

621.701  
674.3  
Г32

# ОСНОВЫ СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ

А. С. ГЕЛЬМАН

ПЕРЕВЕРЕНО 1975 г.

АНТОП  
ИЗДАТЕЛЬСТВО  
МАШИНОСТРОЕНИЕ



ИЗДАТЕЛЬСТВО „МАШИНОСТРОЕНИЕ“  
Москва 1970

Основы сварки давлением. Гельман А. С. М., «Машиностроение», 1970, 312 стр.

В книге рассмотрены физические и технологические основы сварки давлением металлов с образованием соединения в твердом состоянии.

Проанализировано влияние на ход и результаты процесса главных параметров важнейших способов сварки давлением (холодной и прессовой, стыковой сопротивлением и оплавлением на воздухе или в защитной среде, взрывом, диффузионно-вакуумной, трением, ультразвуковой и др.). Для всех этих способов показаны общие физические принципы получения соединения в твердом состоянии и специфические особенности реализации этих принципов при различных процессах.

Книга предназначена для инженерно-технических и научных работников, занимающихся исследованием, разработкой и внедрением сварки давлением.

Илл. 193, табл. 44, библи. 219 наз.

52266



Рецензенты: кандидаты техн. наук Б. Д. Орлов, Ю. В. Дмитриев  
и А. А. Чакалев, инж. В. Г. Подлесных

## ВВЕДЕНИЕ

В современной технике приходится соединять детали из одинаковых и разнородных металлов и сплавов, неметаллов, а также самые различные их сочетания.

Соединения должны быть прочными. Однако к ним нередко предъявляют и специальные требования, ограничивающие допустимое термическое и механическое воздействие сварочного процесса на соединяемые материалы. Иногда задается предельная температура нагрева, еще не вызывающая неблагоприятных изменений свойств материала, или лимитируется степень пластической деформации и наклепа, которые могут отрицательно влиять на служебные свойства свариваемых материалов, например полупроводников. В решении этих специальных задач роль сварки давлением очень велика, так как современные ее способы позволяют варьировать термические и деформационные параметры процесса в очень широких пределах.

Сварка давлением осуществляется без расплавления соединяемых материалов (в твердом состоянии) или с местным их расплавлением. Расплавленный материал остается в зоне соединения (например, в ядре точки, сваренной контактным способом) или удаляется из нее (при стыковой сварке оплавлением и радиочастотной сварке). В первом случае, по существу, происходит сварка плавлением, такие процессы в книге не рассмотрены; во втором случае соединение образуется между поверхностями, хотя и оплавленными, но находящимися в твердом состоянии.

Физическая природа связей, обуславливающих схватывание и образование прочного соединения при сварке давлением и плавлением, одинакова. Однако пути создания условий, необходимых для осуществления таких связей, различны. Тип связей, возникающих в соединении, определяется их природой в самих свариваемых материалах. В зависимости от типа связей могут изменяться условия сварки и роль отдельных ее параметров. В книге рассмотрены только процессы сварки давлением в твердом состоянии, в основном, металлов.

Некоторые положения, выдвигаемые в книге, для уточнения требуют дальнейших исследований.

## Глава I

### ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ПРОЦЕССОВ СХВАТЫВАНИЯ И СВАРКИ

#### § 1. СТРОЕНИЕ ТВЕРДОГО ТЕЛА И ПРИРОДА СВЯЗЕЙ В НЕМ

По современным представлениям можно исходить из следующей модели твердого тела. Остов кристалла образуется атомами (или ионами), расположенными в узлах кристаллической решетки. Межатомные связи и в том числе, конечно, связи, образующиеся при сварке, зависят от валентных электронов на внешней электронной оболочке атомов. Распределение внешних электронов в невозбужденных свободных атомах элементов, имеющих наибольшее практическое значение, показано в табл. I. Стрелками показано направление спинов (направление вращения электрона). Согласно принципу Паули в системе взаимодействующих электронов не может быть более двух электронов (при этом с противоположными спинами), находящихся в одинаковом энергетическом состоянии.

Электронная конфигурация атома обозначается цифрами и буквами, например, для свободного атома натрия:  $(1s)^2 (2s)^2 (2p)^6 \times (3s)^1$ . Это означает, что на ближайшей к ядру оболочке (с главным квантовым числом  $n = 1$ ) находятся два электрона в  $s$ -состоянии. На второй оболочке ( $n = 2$ ) имеется два  $2s$ -электрона и шесть  $2p$ -электронов, и, наконец, на внешней оболочке ( $n = 3$ ) имеется всего один валентный электрон  $3s$ . Внешние оболочки с восемью электронами [например, у Ne —  $(2s)^2 (2p)^6$ ] обладают очень высокой стабильностью, и поэтому элементы нулевой группы (инертные газы) практически не вступают в химическое взаимодействие.

Распределение электронов в атоме характеризуется вероятностью их пребывания в той или иной точке пространства и наглядно иллюстрируется плотностью так называемого электронного облака [163]. Для  $s$ -состояния в свободном атоме плотность электронного облака на данном расстоянии от центра атома одинакова, т. е. облако обладает сферической симметрией и может быть изображено в виде шара (рис. 1, а). Для трех  $p$ -состояний электронов в свободном атоме угловое распределение электронной плотности дано на рис. 1, б.

Распределение внешних электронов в изолированных атомах

Группа (приоритетной системы Менделеева)	I		II		III		IV		V		VI		VII		VIII		0		
	A	B	A	B	A	B	A	B	A	B	A	B	A	B	C	D		D <sub>2</sub>	
Подгруппа	s	↑	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	
	p	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	
		↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	
		↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	
	d	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	
		↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	
		↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	↑↓	
	Элемент	Li	Be	B	C	N	O	F	Ne										
		Na	Mg	Al	Si	P	S	Cl	Ar										
		K	Ca	Sc	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Co	Ni								
			Cu	Zn	Ga	Ge	As	Se	Br	Kr									
		Rb	Sr	Y	Zr	Nb	Mo	Tc	Xe										
			Ag	Cd	In	Sn	Sb	Te											
		Cs	Ba	La	Hf	Ta	W	Re	Os	Ir	Pt								
		Au	Hg	Tl	Pb	Bi	Po												
			Ra		Th		U												

При наложении трех таких фигур достигается сферическая симметрия облака (что и определяет сферическую симметрию  $(ns)^2 (np)^0$ -конфигурации инертных газов). На рис. 1, а показано

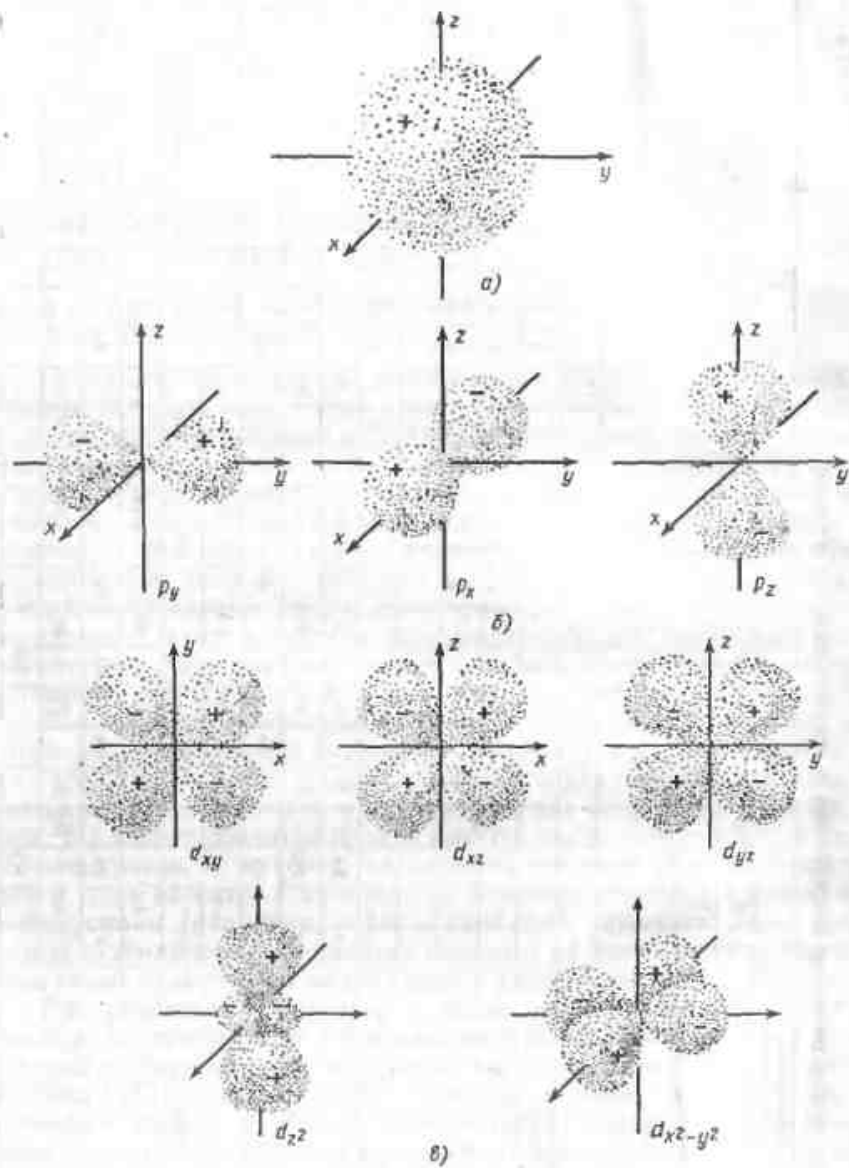


Рис. 1. Угловое распределение электронной плотности для свободного атома: а — s-состояние; б — p-состояние и в — d-состояние

угловое распределение электронов для пяти d-состояний. Наложение этих пяти фигур (или десяти при нахождении в каждом d-состоянии двух электронов с противоположными спинами) также приводит к сферической симметрии. Каждому состоянию электрона в свободном атоме соответствует определенный (для невозбужденного атома минимально возможный) уровень энергии. На рис. 2 схематически показаны энергетические уровни свободного атома натрия (в таком атоме 3p-уровень свободен) [163]. При сжатии совокупности атомов до межатомного расстояния порядка  $10^{-7}$ — $10^{-8}$  см их внешние электроны вступают во взаимодействие и в силу принципа Паули резкие энергетические уровни свободного атома начнут размываться в полосы тем более широкие, чем меньше расстояние  $r$  (на рис. 2 показано изменение ширины полос в функции величины  $1/r$ ; штриховая прямая соответствует  $r = a$ , где  $a$  — период решетки в кристалле натрия). При образовании твердого тела ( $r = a$ ) не затрагиваются электроны, находящиеся на внутренних оболочках атома, и поэтому энергетические уровни расширяются только у валентных электронов. Однако это расширение настолько велико, что s — p- и d-уровни могут перекрываться (на рис. 2 у Na перекрываются уровни 3s и 3p). В результате перекрытия происходит так называемая «гибридизация» и валентные электроны уже не находятся в (3s)-состоянии (для Na), а пребывают на гибридных (3s) — (3p)-орбитах. При этом электроны с меньшей энергией находятся в условиях, близких к (3s)-состоянию; при возрастании энергии все сильнее проявляются характеристики (3p)-состояния.

В твердых кристаллических телах существует четыре основных типа связей (возможны и их комбинации): а) ионная; б) ковалентная; в) металлическая и г) межмолекулярная связь Ван дер Ваальса.

Примером ионной связи может служить кристалл поваренной соли (рис. 3), в котором чередуются ионы натрия и хлора. Натрий отдает свой единственный валентный электрон хлору, ион которого достраивает свою внешнюю оболочку с семью электронами до устойчивой 8-электронной конфигурации. Силы электростатического притяжения положительного иона  $\text{Na}^+$  и отрицательного  $\text{Cl}^-$  обеспечивают ионную связь в кристалле NaCl. В кристалле из однородных атомов ионная связь невозможна.

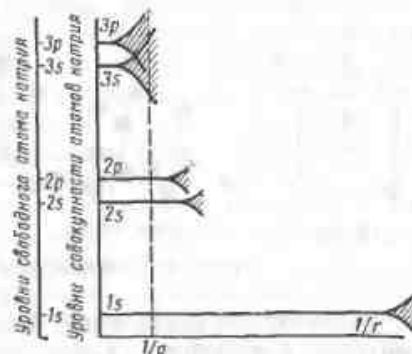


Рис. 2. Схемы энергетических уровней электронов в натрии

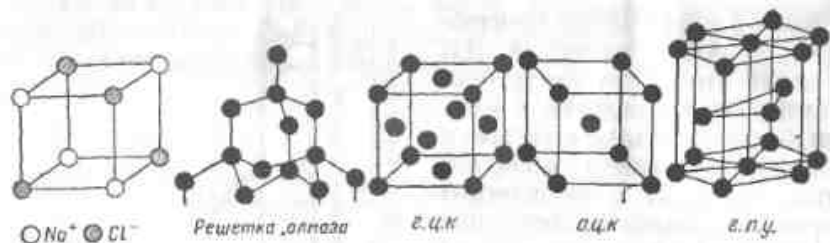


Рис. 3. Типичные кристаллические структуры

Межатомные связи могут быть обусловлены и обобщением валентных электронов. Такие связи называются ковалентными. Типичным примером является углерод, имеющий в свободном состоянии  $2s^2$  и  $2p^2$ -валентных электронов, которые в кристалле алмаза переходят на гибридные орбиты  $sp^3$ . В алмазе (см. рис. 3) каждый атом углерода имеет четырех ближайших равноудаленных соседей, с которыми он связан двумя обобщенными электронами. Локализация у каждого атома восьми электронов создает устойчивую электронную конфигурацию. Ковалентные связи — строго направленные. Поэтому пластическая деформация кристаллов с такими связями (например, германий и кремний) возможна только при повышенной температуре. Попытки пластически деформировать кристаллы с чисто ковалентной связью при низкой температуре приводят к разрыву направленных ковалентных связей и к разрушению кристалла [143].

В металлическом кристалле ионы металла, расположенные в узлах решетки, связываются валентными электронами, частично локализующимися у остовов атомов, а частично находящимися в коллективизированном состоянии в виде так называемого электронного газа. Для анализа процессов сварки особенно важны две характеристики металлической связи: энергетическая устойчивость образующихся в кристалле электронных конфигураций и степень направленности связей. Статистический набор стабильных конфигураций, образуемых локализованной частью валентных электронов, и энергетическая устойчивость этих конфигураций обуславливают трудность возбуждения вещества при химических и физических процессах [123]. Жесткость направленных связей определяет склонность металла к хрупкому разрушению [143].

Все элементы можно разделить на три основные группы:  $s$ -элементы, атомы которых имеют только валентные  $s$ -электроны, а более глубоко лежащие электронные оболочки полностью заняты или свободны;  $ds$  и  $fds$ -элементы с достраивающимися внутренними  $d$  и  $f$ -оболочками;  $sp$ -элементы с валентными  $sp$ -электронами [123]. К первой группе (табл. 1) относятся щелочные и щелочноземельные элементы (бериллий, магний) и металлы подгрупп цинка и меди. Для них характерно образование преиму-

ущественно  $s^2$ -стабильных конфигураций локализованных электронов. Для второй группы (переходных металлов) присущи стабильные конфигурации  $d^0$ ,  $d^5$  и  $d^{10}$  ( $d$ -элементы, Fe, Mn, Nb, Ti, W, Mo и др.) или  $f^0$ ,  $f^7$  и  $f^{14}$  (для  $f$ -элементов). Третья группа ( $sp$ -элементы) характеризуется образованием гибридных конфигураций  $sp^3$ , стремящихся к превращению в более стабильные  $sp^2$  или совершенно стабильные  $s^2p^6$ -конфигурации.

Рассмотрим несколько подробнее переходные металлы с незавершенной  $d$ -оболочкой, имеющие очень большое практическое значение. Выше отмечалось, что наложение пяти или десяти  $d$ -орбит приводит к сферической симметрии, обладающей высокой энергетической устойчивостью, а чем она выше, тем прочнее связь и соответственно выше температура плавления. Наибольшей энергетической устойчивостью обладает конфигурация  $d^5$ , несколько меньшей  $d^{10}$  и еще меньшей  $d^0$ . Любой из переходных металлов, имеющих в свободном состоянии от одного (скандий) до пяти  $d$ -электронов (хром, молибден, марганец), образует в кристалле все конфигурации от  $d^0$  до  $d^6$ ; при этом чем больше число  $d$ -электронов у свободного атома, тем выше вероятность образования  $d^5$ -конфигураций и тем больше статистический вес этих энергетически наиболее устойчивых конфигураций. При переходе к металлам с более чем пятью  $d$ -электронами, наряду с  $d^5$ -конфигурациями появляются менее устойчивые  $d^{10}$ -конфигурации, причем в количестве тем большем, чем больше  $d$ -электронов в металле.

Как же валентные электроны распределяются между локализованным и коллективизированным состояниями? Например, у циркония, имеющего четыре ( $d + s$ )-валентных электрона, 2,6 электрона локализованы и 1,4 коллективизированы. У ниобия с пятью ( $d + s$ )-валентными электронами локализованы 3,7—3,9 электронов. Чем выше статистический вес  $d^5$ -состояний, тем больше доля локализованных электронов и тем прочнее связь. Электроны в  $s$ -состоянии коллективизированы и ослабляют связь. Высокая тугоплавкость вольфрама с  $s^2d^4$ -валентными электронами свободного атома объясняется тем, что в кристалле один из  $s$ -электронов переходит в  $d$ -состояние и достраивает наиболее устойчивую  $d^5$ -конфигурацию. В марганце, несмотря на пять  $d$ -электронов, наличие двух  $s$ -электронов ведет к увеличению доли коллективизированных электронов и к ослаблению связи.

Металлы обычно кристаллизуются в одну из простейших форм решетки (см. рис. 3): объемноцентрированную кубическую (о. ц. к.), гранцентрированную кубическую (г. ц. к.) или гексагональную плотноупакованную (г. п. у.). В кристаллах происходит гибридизация электронных состояний. Наиболее «жестко» направленные связи создаются электронами на  $d$ -орбитах [143]. Доля таких орбит для переходных металлов в зависимости от типа кристаллической решетки составляет: для о. ц. к.-решетки 0,9; для г. ц. к. — 0,5 и для г. п. у. — 0,7 [123].

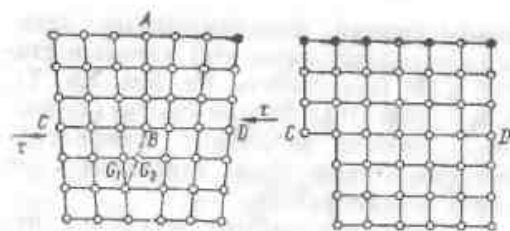


Рис. 4. Краевая дислокация в кристалле в процессе движения под действием касательных напряжений  $\tau$  и после выхода на поверхность.

связь осуществляется главным образом электронами в  $s$ - или  $sp$ -гибридном состоянии. Она менее направлена, и поэтому такие металлы значительно пластичнее, часто до температуры, близкой к абсолютному нулю.

При сближении отдельных электрически нейтральных молекул или твердых тел на расстояние порядка  $10^3 \text{ \AA}$  между ними возникают заметные электрические силы притяжения, так называемые силы Ван дер Ваальса. Они обусловлены явлением поляризации, в силу которого электроны в сближаемых атомах начинают двигаться согласованно. Для металлов сила притяжения при расстоянии  $r = 1 \text{ мкм}$  имеет порядок  $1 \cdot 10^{-6} \text{ Г/см}^2$ . С уменьшением  $r$  она растет пропорционально сначала  $\frac{1}{r^4}$ , затем  $\frac{1}{r^6}$ . Прочность вандерваальсовской связи невелика. Энергия ее образования составляет  $0,2 - 2 \text{ ккал/моль}$  [18], в то время как энергия химической связи, в том числе металлической, обычно лежит в пределах  $20 - 200 \text{ ккал/моль}$ .

Строение реальных кристаллов существенно отличается от идеального. В них всегда имеются вакансии (не занятые узлы решетки), дислокации и другие дефекты. В процессах сварки давлением особое значение имеют дислокации. Краевая дислокация образуется лишней атомной полуплоскостью  $AB$  (рис. 4), расположенной над (или под) плоскостью  $CD$ . В зоне дислокации выше  $CD$  межатомные расстояния меньше, а под  $CD$  — больше периода решетки. Искажение решетки вызывает значительные упругие напряжения в радиусе  $1 - 1,5 \text{ мкм}$  от центра дислокации, что приводит к увеличению свободной энергии кристалла. Эта энергия для меди на единицу длины краевой дислокации составляет около  $5 \times 10^{-3} \text{ эрг/см}$ . Дислокация может двигаться или за счет диффузионного перескока атомов (например из положения  $G_1$  в положение  $G_2$ ) при достаточно высокой температуре, или под действием касательного напряжения  $\tau$ . Перемещение дислокации с образованием ступеньки является первичным актом пластической деформации.

Пластическая деформация сопровождается не только выходом имеющихся дислокаций, но и образованием множества новых.

Таким образом, переходные металлы с о. ц. к. решеткой имеют наиболее жестко направленные связи, что способствует потере ими пластичности при низких температурах (склонности к хладнохрупкости, например, у  $\alpha - \text{Fe}$ ,  $\text{W}$ ,  $\text{Mo}$ ). В металлах с заполненной  $d$ -оболочкой

Результатом этого, в частности, является наклеп. В кристаллах наряду с краевыми дислокациями имеются винтовые, а также различные их сочетания в виде петель.

## 2. ТЕРМОДИНАМИКА ПРОЦЕССА СХВАТЫВАНИЯ

Рассмотрим несколько идеализированных случаев; в первом из них два монокристалла ( $A$  и  $B$ ) одного и того же вещества, без дефектов кристаллического строения, с одинаково ориентированными кристаллографическими осями и с абсолютно ровными и чистыми поверхностями  $CD$  и  $EF$  (рис. 5, а) сближаются в вакууме так, что атомы на этих поверхностях располагаются точно друг

против друга.

В твердом теле, так же как в жидкости, имеется поверхностное натяжение, вызываемое тем, что атомы, находящиеся на поверхности, окружены меньшим числом соседей, чем атомы, лежащие внутри тела. Поэтому поверхностные

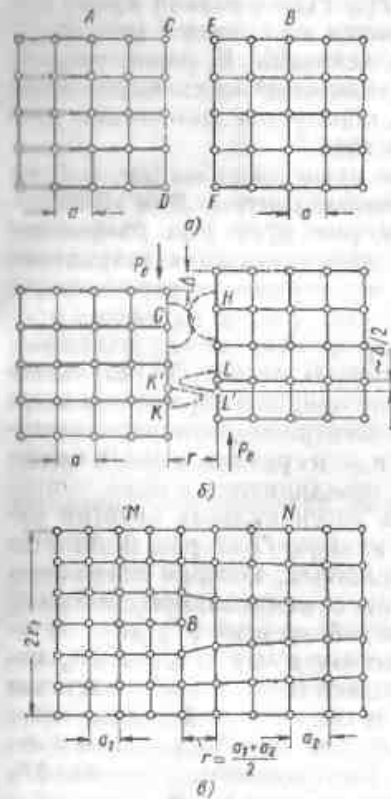


Рис. 5. Идеализированные схемы схватывания:

а — монокристаллы одинакового вещества с полной когерентностью поверхности; б — то же, со смещением кристаллографических осей на величину  $\delta$ ; в — разнометаллические вещества с образованием полукогерентной границы

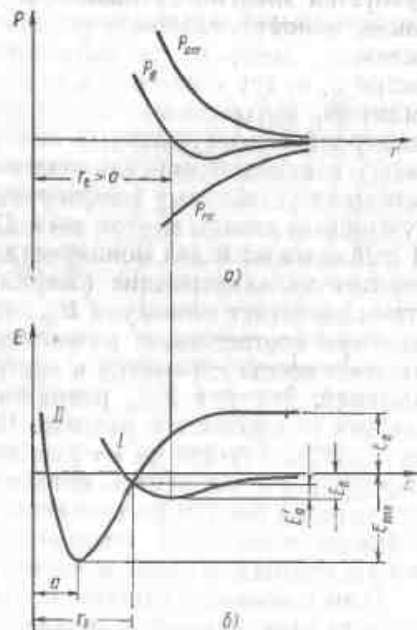


Рис. 6. Изменение сил взаимодействия (а) и потенциальной энергии (б) при сближении двух кристаллов с атомно-чистыми поверхностями.

атомы обладают некоторым избытком свободной энергии, которая составляет на единицу поверхности величину  $F_n$ , зависящую от рода вещества, температуры и окружающей среды.

Вернемся к монокристаллам  $A$  и  $B$ . Сначала допустим, что на их поверхности нет так называемых активных центров [113, 122]. Это значит, что поверхностные атомы, так же как атомы, расположенные внутри тела, не возбуждены. При сближении таких монокристаллов между ними возникнут силы межмолекулярного притяжения  $P_{np}$  — силы Ван дер Ваальса (рис. 6, а), и дальнейшее их сближение под действием этих сил пойдет самопроизвольно. На некотором расстоянии начнется перекрытие стабильных электронных оболочек поверхностных атомов и появятся быстрорастущие силы отталкивания ( $P_{om}$ ). При  $r > a$  ( $a$  — период решетки) результирующая сила  $P_s = P_{np} - P_{om}$  станет равной нулю. Потенциальная энергия системы изменяется по кривой  $I$  (рис. 6, б). Ее минимум соответствует  $r = r_0$ , а величина  $E_s$  равна энергии вандерваальсовской связи, которая, как отмечалось выше, невелика. Всегда  $E_s \ll 2F_n$ . При  $r = r_0$  образуется физический контакт между сближаемыми поверхностями.

Предположим теперь, что тем или иным способом (см. § 3) на поверхностях  $CD$  и  $EF$  созданы активные центры. Для этого требуется энергия активации  $E_a$  (см. рис. 6, б). При сближении таких монокристаллов в условиях, обеспечивающих сохранение активных центров, на расстояние, соизмеримое с периодом решетки  $a$ , будут действовать значительные силы межатомного притяжения, вызываемые обменными процессами между внешними электронами возбужденных поверхностных атомов. В результате такого взаимодействия (химического по природе) образуются энергетически устойчивые конфигурации электронов, присущие невозбужденным атомам внутри тела. При  $r = a$  граница раздела между  $A$  и  $B$  исчезает и два монокристалла объединяются в один — происходит их схватывание (сварка), а потенциальная энергия системы достигает минимума  $E_{min}$  (см. кривую  $II$  на рис. 6, б). Этот минимум соответствует равновесию системы, которая термодинамически всегда стремится к состоянию с минимальной свободной энергией. Энергия  $E_{min}$  равна свободной энергии  $2F_n$  двух исчезающих поверхностей раздела. Высвобождаемая энергия  $2F_n$  может частично пойти на нагрев поверхностных атомов, а частично распространиться внутрь кристалла в виде упругой волны, энергия которой быстро рассеивается в объеме тела без заметного локального повышения температуры. Распределение энергии  $2F_n$  между поверхностными и глубинными слоями неизвестно.

