных аргоновой плазмой. По предварительным данным поверхностный слой образцов содержал более 80% аустенита<sup>1</sup>. Существование аустенита при комнатной температуре в простых углеродистых сталях, особенно в низкоуглеродистых,— явление необычное и объясняется, по видимому, очень быстрым охлаждением слоя при стабилизирующем действии пористости. По современным представлениям, перестройка аустенитной кристаллической решетки в мартенситную происходит вследствие упругих микроволн, для образования которых нужны области достаточных размеров (например, стальные опилки не закаляются при охлаждении в воде [3]). Многочисленные поры в слое 1 как раз и могли гасить эти микроволны, подавляя превращение аустенита в мартенсит. Кстати, мартенситоподобная игольчатая структура в слое 1, все же выявленная металлографически в образцах, обработанных воздушной или азотной плазмой, наблюдалась лишь в малопористых участках.

Аргоновая плазма взрыва оказывала только механическое и термическое действие на образцы ввиду ничтожной растворимости аргона в металлах. В экспериментах с азотом и воздухом добавлялось химическое воздействие. В этой связи следует упомянуть процесс азотирования, применяемый для повышения поверхностной твердости стальных изделий. Атомарный азот, получаемый при диссоциации аммиака, насыщает в течение 10—100 ч поверхностный слой, образуя твердые нитриды с алюминием и хромом в специально легированных сталях. Процесс не может быть ускорен повышением температуры сверх 900 К, поскольку мелкодисперсные нитриды становятся нестабильными и коагулируют. Не удалось и попытки азотировать нелегированные стали, так как нитриды железа диффундируют на большую глубину.

Эти трудности в достаточной степени преодолены в описываемых экспериментах. Благодаря кратковременности воздействия прогревался и насыщался азотом только тонкий поверхностный слой. Последующее ускоренное охлаждение слоя, очевидно, привело к образованию богатого азотом мартенсита с мелкодисперсными нитридами железа, что и обеспечило столь высокую твердость, недоступную для обычного азотирования.

Структура слоя 2 свидетельствует, что металл в нем оставался твердым. Диффузия происходит медленнее в твердом состоянии. Начальное распределение углерода не успевало измениться за время воздействия, поэтому сохранялись следы бывшей структуры. Колонии перлита трансформировались в аустенит при нагреве, затем в мартенсит при охлаждении, причем образовывался мелкозернистый аустенит, который ограничивал размер мартенситных игл. Перлит содержит 0,7% углерода независимо от его среднего содержания в сплаве. Отсюда и одинаковая для всех сплавов высокая твердость в слое.

В предварительно закаленных сталях углерод, напротив, распределялся равномерно и твердость мартенсита в слое уже зависела от содержания углерода в сплаве. Ферритные зерна, возможно, тоже транс-

<sup>1</sup> Авторы благодарны Г. М. Воробьеву за помощь в поставке рентгенографических исследований и ценные обсуждения.

формировались в малоуглеродистый мартенсит. По крайней мере, их твердость повышалась вследствие деформации бывшими колониями перлита, увеличивающимися в объеме при мартенситном превращении. Поскольку хром повышает устойчивость аустенита, слой 2 кристаллизовался (см. табл. 2) в сталях 3, 16 без упрочнения.

Измеренная продолжительность действия плазмы позволяет оценить толщину слоев 1 и 2. Характерная глубина прогрева  $x = \sqrt{k\tau}$ , где  $k$  — коэффициент температуропроводности сплава,  $\tau$  — время нагрева. Полагая  $k = 0,15$  см<sup>2</sup>/с (для железа) и  $\tau = 10^{-3} \div 10^{-4}$  с, получим  $x = 0,04$ — $0,12$  мм, как и наблюдалось в экспериментах. Учитывая, что прогрев металла в подобных условиях практически мгновенно выходит на режим с постоянной температурой поверхности, равной точке кипения, несложно рассчитать глубины проплавления и закалки, т. е. границы слоев 1 и 2. Пользуясь конкретными значениями  $k$  для сплавов, удается прийти к идеальному соответствию с экспериментом.

В экспериментах двойникование феррита начиналось при необычно низких давлениях  $\sim 10^9$  Н/м<sup>2</sup>. Многие авторы наблюдали появление двойников при давлениях  $10^{10}$  Н/м<sup>2</sup> и связывали их формирование с этим пиковым значением. Однако в [4] обнаружено, что длительность нагружения также имеет существенное значение: образцы, ударно-нагруженные до давления  $1,25 \cdot 10^{10}$  Н/м<sup>2</sup> за  $2,2 \cdot 10^{-6}$  с, были насыщены двойниками, тогда как ни одного двойника не возникло при том же давлении за время действия  $6,5 \cdot 10^{-8}$  с. Двойникование в наших опытах происходило под давлением  $10^9$  Н/м<sup>2</sup> за  $10^{-3}$  с. Таким образом, роль временного фактора становится очевидной.

На основании проведенного исследования можно сделать следующие выводы.

Контакт плазмы взрыва с железоуглеродистыми сплавами приводит к существенному изменению микроструктуры и упрочнению поверхностного слоя железоуглеродистых сплавов. Под действием азотсодержащей плазмы твердость в слое повышается вплоть до  $2 \cdot 10^3$  кг/мм<sup>2</sup>. В низкоуглеродистых сталях возможно двойникование феррита и при низких давлениях  $10^9$  Н/м<sup>2</sup>, если длительность нагружения достаточно велика.

Поступила в редакцию  
5/IV 1979

#### ЛИТЕРАТУРА

1. А. В. Крупин, В. Я. Соловьев и др. Деформация металлов взрывом. М., Металлургия, 1975.
2. Металловедение и прочность материалов. Волгоград, Нижне-Волжское изд-во, 1974.
3. И. М. Грязнов, К. И. Козорезов и др. Докл. АН СССР, 1970, 194, 1, 70.
4. К. И. Козорезов, Л. И. Миркин и др. Докл. АН СССР, 1973, 240, 5, 1067.
5. П. О. Пашков, И. И. Полякова. Докл. АН СССР, 1972, 204, 2, 332.
6. И. В. Салли. Кристаллизация при сверхбольших скоростях охлаждения. Киев, Наукова думка, 1972.
7. Н. Н. Рыкалин, А. А. Углов, А. Н. Кокора. Лазерная обработка материалов. М., Машиностроение, 1975.
8. М. А. Цикулин, Е. Г. Попов. Излучательные свойства ударных волн в газах. М., Наука, 1977.
9. Е. Г. Попов, А. А. Провалов, М. А. Цикулин. Докл. АН СССР, 1970, 194, 4, 805.
10. В. И. Кирко, Т. М. Соболенко. ФГВ, 1976, 12, 6.
11. Е. С. Кучеренко, Е. Г. Попов и др. Физика металлов и металловедение, 1979, 47, 6, 1190.
12. Е. Г. Попов, Н. В. Попова, И. П. Федорова. ФХОМ, 1979, 2, 42.
13. А. П. Гуляев. Металловедение. М., Металлургия, 1977.
14. A. R. Champion, R. W. Rohde. Appl. Phys., 1970, 41, 2213.