Если создание активных центров на поверхности сближаемых тел идет одновременно с процессом их сближения до физического контакта, то при  $r > r_0$  потенциальная энергия изменяется по кривой  $I$  (см. рис. 6, б), а при  $r < r_0$  — по кривой  $II$  и образование активных центров потребует энергии активации  $E_a \ll E_s$ .

Что произойдет в результате сближения двух идеальных монокристаллов, но с узлами решетки, взаимно смещенными на величину  $\Delta$  (см. рис. 5, б)? При относительно большом расстоянии  $r$  (в вандерваальсовской области) результирующая сила  $P_s$  (см. рис. 6, а) не будет зависеть от смещения  $\Delta$ . При активированной поверхности и дальнейшем уменьшении  $r$  принципиально возможны два случая: если преобладают ненаправленные связи со сферической симметрией, то поля поверхностных атомов (например,  $G$  и  $H$ ) перекроются вне зависимости от  $\Delta$  и для осуществления схватывания не потребуется какой-либо подстройки атомов на контактирующих поверхностях. В результате схватывания смещенные монокристаллы объединятся с образованием границы, на которой правильное кристаллическое строение нарушится. Создание такой границы потребует затраты энергии  $F_{sp}$  связанной с упругим искажением решетки. Однако величина  $F_{sp}$  значительно меньше, чем  $2F_n$ , и процесс схватывания термодинамически вероетен, так как он ведет к уменьшению свободной энергии на величину

$$\Delta F = 2F_n - F_{sp}.$$

Если же в кристалле преобладают направленные ковалентные связи (как, например, во многих переходных металлах [143]), то поля поверхностных атомов  $K$  и  $L$  перекроются только при их смещении в положения  $K'$  и  $L'$  на расстояние  $\frac{\Delta}{2}$  из равновесного состояния. Это потребует дополнительной энергии активации  $E'_a$ , по-видимому, меньшей, чем основная энергия активации поверхности  $E_a$ . Энергия  $E'_a$  относительно мала потому, что смещение атомов на  $\frac{\Delta}{2}$  не связано с актами диффузии или разрыва существующих связей в кристаллической решетке.

Перейдем теперь к анализу термодинамических условий для идеализированного случая схватывания двух поликристаллов одного и того же вещества с равными (в пределах, допустимых расположением поверхностных атомов в узлах решетки) и атомочистыми поверхностями.

В процессе соединения, для чего требуется образование активных центров, а при жестко направленных связях — и взаимная подстройка атомов на кон-

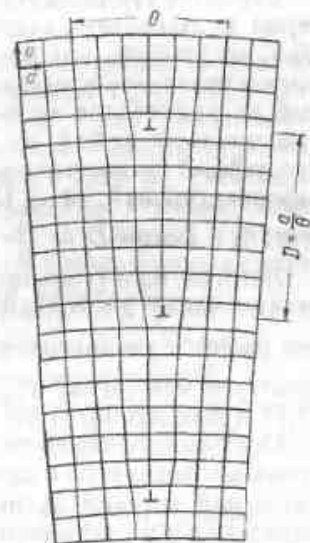


Рис. 7. Малоугольная граница между двумя симметрично наклонными кристаллами [157]

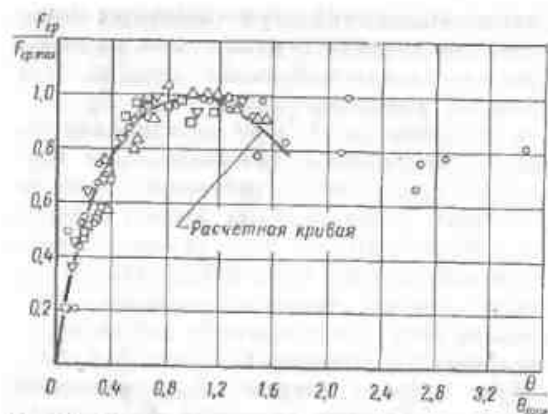


Рис. 8. Зависимость отношения энергии границы к ее максимальному значению от относительного угла разориентировки [102]:

○ — кренистое железо; □ — олово; △ — свинец

динамически схватывание (сварка) поликристаллов возможно в том случае, если оно приведет к уменьшению свободной энергии системы, т. е.

$$\Delta F = 2F_n - F_{gp} > 0. \quad (1)$$

Строение границы зерна и ее энергия  $F_{gp}$  определяются характером и степенью разориентировки образующих ее кристаллов. Они могут быть наклонены друг к другу с симметричным или асимметричным расположением границы сопряжения, причем каждый из кристаллов может быть повернут на произвольный угол относительно любой из трех пространственных осей. Строение простейшей симметричной наклонной границы с небольшим углом разориентировки ( $\theta < 15^\circ$ ) характеризуется рядом дислокаций (рис. 7) с шагом  $D = \frac{a}{\theta}$  ( $a$  — период решетки).

Энергия малоугольной границы изменяется почти пропорционально числу дислокаций на единицу ее длины, и, как следствие, она растет с увеличением отношения  $\frac{\theta}{\theta_{\max}}$  (рис. 8), где  $\theta_{\max}$  соответствует максимуму  $F_{gp}$ , равному для олова  $12,2^\circ$ , для свинца  $25,7^\circ$  и для кренистого железа  $26,6-29,8^\circ$  [102].

Образование малоугольной границы между идеальными кристаллами не связано с массопереносом и поэтому не требует дополнительной энергии активации (по сравнению с рассмотренными выше случаями соединения монокристаллов с направленными и ненаправленными связями, но при  $\theta = 0$ ).

Нет общепризнанной теории строения большеугольной границы зерна [102]. Моттом высказано предположение, что на такой границе заштрихованные когерентные участки (участки со строгой

тактирующей поверхностью, исчезнут две поверхности раздела с высвобождением энергии  $2F_n$  и образованием границы между зернами с различными ориентированными кристаллографическими осями. Вблизи такой границы, как правило, имеются упругие искажения решетки в узкой приграничной области шириной в несколько атомных слоев, связанные с затратой энергии  $F_{gp}$ . Термодинамически схватывание (сварка) поликристаллов возможно в том случае, если оно приведет к уменьшению свободной энергии системы, т. е.

планной ориентировкой узлов решетки по обе стороны от границы) чередуются с некогерентными (рис. 9, а). Можно представить себе границу с двухмерным строением (рис. 9, б), при котором структурное несоответствие между двумя кристаллами оказывается минимальным. По Л. Чалмерсу, такую границу всегда можно провести так, что межатомные расстояния не будут сильно отличаться от величины, типичной для дислокации [157]. Энергия ее образования практически не зависит от степени разориентировки, что подтверждается для больших значений  $\theta$  экспериментально (см. рис. 8).

В табл. 2 приведены данные по свободной энергии поверхности  $F_n$ , границы зерна  $F_{gp}$  при большой разориентировке [147] и вычисленные по ним значения  $\Delta F = 2F_n - F_{gp}$ . Для металлов (вероятно, и для любых поликристаллических материалов)  $F_{gp} \ll 2F_n$ . Для металлов  $F_{gp} \approx (0,12 \div 0,20) 2F_n$ , вследствие чего схватывание (сварка) поликристаллов одноименных металлов всегда сопровождается значительным уменьшением свободной энергии системы и является экзотермическим процессом, выгодным в термодинамическом отношении. Образование сложной двухмерной границы зерна связано с перегруппировкой атомов в поверхностных слоях. Этот процесс требует некоторой энергии активации.

Рис. 9. Схемы строения большеугольной границы [157]

Таблица 2

Свободная энергия поверхности и границы зерна в  $\text{эрг/см}^2$

Металл	Температура в $^\circ\text{C}$	Поверхность $F_n$	Граница $F_{gp}$	$\Delta F = 2F_n - F_{gp}$
Cu	850	1650	650	2650
$\alpha$ -Fe	1100	1950	790	3110
$\gamma$ -Fe	1100	—	850	—
Sr	213	685	160	1210
Ag	750	1310	460	2160
Au	850	1480	370	2590



Как изменятся термодинамические условия схватывания (сварки) при переходе от соединения идеальных кристаллов одного и того же вещества к соединению таких же кристаллов разноименных веществ? Следует иметь в виду, что термодинамические соображения определяют лишь направление возможных процессов, но не позволяют оценить их скорость (кинетику), зависящую от необходимой энергии активации (см. § 3). Рассмотрим только факторы, влияющие на соотношение величин в уравнении (1). Начнем с анализа размерного фактора, т. е. несоответствия периодов кристаллической решетки. Пусть в простейшем случае два идеальных, одинаково ориентированных монокристалла металлов М и N с периодами решетки  $a_1$  и  $a_2$  сблизятся до расстояния  $r \approx \frac{a_1 + a_2}{2}$  (см. рис. 5, в) при одновременном создании на контактирующих поверхностях активных центров. Если произойдет схватывание, то между этими кристаллами образуется так называемая полукоргерентная граница, на которой возникнут краевые дислокации  $s$  с шагом

$$2r_1 = \frac{a_1 \cdot a_2}{a_2 - a_1}. \quad (2)$$

Энергия упругого искажения решетки дислокацией длиной 1 см равна [83]

$$\frac{\mu b^2}{4\pi(1-\gamma)} \ln \frac{r_1}{r_0}, \quad (3)$$

где  $\mu$  — модуль упругости;

$\gamma$  — коэффициент Пуассона;

$b$  — вектор Бюргера (в рассматриваемом случае  $b \approx \frac{a_1 + a_2}{2}$ );

$r_1$  — радиус распространения упругой деформации ( $r_1 = \frac{a_1 \cdot a_2}{2(a_2 - a_1)}$ );

$r_0$  — радиус центра дислокации.

Количество дислокаций на 1 см длины границы

$$n = \frac{1}{2r_1} = \frac{a_2 - a_1}{a_1 \cdot a_2}, \quad (4)$$

а энергия, на 1 см<sup>2</sup> границы, вызванная дислокациями,

$$\Delta F_{sp} = \frac{a_2 - a_1}{a_1 \cdot a_2} \cdot \frac{\mu b^2}{4\pi(1-\gamma)} \ln \frac{r_1}{r_0}. \quad (5)$$

Для границы меди ( $a_1 = 3,61 \text{ \AA}$ ) и алюминия ( $a_2 = 4,04 \text{ \AA}$ ) при  $a_2 \approx 1,12 a_1$   $\Delta F_{sp} \approx 100 \text{ эрг/см}^2$ . С увеличением размерного несоответствия растет  $n$ , но вследствие одновременного уменьшения  $r_1$  энергия  $\Delta F_{sp}$  изменяется мало. Полученное значение  $\Delta F_{sp}$  невелико по сравнению с  $2F_n$  (для меди  $3300 \text{ эрг/см}^2$ ) и существенно

меньше энергии большеугольной границы зерна при соединении поликристаллов одноименных металлов (см. табл. 2). По-видимому, дополнительная энергия  $\Delta F_{sp}$  не может изменить знак  $\Delta F$  в уравнении (1). Характерно, что энергия границы между различными фазами в сплавах меньше или незначительно превышает энергию границы между зернами одной и той же фазы (табл. 3) [102].

Таблица 3

Относительная свободная энергия поверхностей раздела

Система	Температура в °С	Поверхность раздела между фазами		Граница, энергия которой принимается за единицу	$\frac{\gamma_{AB}}{\gamma_C}$
		A	B		
Cu—Zn	700	$\alpha$ , г. ц. к.	$\beta$ , о. ц. к.	$\alpha/\alpha$	0,78
Cu—Ag	750	$\alpha$ (Cu), г. ц. к.	$\beta$ (Ag), г. ц. к.	$\alpha/\alpha$	0,65
Zn—Sn	160	$\beta$ (Sn), о. ц. к.	$\alpha$ (Zn), г. п. у.	$\alpha/\alpha$	0,74
				$\beta/\beta$	

С точки зрения термодинамики способность к схватыванию (сварке) разноименных металлов должна увеличиваться, если они (при температуре опыта) взаимно растворимы или дают устойчивые химические соединения, так как образование твердых растворов и новых фаз всегда сопровождается уменьшением свободной энергии системы, а следовательно, увеличением  $\Delta F$  в уравнении (1). При этом можно предположить, что степень взаимной растворимости металлов мало влияет на процесс схватывания, так как при сварке без расплавления взаимное растворение ограничивается приповерхностными слоями атомов, в которых в результате повышенного количества дефектов кристаллического строения, особенно вакансий, создаются более благоприятные условия для растворения инородных атомов, чем внутри тела.

Сварка давлением разноименных металлов облегчается с понижением статистического веса и энергетической устойчивости стабильных электронных конфигураций атомов соединяемых металлов, а также при увеличении вероятности образования стабильных конфигураций и их энергетической устойчивости в результате сварки [124]. Если при схватывании разноименных материалов в результате электронного обмена между атомами соединяемых металлов повышаются статистический вес и устойчивость электронных конфигураций, то такой процесс идет с выигранным энергией и его реализация термодинамически наиболее вероятна. Поясним это на примере сварки металлов с его нитридами,

СЕРТИФИКАТ  
Черный металл с металлами  
и сплавами по технологии

По Г. В. Самсонову и др., изолированный атом азота, имеющий конфигурацию валентных электронов  $s^2p^3$ , благодаря  $s \rightarrow p$ -переходу может приобретать в твердом теле  $sp^4$ -конфигурацию, которая в нитриде переходных металлов преобразуется в очень стабильную  $sp^3$ -конфигурацию с передачей одного электрона в коллективизированное состояние [124]. Поэтому при образовании нитрида переходного металла статистический вес нелокализованных электронов повышается, а стабильных конфигураций, образуемых локализованными электронами, относительно уменьшается. При контакте металла с его нитридом процессы схватывания (и последующей диффузии) должны привести к электронным обменам, повышающим статистический вес стабильных конфигураций и уменьшающим свободную энергию системы.

Например, все атомы карбонитрида бора (BNC) имеют высокий статистический вес стабильных  $sp^3$ -конфигураций, поэтому добиться его соединения с металлом, по-видимому, невозможно, так как любой электронный обмен между BNC и металлом приведет только к понижению статистического веса стабильных электронных конфигураций. В BNC атом азота  $sp^4$  приобретает  $sp^3$ -конфигурацию, отдавая один электрон бору с доведением его конфигурации из  $sp^2$  до  $sp^3$ , а углерод с конфигурацией свободного атома  $s^2p^2$  приобретает в кристалле  $sp^3$ -конфигурацию благодаря  $s \rightarrow p$ -переходу.

Уменьшение свободной энергии системы при схватывании за счет высвобождения поверхностной энергии  $2F_n$ , вероятно, может перекрыть некоторое повышение энергии приграничных атомных слоев, вступивших в химическое взаимодействие. Трудности, встретившиеся при попытке сварки BNC с металлами [124], могут быть связаны и с тем, что даже при температуре, близкой к  $T_{пл}$  металла, не удается создать активные центры на поверхности исключительно тугоплавкого карбонитрида бора.

Из изложенного следует, что по крайней мере для металлов процесс схватывания, как правило, сопровождается уменьшением свободной энергии системы и термодинамически выгоден. Однако принципиальная возможность схватывания тех или иных металлов еще не означает, что всегда можно получить их работоспособное сварное соединение. Из-за недостаточной технологической прочности, связанной с большими остаточными напряжениями, хрупкостью и другими причинами, соединение, полученное в результате схватывания, после изменения внешних условий (остывания, снятия давления) может разрушиться. Поэтому целесообразно разграничить два понятия — схватывание как процесс образования связи между твердыми телами, т. е. первичный акт сварки, и сварка как процесс получения прочного соединения.

Следует подчеркнуть, что для сварки в твердом состоянии металлов, кроме теории, исходящей из необходимости создания на соединяемых поверхностях активных центров, развиваемой

Н. Н. Рыкалинным, М. Х. Шоршоровым, Ю. Л. Красулиным и др. [122] и поддерживаемой Г. Д. Никифоровым, В. В. Дьяченко, Б. Д. Орловым и др. [109], существует и точка зрения, по которой атомы металла, расположенные на идеально чистой поверхности, всегда обладают достаточной активностью для образования новых связей. По этим представлениям, поддерживаемым С. Б. Айнбиндером [2], Ю. В. Грдиной и В. В. Неверовым [52] и ранее — автором [28], при сближении идеальных монокристаллов металлов с атомночистыми поверхностями и одинаковой ориентировкой кристаллографических осей (см. рис. 5, а) силы Ван дер Ваальса монотонно перейдут в межатомное притяжение. При этом сварка осуществится спонтанно и не потребует энергии активации. Однако при несовпадении кристаллографических осей и неровной поверхности, что соответствует реальным условиям, для осуществления сварки необходима некоторая активация поверхностных атомов, обеспечивающая взаимную их подстройку (см. рис. 5, б) без обрыва существующих связей.

Таким образом, обе теории (первая, требующая и для металлов создания активных центров с частичным обрывом связей, и вторая, допускающая в идеальном случае возможность образования новой межатомной связи без дополнительной активации), несмотря на принципиальное отличие их исходных положений, в конечном счете дают близкие результаты. В дальнейшем мы будем исходить из теории, предусматривающей необходимость создания активных центров, как более общей и распространяющейся на сварку в твердой фазе любых кристаллических тел.

### § 3. КИНЕТИКА ПРОЦЕССА СХВАТЫВАНИЯ

Кинетика схватывания характеризуется изменением во времени прочности соединения, которая, в свою очередь, определяется количеством атомов, вступивших в химическое взаимодействие на соединяемых поверхностях. Результирующая скорость процесса в целом определяется скоростями двух его стадий: стадии образования физического контакта и стадии химического взаимодействия [122]. В ряде случаев должна учитываться и предварительная стадия очистки поверхности от окисных пленок. Физический контакт достигается пластической деформацией микровыступов на соединяемых поверхностях. Сглаживанию неровностей могут способствовать поверхностная диффузия и другие процессы, не связанные с действием внешних сил (т. е. процессы, близкие к протекающим при спекании без давления).

Особенности процесса выравнивания зависят от температуры, равномерности нагрева и других конкретных условий сварки, а также от свойств свариваемого материала и состояния его поверхности. Эти вопросы будут рассмотрены в последующих главах. Здесь ограничимся анализом кинетики второй стадии процесса —

стадии химического взаимодействия. В реальных процессах сварки давлением образование физического контакта и химическое взаимодействие во времени строго не разграничены и частично перекрываются, так как еще задолго до завершения процесса образования контакта по всей соединяемой поверхности на отдельных уже сближенных ее участках становится возможным химическое взаимодействие.

Скорость образования связей в основном зависит от скорости создания активных центров на сближаемых поверхностях. При наличии активных центров на металле время их непосредственного химического взаимодействия (образования связи) мало и практического значения не имеет [76]. Таким образом, если атомы уже сближены до расстояния, равного периоду решетки (для чего требуется преодоление потенциального барьера высотой  $E_a$ , см. рис. 6) то образование связи между ними произойдет мгновенно и с выделением энергии.

Образование активных центров обусловлено разрывом хотя бы части связей поверхностных атомов с их соседями, нарушающим стабильные электронные конфигурации этих атомов. Разрушение связей возможно: а) механически при удалении с поверхности части самого металла (обнажение так называемых ювенильных поверхностей) или химически связанного с ним инородного вещества (например, окислов); при движении дислокаций, сопровождающем пластическую деформацию; б) термически при нагреве, сопровождаемом заметной диффузией и самодиффузией, движением вакансий и другими процессами, изменяющими положение атомов в кристаллической решетке; в) бомбардировкой поверхности ионами или быстро движущимися частицами с достаточно высокой энергией.

Если после создания активного центра условия, необходимые для поддержания его в возбужденном состоянии, перестают действовать (например, прекращается движение дислокации), то в результате обменного взаимодействия с соседними атомами возбужденные атомы возвратятся в нормальное, неактивное состояние — система релаксирует. Продолжительность процесса релаксации различна в зависимости от природы вещества, состояния его поверхности, температуры и других факторов.

При сварке давлением наибольшее практическое значение имеет образование активных центров при пластической деформации (с нагревом или без нагрева). Дислокация в *A* (см. рис. 4) может перемещаться при пластической деформации под действием напряжений  $\tau$ , а также без приложения внешнего усилия за счет диффузионных процессов при достаточном нагреве. Необходимая для этого энергия активации соответствует энергии активации самодиффузии. В месте выхода краевой дислокации на поверхность тела при ее перемещении на величину  $a$  один из атомов на поверхности отрывается от части своих ближайших соседей и переходит

в новое положение. Такой переход сопровождается возбуждением самого атома и группы его близлежащих соседей — создается активный центр. При выходе дислокации на параллельную ей поверхность образуется уступ (см. рис. 4) с созданием вдоль него ряда активных центров.

Плотность дислокаций (их число, приходящееся на  $1 \text{ см}^2$ ) в зависимости от степени наклепа обычно достигает в металлах  $10^8$ — $10^{11} 1/\text{см}^2$ . При пластической деформации возникают все новые дислокации.

Роль дислокационного механизма в образовании активных центров и в осуществлении сварки давлением наглядно показана Б. И. Костецким и И. П. Ивженко [81] и подробно исследована Ю. Л. Красулиным и др. [88]. В частности, в работе [88] при сварке давлением (сжатием пуансоном *1* на воздухе) монокристалла кремния *3* с алюминиевой проволокой *2* (рис. 10) было показано, что прочное соединение образовывалось там, где в результате появления достаточных касательных напряжений  $\tau$  развивалась существенная пластическая деформация в приповерхностных слоях, сопровождаемая движением большого числа дислокаций. Стравливание алюминиевой проволоки после сварки и последующее травление кремния, выявляющее ямки в местах выхода дислокаций, показало полное совпадение мест массового выхода дислокаций с участками прочного соединения. В этой же работе установлено, что дислокации, имевшиеся в металле до начала совместной деформации в ходе сварки, не влияли на процесс образования соединения. Это свидетельствует о ранее завершающейся деактивации мест выхода этих дислокаций на поверхность.

В работе [87] после стравливания алюминия со сваренного образца было установлено, что контуры узлов схватывания (активных центров) на поверхности кремния точно соответствуют по форме ямкам травления и имеют в поперечнике около  $3 \text{ мкм}$ . При плотности дислокаций в кремнии порядка  $10^7 1/\text{см}^2$  в диаметре активного центра  $3 \text{ мкм}$  общая площадь активных центров достигает 70% площади соединения. В результате обеспечивается высокая степень их совпадения на соединяемых поверхностях, без чего образование прочной связи, по-видимому, невозможно. Из этой же работы следует еще один принци-

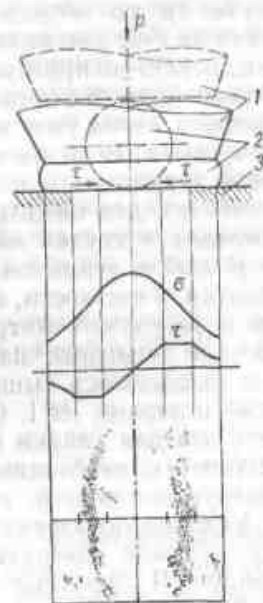


Рис. 10. Сварка алюминиевой проволоки с монокристаллом кремния (схема деформаций, эпюра напряжений и декорированные дислокации в зоне соединения)

пиально важный вывод. Если бы активными были только атомы, расположенные в центре дислокаций, то при их плотности  $10^7$  /см<sup>2</sup> и общем числе атомов на поверхности порядка  $10^{14}$  /см<sup>2</sup> вероятность совпадения активных центров на соединяемых поверхностях была бы ничтожной и даже в гипотетическом случае их полного совпадения прочность полученного соединения была бы исчезающе малой. Фактически в реакции взаимодействия участвуют все атомы, расположенные в зоне заметного упругого искажения решетки вокруг центра дислокации. Возможно, что образование связей, начинающееся в центре дислокации, продолжается далее как «цепная реакция» [130], поддерживаемая высвобождаемой поверхностной энергией, суммирующейся с энергией упругого искажения. Там, где последняя становится недостаточной (за пределами зоны заметного упругого искажения), процесс приостанавливается.

Совместная деформация при сварке металлов, и в частности металлов с одинаковыми или близкими физико-механическими свойствами, сопровождается движением дислокаций одновременно на обеих соединяемых поверхностях, что повышает вероятность «встречи» активных центров на этих поверхностях. Однако и в этом случае трудно объяснить активацию всей или почти всей поверхности за счет дислокаций, не прибегая к модели активного центра как достаточно протяженной области упругого искажения решетки. Можно было бы предположить, что повышения энергии поверхностного атома уже достаточно для приобретения им необходимой активности. Если бы это было так, то подтвердилось бы предположение о том, что при сварке металлов необходима только энергия активации для «подстройки» взаимодействующих атомов, а обрыв имеющихся связей необязателен.

В любом реальном металле имеются значительные искажения решетки, в частности, вблизи «старых» дислокаций, несмотря на то, что в результате миграции примесных атомов и других причин высокие исходные напряжения здесь существенно снижаются. Как указывалось выше, «старые» дислокации не являются активными центрами [88]. Однако экспериментального доказательства того, что для сварки металлов, тем более при атомночистых поверхностях, необходима активация с обязательным разрывом существующих связей, пока нет.

Условия образования и релаксации активных центров на деформируемой поверхности кристаллического тела можно иллюстрировать эффектом Крамера [199]. При пластической деформации и в течение нескольких часов после ее прекращения наблюдается облегченная эмиссия электронов (экзоэлектронная эмиссия) с обработанной поверхности, свидетельствующая об ее активации. Нагрев повышает интенсивность такой эмиссии, но ускоряет релаксацию.

А. Мелка и В. Барр установили связь эффекта Крамера с дислокациями [204]. Деформированный образец из монокристалла

цинка покрывали чувствительной эмульсией, на которой после часовой экспозиции места потемнения, соответствующие участкам экзоэлектронной эмиссии, совпадали с зонами выхода на поверхность дислокаций (с линиями скольжения при большой деформации или с ямками травления при малой). Экзоэлектронная эмиссия и характерное для нее последствие, вызываемые пластической деформацией, связываются не с процессами, протекающими в металле, а с изменениями в поверхностных пленках окислов [110]. Нет данных, указывающих на наличие и длительность эффекта Крамера на металле с атомночистой поверхностью, но вряд ли время релаксации в этом случае соизмеримо с общей продолжительностью сварочных процессов.

Сваривая кремний с алюминием, Ю. Л. Красулин показал, что даже при окисной пленке толщиной до 2000 Å возможно их соединение. Предполагается, что активация поверхности пленки Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> сопровождается разрушением одной из связей атома кислорода с алюминием. Перенос (трансляция) освободившейся связи на кремний ведет к образованию соединения Al—O—Si через атом кислорода. Дислокации, возникающие в алюминии, пробивают толстую пленку. Механизм этого явления неясен, так как теоретически показано, что твердые пленки отталкивают дислокации, движущиеся в мягких металлах (алюминии, цинке) [147].

Кинетика образования связей между сближенными поверхностями определяется кинетикой образования активных центров, зависящей от способа активации. Если это дислокационный процесс, идущий под действием внешних сил, то его кинетика будет в основном определяться скоростью деформирования. Она может быть очень высокой, достигающей при сварке взрывом скорости звука в металле, и, как следствие, скорость сварки будет также очень велика.

Если же активные центры образуются путем термической активации, то количество связей, создающихся на поверхности 1 см<sup>2</sup>, подчиняется закону

$$N = Ct_x e^{-\frac{E_a' + E_a''}{kT}}, \quad (6)$$

где  $C$  — постоянная, связанная с частотой колебаний атомов;  $E_a' + E_a''$  — энергия активации, необходимая для возбуждения и приведения в требуемое положение атомов на поверхности (при ненаправленных связях  $E_a'' = 0$ );

$k$  — постоянная Больцмана;

$T$  — температура в °K;

$t_x$  — время.

Прочное соединение, по-видимому, уже получается при образовании связей между 70—90% атомов на соединяемых

поверхностях [122]. Необходимое для этого время  $t_k$  в условиях термической активации быстро растет с понижением температуры и с увеличением энергии активации. Процесс химического взаимодействия можно рассматривать (по Ю. Л. Красулину) как состоящий из двух стадий: зарождения активных центров и распространения связей по всей активной зоне. Общая продолжительность этих стадий равна  $t_k$ .

Чисто дислокационный механизм активации осуществляется при низких температурах и возможен только для пластичных металлов. При высоких температурах термическая активация может иметь большее или меньшее значение в зависимости от степени и скорости пластической деформации.

Особый интерес представляет сварка разнородных металлов с резко отличающимися свойствами. Для образования связей необходимо, чтобы активные центры образовались на поверхности обоих металлов. Представим себе сварку давлением металлов с резко отличающейся жаропрочностью. Под действием внешней силы в контактах между ними возникнут большие напряжения смятия и начнется пластическая деформация, сопровождаемая движением дислокаций, образованием активных центров и связей. По мере увеличения площади контакта напряжения в нем будут падать и деформация более жаропрочного металла может приостановиться. Однако вследствие термической активации образование связей будет продолжаться, хотя и с незначительной скоростью. Можно представить себе и такой случай, когда различие в свойствах свариваемых металлов будет столь велико, что даже при температуре, близкой к точке плавления менее жаропрочного металла, в более жаропрочном не возникнет заметного количества активных центров. При этом сварка в твердом состоянии может стать практически неосуществимой.

#### § 4. КЛАССИФИКАЦИЯ И ОСНОВНЫЕ ПАРАМЕТРЫ ПРОЦЕССОВ СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ МЕТАЛЛОВ

Реальные металлургические тела существенно отличаются от рассмотренных идеализированных кристаллов. Они имеют значительные неровности и поверхностные загрязнения. Для того чтобы их сварить в твердом состоянии с образованием соединения высокой прочности, как правило, необходимо до или в процессе создания физического контакта и активных центров удалить из зоны сварки окисные пленки. Требуемая степень очистки зависит от условий сварки и, в первую очередь, от температуры.

При сварке давлением эти задачи в зависимости от особенностей технологического процесса решаются по-разному. Пластическое деформирование в зоне соединения, присущее всем способам сварки давлением, производится без нагрева или с нагревом. Процесс может идти на воздухе или в контролируемой среде.

Иногда он сопровождается взаимным перемещением свариваемых деталей (их трением).

В ходе сварки на соединяемых поверхностях и в прилегающих слоях металла могут протекать различные процессы (пластическая деформация, объемная и поверхностная диффузия и самодиффузия, упрочнение и разупрочнение, рекристаллизация и перекристаллизация, выделение и растворение новых фаз, образование и разрушение окисных пленок и др.). Их роль в образовании соединения, а также воздействие на его свойства определяются характером технологического процесса и не всегда ясны. В общем случае все процессы, идущие в металле при сварке, можно разделить на основные и сопутствующие. К основным относятся процессы, непосредственно ответственные за формирование сварного соединения. Например, при холодной сварке основной процесс — пластическое деформирование; все же остальные (наклеп, образование текстуры) — сопутствующие.

Любые технологические процессы сварки давлением управляются всеми или частью следующих пяти основных параметров: давление (деформация), температура, время, среда (состав газовой фазы), скорость взаимного перемещения (трение). Иногда отдельные параметры взаимосвязаны настолько тесно, что не могут самостоятельно регулироваться и контролироваться. Например,

Таблица 4

Классификация основных технологических процессов сварки давлением металла

Главные параметры процесса	Способ сварки	Второстепенные параметры процесса
Давление ( <i>P</i> -процессы) Давление, температура ( <i>P</i> , <i>T</i> -процессы)	Холодная сварка Прессовая сварка	— Время ( <i>t</i> )
	Стыковая сварка сопротивлением, оплавлением и с нагревом т. в. ч., без газовой защиты Сварка взрывом	» ( <i>t</i> )
Давление, температура, среда ( <i>P</i> , <i>T</i> , <i>A</i> -процессы)	Сварка сопротивлением, оплавлением и с нагревом т. в. ч. в контролируемой среде	— Время ( <i>t</i> )
	Газопрессовая сварка Диффузионно-вакуумная сварка	» ( <i>t</i> ) —
Давление, температура, время, среда ( <i>P</i> , <i>T</i> , <i>t</i> , <i>A</i> -процессы) Давление, температура, взаимное перемещение ( <i>P</i> , <i>T</i> , <i>f</i> -процессы)	Сварка трением Ультразвуковая сварка	Время ( <i>t</i> )

при сварке взрывом в результате быстрой пластической деформации металл в зоне сварки нагревается, что помогает осуществлению сварки; однако температура в зоне соединения не задается и не контролируется.

В табл. 4 приведена классификация основных способов сварки давлением металла по пяти технологическим параметрам, принятая в дальнейшем при анализе этих способов сварки. Конечно, все процессы протекают во времени. Однако в некоторых из них время мало сказывается на результатах (например, при холодной сварке), в других оно влияет лишь на условия подготовки металла к сварке (обеспечивая, например, выравнивание температуры по сечению). В этих случаях время рассматривается как неглавный параметр.

## Глава II

# ТЕХНИЧЕСКАЯ ПОВЕРХНОСТЬ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ТЕЛ

## § 1. ШЕРОХОВАТОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ

Техническая поверхность всегда имеет неровности и, как правило, покрыта пленками окислов и других загрязнений. Важно и то, что кристаллическое строение приповерхностных слоев металла, участвующих в образовании соединения при сварке давлением, имеет значительно большее количество дефектов (вакансий, дислокаций и др.), чем глубинные слои.

Величина и характер неровностей на поверхности металлического тела определяются условиями его получения (первичной кристаллизации) и последующей обработки.

Известно, что первичная кристаллизация в зависимости от степени переохлаждения расплава и интенсивности теплоотвода в твердую фазу может сопровождаться или не сопровождаться образованием дендритов. При дендритной кристаллизации поверхность тела имеет значительные неровности. Однако и при ее отсутствии на поверхности образуются ступеньки высотой в один или несколько атомных слоев с плоскими зародышами нового слоя, отдельными атомами, слабо связанными с кристаллом, и вакансиями (рис. 11). Таким образом, естественная поверхность кристалла всегда имеет неровности.

Как правило, давлением сваривают детали, сопрягаемые поверхности которых получены обработкой резанием или давлением (обычно горячей или холодной прокаткой), иногда сопровождаемой термической обработкой.

Механическая обработка ведет к образованию на поверхности чередующихся выступов и впадин, высота и шаг которых зависят от способа и режима обработки. Шероховатость обработанной поверхности характеризуется классом ее чистоты (табл. 5).

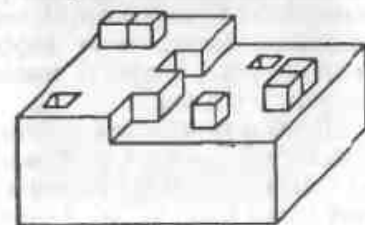


Рис. 11. Схема кристаллизации с плоским зародышем нового слоя и дефектами строения

Даже на хорошо отполированном теле неровности достигают по высоте 200 атомных слоев, а при чистовой обработке резцом — 40 000 слоев. Шаг канавок, оставляемых резцом, определяется величиной его подачи и геометрически связан с допустимой высотой неровностей. При чистовой обработке резцом этот шаг обычно составляет 150—320 мкм. При царапании поверхности возможны значительно более острые риски.

Таблица 5

Высота допустимых неровностей

Способ обработки	Максимальная высота неровностей в мкм
Черновая обработка резцом	80
Чистовая обработка резцом	10
Грубое шлифование	6,3
Полирование	0,4
Особо чистое полирование	0,05

Геометрия поверхности катаных материалов существенно зависит от чистоты поверхности прокатных валков. Иногда к чистоте поверхности холоднокатаных материалов предъявляют очень высокие требования, что достигается полированием валков и прокатанных изделий. Обычно поверхность холоднокатаных листов имеет максимальные неровности высотой до 6—10 мкм.

При нагреве кристаллического тела возможно как сглаживание имеющихся на нем неровностей, так и образование новых. Движущей силой в этих процессах является поверхностное натяжение, стремящееся придать телу форму с минимумом свободной энергии поверхности. Из-за анизотропии величины поверхностной энергии (свободная энергия поверхностей, различно ориентированных по отношению к кристаллографическим осям, неодинакова) ее минимум не совпадает с минимумом поверхности. Поэтому монокристалл в форме многогранника с гранями, совпадающими с плоскостями наиболее плотной упаковки атомов и соответственно минимальной поверхностной энергии, при нагреве (когда атомы приобретают достаточную диффузионную подвижность) все же не превращается в сферу, имеющую минимальную поверхность при заданном объеме.

Если фактическая поверхность тела не совпадает с одной из плоскостей плотной упаковки атомов, то при достаточном нагреве на ней возможно образование ступенек в один или несколько атомных слоев (рис. 12, а). При этом поверхность увеличивается, а ее суммарная свободная энергия, наоборот, уменьшается. Ступеньки на поверхности шлифа (серебро) после нагрева в вакууме видны на рис. 12, б. Стремление к уменьшению свободной энергии си-

стемы при термическом травлении поликристаллических тел приводит к образованию канавок вдоль межзеренных границ (рис. 12, з). В результате укорочения границы на величину  $AB$  (рис. 12, в) уменьшается ее свободная энергия в большей степени, чем увеличивается энергия поверхности при переходе от  $CAD$  к  $CBD$ . Этот процесс будет идти до тех пор, пока свободная энергия системы не станет минимальной, что произойдет в момент достижения равновесия сил поверхностного натяжения  $\sigma_{10}$  и  $\sigma_{11}$ . Глубина канавки и угол  $\gamma$  определяются отношением энергии границы ( $F_{gr}$ ) и энергии поверхности ( $F_n$ ).

Поверхность, полученная при первичной кристаллизации, а тем более после механической обработки или прокатки, как правило, имеет неровности, устранение которых ведет к уменьшению свободной энергии. Поэтому при нагреве помимо небольших искажений поверхности происходит ее сглаживание, сопровождаемое уменьшением свободной энергии системы как за счет уменьшения самой поверхности, так и в результате некоторого снижения удельной поверхностной энергии. Эти процессы сопровождаются массопереносом и требуют определенной энергии активации. Их скорость быстро растет с повышением температуры.

При мелких частицах чистого металла с сильно развитой поверхностью сглаживание неровностей может идти с заметной скоростью даже при температуре несколько ниже температуры рекристаллизации, при которой атомы приобретают значительную диффузионную подвижность. Так, Р. И. Гарбер и С. С. Дьяченко показали, что дендриты электролитической меди уже при комнатной температуре в вакууме непрерывно изменяют свою форму (рис. 13, а), несмотря на то, что температура рекристаллизации чистой меди близка к 100° С [25].

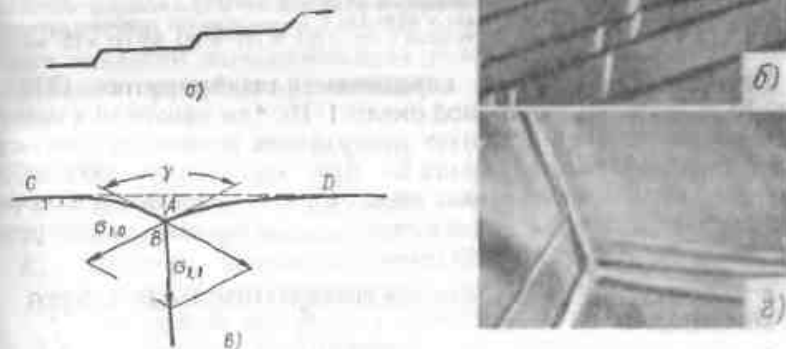


Рис. 12. Изменение формы поверхности при нагреве в вакууме:

а — образование ступенек; б — ступеньки на серебре после термического травления ( $\times 500$  [157]); в — образование канавки на границе зерен; з — канавка вдоль межзеренной границы в оксиде железа

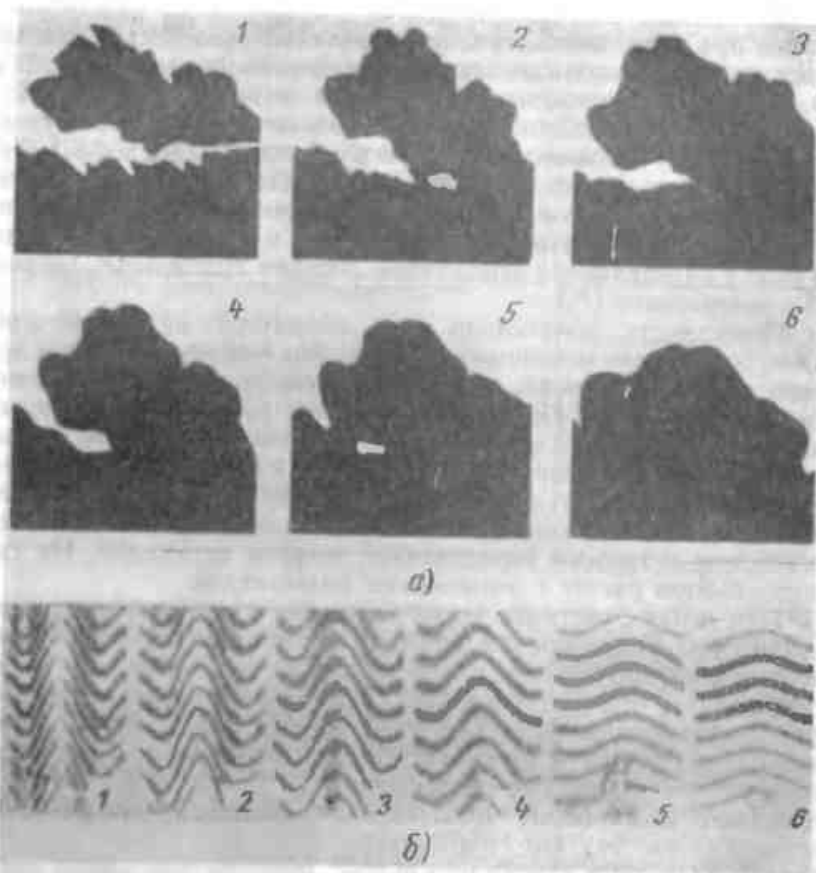


Рис. 13. Самопроизвольное изменение формы кристаллического тела: а — изменение формы и срастание дендритов меди при 20° С (1 — исходное состояние; 2—6 — после 4, 9, 18, 23 и 30 суток);  $\times 6500$  [25]. б — уменьшение глубины царапины при 550° С;  $\times 270$  [27] (удержка в течение 0 (1), 3 (2), 10 (3), 40 (4), 300 (5) и 720 мин (6))

Процесс залечивания царапины иллюстрируется [27] на рис. 13, б. Царапину шириной около  $1 \cdot 10^{-4}$  см наносили алмазным индентором на полированную поверхность поликристаллической меди. Затем образцы отжигали при температуре 600—950° С в аргоне, водороде или парах меди. Кинетика процесса залечивания царапины хорошо согласуется с механизмом массопереноса при поверхностной самодиффузии.

## § 2. СТРОЕНИЕ И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МЕТАЛЛА

Сварка давлением всегда сопровождается пластической деформацией, условия протекания которой связаны с характером и количеством дислокаций, а при повышенных температурах — и с про-

цессом диффузии, облегчающимся с увеличением в металле числа вакансий.

Плотность дислокаций и концентрация вакансий в металле зависят от предшествующей его обработки и могут отличаться в поверхностных и глубинных слоях.

В сильно деформированном металле плотность дислокаций растет до  $10^{11}$   $1/\text{см}^2$ . В результате наклепа повышается свободная энергия металла, например, для меди до  $5 \cdot 10^{-4} \cdot 10^{11} = 5 \cdot 10^7$  эрг/см<sup>3</sup> или около 10 кал/моль, где  $5 \cdot 10^{-4}$  эрг/см — энергия краевой дислокации длиной 1 см [83]. Такому увеличению энергии соответствует нагрев металла всего на 2—3° С. Только незначительная часть общей энергии деформирования (табл. 6) (тем меньшая, чем больше степень деформации) накапливается в металле, остальная энергия переходит в тепло.

Таблица 6

Энергия, накапливаемая в металле при холодной деформации [142]

Металл	Тип деформации	Степень деформации	Накопленная энергия	
			в ккал/г	в % от работы деформации
Медь	Растяжение	0,20	0,07	5
	Кручение	0,26	0,08	7
	Волочение	1—5	0,3—1,5	2
Никель	Кручение	2,3	0,7	2
Серебро	Сжатие	0,5	0,06	3
Алюминий	Сжатие	1,0	0,84	10
Железо	Кручение	0,6	0,66	8

Часть узлов кристаллической решетки, даже в условиях равновесия системы, всегда остается не занятой. Равновесная концентрация вакансий определяется из условия минимальной свободной энергии системы по уравнению

$$n/N = e^{-\frac{E_v}{kT}}, \quad (7)$$

где  $n$  — число вакансий в единице объема;

$N$  — общее число атомов в том же объеме;

$E_v$  — энергия, необходимая для перемещения атома из кристалла на его поверхность (что эквивалентно перемещению одной вакансии с поверхности в глубь кристалла);

$k$  — постоянная Больцмана;

$T$  — абсолютная температура в °К.

Например, для меди при  $T = 1000^\circ \text{К}$   $n/N = 10^{-5}$  [157]. При комнатной температуре в меди  $n/N$  понижается до  $10^{-11}$ .



Фактическая концентрация вакансий может существенно отличаться от равновесной. Например, при закалке в решетке фиксируется повышенное количество вакансий, приближающееся к их равновесной концентрации для температуры нагрева. Точечные дефекты и, в частности, вакансии могут образовываться и при пластической деформации [82]. Соотношение между числом созданных вакансий  $C$  и степенью деформации  $\epsilon$  еще не установлено. По имеющимся оценкам  $C = (10^{-4} \div 10^{-5}) \epsilon$ . Таким образом, уже для  $\epsilon = 0,1$  количество вакансий, возникающих при пластической деформации, может на несколько порядков превышать их равновесную концентрацию при нормальной температуре (для меди  $\sim 1 \cdot 10^{-11}$ ).

Число вакансий в поверхностных слоях выше, чем в глубине кристалла [22], даже в случае их равновесной концентрации и отсутствия фрагментирования и искажения кристаллической структуры механической обработкой. Это объясняется, в частности, тем, что упругие искажения решетки, вызываемые вакансиями, вблизи поверхности меньше из-за отсутствия упругой среды по одну сторону поверхности.

В приповерхностных слоях возможны отклонения от нормального периода решетки. Поэтому можно ожидать, что концентрация примесей и растворенных элементов у поверхности окажется выше средней (например, установлена диффузия меди к поверхности серебра чистотой 99,98%; в сплавах Pb—Bi поверхностные слои обогащаются висмутом).

Влияние прокатки на кристаллическое строение металла и его поверхностного слоя зависит от температуры и степени деформации. Наклеп при холодной, а иногда и при горячей прокатке, завершаемой примерно при температуре рекристаллизации, приводит к повышению свободной энергии металла. Некоторое влияние на условия сварки давлением, возможно, оказывает текстура катаных металлов.

Механическая обработка существенно искажает структуру приповерхностного слоя. Степень и глубина распространения этих искажений зависят от вида обработки. Обработка резцом сопровождается измельчением зерен в приповерхностном слое, наклепом (и связанными с ним дефектами кристаллического строения) и появлением остаточных напряжений. Например, при точении стали 45 наклеп повышает твердость зерен феррита до  $380 \text{ кг/мм}^2$ . Наклеп распространяется на глубину 30—50 мкм, а по ферриту — до 150 мкм. В зависимости от режима точения остаточные напряжения на поверхности могут быть растягивающими или сжимающими. Максимальные напряжения (всегда растягивающие) достигают при точении конструкционной стали  $40 \text{ кг/мм}^2$ , их пик находится на расстоянии 20—40 мкм от поверхности [69].

При шлифовании приповерхностный слой искажается значительно сильнее. При шлифовании меди и железа этот слой пластически деформируется с образованием очень мелких взаимно дезо-

риентированных фрагментов. При послойном стравливании выяснилось, что толщина слоя, искажаемого при шлифовании, составляет несколько микрон. Искажения приповерхностного слоя могут заметно влиять на кинетику сглаживания микронеровностей при нагреве. Устойчивость дислокаций в этой области кристалла растет с увеличением их плотности, и в непосредственной близости к дефекту дислокации устойчивы до высоких температур. Я. Е. Гегузин отмечает, что возможной причиной тепловой устойчивости приповерхностного слоя является частичная разобщенность элементов дисперсной структуры, связанная со скоплением вакансий по границам этих элементов или с наличием там же тонких оксидных включений (поскольку шлифование, а также полирование могут сопровождаться частичным окислением приповерхностного слоя) [27].

При полировании наблюдается еще большее диспергирование структуры приповерхностного слоя, чем при шлифовании. Это позволило говорить об образовании аморфного слоя (слоя Бейбли) на полированной поверхности.

Важным фактором, могущим непосредственно влиять на ход некоторых процессов сварки давлением, является ускорение диффузии и самодиффузии на поверхности и в приповерхностных слоях по сравнению с их скоростью в толще кристалла. Поверхностная диффузия происходит путем перескока атома из одного положения на поверхности металла в другое; при этом диффундирующий атом должен оторваться от поверхности металла (что эквивалентно акту сублимации), а затем как бы конденсироваться на ней в новом положении. Поверхностная диффузия является структурно нечувствительным свойством металла, зависящим только от прочности связи атомов в кристаллической решетке. Энергия активации поверхностной самодиффузии  $Q_{\text{поп}}$  приблизительно вдвое меньше, чем объемной диффузии —  $Q_{\text{об}}$  [169].

Например, для серебра  $Q_{\text{об}} = 45,9 + 49,5 \text{ ккал/г-атом}$  при  $Q_{\text{поп}} = 20,2 \text{ ккал/г-атом}$ , а для  $\alpha$ -Fe соответственно 53,7—77,2 и 30—35 ккал/г-атом.

Таким образом, скорость диффузии, быстро растущая с уменьшением энергии активации, значительно ниже в объеме кристалла, чем на его поверхности.

Так как процессы самодиффузии металлов и, в большинстве случаев, процессы диффузии в них (за исключением диффузии в твердых растворах внедрения, например диффузии углерода в железе) осуществляются по вакансионному механизму (путем обмена местами атомов с соседними вакансиями), повышенное количество вакансий в приповерхностных слоях металла должно ускорять в них объемную диффузию. Диффузия в приповерхностном слое может идти как по зерну, так и по границам зерен. Ее скорость зависит от структуры слоя и связана таким образом, со способом предшествующей обработки поверхности.

С целью исследования процесса самодиффузии никеля в приповерхностном слое нихрома на образец с различным состоянием поверхности наносили слой радиоактивного никеля толщиной 1 мкм, дающего мягкое  $\beta$ -излучение [17]. Скорость диффузии оценивали по изменению активности образца после выдержки при температуре 600° С (30—35 ч) или при 700 и 800° С (20—25 ч). В результате малой проникающей способности  $\beta$ -излучения диффузия радиоактивного никеля в глубь металла (по приповерхностному слою) привела к заметному падению активности образца. Энергия активации самодиффузии никеля в приповерхностном слое оказалась значительно ниже, чем в глубине кристалла, причем она существенно зависела от способа обработки поверхности. В условиях опыта в электрополированном образце самодиффузия шла в основном по границам зерен, а в шлифованном — практически равномерно. Энергия активации самодиффузии никеля в приповерхностном слое в зависимости от способа обработки поверхности в  $\text{кал/г} \times \text{атом}$  приведена ниже [17]:

Нормальная объемная диффузия	65 000
Электрополирование	47 000
Отжиг (после электрополирования)	44 600
Шлифование	39 900
Пескоструйная обработка	38 100

На шлифованном образце толщина слоя с высоким коэффициентом самодиффузии (соответственно малой энергией активации) не превышала 1—2 мкм. В других опытах [27] толщина приповерхностного слоя с облегченной диффузией, определенная на поликристаллах железа, оказалась  $\sim 0,025$ — $0,25$  мкм.

Ускорению диффузии в приповерхностных слоях металла может способствовать наличие остаточных напряжений и в особенности пластическая деформация. Например, энергия активации самодиффузии железа при растягивающем напряжении  $\sigma = 0,3 \text{ кг/мм}^2$  и удлинении 10% снизилась с 69 900 до 46 300  $\text{кал/г} \cdot \text{атом}$  [17].

### § 3. ПОВЕРХНОСТНЫЕ ПЛЕНКИ

На воздухе все металлы, за исключением золота, окисляются. Состав и толщина окисной пленки зависят от рода металла или сплава; от состава, давления, температуры газовой фазы и продолжительности взаимодействия с ней металла. На поверхности самих окисных пленок возможно наличие адсорбированных газов, влаги и органических веществ. Возможно также образование гидроокисных пленок (например, ржавчины на железе и его сплавах). При сварке в твердой фазе особое значение имеют окисные пленки, так как ржавчину всегда предварительно удаляют. Образование окисных пленок на чистой металлической поверхности начинается с процесса адсорбции. Беспорядочно движущиеся молекулы (или атомы) газа ударяются о поверхность металла и под

действием сил Ван дер Ваальса как бы приклеиваются к ней — происходит физическая адсорбция газа. Число ударов в единицу времени пропорционально давлению газа. Время адсорбции мономолекулярного слоя газа в предположении, что при каждом ударе молекула захватывается поверхностными атомами металла и адсорбируется (в действительности часть молекул газа упруго отскакивает) и что реальная поверхность равна идеальной, приведено ниже.

Давление в мм рт. ст.	760	100	$10^{-5}$	$10^{-8}$	$10^{-10}$
Время в сек.	$2,4 \times 10^{-9}$	$1,8 \times 10^{-8}$	0,18	180	$1,8 \times 10^4$

Расчет соответствует нормальной температуре. С ее повышением при  $p = \text{const}$  число молекул газа в единице объема уменьшается быстрее, чем растет их скорость. Поэтому количество молекул, ударяющихся о металл в единицу времени, снижается и время адсорбции мономолекулярного слоя должно несколько возрасти. Только при очень глубоком вакууме (порядка  $10^{-8}$  мм рт. ст.) можно рассчитывать в реальных условиях на сохранение перед сваркой атомночистых поверхностей.

В результате физической адсорбции на поверхности металла образуется плотный слой газовых молекул, расстояние между которыми соответствует их расстоянию в жидкости. Образование связей Ван дер Ваальса и конденсация газа сопровождаются уменьшением свободной энергии системы. Эти процессы не требуют разрыва имеющихся связей ни на поверхности предварительно очищенного металла, ни в молекулах газа. Поэтому физическая адсорбция не требует энергии активации. При наличии в газовой фазе нескольких газов адсорбция идет избирательно — скорее адсорбируется газ с более высокой температурой кипения. На воздухе это кислород, кипящий при 90° К (для азота  $T_{\text{кип}} = 77^\circ \text{ К}$ ). На металле могут адсорбироваться и несколько слоев молекул газа.

Физическая адсорбция характерна для взаимодействия с металлами инертных газов. Молекула кислорода, попадая на металл, как правило, расщепляется на атомы, химически взаимодействующие с металлом и образующие очень прочные направленные связи. Такой процесс называется хемосорбцией, он связан с диссоциацией молекул  $\text{O}_2$ , и требует некоторой энергии активации. В целом, хемосорбция сопровождается выделением энергии. Теплота хемосорбции, характеризующая прочность образующихся связей металла с атомами газа, соизмерима с теплотой образования фазы (окисла), но может быть и выше ее (табл. 7) [164].

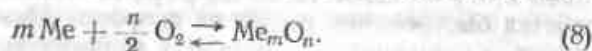
Это указывает на возможность как полного соответствия строения хемосорбированного слоя и соответствующего окисла (в случае никеля), так и существенного их отличия (например, для

Таблица 7

## Теплота хемосорбции и образования фазы

Система	Теплота хемосорбции в ккал/моль	Новая фаза	Теплота образования фазы в ккал/моль
W—O <sub>2</sub>	194	WO <sub>3</sub>	134
Pt—O <sub>2</sub>	67	Pt <sub>2</sub> O <sub>4</sub>	20,4
Ni—O <sub>2</sub>	57,5	NiO	57,5
Ge—O <sub>2</sub>	132	GeO <sub>2</sub>	129
Si—O <sub>2</sub>	230	SiO <sub>2</sub>	210

платины). При благоприятных термодинамических условиях хемосорбция сопровождается образованием окисной пленки по реакции



Эта обратимая реакция идет с выделением значительного количества тепла  $\Delta H_{\text{окс}}$  (табл. 8). Из-за большого сродства металлов к кислороду растворимость O<sub>2</sub> в металлах невелика; исключение составляют титан и ниобий (см. табл. 8). Направление реакции (8) зависит от парциального давления кислорода  $p_{\text{O}_2}$  и температуры. При  $p_{\text{O}_2}$  выше упругости диссоциации идет окисление; в противном случае окисел восстанавливается. Упругость диссоциации окислов растет с повышением температуры (рис. 14). Упругость диссоциации окислов металлов ниже парциального давления кислорода в воздухе (при  $p_{\text{O}_2} = 0,21 \text{ ат}$  и  $\log p_{\text{O}_2} = -0,68$ ) вплоть до температуры плавления металла. Поэтому для предупреждения окис-

Таблица 8

## Растворимость кислорода в некоторых металлах и теплота образования окислов [89]

Металл	Температура в °C	Растворимость в ат. %	Окисел	
			Состав	Теплота образования $-\Delta H_{\text{окс}}$
α-Ti	800	28	TiO <sub>2</sub>	225,6
Nb	800	2,3	Nb <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	190,4
C	1200	0,0053	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	272,6
Mo	1100	0,03	MoO <sub>3</sub>	131,0
W	—	Очень малая	WO <sub>3</sub>	137,0
α-Fe	—	< 0,02	FeO	64,3
γ-Fe	—	0,01 (max)	Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub>	266,9
			Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	196,3
Ni	600	0,073	NiO	57,5
Cu	800	0,02	Cu <sub>2</sub> O	40,0
Al	—	Очень малая	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	400,0

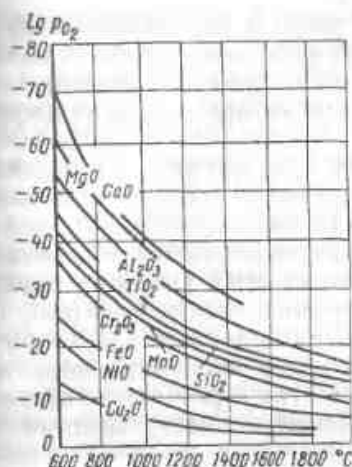


Рис. 14. Зависимость логарифма упругости диссоциации окислов некоторых металлов от температуры

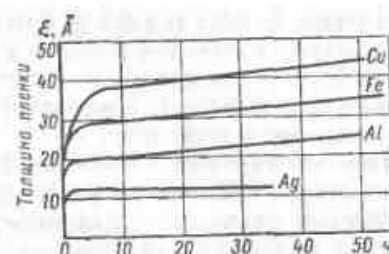


Рис. 15. Зависимость толщины окисной пленки от продолжительности окисления при комнатной температуре в сухом воздухе или кислороде

ления, особенно при комнатной температуре, требуется глубокий вакуум. Однако при высокой температуре и в вакууме на кинетику образования окисной пленки могут влиять также процессы: сублимация окисла, его восстановление углеродом и др. (см. гл. VIII).

Тонкие окисные пленки образуются на металлах с большой скоростью даже при низкой температуре. В этих условиях скорость их роста для большинства металлов (Mg, Ti, Zr, Fe, Cu, Ni, Zn, Al и др.) подчиняется логарифмическому закону: увеличение толщины пленки пропорционально логарифму времени (рис. 15) [89]. Рост пленки при комнатной температуре сравнительно быстро приостанавливается (у алюминия примерно через месяц при толщине 45 Å). Нарастание окисной пленки всегда идет со стороны границы раздела окисел—газ путем перемещения к ней катионов металла. Его скорость при низких температурах нельзя объяснить концентрационной диффузией ионов металла через пленку, идущей в этих условиях очень медленно.

Один из механизмов образования тонких окисных пленок (предложенный Кабрера и Моттом) предполагает, что через тонкую хемосорбированную пленку толщиной  $\xi$  (рис. 16, а) электроны из металла могут переходить к кислороду, адсорбированному на внешней поверхности пленки [89]. Такой переход, связанный с преодолением потенциального барьера  $\Phi^*$  на границе металл—окисел, возможен при малой толщине пленки за счет туннельного эффекта (квантово-механического процесса, при котором имеется конечная вероятность преодоления узкого потенциального барьера электронами с низкой энергией). В результате этого на поверхности раздела окисел—газ образуются анионы кислорода и в пленке создается электрическое поле. При ее толщине в несколько десятков ангстрем и разности потенциалов  $\Delta U \approx 1$  в напряженность

поля очень велика (например, при  $\xi$  до 50 Å порядка  $2 \cdot 10^7$  в/см). В таком поле создаются условия для интенсивного движения катионов металла через пленку и, как следствие, быстрого наращивания ее толщины даже при температуре, при которой обычная диффузия почти не происходит.

Толстые окисные пленки (окалина) образуются при высокой температуре. Увеличение их толщины обычно соответствует параболической временной зависимости. По общепризнанной теории Вагнера механизм окалинообразования описывается процессами концентрационной диффузии через пленку [89]. При этом наряду с движением электронов от металла к границе окисел—газ (рис. 16, б) идет диффузия в том же направлении катионов металла, а иногда и диффузия в обратном направлении ионов кислорода, образующихся на поверхности раздела окисел—газ в результате взаимодействия атомов кислорода с электронами, поступающими из окисла.

Окисная пленка является полупроводником. В зависимости от вида металла она может иметь избыток его атомов против стехиометрического состава (полупроводник *n*-типа) или его недостаток (полупроводник *p*-типа). В первом случае избыток металла возможен за счет лишних катионов, располагающихся в междоузлиях кристаллической решетки окисла (например, катионов  $Zn^{2+}$  в оксиде цинка, рис. 17), или за счет недостатка анионов кислорода, образующих вакансии в решетке окисла (например, в  $Fe_2O_3$ ).



Рис. 16. Схема процессов окисления металлов:

а — при образовании тонкой пленки (энергетические электронные уровни в металле, его окислы и кислороде после обмена электронами); б — электрохимическая модель процесса при образовании толстой пленки окисла

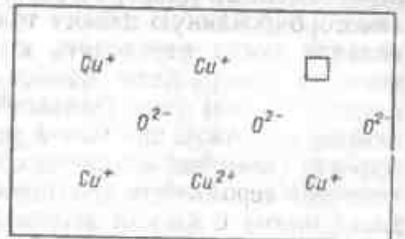
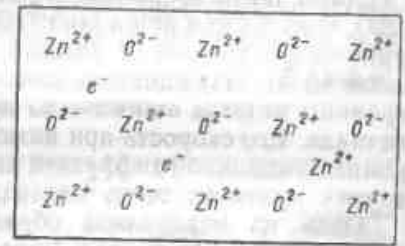


Рис. 17. Структура окисных пленок ( $ZnO$  — полупроводник *n*-типа;  $CuO$  — полупроводник *p*-типа)

К полупроводникам *n*-типа относятся:  $TiO_2$ ;  $ZrO_2$ ;  $V_2O_5$ ;  $Nb_2O_5$ ;  $MoO_3$ ;  $WO_3$ ;  $MnO_2$ ;  $Fe_2O_3$ ;  $Al_2O_3$ ;  $SiO_2$ ;  $SnO_2$ ;  $PbO_2$  и др.

В полупроводниках *p*-типа образуются вакансии за счет металлических ионов (например, катионов  $Cu^+$  в закиси меди  $Cu_2O$ ). Электрическая нейтральность окисла, в котором недостает катиона  $Cu^+$ , достигается тем, что некоторые атомы меди отдают два электрона ( $Cu^{+2}$ ). К полупроводникам *p*-типа относятся:  $Cr_2O_3$  (при  $T < 1250^\circ C$ ),  $FeO$ ,  $NiO$ ,  $CoO$ ,  $Cu_2O$ ,  $Ag_2O$  и др. Имеются окислы (например,  $Cr_2O_3$  при  $T > 1250^\circ C$ ), которые могут существовать как с избытком, так и с недостатком катионов металла.

В окислах *n*-типа скорость окисления контролируется диффузией через пленку катионов металла или иногда (в  $Fe_2O_3$ ) диффузией анионов кислорода от границы окисел—газ. Как следствие скорость практически не зависит от  $p_{O_2}$ , во всяком случае пока разрежение недостаточно, чтобы лимитировать поступление кислорода к поверхности раздела окисел—газ. При этом диффузия идет по междоузлиям (например, в  $ZnO$ ) или по вакансиям (например, в  $Fe_2O_3$ ).

Наращивание пленки в окислах *p*-типа также связано с диффузией катионов металла к поверхности раздела окисел—газ, но она идет по вакансиям, генерируемым у этой поверхности при связывании ионов металла и кислорода. Интенсивность генерирования вакансий, контролирующая в этом случае скорость диффузии металла через пленку и ее рост, увеличивается с повышением парциального давления кислорода в газовой фазе. Однако зависимость константы скорости окисления  $K_n$  от  $p_{O_2}$  нелинейна и может быть выражена формулой

$$K_n = \text{const } [p_{O_2}]^m, \quad (9)$$

где  $m \ll 1$  (например, для  $Cu_2O$   $m \approx \frac{1}{7}$ ).

Зависимость скорости окисления железа от  $p_{O_2}$  сложная. Показано (при  $700-950^\circ C$ ), что эта скорость не зависит от  $p_{O_2}$ , если в окалине присутствуют  $Fe_3O_4$  и  $Fe_2O_3$ , являющиеся полупроводниками *n*-типа. Однако при  $p_{O_2} < 1$  мм рт. ст., когда из-за ограниченного поступления кислорода существует только окисел  $FeO$  (полупроводник *p*-типа), скорость окисления заметно понижается с уменьшением  $p_{O_2}$ . В этом случае для железа

$$K_n = \text{const } [p_{O_2}]^{0.7}. \quad (9a)$$

Поскольку рост толстых пленок связан с термически активируемыми процессами диффузии, повышение температуры обычно приводит к резкому ускорению окисления, несмотря на повышение упругости диссоциации окислов, тормозящее процессы окисления. Например, скорость окисления меди при температуре  $1000^\circ C$  на четыре порядка выше, чем при температуре  $600^\circ C$ . Однако известны случаи, когда скорость окисления с ростом температуры

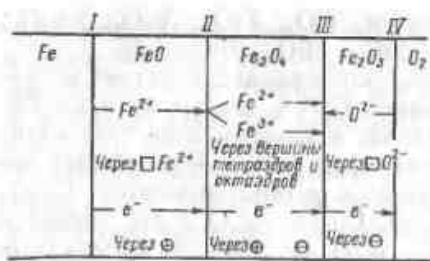


Рис. 18. Механизм окисления железа при  $T > 600^\circ\text{C}$  (по Хауффе)

слоистой окалины (FeO—Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>—Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>). При этом для  $T = 700 \div 950^\circ\text{C}$  весовая доля ее слоев составляет 0,66—1,0% Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; 4,1—5,0% Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> и FeO — остальное (около 95%). Механизм окисления железа по Хауффе схематически представлен на рис. 18. В FeO и Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> диффундируют катионы Fe; в Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> — анионы O<sub>2</sub>. Как отмечалось выше, скорость окисления железа (при  $p_{\text{O}_2} > 1 \text{ мм рт. ст.}$ ) не зависит от давления кислорода.

Наличие в металле примесей может ускорить или замедлить окисление, а также повлиять на состав и свойства окисной пленки. Влияние легирования на скорость окисления можно оценивать отношением  $F = \frac{\Delta m_{\text{спл}}}{\Delta t_{\text{мет}}}$ , где  $\Delta m_{\text{мет}}$  и  $\Delta m_{\text{спл}}$  — привес образцов из металла и сплава, окисляемых в одинаковых условиях. Все обычные легирующие элементы уменьшают скорость окисления железа (рис. 19, а); малые добавки большинства металлов ускоряют окисление никеля (рис. 19, б), а окисление меди большей частью замедляют.

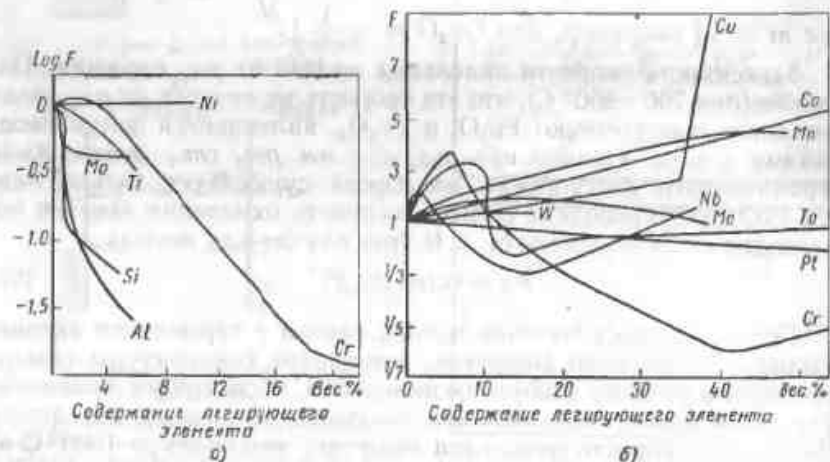


Рис. 19. Влияние легирующих элементов на скорость окисления железа (а) и никеля (б)

снижается (для кадмия в O<sub>2</sub> при 390—520°С, для ниобия в O<sub>2</sub> при 600—700°С).

При образовании металлом нескольких окислов появляется многослойная окалина с расположением слоя, богатого металлом, рядом с металлом. Например, окисление железа на воздухе при  $T > 600^\circ\text{C}$  (когда устойчив FeO) сопровождается образованием трех-

Состав пленок (по относительному содержанию компонентов сплава), как правило, существенно отличается от состава самого сплава. Окисел обогащается легирующим элементом в степени тем большей, чем больше сродство этого элемента к кислороду и чем легче условия диффузии его иона через пленку. Диффузия, как правило, облегчается при уменьшении ионного радиуса элемента.

Рассмотрим окисление легированных сталей. Кремний в стали окисляется преимущественно, но диффундирует, по-видимому, медленно, несмотря на малый ионный радиус (для кремния 0,41 Å, для железа 0,75 Å). Поэтому в слое окисла, прилегающем к металлу, содержание кремния выше, чем в самом металле, а в наружных слоях он практически отсутствует. При окислении на воздухе сплава железа с 1,4% Si в окалине имелись четыре слоя: Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>, FeO + Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> и FeO + Fe<sub>2</sub>SiO<sub>4</sub> (файалит). При этом толщина слоя файалита в зависимости от температуры и длительности окисления составляет 30—50% общей толщины окалины. Наличие в стали до 6% Al приводит к образованию пленки чистой окиси алюминия (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) или шпинели FeO·Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Легирование стали хромом (при достаточном его количестве) ведет к образованию слоя (Cr, Fe)<sub>2</sub>O<sub>3</sub> или FeCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub> (хромита). Роль сродства к кислороду при окислении хорошо иллюстрируется на стали с 23,5% Cr, 1,8% Al и 1,3% Si. После 1000-часовой выдержки при 1200°С окисный слой содержал 49,7% Al и 3% Cr; Si в нем отсутствовал.

Окисные пленки, не удаленные при предварительной очистке или появившиеся в ходе самой сварки, могут препятствовать формированию прочного соединения. Возможность разрушения и удаления окисных пленок при сварке зависит от ряда факторов: прочности связи окисла с металлом, твердости окисла (по сравнению с твердостью металла), температуры плавления окисла. На прочность связи окисла с металлом сильно влияет отношение объемов окисла и окислившегося металла. При малом объемном отношении пленка легко растрескивается из-за возникающих в ней растягивающих напряжений; при большом объемном отношении возможно отслаивание «разбухающей» пленки. Твердость пленки характеризует ее пластичность. Температура плавления окислов (табл. 9) может существенно влиять на условия их удаления при сварке давлением (см. главу IV).

Из этих данных следует, что окислы всех рассмотренных металлов (кроме Ag) устойчивы до температуры плавления металла. Температура плавления окислов выше температуры плавления соответствующего металла (исключением являются FeO и Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>). Окислы тверже металла, однако отношение их твердостей (достигающее для олова 330) для железа снижается до 1,25. Объемное отношение для наиболее часто свариваемых металлов больше единицы, что способствует прочной связи окисла с металлом.

## Физические свойства некоторых окислов [89, 174]

Металл (или сплав)	Тип окисла	Твердость в кг/мм <sup>2</sup>		Температура плавления в °С		Объемное отношение
		металла	окисла	металла	окисла	
Al	$\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$	15	1800	660	2030	1,28
Cu	$\text{Cu}_2\text{O}$	40	130	1083	1230	1,64
Fe	$\text{FeO}$	—	—	1537	1424	—
	$\text{Fe}_2\text{O}_3$	—	—	1537	1597	2,10
	$\text{Fe}_3\text{O}_4$	120	150	1537	1457	2,14
Fe—Si	$\text{Fe}_2\text{SiO}_4$	—	—	—	1205	—
Fe—Cr	$\text{FeCr}_2\text{O}_4$	—	—	—	2180	—
Fe—Al	$\text{FeAl}_2\text{O}_4$	—	—	—	1440*	—
Zn	$\text{ZnO}$	35	200	419	—	1,55
Sn	$\alpha\text{-SnO}_2$	5	1650	232	400	1,32
Ag	$\text{Ag}_2\text{O}$	25	—	960,8	185*	1,56

\* Температура диссоциации.

В общем случае на поверхности металла имеются хемосорбированный слой, пленка окислов, слой адсорбированных газов и влаги и, наконец, слой органических загрязнений (масляная пленка). Органические загрязнения особенно затрудняют сварку давлением, если она осуществляется при комнатной температуре или с небольшим нагревом. Тонкий граничный слой масел, жирных кислот, парафинов, находящихся на металлической поверхности, удерживается на ней адсорбционными силами и приобретает свойства, существенно отличающиеся от свойств того же материала, но не связанного с металлической поверхностью. В результате

хемосорбции достигается относительно прочная связь между молекулами органического вещества и поверхностными атомами металла (порядка 15 ккал/моль), а само вещество граничного слоя приобретает упругость твердого тела. Толщина граничного слоя не лимитируется мономолекулярным слоем. Однако чем она больше, тем его свойства как упругого тела проявляются меньше. Упругие свойства граничного слоя наблюдаются в опыте по вытеснению масляного слоя из зазора между металлическими дисками. При относительно большом расстоянии между дисками

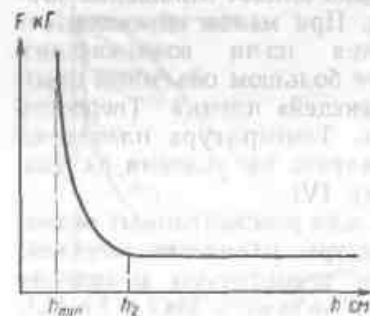


Рис. 20. Сопротивление сближению металлических дисков в зависимости от толщины масляного слоя между ними

(рис. 20) сила  $F$ , необходимая для вытеснения масла, невелика и не зависит от  $h$ ; процесс подчиняется закону истечения вязкой жидкости. При  $h_{\min} < h < h_2$  сила  $F$  быстро растет и слой масла постепенно приобретает свойства твердого тела. При  $h < h_{\min}$  выдавливание масла становится практически невозможным [12]. Прочная связь органических загрязнений с металлом вследствие их отвердения в граничном слое, а также способность многих органических веществ легко проникать в неплотности на поверхности металла могут существенно влиять на условия сварки давлением.

## Глава III

### ХОЛОДНАЯ СВАРКА (P-ПРОЦЕССЫ)

#### § 1. СХЕМА ПРОЦЕССА

Холодная сварка осуществляется при комнатной температуре без нагрева внешними источниками тепла; очистка и выравнивание свариваемых поверхностей, а также создание на них активных центров достигаются при этом за счет пластической деформации. Термин «холодная сварка» применим только к металлам и сплавам, температура рекристаллизации которых выше комнатной. Для легкоплавких металлов, в которых при этой температуре пластическая деформация, сопровождаемая схватыванием, типичным для холодной сварки, сочетается с заметными диффузионными процессами, сварка при комнатной температуре теряет характер холодной сварки.

Существует несколько технологических вариантов холодной сварки, отличающихся схемой пластической деформации. Эта деформация может вызываться только силами, нормальными к плоскости соединения; иногда дополнительно прилагаются тангенциальные силы, ведущие к взаимному смещению соединяемых поверхностей. Вначале рассмотрим холодную сварку без приложения тангенциальных сил. Она выполняется внахлестку вдавливанию пуансонов (рис. 21, а) в предварительно незажатые или зажатые детали или встык с зажимными устройствами, обычно обеспечивающими стесненную деформацию к концу процесса (рис. 21, б) [7, 14, 154].

Как при сварке внахлестку (рис. 22) [130], так и встык в плоскости соединения наблюдается значительное растекание металла, обнаруживаемое по искажению координатной сетки. Растекание способствует разрушению пленки окислов и вытеснению ее обломков из зоны соединения, а также приводит к интенсивному движению дислокаций с образованием активных центров на соединяемых поверхностях. Чем больше степень растекания металла, оцениваемая деформацией в плоскости соединения (в %), тем, очевидно, больше вероятность разрушения окисных пленок.

Степень растекания металла, а следовательно, и условия сварки зависят от размеров пуансона и, в первую очередь, от отношения

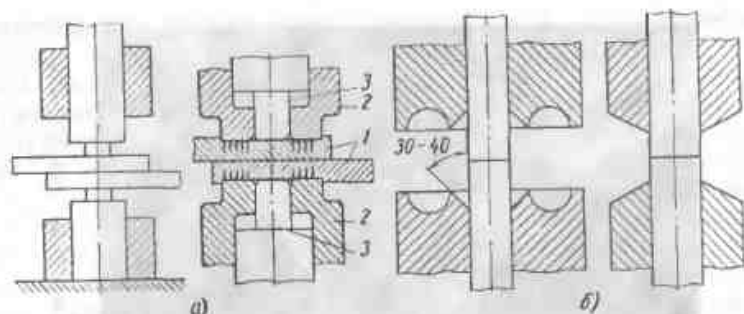


Рис. 21. Схемы холодной сварки:

а — внахлестку без предварительного и с предварительным зажатием свариваемых деталей; б — встык с зажимами К. К. Хренова и Г. П. Сажацкого (слева) и с зажимами С. Б. Аллиндера и Ж. Н. Улита (справа); 1 — свариваемые детали; 2 — прижимы; 3 — пуансоны

его ширины (при прямоугольном пуансоне) или диаметра  $d$  к толщине листа  $\delta$ . При любой степени вдавливания круглого пуансона (от 60 до 80% толщины листа) максимум растекания [2] наблюдается при  $\frac{d}{\delta} = 2$  (измерения производили на базе 0,5 мм).

При вдавливании прямоугольных пуансонов максимальное растекание наблюдается при  $\frac{B}{\delta} = 1$  (где  $B$  — ширина пуансона) [130].

Степень растекания имеет наибольшее значение в зоне, расположенной непосредственно между пуансонами. Однако и в пределах этой зоны она неравномерна и зависит от базы измерения. В опыте с вдавливанием пуансона шириной 4 мм в пластину алюминия толщиной 8 мм было показано, что при базе 0,5 мм и глубине вдавливания 60–70% степень растекания достигала 650–900%; при этом участок шириной 0,5 мм после такой деформации занимал почти всю ширину пуансона [130]. Это указывает на высокую степень относительного растекания во всей зоне сварки внахлестку, которая на воздухе осуществляется для подавляющего большинства металлов при степени вдавливания пуансона выше 50%.

Степень растекания сравнительно мало зависит от вида деформируемого металла (рис. 23). У кадмия с г. п.

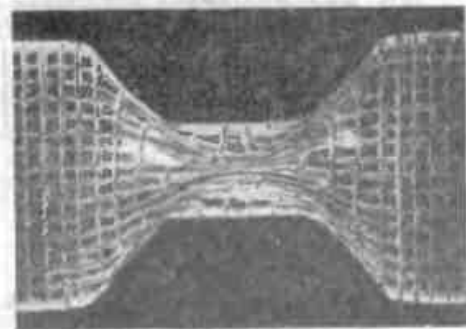


Рис. 22. Искажение координатной сетки при вдавливании пуансона (на 65%) в образец из алюминия [130]

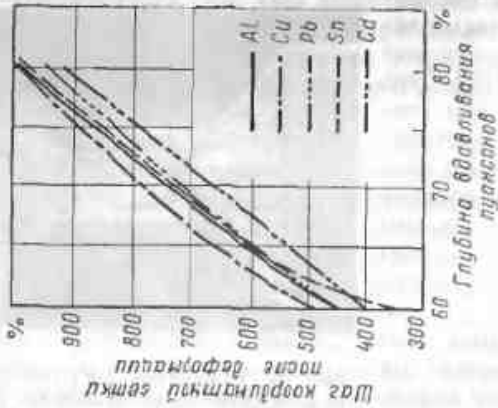


Рис. 23. Зависимость степеней относительного растекания металлов в плоскости соединения при холодной сварке внахлестку от глубины вдавливания плоского пуансона шириной 4 мм и свариваемого металла (исходный шаг — 0,5 мм) [130]

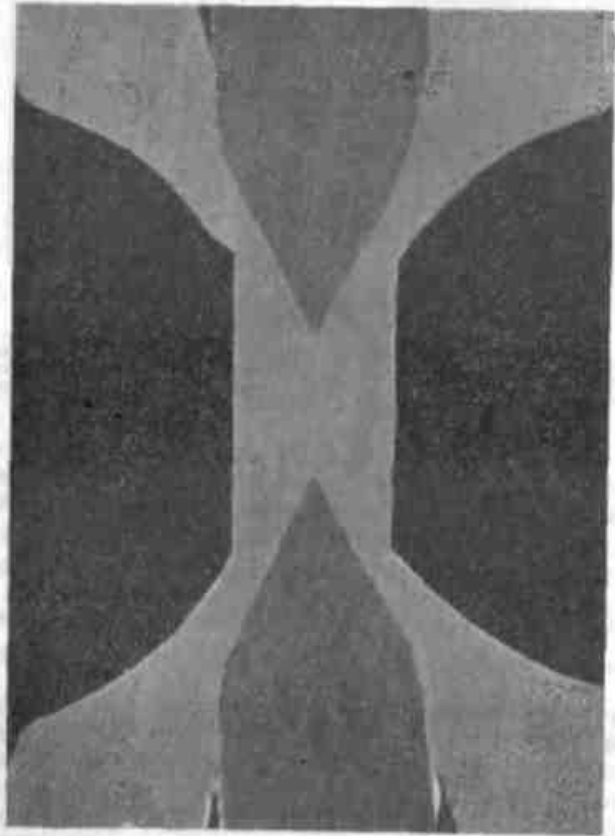


Рис. 24. Сечение совместно деформированных образцов (Al—Cu—Al)  $\times 12,5$  [130]

у. решеткой она меньше, чем у металлов с г. ц. к.-решеткой, изученных в этих опытах (алюминия, меди, свинца).

При обычных соотношениях диаметра (ширины) пуансона и толщины свариваемого материала в результате его растекания происходит разрушение, а затем и вытеснение из зоны сварки хрупких пленок (окисных или специально нанесенных металлических). Процесс вытеснения прослоек иллюстрируется при вдавливании пуансонов в пакет из трех листов: наружных из алюминия и внутреннего медного (рис. 24). Этот опыт, однако, не позволяет судить о степени полноты удаления меди. Пленка относительно твердого никеля, нанесенная гальванически на поверхность меди, разрушалась при вдавливании пуансона на 60% толщины образца [21].

## § 2. СВАРКА ВНАХЛЕСТКУ ОДНОИМЕННЫХ МЕТАЛЛОВ

Обычно условия осуществления холодной сварки характеризуются легко измеряемой степенью деформации  $\epsilon_{\text{min}} = \frac{h}{\delta}$  (где  $h$  — глубина вдавливания пуансона при сварке внахлестку и  $\delta$  — толщина материала), достаточной для получения прочного соединения. Физическим параметром, определяющим условия сварки, правильнее считать степень растекания металла в плоскости соединения  $\epsilon_{\text{от}}$ . Корреляция между  $\epsilon_{\text{min}}$  и  $\epsilon_{\text{от}}$  наблюдается только при неизменном соотношении размеров пуансона и толщины свариваемого материала. Это необходимо учитывать при сопоставлении результатов холодной сварки, полученных в различных исследованиях. Величина  $\epsilon_{\text{min}}$  существенно отличается для различных металлов и зависит от способа подготовки поверхности образцов (табл. 10).

Таблица 10

Степень деформации  $\epsilon_{\text{min}}$  при сварке внахлестку металлов толщиной 1 мм вдавливанием круглых пуансонов диаметром 5 мм [216]

Металл	Подготовка образцов	$\epsilon_{\text{min}}$ в %
Индий	Очистка тонкой проволочной щеткой	10
Золото	Отжиг, без дополнительной очистки	35
Серебро	Отжиг, очистка тонкой проволочной щеткой	50
Свинец	Очистка тонкой проволочной щеткой	55
Алюминий	Наклепанный, очистка тонкой проволочной щеткой	67
Олово	Очистка шабером	85
Медь	Отжиг, очистка грубой проволочной щеткой	90
Железо	То же	81
Низкоуглеродистая сталь	»	84



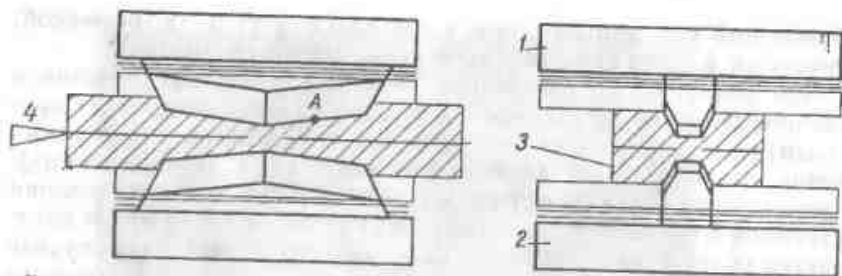


Рис. 25. Схема холодной сварки симметрично наклоненными пуансонами

В табл. 11 приведены данные А. П. Семенова по сварке предложенными им симметрично наклоненными пуансонами 1 и 2 (рис. 25), позволяющими определить эту величину с удовлетворительной точностью на одном образце [130]. После сварки концы пластинок 3 разводятся клином 4; на дне отпечатка пуансона в точке А (начало зоны сварки) образуется «утяжина». Измерение суммарной остаточной толщины пластинок в этой точке позволяет рассчитать  $\epsilon_{\text{min}}$ . Этим способом сварить армко-железо не удалось даже при  $\epsilon > 97\%$ .

Таблица 11

Степень деформации  $\epsilon_{\text{min}}$  при сварке симметрично-наклоненными пуансонами; ширина пуансона равна толщине металла [130]

Металл	$\epsilon_{\text{min}}$ в % при толщине образцов в мм			Металл	$\epsilon_{\text{min}}$ в % при толщине образцов в мм		
	3	1	1		3	2	1
Алюминий (99,95%)	57,1	—	—	Олово	88,4	87,3	86,9
Свинец	62,2	—	—	Никель	90,0	—	81,0
Медь	81,0	—	77,3	Цинк	91,8	—	—

Сопоставление данных работ [216] и [130], в особенности по сварке алюминия, меди и железа, показывает, насколько существенна зависимость  $\epsilon_{\text{min}}$  от условий опыта.

Холодная сварка возможна как для металлов с кубической решеткой, так и для металлов с гексагональной плотноупакованной (цинк) и с тетрагональной решеткой (индий, олово). Хотя для металлов с одинаковой (г. ц. к.) решеткой (Pb, Al, Au, Ag, Cu, Ni) наблюдается тенденция к ухудшению свариваемости (росту  $\epsilon_{\text{min}}$ ) с повышением температуры плавления (рис. 26), в этом ряду имеются выпадения (высокая  $\epsilon_{\text{min}}$  у свинца и низкая у золота и серебра).

Основываясь на данных работы [190] по сварке чистого алюминия, А. П. Семенов делает предположение о наличии крити-

ческой степени деформации, при которой протекает как бы цепная реакция образования металлических связей и схватывания [130]. Ряд экспериментов (рис. 27) указывает на постепенное повышение прочности соединения с увеличением степени деформации.

Степень деформации  $\epsilon_{\text{min}}$  уменьшается с повышением температуры сварки, особенно выше температуры рекристаллизации (рис. 28). Эта температура для цинка близка к минимальной температуре опыта ( $18^\circ \text{C}$ ). Можно предположить, что для меди истинная зависимость  $\epsilon_{\text{min}} = f(T)$ , которая должна следовать по пунктирной кривой, не была выявлена из-за отсутствия опытных точек в интервале температур  $10-150^\circ \text{C}$ . Кривая  $\epsilon_{\text{min}} = f(T)$  при  $T < T_{\text{рекп}}$  не характерна для термически активируемых процессов, при которых рост температуры резко повышает интенсивность процесса.

Для оценки роли термической активации в формировании соединения при холодной сварке существенны результаты опытов по сварке при низких температурах. Такие опыты на алюминии при температуре до  $-150^\circ \text{C}$  показали, что прочность соединения почти одинакова при  $\epsilon_{\text{min}} \approx 60\%$  [191]. На основе более поздних исследований по стыковой сварке очень чистого серебра при температуре от  $+20$  до  $-170^\circ \text{C}$  В. Гофман и Я. Киш пришли к выводу, что термическая активация играет незначительную роль при холодной сварке [190]. Степень растекания поверхности

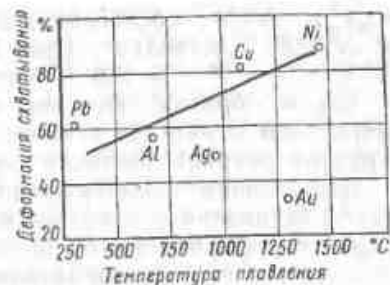


Рис. 26. Зависимость  $\epsilon_{\text{min}}$  от температуры плавления металлов с г. ц. к. решеткой

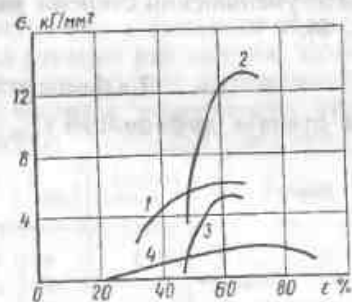


Рис. 27. Зависимость прочности соединения от степени вдавливания пуансона [191]:

1 — алюминий в никлепленном состоянии; 2 — электролитическая медь; 3 — алюминий отожженный; 4 — олово

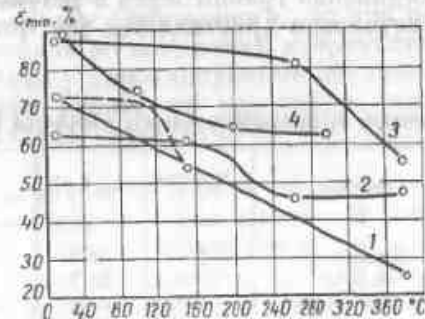


Рис. 28. Зависимость необходимой для сварки степени вдавливания пуансона от температуры:

1 — медь; 2 — алюминий; 3 — дуралюмин Д16; 4 — цинк

( $\epsilon_{ст}$ ) в месте соединения, обеспечивающая его прочность  $20 \text{ кг/мм}^2$ , составляет: при  $T = 20^\circ \text{C}$  125%; при  $T = -50^\circ \text{C}$  145% и при  $T = -170^\circ \text{C}$  всего 140%.

Таким образом, влияние термической активации заметно только при комнатной температуре, относительно близкой к температуре рекристаллизации серебра ( $\sim 120^\circ \text{C}$ ).

Дальнейшим подтверждением незначительной роли термической активации при холодной сварке служит то, что увеличение скорости деформирования не затрудняет сварку (чего следовало ожидать при термически активируемом процессе, эффект которого всегда пропорционален времени действия). Наоборот, с увеличением скорости вдавливания пуансона при сварке алюминия с 2 до 16 мм/мин [130] (время сварки уменьшилось со 120 до 15 сек) величина  $\epsilon_{мин}$  даже снизилась (приблизительно на 1%). Адиабатическая деформация может нагреть алюминий на  $90^\circ$ . При его холодной сварке встык за 20 сек температура в соединении повышалась на  $25^\circ$  (можно полагать, что при  $t_{св} = 120 \text{ сек}$   $\Delta T^\circ \approx 0^\circ$ ) [7]. Нагрев на  $\Delta T = 25^\circ$  уменьшает  $\epsilon_{мин}$  (см. рис. 28) на величину, соизмеримую с установленной в работе [130].

Повышение пластичности металла облегчает его холодную сварку. Однако предварительный наклеп свариваемого материала, уменьшающий его пластичность, не повышает, а наоборот, снижает  $\epsilon_{мин}$  (табл. 12) [130]. Следует иметь в виду, что в этих опытах как отожженные, так и наклепанные образцы очищали перед сваркой проволочной щеткой и приповерхностные слои металла в обоих случаях сильно упрочнились. Можно предположить, что благоприятное влияние наклепа на условия схватывания связано с изменением свойств пластически деформированного металла (увеличением плотности дислокаций, повышением свободной энергии и др.) или же с наличием текстуры, облегчающей образование в соединении границ зерен в результате уменьшения степени разориентировки кристаллитов (см. рис. 8).

Таблица 12

Влияние предварительного наклепа на степень деформации  $\epsilon_{мин}$

Металл	Толщина в мм	$\epsilon_{мин}^*$ в %	Металл	Толщина в мм	$\epsilon_{мин}^*$ в %
Алюминий 99,95%	3	57,1	Никель	1	81,0
		52,7			
Сплав АМц	3	63,2	Латунь	1	84,5
		58,5			
Медь	1	76,6			
		74,6			

\* Беряние значения для отожженного металла, нижние — для наклепанного.

Для выяснения влияния текстуры из листа алюминия АД1, предварительно прокатанного входную с обжатием на 50%, вырезали пластинки размером  $3 \times 10 \times 50 \text{ мм}$ , различно ориентированные к направлению проката [32]. Их сваривали симметрично наклонными пуансонами при совпадении и несовпадении направления текстуры. В связи с тем, что прокаливание приводит к снятию наклепа, а очистка щеткой существенно искажает эффект предварительного наклепа, образцы очищали без механического и высокотемпературного воздействия. Их помещали в сосуд с аргоном, в котором испаряли бензол. Пары бензола конденсировались на холодных образцах. Стекающий бензол очищал их от органических загрязнений.

При сварке образцов с несовпадающей ориентировкой средние значения  $\epsilon_{мин}$  (68%) несколько возросли по сравнению с его значением (66,7%  $\psi_0$ ) при сварке одинаково ориентированных пластинок. Степень этого роста мала по сравнению с влиянием на  $\epsilon_{мин}$  наклепа. Таким образом, в проведенных опытах не проявилось существенного влияния текстуры прокатки на условия холодной сварки.

По-видимому, уменьшение  $\epsilon_{мин}$  после наклепа связано не с состоянием, а с условиями растекания металла в плоскости соединения. При исследовании растекания алюминия АД1 с помощью координатной сетки оказалось, что при  $\epsilon = 90,7\%$  растекание наклепанного металла (на базе 1 мм) составляло 560%, в то время как на отожженном образце при большем вдавливании пуансона ( $\epsilon = 93\%$ ) растекание не превышало 525% [132]. Таким образом, равная степень растекания достигалась у наклепанного алюминия при меньшем (приблизительно на 4%) значении  $\epsilon$ , что соответствует изменению  $\epsilon_{мин}$  при сварке наклепанного и отожженного металла (см. табл. 12). К такому же выводу пришел Д. Хаузер и др. [189]. При  $T < T_{рекв}$  прочное соединение наклепанного алюминия получилось с меньшим обжатием, чем отожженного, но при равной степени растекания, измеренной по искажению координатной сетки на фольге, заложенной между деформируемыми образцами.

Чистота поверхности сильно влияет на условия холодной сварки. Особенно мешают сварке органические загрязнения (табл. 13) [14].

Неблагоприятное влияние органических пленок связано с трудностью их вытеснения из зоны соединения при совместной деформации (см. рис. 20). Окисные пленки препятствуют холодной сварке. При комнатной температуре образование прочных связей через пленки с направленными межатомными связями невозможно (см. гл. I). Поэтому при холодной сварке необходим физический контакт чистых металлических поверхностей.

Предварительная очистка при сварке на воздухе любым способом не может обеспечить требуемой чистоты поверхности металла, так как (см. стр. 35) при этом время адсорбции газа ничтожно

Прочность соединения образцов из алюминия толщиной 2 мм сваренных вдавливанием пуансона диаметром 6 мм

Обработка поверхности перед сваркой	Разрушающая нагрузка при испытании на срез в кг		
	минимальная	максимальная	средняя
Очистка стальной щеткой	210	250	235
То же, с последующим ватированием руками	115	185	155
То же, со смазыванием маслом и протиркой трипкой	35	115	80
То же, с ватированием парафином	0	0	0

мало (для образования мономолекулярного слоя достаточно  $2,4 \cdot 10^{-8}$  сек).

Относительно высокая твердость (см. табл. 9) и хрупкость окисных пленок способствуют их разрушению при растекании металла в зоне соединения, сопровождающем холодную сварку. Уже при  $\epsilon = 30\%$  заметна очистка поверхности образца из предварительно окрашенного алюминия (рис. 29). Однако на воздухе сварка при такой деформации не происходит, хотя, как показано в § 3 гл. III, при очистке и сварке алюминия в глубоком вакууме  $\epsilon_{\text{min}} \approx 10\%$ . В связи с этим автор провел совместно с Е. К. Смирновой электронно-фрактографическое исследование (с увеличением до 10 000) поверхности деформированных при сварке образцов из предварительно окисленного алюминия.

Эти опыты показали, что у границы зоны сварки даже при  $\epsilon \approx 50\%$  (степень растекания более 300%) подавляющая часть поверхности еще покрыта пленкой окислов (рис. 30, а). При этом

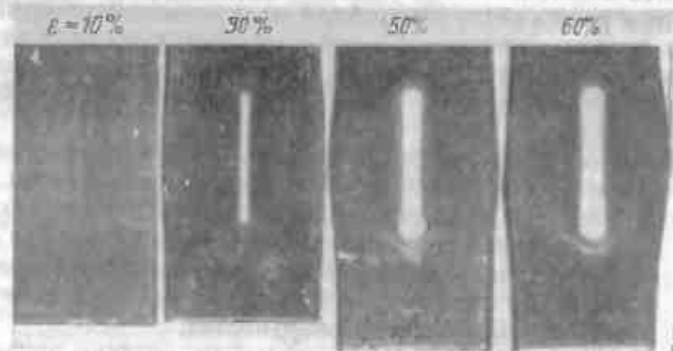


Рис. 29. Разрушение окисных пленок при различной степени вдавливания (в %) плоских пуансонов в образцы алюминия [130]

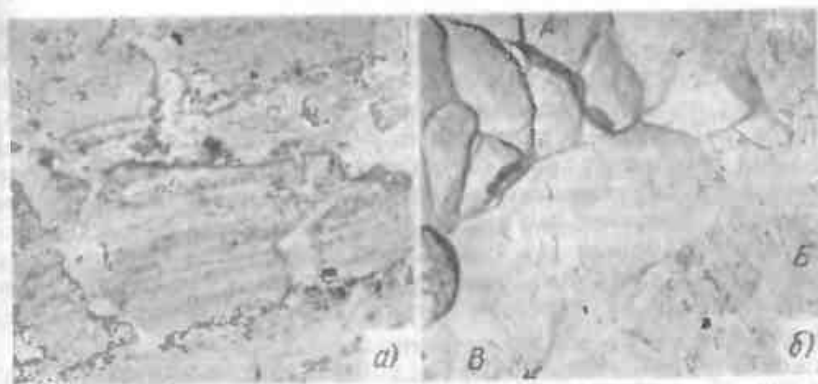


Рис. 30. Поверхность предварительно окисленного образца алюминия ( $\times 2400$ ):

а — в зоне недостаточной пластической деформации; б — в месте начала образования соединения при  $\epsilon \approx 60\%$

вероятность совпадения участков чистой поверхности на соединяемых образцах невелика. В изломе крайнего участка, где уже началась сварка ( $\epsilon \approx 60\%$ ), заметны три зоны (рис. 30, б): А — зона сварки с типичным «чашевидным» изломом; Б — несваренные участки, покрытые окисной пленкой; В — то же, свободные от окислов (можно предположить, что на поверхности второго образца эти участки покрыты окисной пленкой). Такой же характер разрушения окисных пленок в зоне больших деформаций ( $\epsilon$  до 75%) был установлен на образцах, смазанных олеиновой кислотой, препятствующей образованию соединения. Там, где при деформировании несмазанные образцы должны были свариться, значительная часть поверхности оказалась свободной от окислов.

Исследование поверхности плоских окисленных образцов из алюминия после растяжения показало, что уже при относительном удлинении около 75% и увеличении поверхности на 40% (рис. 31), определенных по искажению координатной сетки, около 50% площади освободилось от пленки. Различие в условиях разрушения тонких окисных пленок при растяжении и при холодной сварке, очевидно, объясняется особенностями напряженного состояния. Возмож-

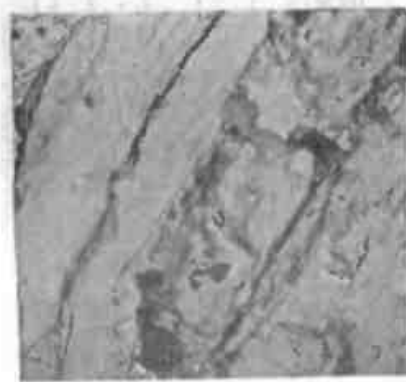


Рис. 31. Поверхность образца из алюминия после деформации растяжением ( $\times 2400$ )

ное различие в толщине пленки, по-видимому, мало влияет на условия ее разрушения и, как следствие, на образование соединения. Искусственная пленка твердого металла (хрома) на меди облегчает ее холодную сварку. Медь толщиной 1 мм сваривалась при  $\epsilon_{\text{min}} = 71\%$ , после хромирования (слой 5 мкм)  $\epsilon_{\text{min}} = 55\%$  [2].

Слой никеля на ряде металлов (алюминии, свинце, олове) приводит к образованию соединения при одинаковом значении  $\epsilon_{\text{min}}$  (50%), меньшем, чем при сварке этих же металлов с естественной окисной пленкой [4]. Для изученных металлов  $\epsilon_{\text{min}}$ , очевидно, определяется условиями очистки поверхности. Существенно, что пленка никеля на железе и латуни (Л62) не улучшает условий их сварки.

Легирование, как правило, затрудняет холодную сварку. На рис. 32, а приведены зависимости  $\epsilon_{\text{min}}$  от степени легирования меди [130]. Аналогичные данные получены для двойных сплавов алюминия. Существует корреляция между упрочняющим влиянием легирующей примеси и ее воздействием на  $\epsilon_{\text{min}}$ .

На рис. 32, б, по данным работы [190], построена зависимость  $\epsilon_{\text{ст}}$  (увеличения площади сечения в момент начала схватывания) от содержания в чистом серебре меди. На кривой при содержании  $\sim 1,10^{-3}\%$  Sn имеется характерный перегиб. Опыты по измерению электросопротивления при нагреве проволоки, предварительно растянутой при температуре  $-183^\circ\text{C}$  на 10%, показали, что присадка в серебро меди оказывает на процессы возврата и холодной сварки примерно одинаковое влияние [190]. Это дало основание выдвинуть в работе [190] предположение, что оба процесса обусловлены одним и тем же механизмом, связанным с движением в металле вакансий.

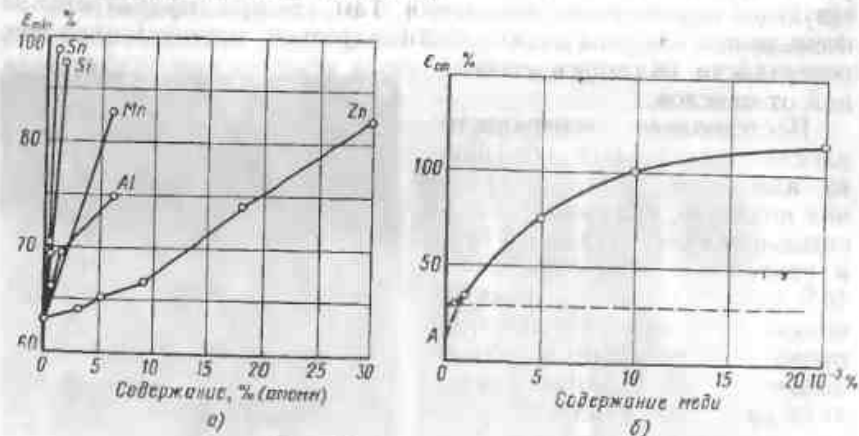


Рис. 32. Влияние легирования:

а — на  $\epsilon_{\text{min}}$  при сварке алюминия меди [130]; б — на степень растяжения в зоне соединения ( $\epsilon_{\text{ст}}$ ), необходимую при холодной сварке стержня серебра высокой чистоты, легированного медью

### § 3. ТЕОРИЯ ХОЛОДНОЙ СВАРКИ

В задачу такой теории входит объяснение (количественное или хотя бы качественное) неодинаковой свариваемости различных металлов и сплавов в холодную. Различные теории холодной сварки можно разделить на две группы: а) теории, связывающие образование соединения с процессами, требующими значительной термической активации, и б) теории, по которым образование соединения идет без существенной термической активации. К первой группе относятся рекристаллизационная и диффузионная гипотезы.

По рекристаллизационной гипотезе металл в результате большой пластической деформации и наклепа, характерных для холодной сварки, приводится в состояние, в котором возможна его рекристаллизация при комнатной температуре. Рекристаллизация сопровождается коалесценцией тонких окисных пленок, приводящей к очистке поверхностей металла и образованию общих зерен, прорастающих через границу раздела свариваемых тел. Эта теория, выдвинутая еще в 40-х годах, была поддержана позднее Дж. Парксом, сопоставившим температуры образования прочного соединения (при вдавливании круглых нагретых пуансонов на  $\epsilon = 5 \div 10\%$ ) и рекристаллизации для различных металлов [208]. Эти опыты, мало связанные с холодной сваркой, показали только, что нагрев до температуры рекристаллизации заметно облегчает сварку (рис. 33). Для некоторых металлов (например индия) рекристаллизация идет и при комнатной температуре, однако, как уже отмечалось, их сварку при этой температуре вряд ли правильно считать холодной.

Можно предположить, что в местах выхода дислокаций на соединяемые поверхности мгновенно повышается температура. Однако исследование структуры соединений, полученных холодной сваркой (рис. 34), и рентгеноструктурный анализ не обнаружили заметных проявлений рекристаллизации в зоне соединения. Дополнительным доказательством необоснованности рекристаллизационной гипотезы холодной сварки является возможность сварки алюминия при температуре  $-150^\circ\text{C}$  [191] и ниобия при  $20^\circ\text{C}$ .

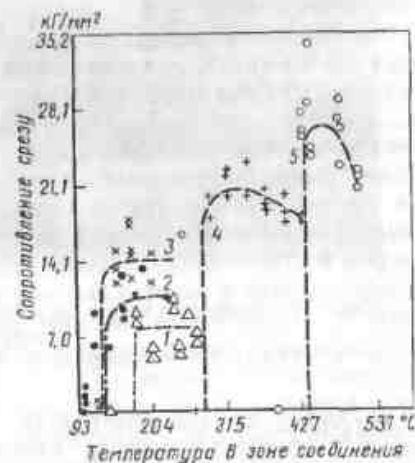


Рис. 33. Зависимость прочности соединения от температуры сварки [208]: 1 — алюминий; 2 — серебро; 3 — медь; 4 — латунь; 5 — железо

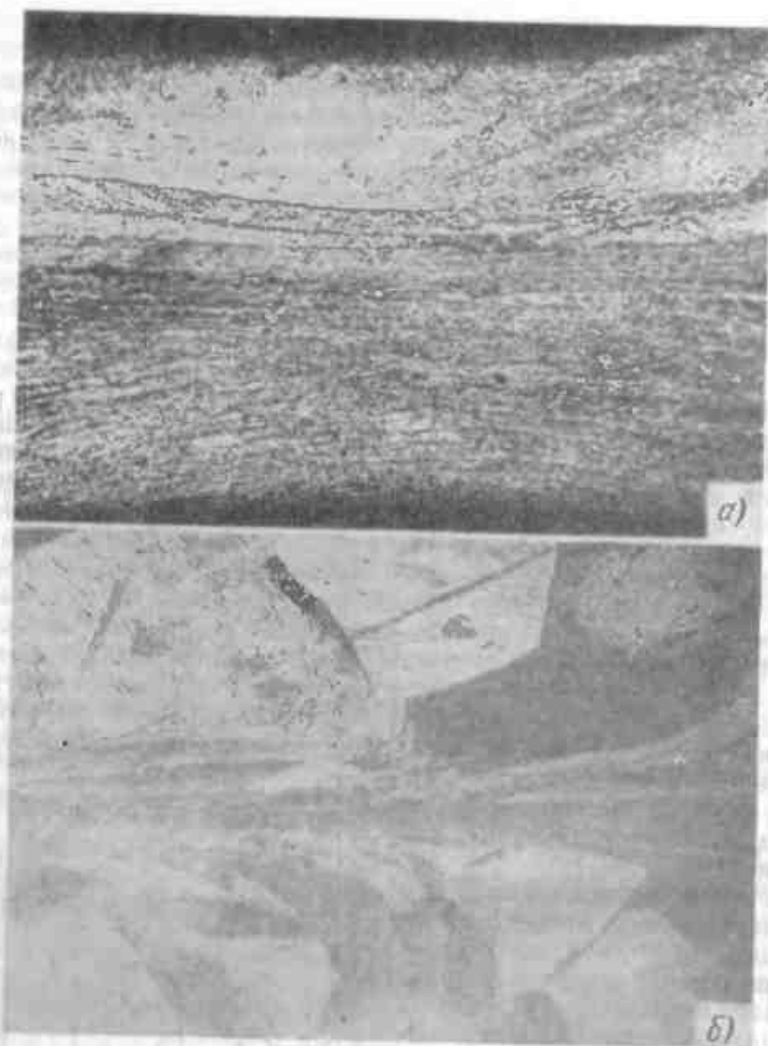


Рис. 34. Микроструктура соединений, полученных при холодной сварке:  
 а — алюминий на воздухе ( $\epsilon \approx 80\%$ );  $\times 50$ ; б — медь в вакууме ( $\epsilon \approx 10\%$ );  $\times 475$  [21]

По диффузионной гипотезе Н. Ф. Лашко и С. В. Лашко-Авакян, основой процессов сварки давлением, и в частности холодной сварки, является диффузия [94]. Диффузионные процессы в большинстве металлов протекают при комнатной температуре с ничтожной скоростью. Авторы гипотезы полагают, что диффузия интенсифицируется в результате локального роста температуры

в местах выхода дислокаций. Как уже отмечалось, высвобождаемая при этом энергия упругого искажения решетки, вероятно, может распространяться как упругая волна в большом объеме металла, и хотя она всегда переходит в тепло, его выделение не обязательно локализуется в месте выхода дислокации. Неубедительны и результаты опытов [94] по совместной холодной прокатке листов алюминия, в которых необходимая степень обжатия резко возрастала при прокатке в несколько переходов. Можно согласиться с выводами в работе [130] о том, что это было следствием не охлаждения металла между отдельными переходами, а результатом повторного окисления частично очищенных поверхностей. Опыты по холодной сварке алюминия со ступенчатым повышением давления и длительной выдержкой на каждой ступени показали, что охлаждение при этих выдержках не приводит к увеличению  $\epsilon_{\text{min}}$  (если в ходе опыта давление не снимали полностью), поскольку зажатая пуансонами зона соединения защищена от контакта с воздухом [130].

В связи с диффузионной гипотезой интересны опыты по холодной сварке встык прутков диаметром 3 мм из стали X18H9T с титаном BT1 [150]. На поверхности излома термически необработанного соединения выявлено наличие интерметаллида TiFe (на электронографе ЭГ100-А лучом сечением около 0,1 мм<sup>2</sup>). Разрешающая способность прибора позволяет выявить фазу размером около 300 Å, образование которой возможно только в результате диффузии. Авторы работы [150] считают, что диффузия стала возможной благодаря нагреву микробъемов при деформировании. Однако можно предположить также, что нагрев, приведший к интенсивной диффузии, явился следствием воздействия на образец электронного луча в электронографе. Диффузии могли способствовать значительные напряжения в соединении и большое количество дефектов кристаллического строения в поверхностных слоях металла.

Единичный опыт, в котором удалось зафиксировать диффузию при холодной сварке сплавов с высокой температурой рекристаллизации, недостаточен для обоснования диффузионной теории холодной сварки. По существу, для ее доказательства необходимо установить не то, что схватывание может сопровождаться диффузией (для легкоплавких металлов это бесспорно), а невозможность схватывания без диффузии. Такие данные отсутствуют. В принципе диффузия через границу раздела при относительно низкой температуре возможна только после образования металлической связи, и таким образом, диффузия не может быть причиной схватывания, а является только его следствием. Это подчеркивается в работе [190], где показано, что после сварки меди с оловом при 20° С через 6 ч на шлифе обнаруживаются рядом со стыком участки Cu—Sn-сплава. В образцах, сваренных при температуре —183° С, такие участки нагрева появляются, но только через

несколько недель. Здесь, по существу, имеет место не холодная, а горячая сварка.

Некоторое промежуточное положение между теориями холодной сварки, основанными на предположении, что этот процесс требует или не требует термической активации, занимает энергетическая теория А. П. Семенова [130]. По этой теории для возникновения связи между чистыми поверхностями металла, сближенными до физического контакта, необходимо, чтобы атомы в поверхностных слоях обладали определенным запасом энергии. Физически это предположение связывается с направленностью межатомных связей в металле и с необходимостью некоторой взаимной подстройки атомов на соединяемых поверхностях для образования между ними таких связей (см. рис. 5, б).

А. П. Семенов видит подтверждение энергетической теории в том, что повышение уровня свободной энергии металла (за счет его нагрева, наклепа или объемного сжатия) облегчает холодную сварку (уменьшает  $\epsilon_{\min}$ ), причем любой из этих способов увеличения свободной энергии эквивалентен. Это положение не вполне точно. Например, при максимальной плотности дислокаций в сильно наклепанном металле порядка  $10^{11}$   $1/\text{см}^2$  вызываемое этим повышение свободной энергии в алюминии составляет  $4 \cdot 10^7$   $\text{эрг}/\text{см}^3$  (энергия одной линейной дислокации в алюминии  $\sim 4 \cdot 10^{-4}$   $\text{эрг}/\text{см}$ ), что эквивалентно повышению температуры менее чем на  $5^\circ \text{C}$ . Необходимая величина  $\epsilon_{\min}$  для наклепанного алюминия (см. табл. 12) на 4,5% меньше, чем для отожженного. Изменение температуры сварки алюминия от  $18$  до  $100^\circ \text{C}$  (см. рис. 28) снижает  $\epsilon_{\min}$  с 63 до 60%. Таким образом, повышение температуры на  $5^\circ$  снижает  $\epsilon_{\min}$  всего на 0,2%, что на порядок меньше эффекта, получаемого за счет эквивалентного наклепа.

При большой степени деформации незначительное ее изменение, связанное с небольшим уменьшением  $\epsilon_{\min}$ , вряд ли заметно повлияет на плотность дислокаций в металле. Поэтому с увеличением  $\epsilon$  работа деформации растет, а ее доля, вводимая в металл в виде упругой энергии решетки, падает (см. табл. 6). Абсолютная величина этой энергии остается постоянной или незначительно растет. Если учесть увеличение степени растекания наклепанного металла в зоне соединения (по сравнению с отожженным), то эффект наклепа с точки зрения энергетической теории объяснить еще труднее. С позиций этой теории трудно объяснить рост  $\epsilon_{\min}$  с повышением степени легирования металла. Можно было бы ожидать обратной зависимости, так как упругая энергия решетки в твердом растворе выше, чем в чистом металле. Веским доводом против энергетической теории является резкое уменьшение  $\epsilon_{\min}$  при холодной сварке в глубоком вакууме [21]. При этом величина  $\epsilon_{\min}$  может стать одинаковой (порядка 10%) для металлов, сварка которых на воздухе достигается при сильно отличающихся значениях  $\epsilon_{\min}$  (для алюминия 55—60% и меди 75—80%). Отсюда сле-

дует, что величина  $\epsilon_{\min}$ , соответствующая обычным условиям сварки на воздухе, может не определяться природой металла и его состоянием, а в основном зависит от чистоты поверхности.

В связи с изложенным необходимо отметить, что автор данной книги не отрицает ни влияния направленности межатомных связей в металле на условия его холодной сварки (однако его механизм, рассмотренный ниже, отличается от представлений энергетической теории), ни, тем более, роли движущихся дислокаций.

Одной из первых теорий холодной сварки, не связывающих этот процесс с термической активацией, была так называемая «пленочная» теория. По этой теории сварка осуществляется после обнажения и сближения до физического контакта ювенильных поверхностей металла, причем контролирующим параметром процесса является степень деформации, необходимая для разрушения и удаления из зоны сварки окисной пленки. Исходя из представлений Дж. Уайтхеда [218], показавшего, что при трении скольжения разрушение окисных пленок и последующее схватывание металла тем легче, чем выше отношение твердостей пленки и металла ( $H_{\text{ок}}/H_{\text{Ме}}$ ), Р. Тайлькот [216] построил зависимость (рис. 35)  $\epsilon_{\min}$  от  $H_{\text{ок}}/H_{\text{Ме}}$  (твердость определялась по шкале Мооса). С увеличением  $H_{\text{ок}}/H_{\text{Ме}}$  закономерно уменьшается необходимая степень деформации. Полученную зависимость вряд ли можно рассматривать как количественную характеристику свариваемости, так как твердость по Моосу не дает такой характеристики для механических свойств ни пленки, ни металла. Сопоставление данных Ф. Боудена (табл. 14) по твердости, измеренной вдавливанием и царапанием (по Моосу), показывает, что отношение  $\frac{H_{\text{ок}}}{H_{\text{Ме}}}$ , полученное различными методами, не только отличается на два порядка (олово), но и расположение металлов в последовательном ряду может изменяться (например, для железа и меди).

Таблица 14

Твердость некоторых металлов и окислов

Металл	Твердость по Ваккерсу			Твердость по Моосу		
	$H_{\text{Ме}}$	$H_{\text{ок}}$	$\frac{H_{\text{ок}}}{H_{\text{Ме}}}$	$H_{\text{Ме}}$	$H_{\text{ок}}$	$\frac{H_{\text{ок}}}{H_{\text{Ме}}}$
Олово	5	1650	330	1,9	6,7	3,5
Алюминий	15	1800	120	2,3	9,0	3,9
Цинк	35	200	5,7	2,7	4,3	1,6
Медь	40	130	3,2	2,9	3,7	1,3
Железо	120	150	1,2	3,2	6,0	1,9

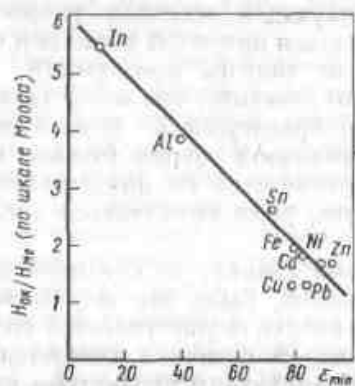


Рис. 35. Зависимость степени деформации схватывания  $\epsilon_{\min}$  от соотношения твердости окисной пленки и металла (по шкале Мооса)

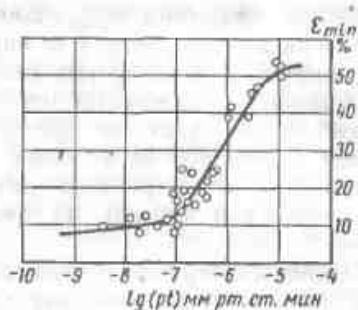


Рис. 36. Зависимость степени деформации схватывания  $\epsilon_{\min}$  для алюминия от  $\lg pt$  ( $t$  — время выдержки в вакууме между очисткой и сваркой и  $p$  — вакуум) [21]

Таким образом, зависимость  $\epsilon_{\min} = f\left(\frac{H_{\text{ок}}}{H_{\text{Ме}}}\right)$ , полученную

Р. Тайлькотом, можно рассматривать лишь как качественную характеристику влияния свойств пленки на условия холодной сварки. «Пленочная» теория находит некоторое подтверждение в описанных выше опытах [4] по сварке различных металлов с пленкой никеля, в которых необходимое значение  $\epsilon_{\min}$  определялось свойствами пленки. Дальнейшее подтверждение большой роли окисных пленок при холодной сварке было получено при сварке с очисткой металла в глубоком вакууме (до  $10^{-9}$  мм рт.ст. [21]).

В вакуумной камере специальной установки было смонтировано устройство для сдавливания образцов симметрично наклоненными пуансонами (см. рис. 25) и приспособление для очистки образцов шабером, проходящим через соединительный сильфон. Установка обеспечивала получение глубокого вакуума (до  $7,5 \times 10^{-10}$  мм рт.ст. после 12 ч работы с прогревом до температуры  $130^\circ\text{C}$  в течение 4 ч) с минимальным его загрязнением, в особенности органическими веществами.

На рис. 36 дана зависимость  $\epsilon_{\min} = f(\log(pt))$  для алюминия, где  $p$  — давление в камере (вакуум), а  $t$  — время в мин с момента очистки образца до его сварки. Опыты проводили при  $pt < 10^{-5}$  мм рт.ст.·мин, так как при больших  $pt$  разница между сваркой в вакууме и на воздухе практически исчезала. Из анализа полученной зависимости вытекает два важных следствия: а) условия холодной сварки в вакууме зависят не от  $p$  и  $t$  в отдельности, а от их произведения, которое определяет толщину адсорбируемой в вакууме окисной пленки на атомночистой поверхности металла и б) эффект повторного загрязнения ювенильной поверхности металла (его влияние на  $\epsilon_{\min}$ ), заметно проявляющийся при  $pt >$

$> (3-5) \cdot 10^{-8}$  мм рт.ст.·мин, указывает на то, что уже мономолекулярный адсорбированный слой является существенным препятствием для выполнения холодной сварки; действительно (см. стр. 35), образование такого слоя при  $1 \cdot 10^{-8}$  мм рт.ст. происходит всего за 3 мин (т. е. при  $pt = 3 \cdot 10^{-8}$  мм рт.ст.).

Если учесть, что реальная поверхность металла намного больше кажущейся и что коэффициент прилипания молекул газа к ней меньше единицы, то  $pt$ , необходимое для образования мономолекулярного слоя, будет значительно больше.

Осуществимость сварки алюминия при  $pt = 5 \cdot 10^{-8} - 10^{-6}$  мм рт.ст.·мин с  $\epsilon_{\min} = 10 \div 35\%$  (рис. 36) указывает на то, что при пленках, толщина которых соизмерима с мономолекулярным слоем, необходимая деформация меньше, чем для сварки на воздухе. Возможны три причины этого явления: а) движущиеся дислокации пробивают такие пленки, разрушают имеющиеся в них связи с образованием новых связей между атомами соприкасающихся пленок — сварка происходит через пленку;

б) тонкие, а возможно и несплошные пленки разрушаются при меньшей степени растекания металла (а оно уже при  $\epsilon = 20\%$  достигает 80%);

в) разрушение связей тонкой пленки с металлом легче, чем обычной, более толстой пленки.

Учитывая высокую прочность связи с металлом хемосорбированного слоя (см. табл. 7), третье предположение вряд ли оправдано. Возможность сварки через окисную пленку уже рассматривалась в связи с работами [81, 88]. Такая возможность при холодной сварке нуждается в прямом экспериментальном подтверждении. Таким образом, наиболее вероятно второе предположение (о разрушении тонкой несплошной пленки при меньшей степени растекания).

Ряд исследователей [2, 21] и в их числе автор книги [28] высказывали предположение о том, что для холодной сварки металлов с атомночистыми и абсолютно ровными поверхностями необходимость в пластической деформации может полностью отпасть. Это возможно в том случае, если активные центры, образующиеся при очистке поверхности металла, сохранятся до момента сварки. В этом отношении интересны опыты Н. Д. Голего [49], который осаждал напылением в вакууме  $1 (10^{-9} - 10^{-10})$  мм рт.ст., различные металлы (Cu, Ag, Al) на тщательно отполированный торец стеклянного цилиндра сечением  $1 \text{ см}^2$ . Напыленные торцы сжимали нормальными силами  $1-2$  сек без нагрева при очень малом давлении ( $1 \text{ Г/мм}^2$ ). При этом схватывались как одноименные, так и разноименные металлы (Ag—Cu, Al—Cu) по площади, достигающей 30—40% общей поверхности контакта, и при отсутствии заметной пластической деформации.

В связи с этими результатами возникают два принципиальных вопроса: а) как был достигнут физический контакт между

поверхностями, высота неровностей на которых имела порядок  $0,05 \text{ мкм} = 500 \text{ \AA}$ , и б) как образовывались активные центры. Можно предположить, что напыленный в вакууме слой достаточно долго сохраняет свою активность. Было показано, что в тонком слое чистой меди уже при комнатной температуре заметны процессы поверхностной диффузии, могущие поддерживать активные центры [25]. Образованию физического контакта должны способствовать силы межмолекулярного взаимодействия, которые при малом расстоянии достигают относительно высокого уровня (при  $r = 500 \text{ \AA}$  — порядка  $1 \text{ Г/см}^2$ , а при  $r = 50 \text{ \AA}$  — уже около  $1 \text{ кГ/см}^2$ ).

Формальным подтверждением «пленочной» теории холодной сварки могло бы быть и то, что с увеличением степени легирования сплавов и, как следствие, их твердости уменьшается отношение  $\frac{H_{ок}}{H_{Ме}}$ , что должно приводить к увеличению  $\epsilon_{\text{min}}$  (при этом не учитывается, однако, возможность изменения свойств самой пленки на легированном металле).

Из «пленочной» теории (если она справедлива) следует, что все металлы с атомночистыми поверхностями при одинаковой шероховатости должны свариваться при практически равной степени деформации. Если для меди и алюминия это положение справедливо (в вакууме  $\epsilon_{\text{min}} \approx 10\%$ ), то в ряде случаев оно не подтверждается. Уже отмечалось, что холодная сварка железа затруднена. Была сделана попытка сварить симметрично наклоненными пуансонами на воздухе и в вакууме (порядка  $1 \cdot 10^{-5} \text{ мм рт. ст.}$ ) пластинки карбонильного железа толщиной  $3 \text{ мм}$  с содержанием  $0,0023\% \text{ С}$  [33]\*. Железо было переплавлено в электронно-лучевой установке. После отжига в водороде оно содержало  $0,02\% \text{ O}_2$ ;  $0,0004\% \text{ N}_2$ ;  $0,0006\% \text{ H}_2$  и имело  $\sigma_T = 14 \text{ кГ/мм}^2$ ;  $\sigma_s = 20 \text{ кГ/мм}^2$ ;  $\delta = 34\%$  и твердость  $HV 52$ . Несмотря на низкую твердость и высокую пластичность (при комнатной температуре), соединение не было получено ни на воздухе (при  $\epsilon$  до  $97\%$ ), ни в вакууме (при  $\epsilon > 65\%$ ). То же наблюдалось на некоторых сплавах, для которых очистка и сварка в глубоком вакууме существенно не понижают  $\epsilon_{\text{min}}$ .

Таким образом, обнажение чистых поверхностей металла, безусловно, является важнейшей предпосылкой для получения прочного соединения, однако «пленочная» теория, пытающаяся однозначно связать свариваемость металлов при холодной сварке со свойствами пленок, экспериментально не подтверждается.

Е. И. Астров рассматривает образование соединения при холодной, а также при горячей сварке совместным деформированием как следствие пластического течения металла в зоне контакта, обусловленного деформацией поверхностных неровностей до обра-

зования металлических связей по всей площади контакта в результате возникновения и движения дислокаций: «Свариваемость металлов зависит от их пластичности, определяемой величинами остаточных деформаций (без разрушения) и условиями нагружения, и от сопротивления пластическому деформированию или, по терминологии С. И. Губкина, от технологической деформируемости металлов» [11].

В соответствии с этой гипотезой, названной ее автором дислокационной, Е. И. Астров расположил металлы (от свинца до никеля, табл. 15) в ряд с постепенно растущими значениями  $HV/\delta$ , (где  $HV$  — твердость в  $\text{кГ/мм}^2$  и  $\delta$  — относительное удлинение в % при испытании на растяжение в условиях комнатной температуры). С увеличением этого отношения растет  $\epsilon_{\text{min}}$ . Данные в табл. 15 дополнены результатами опытов [33] по сварке карбонильного железа, имеющего относительно низкое значение  $HV/\delta$  (для низкоуглеродистой стали 4), и ниобия ( $HV 77$ ,  $\sigma_T = 20 \text{ кГ/мм}^2$ ,  $\delta = 25\%$  и  $HV/\delta = 3,1$ ).

Таблица 15

Значения  $HV/\delta$  и  $\epsilon_{\text{min}}$  для различных металлов

Показатель	Pb	Sn	Au	Ag	Al	Cu и Cd	Zn	Ni	Fe	Nb
$HV/\delta$	0,09	0,17	0,36	0,45	0,5	0,8	1,5	1,6	1,53	3,1
$\epsilon_{\text{min}}$	17*	40	20*	50*	61	80	88	92	>97	88

\* При сварке металлов с очень чистой поверхностью.

Как видно из табл. 15, монотонное повышение  $\epsilon_{\text{min}}$  с увеличением  $HV/\delta$  прекращается при переходе к карбонильному железу (несмотря на большую его пластичность, чем у никеля) и в особенности к ниобию, пластичность которого, оцениваемая по  $HV/\delta$ , велика, а свариваемость не ниже, чем у никеля и цинка.

Возможность холодной сварки в вакууме металлов с существенно отличающимися значениями  $HV/\delta$  (например, алюминия и меди) при близкой величине  $\epsilon_{\text{min}}$  [21] свидетельствует о том, что отношение  $HV/\delta$  не определяет их свариваемости. Дислокационная теория исходит из предпосылки о том, что свариваемость металлов зависит только от свойств самих металлов. Это, по-видимому, также необоснованно, как и обратное предположение «пленочной» теории об определяющей роли свойств окисных пленок.

В связи с дислокационной теорией интересно изучить влияние свойств металла на условия выравнивания его поверхности (и образования физического контакта) при холодной деформации.

\* Опыты проведены совместно с А. П. Семеновым и Е. Л. Кравченко.



При вдавливании шарика в более мягкий материал одновременно со смятием выступов на поверхности происходит общая деформация тела [151]. Для изучения условий выравнивания поверхности при холодной сварке вдавливали стальной шарик диаметром 19 мм в образцы из различных металлов (меди, алюминия, сплава АМгб, карбонильного железа, стали Ст.3) с предварительно простроганной поверхностью при одинаковой подаче резца [33]. В часть образцов вдавливали шарик после строжки, в остальные — после термической обработки для снятия наклепа. После вдавливания шарика до образования лунки диаметром 3—3,2 мм готовляли косой шлиф (1 : 5) для измерения деформаций (табл. 16, рис. 37).

Таблица 16

Деформация выступов на различных металлах  
(диаметр отпечатка 3—3,2 мм)

Металл	Неотожженный металл						Отожженный металл					
	Твердость в кг/мм <sup>2</sup>		Высота выступов в мкм				Твердость в кг/мм <sup>2</sup>		Высота выступов в мкм			
	основного металла	выступов до деформации	выступов после деформации	до деформации $H_0$	после деформации $H_1$	$H_1/H_0$	основного металла	выступов до деформации	выступов после деформации	до деформации $H_0$	после деформации $H_1$	$H_1/H_0$
АД1	21	22	25	60	10	0,17	17	18	24	60	5	0,08
АМгб	108	118	112	120	16	0,13	95	98	110	115	3	0,03
Сп	69	98	87	160	64	0,40	62	64	83	150	3	0,02
Ст.3	102	204	252	60	16	0,27	100	120	240	60	3	0,05

Упрочнение металла выступов наиболее заметно у стали и меди. По-видимому, это затрудняет деформацию выступов на неотожженном материале (для меди и стали Ст.3  $\frac{H_1}{H_0} = 0,4$  и  $0,27$ ; для АД1 и АМгб— $0,17$  и  $0,13$ ). Характерна картина деформаций на стали (рис. 37, в): выступы как бы вдавливаются в основной металл без выравнивания его поверхности.

Влияние рода материала на характер деформации выступов после отжига мало заметно. Однако выравнивание выступов на наклепанном и отожженном металле отличается, что может частично объяснить уменьшение  $\epsilon_{\min}$  при холодной сварке наклепанного металла [2]. Тем не менее, нет оснований считать, что условия сглаживания неровностей могут определять поведение различных металлов при холодной сварке.

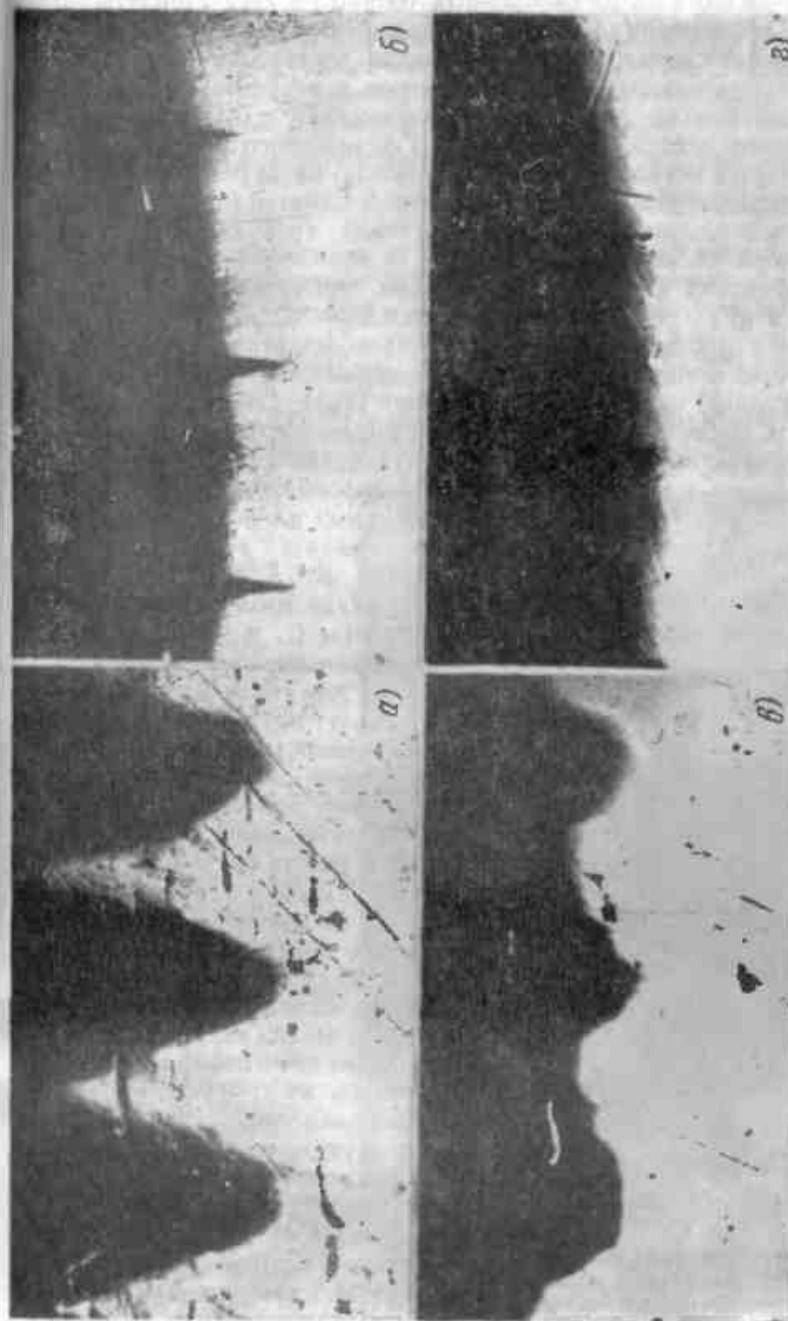


Рис. 37. Рельеф поверхности ( $\times 100$ ) на косом шлифе 1 : 5:

а — до вдавливания шарика (алюминий); б и в — после вдавливания шарика в неотожженные образцы из сплава АМгб и стали Ст. 3; г — то же, в отожженные образцы

Итак, ни одна из рассмотренных теорий не дает удовлетворительного объяснения фактов, экспериментально установленных при холодной сварке. Возникает вопрос, достаточно ли для всех металлов образования активных центров в результате движения дислокаций в ходе пластической деформации для схватывания чистых поверхностей, сближенных до физического контакта, или для некоторых металлов (например, железа) из-за резко выраженной направленности межатомных связей схватывание возможно только после взаимной подстройки атомов, требующей дополнительной термической активизации.

Е. Рабинович и Д. Тэйбор показали, что прижатие пуансона (усилием  $4 \text{ кГ}$ ) со сферическим концом ( $R = 3,2 \text{ мм}$ ) к пластинке из этого или другого металла всегда сопровождается схватыванием с переносом металла с пуансона (содержащего радиоактивный изотоп металла) на пластину и обратно [210]. Опыты проводили на воздухе после тщательной очистки поверхности. Как показал расчет, контактное напряжение достигало  $130 \text{ кГ/мм}^2$  и должно было приводить к местной пластической деформации, по-видимому, достаточной для разрушения тонких окисных пленок. Количество перенесенного металла оценивали по анализу автордиограмм (рис. 38). Отдельные частицы достигали  $10^4 \text{ \AA}$  в поперечнике. Для всех изученных металлов, в том числе низкоуглеродистой стали (с о. ц. к.-решеткой), меди, платины (г. ц. к.) и кадмия (г. п. у.), количество перенесенного металла имело один порядок (для Cd  $2 \cdot 10^{-10} \text{ г}$ ; для Cu  $0,5 \cdot 10^{-10} \text{ г}$ ; для Pt  $4 \cdot 10^{-10}$  и для стали  $1 \cdot 10^{-10} \text{ г}$ ). Его зависимость от типа решетки или степени

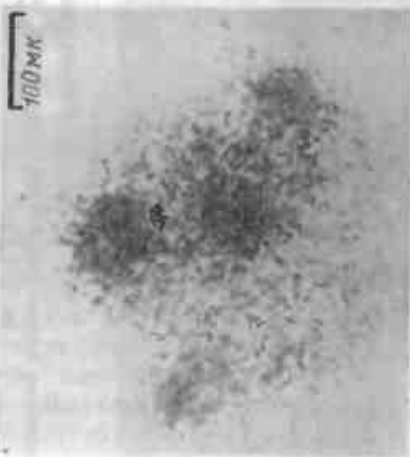


Рис. 38. Автордиограмма поверхности железной пластинки после вдавливания в нее пуансона из железа, содержащего радиоактивный изотоп [210]

направленности связей незаметна. Железо схватывается так же охотно, как медь, обладающая связями, близкими к сферической симметрии. И в опыте по холодной сварке карбонильного железа, несмотря на отсутствие прочного соединения, в изломе и на микрошлифе (рис. 39) видны участки схватывания и переноса частиц металла с одной из совместно деформируемых пластинок на другую.

Возможность соединения в холодную низкоуглеродистой стали с атомночистой поверхностью подтвердилась и в опытах Дж. Хема [188]. Цилиндрические образцы с кольцевым надрезом нагревали в вакууме  $5 \cdot 10^{-10} \text{ мм рт. ст.}$  для удаления газов и

очистки электронной бомбардировкой. После охлаждения в вакууме образец сначала разрывали (при нагрузке  $P_{\text{разт}}$ ), а затем через  $t \text{ сек}$  сдавливали с напряжением  $\sigma_{\text{сж}} = c\sigma_T$  (где  $\sigma_T$  — предел текучести). Коэффициент  $c$  изменяли в пределах  $0,5-1$ . После сжатия (сопровожденного частичной сваркой) образец повторно растягивали с измерением разрушающей нагрузки  $P'_{\text{разт}}$ . Отноше-

ние  $\frac{P'_{\text{разт}}}{P_{\text{разт}}}$  может характеризовать способность к схватыванию металла с атомночистыми поверхностями (а при малом  $t$  возможно и с активными центрами на них, сохранившимися после первичного разрыва образца) в условиях незначительной пластической деформации (в опыте со сталью, имевшей  $0,18\% \text{ C}$ ,  $c=0,5$  и напряжение сжатия всего  $0,5\sigma_T$ ). При  $25^\circ \text{ C}$  и  $pt \leq 0,1 \cdot 10^{-7} \text{ мм рт. ст. сек}$   $\frac{P'_{\text{разт}}}{P_{\text{разт}}} = 0,15$ . Дальнейшее загрязнение поверхности адсорбиро-

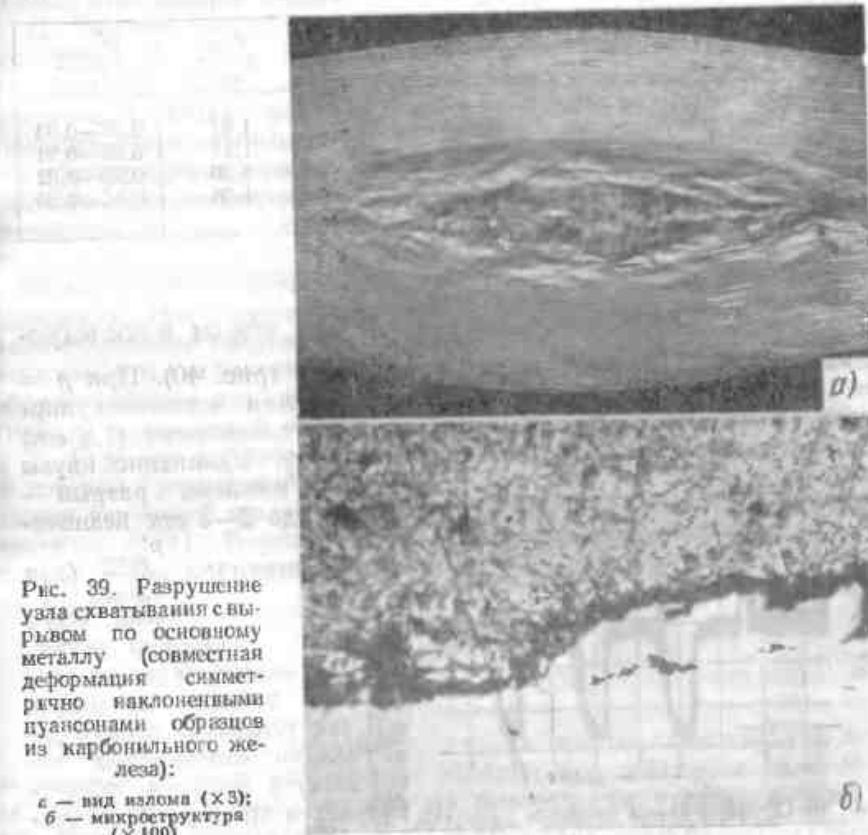


Рис. 39. Разрушение узла схватывания срывом по основному металлу (совместная деформация симметрично наклоненными пуансонами образцов из карбонильного железа):

а — вид излома ( $\times 3$ );  
б — микроструктура ( $\times 100$ )

ванными газами уже при  $pt = 0,2 \cdot 10^{-7}$  приводило к снижению  $\frac{P'_{раст}}{P_{раст}}$  до 0,10.

Опыты [203] показали, что в вакууме  $\sim 1 \cdot 10^{-6}$  мм рт. ст. число циклов до разрушения при знакопеременной нагрузке с заданной амплитудой деформации (мм/мм) для изученных материалов в 1,5 раза выше, чем при испытании на воздухе. Д. Мартин считает, что это связано с частичным завариванием трещин усталости в вакууме во время сжимающего цикла нагружения, особенно заметным у меди, алюминиевого сплава ( $\sigma_e = 48,5$  кг/мм<sup>2</sup>,  $\delta = 27\%$ ) и низкоуглеродистой стали (0,08% С; 25% Сг и 20% Ni), для которых отношение  $\frac{P'_{раст}}{P_{раст}}$  велико (табл. 17) [203].

Таблица 17

Результаты испытания после повторной сварки различных металлов при  $p = 10^{-6}$  мм рт. ст.

Металл	$P_{раст}$ в кг	$\frac{P_{сж}}{P_{раст}}$	$\frac{P'_{раст}}{P_{раст}}$
Медь отожженная	933	1,47	0,87—0,93
Алюминиевый сплав 2024-T4	1660	1,17	0,68—0,91
Аустенитная сталь 310S	2250	1,26	0,72—0,82
Сталь 1018	1900	1,08	0,16—0,20

Процесс повторной сварки носит затухающий характер. Даже для меди с высоким отношением  $\frac{P'_{раст}}{P_{раст}}$  при втором и последующих циклах разрушающая нагрузка падает (рис. 40). При  $p = 10^{-6}$  мм рт. ст. длительность образования мономолекулярного адсорбированного слоя (см. стр. 35) соизмерима (1,8 сек) с длительностью цикла нагружения (1 сек). Удлинение паузы между циклами разрыв — сжатие до 2—3 сек. незначительно изменяло  $\frac{P'_{раст}}{P_{раст}}$  (для алюминиевого сплава всего на 10%). Возможно также, что на незаварившемся участке в течение интервала в 1 сек успевала пройти деактивация ювенильных поверхностей металла, образовавшихся при первичном разрушении образца. Раздельно

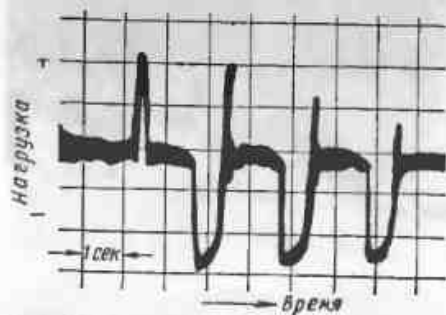


Рис. 40. Оциллограмма процесса разрушения и повторного сваривания меди [203]

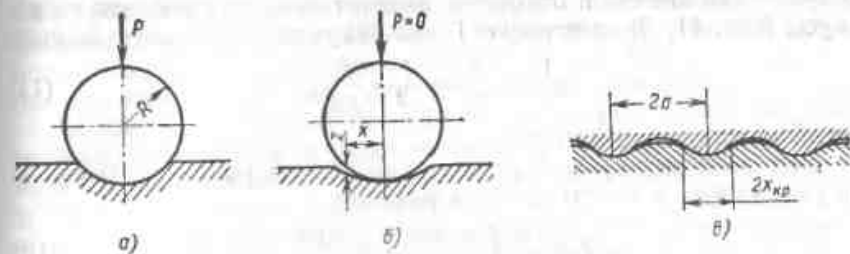


Рис. 41. Схема упругопластической деформации при вдавливании в плоскость сферических выступов:

а — образование отпечатка под нагрузкой; б — упругое изменение формы отпечатка и выступа после снятия нагрузки; в — вдавливание серии смежных сферических выступов

оценить влияние загрязнения и деактивации поверхности по данным этих опытов нельзя.

Д. Мартин предполагает, что постепенное понижение прочности соединения связано с нарушением геометрической формы поверхностей излома, затрудняющим сближение до физического контакта. С точки зрения физических основ холодной сварки наиболее существенным в работе [203] является экспериментальное подтверждение возможности холодной сварки железа с атомно-чистыми поверхностями и резкое улучшение свариваемости пластическим деформированием аустенитной стали с г. ц. к.-решеткой по сравнению с низкоуглеродистой сталью (о. ц. к.). Возможность схватывания в холодную, по-видимому, присуща всем металлам. Однако их свариваемость, оцениваемая способностью к образованию прочного соединения, весьма различна. Это можно объяснить тем, что для некоторых металлов и сплавов узлы схватывания, образовавшиеся при совместной деформации, после снятия нагрузки, вызывающей эту деформацию, разрушаются. Ф. Боуден и Г. Роу при анализе такого разрушения исходили из модели, в которой сферический выступ радиусом  $R$  (рис. 41, а) вдавливается усилием  $P$  в пластинку из того же металла с пределом текучести  $\sigma_T$  [173]. В результате пластической деформации в пластинке появляется отпечаток, диаметр которого  $d_0$  можно найти из соотношения

$$P = \frac{\pi d_0^2}{4} \sigma_T \quad (10)$$

Далее можно предположить, что на сферическом выступе и пластинке имеются неровности, которые под действием силы  $P$  образуют в отдельных точках на поверхности отпечатка узлы схватывания. Если эти узлы оказались недостаточно прочными, то после снятия усилия  $P$  в результате упругих деформаций

сферический выступ и отпечаток изменят кривизну так, что их радиусы (рис. 41, б) по формуле Герца будут связаны соотношением

$$\frac{1}{r_1} - \frac{1}{r_2} = \frac{11}{2} \cdot \frac{P}{Ed_0^3}, \quad (11)$$

где  $E$  — модуль упругости.

При этом между выступом и пластинкой появится зазор  $z$ , на расстоянии  $x$  от оси выступа равный:

$$z = \frac{x^2}{2} \left( \frac{r_1 - r_2}{r_1 r_2} \right) \approx \frac{3x^2 P}{Ed_0^3}. \quad (12)$$

Если по Д. Тэйбору допустить, что данный металл в узле схватывания может растянуться без разрушения на  $z_{кр}$ , то радиус окружности  $x_{кр}$ , в пределах которой возможно для этого металла сохранение неразрушенных узлов схватывания после снятия  $P$ , определится из формулы

$$z_{кр} = \frac{3P}{Ed_0^3} x_{кр}^2. \quad (13)$$

Таким образом, узлы схватывания могут разрушаться (за пределами  $x > x_{кр}$ ) в результате деформаций, возникающих после снятия внешней нагрузки. С. Б. Айнбиндер с сотрудниками [3], рассматривая процессы холодной сварки с учетом этих явлений, отмечают влияние запаса упругой энергии, накапливаемой в деформируемом образце, на условия сохранения узлов схватывания после снятия нагрузки. С уменьшением толщины материала холодная сварка облегчается [6]. Роль остаточных напряжений убедительно подтверждается в процессе так называемой «грушевидной» холодной сварки [99], при которой форма соединения, по существу, исключает возможность его разрушения после снятия сварочного усилия; этот процесс позволяет сваривать сталь без особых затруднений.

В действительности при сварке имеется не один, а много выступов, вдавливание которых можно представить схемой на рис. 41, в. Вероятность получения прочного соединения по всей поверхности должна увеличиваться при уменьшении расстояния  $2a$  между соседними выступами (если  $a < x_{кр}$ , то всегда  $z < z_{кр}$  и узлы схватывания после снятия нагрузки не должны разрушаться) и при увеличении  $z_{кр}$ .

Выполнение первого условия связано с технологией сварки. Величину  $a$  можно уменьшить лучшим выравниванием поверхности за счет увеличения степени деформации. Величина  $z_{кр}$  в основном зависит от свойств свариваемого металла. Очевидно, что субмикроскопические узлы схватывания в соединении могут чередоваться с соизмеримыми с ними несваренными участками, являющимися острыми концентраторами остаточных напряжений, возникающих при снятии нагрузки. Это создает опасность хруп-

кого разрушения, вероятность которого увеличивается из-за наклепа в зоне сварки. Поэтому чем более склонен материал к хрупкому разрушению, тем меньше  $z_{кр}$  и  $x_{кр}$  и, как следствие, тем больше должно быть  $e_{min}$ , обеспечивающее неравенство  $a \leq x_{кр}$ .

Склонность к хрупкому разрушению можно характеризовать температурой хладнохрупкости: чем она выше, тем вероятнее хрупкое разрушение материала, и как следствие, тем труднее должна быть его холодная сварка.

Изложенная рабочая гипотеза позволяет объяснить: а) почему холодная сварка перлитной стали, армяко-железа и очень пластичного карбонильного железа затруднена: нелегированный феррит имеет относительно высокую температуру хладнохрупкости (даже для карбонильного железа около  $-40^\circ \text{C}$ ); б) почему холодная сварка глубокоаустенитной стали, несмотря на высокую степень легирования, легче, чем перлитной; она остается чистоаустенитной при значительной деформации и пластична вплоть до  $26^\circ \text{K}$ ; в) почему алюминий, медь, золото, серебро хорошо свариваются в холодную: они пластичны практически до  $1^\circ \text{K}$ ; хорошо свариваемый в холодную индий высокой чистоты пластичен почти до  $20^\circ \text{K}$  [133]; г) почему легирование (в частности, алюминия) повышает  $e_{min}$ : оно ведет к охрупчиванию сплава; однако при сварке с подогревом до  $T \approx T_{рхкр}$  (см. рис. 28)  $e_{min}$  для Д16 приближается к  $e_{min}$  для алюминия — при таком нагреве уменьшаются остаточные напряжения и материал становится менее хрупким [33].

Таким образом, свариваемость (при холодной сварке) можно связать с пластичностью материала, однако не с его технологической пластичностью, оцениваемой удлинением при комнатной температуре [11], а со склонностью к хрупкому разрушению в неблагоприятных условиях (при остром надрезе и наклепе).

По современным представлениям склонность к хрупкому разрушению металла тем больше, чем выше напряжение ( $\sigma_{\text{кн}}$ ), необходимое для движения в нем дислокаций. При большом  $\sigma_{\text{кн}}$  велика вероятность разрушения до начала пластической деформации, т. е. хрупкого разрушения. Напряжение  $\sigma_{\text{кн}}$  можно рассматривать как сумму [143]:

$$\sigma_{\text{кн}} = \sigma_n + \Sigma \sigma_{np} + \sigma_a, \quad (14)$$

где  $\sigma_n$  — напряжение, необходимое для перемещения единичной дислокации в кристалле, свободном от других дефектов строения (так называемое напряжение Пайерлса);

$\Sigma \sigma_{np}$  — напряжение, необходимое для преодоления сил торможения движения дислокации, создаваемых концентрирующимися у дислокации примесными атомами внедрения (облаком Коттрелла);

$\sigma_a$  — сопротивление движению дислокации, связанное с тормозящим действием других дислокаций (параллельных, пересекающихся), «имеющихся в металле».

В кристаллах с преобладанием направленных связей  $\sigma_{\alpha, n}$  быстро растет с понижением температуры. Этим объясняется хладнохрупкость некоторых металлов, особенно резко выходящая у переходных металлов с о. ц. к.-решеткой, для которых доля жестко направленных  $d$ -орбит в образовании связей наиболее велика (до 0,9 [143]). Наличие в металле примесей внедрения всегда затрудняет пластическую деформацию (растет  $\Sigma\sigma_{np}$ ) и также повышает склонность к хрупкому разрушению. Сравнительная роль направленности связей и примесей внедрения для металлов с о. ц. к.-решеткой пока не определена [147]. Легирование может двояко влиять на  $\sigma_{\alpha, n}$ , во-первых, может изменяться  $\sigma_n$  (как увеличиваться, так и уменьшаться) и, во-вторых, из-за дополнительных препятствий может возрасти  $\sigma_d$ . Например, легирование железа, как правило, повышает температуру хладнохрупкости перлитных сталей. Однако введение 3—5% Ni резко ее понижает [55].

По изложенной рабочей гипотезе, которую можно назвать деформационной, степень пластической деформации  $\epsilon_{min}$ , дающей прочное соединение при холодной сварке на воздухе и характеризующей свариваемость металлов (сплавов) при этом процессе, должна быть, во-первых, не меньше  $\epsilon'$ , достаточной для освобождения соединяемых поверхностей от окисных пленок и образования между чистыми поверхностями узлов схватывания, и, во-вторых, не меньше  $\epsilon''$ , необходимой для сохранения узлов схватывания после снятия внешней нагрузки. Для высокопластичных материалов  $\epsilon' > \epsilon''$  и  $\epsilon_{min} = \epsilon'$  — условия их холодной сварки определяются, в первом приближении, свойствами окисной пленки; для менее пластичных металлов  $\epsilon' < \epsilon''$  и  $\epsilon_{min} = \epsilon''$  — условия холодной сварки в основном определяются свойствами (хрупкостью) самого металла.

Остается неясным, почему для высокопластичных металлов в вакууме уже при  $\epsilon \approx 10\%$  достигается физический контакт, обеспечивающий получение прочного соединения, а для трудно-свариваемых материалов образование такого контакта (т. е.  $a < x_{kp}$ ) требует намного большей деформации, тем более что, как показало изучение самих деформаций (см. рис. 37), их характер мало зависит от рода деформируемого материала. Возможно, что в первом случае прочное соединение достигается без полной его физической сплошности.

В кажущемся противоречии с изложенным находятся также некоторые результаты опытов по влиянию легирования. Очевидно, что для высокопластичного металла, для которого  $\epsilon'' \ll \epsilon'$ , небольшое легирование, хотя и повышающее  $\epsilon''$ , еще не может изменить знака неравенства и должно сохраняться соотношение  $\epsilon_{min} = \epsilon'$ . Однако в опытах по сварке медных [130] и алюминиевых сплавов [132] не выявлен горизонтальный участок на кривых  $\epsilon_{min} = f(a\%)$  при степени легирования ( $a\%$ ), близкой к нулю.

Наличие такого участка обнаружено при обработке данных В. Гофмана и Я. Кирша, полученных при холодной сварке встык серебра с различной присадкой меди (см. рис. 32, б) [190]. До  $1 \cdot 10^{-3}\%$  Cu минимальная деформация в плоскости соединения ( $\epsilon_{cm}$ ), достаточная для возникновения сварного соединения, оставалась постоянной (30—33%). При  $a > 1 \cdot 10^{-3}\%$  величина  $\epsilon_{cm}$  быстро росла и начинала действовать зависимость  $\epsilon_{cm} = \epsilon''$ . По-видимому,  $\epsilon_{cm} = 30\%$  соответствует условиям разрушения окисной пленки на серебре и является минимальной при холодной сварке на воздухе серебра и его сплавов. Экстраполяция кривой  $\epsilon_{cm} = f(a)$  до  $a = 0$  должна определить в точке А минимальное значение  $\epsilon_{cm}$  ( $\sim 10\%$ ) для сварки в вакууме нелегированного серебра с чистой поверхностью. К сожалению, нет экспериментальных данных, подтверждающих это предположение.

Из выдвинутых представлений вытекает одно бесспорное следствие: нельзя установить зависимость свариваемости любых металлов и сплавов (при холодной сварке на воздухе) от какого-либо свойства, единого для всех материалов.

Следует подчеркнуть, что связь условий холодной сварки с хладнохрупкостью материала носит в основном феноменологический характер и ее следует рассматривать лишь как рабочую гипотезу. Для более полного вскрытия физической природы процесса холодной сварки и его зависимости от строения свариваемого металла необходимы дальнейшие исследования.

#### § 4. ХОЛОДНАЯ СВАРКА РАЗНОИМЕННЫХ МЕТАЛЛОВ (ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ НОРМАЛЬНЫМИ СИЛАМИ)

Этот процесс применяется, в частности, для армирования алюминиевых проводов медными наконечниками. Схватывание в ходе совместной холодной пластической деформации используется в одном из технологических процессов получения двух- и многослойного проката [184]. Ленты из свариваемых материалов пропускают через зачистную машину непрерывного действия. Через несколько секунд ленты попадают в стан, в котором они совместно прокатываются в холодную с обжатием до 65%. Такая деформация, сопровождаемая некоторым адиабатическим нагревом, достаточна для образования прочных узлов схватывания, допускающих сматывание многослойной ленты в рулоны. Последующий печной нагрев (не имеющий отношения к холодной сварке) обеспечивает получение прочной композитной ленты.

Применяемая степень деформации, несмотря на адиабатический нагрев, могущий достигать в очаге деформирования 200—300° С, недостаточна для прочного соединения лент по всей поверхности. Однако образование многочисленных узлов схватывания подтверждает принципиальную возможность образования металлических связей между многими разноименными металлами

Степень деформации  $\epsilon_{\text{min}}$  при сварке одинаковых и разнородных металлов толщиной 3 мм [130]

Металлы	Состояние	$\epsilon_{\text{min}}$ в %
Алюминий АВ000+ + АВ000	Отожженный	55,5
	Наклепанный	51,2
Сплав АМц+ АМц	Отожженный	59,0
	Наклепанный	56,6
Медь М0+ М0	Отожженная	73,3
	М0 — отож., АВ000 — накл.	55,0 51,5
М0+ АМц	Отожженный	57,7
	М0 — отож., АМц — накл.	66,2

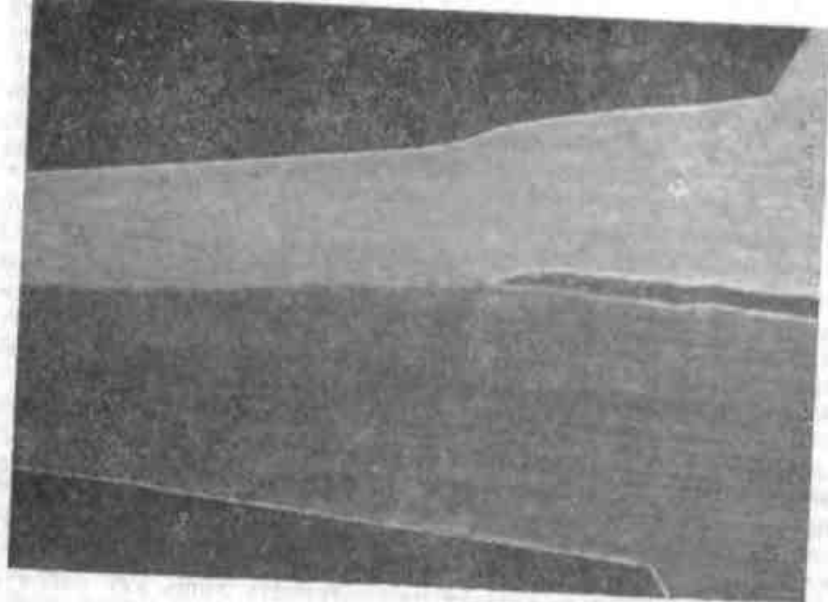


Рис. 42. Макроструктура соединения алюминия (верх) с никелем [130]

и сплавами. В работе [184] упоминаются, в частности, следующие материалы, из которых освоено изготовление композитной ленты: никель—низкоуглеродистая сталь—никель; алюминий—железо—алюминий; медь—алюминий—медь; медь—аустенитная или хромистая нержавеющая сталь; серебро—бронза—серебро; серебро—латунь—серебро; серебро—монель-металл. При прокатке в очаге деформации имеется гидростатическая составляющая давления, которая (см. § 2, гл. III) облегчает холодную сварку.

Р. Тайлькот при сварке алюминия с медью, железом или никелем с применением круглых пуансонов (большого диаметра со стороны более мягкого алюминия) получил следующие значения  $\epsilon_{\text{min}}$ : Al+Cu—40%; Al+Fe—50%; Al+Ni—60% [216]. При сварке симметрично наклоненными пуансонами, даже если более мягкий металл (алюминий) предварительно наклепывали, а более твердый (никель) отжигали, степень деформации алюминия значительно больше, чем никеля (рис. 42), несмотря на одинаковую исходную толщину (3 мм) [130]. Так, минимальное фактическое вдавливание пуансона, достаточное для образования соединения, составило для алюминия 2,05 мм, а для никеля 1,39 мм или соответственно  $\epsilon_{\text{min}} = 68$  и 46% при среднем значении  $\epsilon_{\text{min}} = 57\%$ .

Из табл. 18 следует, что  $\epsilon_{\text{min}}$  при сварке разнородных металлов близко к  $\epsilon_{\text{min}}$  для лучше свариваемого металла (это подтвер-

ждается и опытами [216] по сварке алюминия с железом, медью и никелем). Предварительный наклеп алюминия уменьшает  $\epsilon_{\text{min}}$ ; однако при сварке более твердого сплава АМц с медью М0 наклеп, наоборот, повысил  $\epsilon_{\text{min}}$ . Прямое сопоставление значений  $\epsilon_{\text{min}}$  для сварки одинаковых и разнородных металлов вряд ли обоснованно, так как действительное значение  $\epsilon_{\text{min}}$  для более мягкого металла выше, а для более твердого существенно ниже средних его значений.

При сварке разнородных металлов может благоприятно сказываться их взаимное смещение в зоне соединения, вызываемое неодинаковой деформацией. Это подтвердилось при сварке совместной холодной прокаткой меди с алюминием [201]. Если заготовки перед прокаткой сдвинули по контуру, устраняя возможность взаимного сдвига, то необходимая степень обжатия равнялась 48%. Без жесткого закрепления  $\epsilon = 42\%$ . При особо благоприятных условиях для взаимного сдвига (прокатка наклепанной меди с отожженным алюминидом) значение  $\epsilon$  снизилось до 28%.

Принципиальное различие сварки одинаковых и разнородных металлов может быть связано с тем, что в первом случае образование соединения всегда уменьшает свободную энергию системы из-за относительно малой энергии образующейся границы (см. § 2, гл. I), в то время как во втором случае это положение не столь очевидно. При сварке разнородных металлов уравнение (1) примет вид

$$\Delta F = F_n' + F_n'' - F_{sp} > 0, \quad (15)$$

где  $F_n'$  и  $F_n''$  — свободная энергия поверхности свариваемых металлов.

Выше указывалось (см. гл. I), что способность металлов к образованию твердых растворов или интерметаллидных соединений способствует уменьшению энергии границы, что облегчает условия сварки давлением и, в частности, холодной сварки. Наоборот, разница в атомных радиусах ведет к росту  $F_{sp}$  и затрудняет сварку. Поэтому многие исследователи изучали влияние взаимной растворимости металлов и соотношения их атомных радиусов на условия холодной сварки. Все приведенные выше данные [130, 184, 216] относятся к соединению металлов, образующих твердые растворы. Для их схватывания термодинамических препятствий нет, хотя получение прочного соединения из-за хрупкости узлов схватывания может оказаться при этом и невозможным.

Холодную сварку взаимно растворимых и нерастворимых металлов с атомночистыми поверхностями в вакууме до  $1 \cdot 10^{-14}$  мм рт. ст. изучали Т. Спалвинс и Д. Келлер [213]. В вакуумной камере устанавливали плоский образец из металла А и индентор из металла В, перемещаемый соленоидом. Вакуум создавали системой из форвакуумного насоса, ртутного диффузионного насоса и титанового насоса, отделенных азотными ловушками. Сначала образцы очищали в аргоне (при  $1 \cdot 10^{-3}$  мм рт. ст.) ионной бомбардировкой, а затем адсорбированный аргон удаляли с поверхности образцов, подвергая их электронной бомбардировке в вакууме  $2 \cdot 10^{-14}$  мм рт. ст. После этого индентор со сферическим концом радиусом 32 мм прижимали к пластинке усилием 5 Г, не приводившим к макропластической деформации. Степень сварки оценивали по усилию отрыва индентора от пластинки, а также металлографически. Оказалось, что в условиях опыта только металлы, образующие твердые растворы, сваривались. Соединение получено: Fe—Al; Ag—Cu; Ni—Cu; Ni—Mo. Соединение не получено: Cu—Mo; Ag—Mo; Ag—Fe; Ag—Ni. Был сделан вывод о необходимости взаимной растворимости металлов для обеспечения возможности их схватывания без нагрева.

В более поздней работе Д. Келлера и К. Джонсона [194], однако, подчеркивается, что при очень тщательной очистке поверхностей схватывание в глубоком вакууме взаимно нерастворимых металлов (Al—Ni) осуществляется так же легко, как неограниченно растворимых (Ni—Cu).

К аналогичным выводам пришли К. Мак-Эван и Дж. Мильнер [201]. При холодной прокатке с деформацией 50—60% сваривали взаимно нерастворимые металлы Cu—Fe, Pb—Fe, Cu—Pb, а при прокатке с подогревом до  $600^\circ$  С Cu—Mo. При этом металлы с кубической решеткой давали более прочное соединение, чем металлы с г. п. у-решеткой (прочность соединения кадмия с железом не превышала 50% прочности кадмия, в то время как соединение свинца с железом и медью приближалось по прочности к показателям свинца, а соединения меди с молибденом — к меди).

Данные работы [210] показывают, что перенос металла при вдавливании индентора не зависит от степени взаимной растворимости металлов (перенос между практически нерастворимыми кадмием и низкоуглеродистой сталью был такого же порядка, как между неограниченно растворимыми кадмием и медью (соответственно  $3 \cdot 10^{-10}$  г и  $10 \cdot 10^{-10}$  г)). Напомним, что перенос металла при сжатии индентора и пластинки из одинакового металла имеет величину того же порядка: для кадмия —  $2 \cdot 10^{-10}$  г и меди —  $0,5 \cdot 10^{-10}$  г. Недостаточная обоснованность требования о взаимной растворимости металлов, как условия их схватывания, показана в работе Н. Л. Голего [50], исследовавшего схватывание металлов в вакууме ( $1(10^{-9}-10^{-10})$  мм рт. ст. Для 29 металлов в одно- и разноименных сочетаниях определяли коэффициент трения при комнатной температуре, малом удельном давлении (порядка  $0,05\sigma_r$ ) и небольшой скорости взаимного перемещения (1 мм/сек). Так исключался заметный нагрев от трения.

Хотя в этих опытах действовали сдвиговые напряжения, облегчающие холодную сварку (см. § 5, гл. III), они вряд ли могли повлиять на способность к схватыванию. Эту способность оценивали по изменению коэффициента трения в процессе взаимного перемещения образцов (на 45 мм). Для некоторых взаимно растворимых металлов (Fe—Cr; Fe—Ti; Fe—Al) коэффициент трения  $f$  в ходе опыта резко возрастал (рис. 43, а); для других (Fe—Sb; Fe—Zr) изменялся относительно мало, что Н. Л. Голего

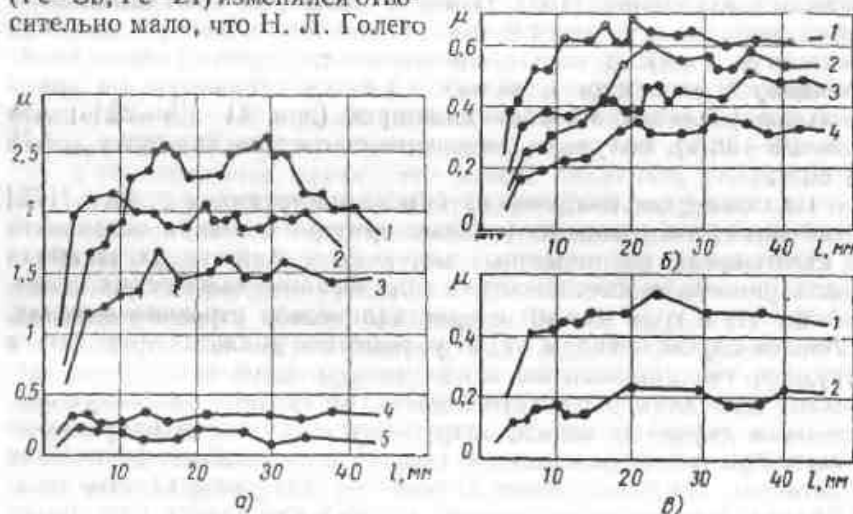


Рис. 43. Изменение коэффициента трения в вакууме в зависимости от величины взаимного перемещения:

а — для металлов, взаимно растворимых в твердом состоянии (1 — Fe + Cr; 2 — Fe + Ti; 3 — Fe + Al; 4 — Fe + Sb; 5 — Fe + Zr); б — для взаимно нерастворимых металлов (1 — Mo + Cu; 2 — Fe + Ag; 3 — Fe + Sn; 4 — Fe + Mg; 5 — для металлов с большим различием атомных диаметров (1 — Co + Y; 2 — Fe + Pb) [50])

считает признаком полного отсутствия схватывания. По-видимому, резкое повышение  $f$  происходило после разрушения тонких окисных пленок, оставшихся на поверхности очищенных образцов (и не восстановившихся в вакууме). Отсутствие заметного схватывания может быть связано в некоторых случаях не только с его физической невозможностью, но и с трудностью механического разрушения пленок (см. гл. IX).

Взаимно нерастворимые металлы (рис. 43, б) иногда схватываются (Fe—Ag; Mo—Cu), а иногда заметного схватывания нет (Fe—Sc; Fe—Mg). При оценке этих результатов надо иметь в виду, что при ничтожной растворимости одного металла в объеме другого (например, железа в серебре порядка 0,0004%) их растворимость в поверхностных слоях со множеством дефектов, по-видимому, может быть и намного выше. При одинаковой кристаллической решетке и отличии атомных диаметров до 13% всегда происходит схватывание [50]. При большем различии атомных диаметров схватывания не было (рис. 43, в). Однако и для этих пар в ходе опыта  $f$  заметно растет (для Co—Y — с 0,2 до 0,52; для Fe—Pb — с 0,05 до 0,23). Н. Л. Голего пришел к выводу, что ни различие кристаллической решетки, ни отсутствие растворимости не сказываются на возможности схватывания металлов; существенно влияет на него резкое различие атомных диаметров.

Последнее опровергается опытами по холодной сварке свинца и меди с алюминием [153]. Пуансон диаметром 5 мм вдавливали со стороны более твердого металла (пластинки алюминия или меди толщиной 1 мм). В паре с алюминием пластинка свинца имела толщину 1 мм, в паре с медью — 2,8 мм. Несмотря на очень большое различие атомных диаметров (для Al—Pb—22%; для Cu—Pb—36%), получали соединение соответственно при  $\epsilon_{\min} = 75$  и 86%.

На основе систематических опытов по трению в работе [177] отмечается, что одним из главных критериев оценки склонности к схватыванию разноименных материалов является их взаимная растворимость и способность к образованию химических соединений. При этом важно и кристаллическое строение металла. В общем случае металлы с г. п. у.-решеткой должны схватываться труднее, так как наличие в них только одной кристаллографической плоскости (плоскости базиса), по которой они могут пластически деформироваться, затрудняет деформацию микронеровностей при трении (и холодной сварке) и образование физических контактов, предшествующее возникновению узлов схватывания. Однако пластическая деформация в плоскости базиса идет только в металлах с г. п. у.-решеткой, у которых отношение параметров решетки  $\frac{c}{a} \geq 1,6333$  (кобальт, иттрий, редкоземельные металлы).

У титана  $\frac{c}{a} = 1,587$ , деформация идет по нескольким плоскостям

и склонность титана к схватыванию очень велика (аналогично ведут себя цирконий и гафний).

Приведенные данные не позволяют вполне четко установить условия, исключющие схватывание разноименных металлов, а сам факт отсутствия схватывания часто определяется очень условно.

При изучении схватывания (и сварки) разноименных металлов необходимо учитывать процессы образования на соединяемых поверхностях активных центров. При холодной сварке большинства металлов активные центры могут быть созданы только в результате пластической деформации. Можно представить, что при попытке холодной сварки металлов с резко различающимися механическими свойствами (например, закаленной стали и алюминия) будет деформироваться только один из них. Образование активных центров на одном металле при отсутствии их на другом не должно приводить к схватыванию. Поэтому можно предположить, что большое различие механических свойств металлов — одна из возможных причин их практической несклонности к схватыванию.

Уравнение (15) можно рассматривать и как условие смачивания одного металла другим в твердом состоянии [190]. Вряд ли можно ожидать, что все металлы смачивают друг друга в твердом состоянии. Однако опыты, проведенные до настоящего времени, указывают на возможность более или менее энергичного схватывания практически всех изученных металлов.

Возможность получения прочного соединения разноименных металлов при холодной сварке, так же как для одноименных, существенно зависит от склонности образуемых ими узлов схватывания к хрупкому разрушению. Как правило, сварка высокопластичного металла (например, алюминия) с менее пластичным (железом, никелем) осуществляется даже легче, чем сварка последних в одноименных парах. Это можно объяснить релаксацией остаточных напряжений при снятии внешней нагрузки за счет относительно легкой пластической деформации алюминия.

Сварка двух высокопластичных металлов (например, меди и алюминия) завершается при относительно малой деформации меди. Возникает вопрос, почему при сварке Cu—Cu  $\epsilon_{\min} = 75 \div 80\%$ , а при сварке Cu—Al со стороны меди  $\epsilon_{\min}$  не превышает 50%. Для меди и алюминия  $\epsilon_{\min}$  определяется условиями разрушения окисных пленок (см. § 3). По-видимому, при сварке меди с алюминием неодинаковая деформация металлов приводит к взаимному перемещению меди и алюминия в зоне соединения, облегчающему разрушение поверхностных пленок.

### § 5. ХОЛОДНАЯ СВАРКА ПРИ ДЕЙСТВИИ НОРМАЛЬНЫХ И ТАНГЕНЦИАЛЬНЫХ УСИЛИЙ

При одновременном действии нормальных  $W$  и тангенциальных  $S$  усилий возможны два случая: отношение  $\frac{S}{W}$  больше или



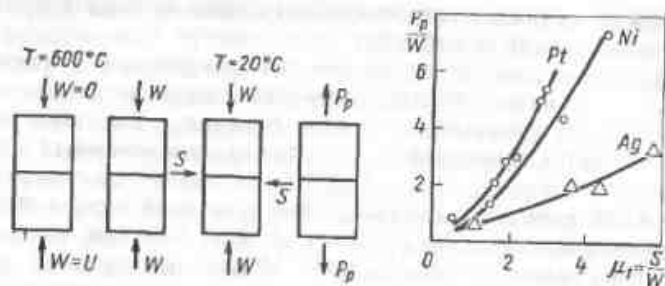


Рис. 44. Зависимость отношения  $\frac{P_p}{W}$  от  $\mu_1 = \frac{S}{W}$  при сжатии в вакууме  $1 \cdot 10^{-6}$  мм рт. ст. холодных образцов с чистой поверхностью

меньше коэффициента трения  $f$ . В первом неизбежно взаимное перемещение сжатых деталей, которое при большой его скорости ведет к заметному нагреву (процесс не относится к холодной сварке), а при малой скорости в результате разрушения окисных пленок возможна так называемая холодная сварка сдвигом.

Тангенциальные усилия, даже не вызывающие макроперемещений (т. е. при  $\frac{S}{W} < f$ ), существенно влияют на процессы схватывания и сварки [202]. В опытах образцы сначала нагревали в вакууме для очистки от окислов. После охлаждения их сжимали нормальной силой, а затем прикладывали тангенциальную (40—120 Г), недостаточную для преодоления сил трения. Далее снимали тангенциальную нагрузку и определяли прочность образовавшегося соединения на отрыв. В результате действия тангенциальной нагрузки прочность соединения увеличивалась в несколько раз (рис. 44). Полученный эффект объясняется облегчением условий пластической деформации при совместном действии нормальных  $p$  и касательных  $s$  напряжений. По условию Мизеса пластическая деформация наступает при соблюдении неравенства

$$p^2 + 3s^2 \geq q^2, \quad (16)$$

где  $q$  — предел упругости.

При вдавливании сферы в плоскость это условие можно написать так [173]:

$$p^2 + \alpha s^2 = k^2, \quad (17)$$

Здесь  $\alpha$  и  $k$  — эмпирические коэффициенты. В работе [173] показано, что между  $\sigma = \frac{P_p'}{W}$  и  $\sigma_0 = \frac{P_p}{W}$  существует зависимость

$$\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^4 = 1 + \alpha \mu_1^2, \quad (18)$$

где  $P_p'$  — разрушающая нагрузка соединения, полученного при одновременном действии  $W$  и  $S$ ;  
 $P_p$  — то же, но при действии только  $W$ ;  
 $\mu_1 = \frac{S}{W}$ .

На рис. 44 дана зависимость величины  $\frac{P_p}{W}$  от  $\mu_1$ , указывающая на хорошую корреляцию расчетных и экспериментальных данных.

По данным Н. Д. Голего, все исследованные им чистые металлы, представляющие различные группы периодической системы (магний, алюминий, скандий, титан, ванадий, хром, железо, кобальт, никель, медь, цинк, иттрий, цирконий, ниобий, молибден, серебро, кадмий, индий, сурьма, лантан, празеодим, неодим, диспрозий, эрбий, платина, таллий, свинец и висмут), схватываются без нагрева при взаимном перемещении в вакууме одноименных пар образцов с предварительно очищенными поверхностями (аналогичные опыты по схватыванию разноименных металлов см. в § 4) [49].

Эффективность совместного действия нормальных и тангенциальных сил при холодной сварке подтверждается в исследованиях К. К. Хренова и др. [153] и в работах С. Б. Айнбиндера с сотрудниками [2, 5]. В частности, в работе [2] показано, что при сварке «сдвигом» и малом нормальном усилии, не приводящем к макропластической деформации, уже могут образовываться прочные узлы схватывания на отдельных участках контактирующих поверхностей (табл. 19).

Таблица 19

Прочность в  $\text{кг/мм}^2$  соединения при сварке «сдвигом»

Металл	Предел прочности, отнесенный к общей площади контакта		Истинное сопротивление срезу
	при срезе	при отрыве	
Алюминий	1,50	0,85	15
Медь	2,32	0,20	50
Армко-железо	2,66	0,06	47

Характерно, что железо относительно легко сваривается «сдвигом». Это можно объяснить разрушением пленок при трении и уменьшением нормальных напряжений, необходимых для выравнивания поверхностей. Последнее ведет к уменьшению остаточных напряжений и сохранению узлов схватывания после снятия нагрузки. Прочность соединений, особенно на отрыв, мала, что наиболее резко проявляется у железа, склонного к хрупкому разрушению. Истинное сопротивление срезу, отнесенное к фактической площади соединения, во всех случаях очень высоко.

## Глава IV

### СВАРКА С КРАТКОВРЕМЕННЫМ НАГРЕВОМ БЕЗ ОПЛАВЛЕНИЯ (*P*, *T*-ПРОЦЕССЫ)

#### § 1. ОСНОВНЫЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ И ИХ КЛАССИФИКАЦИЯ

Сварка давлением с быстрым нагревом без защитной среды охватывает большую группу технологических процессов, имеющих наибольшее промышленное значение благодаря простоте выполнения и высокой производительности. Характерные особенности этих процессов определяются не столько малой длительностью нагрева, который иногда затягивается до нескольких минут, сколько быстротой пластической деформации, в ходе которой непосредственно формируется соединение.

Находят применение следующие *P*, *T*-процессы: а) прессовая сварка; б) сварка сопротивлением и с нагревом т. в. ч., в) сварка оплавлением и радиочастотная сварка; г) сварка взрывом. Некоторые из этих процессов (сварка сопротивлением, оплавлением и с нагревом т. в. ч.), часто осуществляются и в защитных средах (см. гл. VII).

Все *P*, *T*-процессы можно классифицировать: 1. По температуре зоны сварки; а) низкотемпературные процессы — температура сварки близка к температуре рекристаллизации (прессовая сварка); б) высокотемпературные без оплавления (сварка сопротивлением и т. в. ч.); в) высокотемпературные с оплавлением (сварка оплавлением и радиочастотная сварка).

2. По характеру нагрева: а) общий нагрев (печной при прессовой сварке); б) местный сразу по всему свариваемому сечению (сварка оплавлением); последовательный (радиочастотная сварка, сварка взрывом). Сварка сопротивлением и с нагревом т. в. ч. производится в обоих вариантах (при стыковой сварке одновременно по всему сечению; при сварке труб продольным швом — последовательно).

3. По характеру деформирования: а) одновременно по всему сечению; б) последовательно (в соответствии с условиями нагрева).

4. По источнику нагрева: а) внешний (нагрев в печи или газовым пламенем); б) внутренний (электрическим током; теплом,

выделяемым при пластической деформации, например, при сварке взрывом).

Общим для всех *P*, *T*-процессов является их осуществление на воздухе (без специальной защиты). При этом окисные пленки, как правило, разрушаются и удаляются за счет пластической деформации зоны соединения.

#### § 2. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА УСЛОВИЯ СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ БЕЗ ЗАЩИТЫ (ПРИ *P*, *T*-ПРОЦЕССАХ)

При сварке давлением необходимо сблизить поверхности металла до физического контакта, создать на них активные центры и предупредить разрушение образовавшихся узлов схватывания после снятия сварочного давления. Эти требования в одинаковой мере справедливы и при холодной сварке и при сварке с нагревом.

Нагрев — важнейший фактор, влияющий на процесс сварки давлением, так как он активно воздействует на все его элементы: на условия образования физического контакта (изменяются параметры пластической деформации); на условия очистки поверхностей металла (растет скорость окисления и изменяются свойства окисных пленок); на условия образования активных центров (вследствие термической активации и других причин) и, наконец, на условия сохранения соединения при снятии нагрузки (в результате уменьшения склонности материала к хрупкому разрушению). Термомеханический цикл сварки может также существенно влиять на свойства соединения (стыка и зоны термического влияния сварки).

В настоящей главе рассмотрены только процессы сварки, в которых совместное действие температуры и давления ограничено малыми отрезками времени (обычно до нескольких секунд).

Прочность большинства металлов и сплавов с ростом температуры монотонно понижается (рис. 45). У железа и сталей перлитного класса при  $T=200 \div 400^\circ\text{C}$  прочность несколько увеличивается. Сопротивление пластической деформации зависит от схемы деформирования (оно растет с увеличением составляющей гидростатического давления) и от условий его выполнения: при адиабатическом

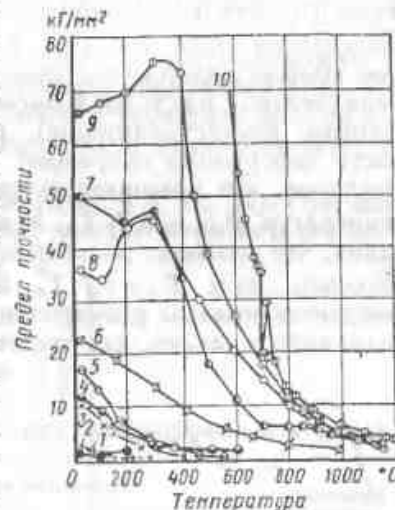


Рис. 45. Зависимость предела прочности металлов от температуры при кратковременных испытаниях [66]: 1 — олово; 2 — свинец; 3 — цинк; 4 — алюминий; 5 — магний; 6 — медь; 7 — никель; 8 — МСт. 2; 9 — сталь V12; 10 — сталь 9Х2

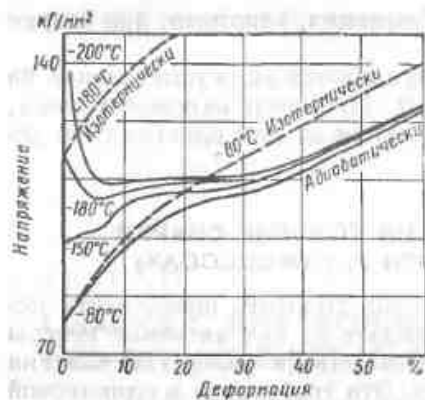


Рис. 46. Зависимость напряжение—деформация для стали при адиабатическом и изотермическом проведении опытов [219]

процессе, когда все тепло, выделяемое в ходе деформации, идет на нагрев металла, необходимое напряжение повышается с увеличением степени деформации медленнее, чем при изотермическом процессе, осуществляемом при постоянной температуре (рис. 46).

В условиях  $P, T$ -процессов пластическая деформация осуществляется с различной скоростью — от нескольких миллиметров в секунду (при сварке сопротивлением) до 100 мм/сек и более (при сварке оплавлением). При сварке взрывом скорость деформации может достигать 2000—4000 м/сек.

Сопротивление пластической деформации растет с увеличением ее скорости при всех температурах, однако степень этого повышения зависит от температуры. При  $T < 0,37 T_{пл}$  К наклеп, вызываемый пластической деформацией, не сопровождается разупрочнением и скорость деформирования мало влияет на сопротивление деформации (табл. 20). При  $T = (0,3 \div 0,5) T_{пл}$  К деформирование сопровождается частичным упрочнением (в силу того, что параллельно с наклепом возможен процесс возврата и, в некоторой степени, рекристаллизация). В этих условиях увеличение скорости деформации сокращает время действия разупрочняющих факторов, что повышает скоростной коэффициент. В интервале температур  $(0,5 \div 0,7) T_{пл}$  К заметнее проявляется рекристаллизация, что вызывает дальнейший рост скоростного коэффициента. Наконец, при  $T > 0,7 T_{пл}$  К медленная деформация сопровождается полным разупрочнением, а при большой ее скорости сохраняется наклеп, как следствие скоростной коэффициент резко

Таблица 20

Скоростной коэффициент сопротивления деформации [54]

Наименее скорости деформации	Скоростной коэффициент при температуре в °К			
	$< 0,37 T_{пл}$	$(0,3 \div 0,5) T_{пл}$	$(0,5 \div 0,7) T_{пл}$	$> 0,7 T_{пл}$
В 10 раз	1,05—1,10	1,10—1,15	1,15—1,30	1,30—1,50
В 100 »	1,10—1,22	1,22—1,32	1,32—1,70	1,70—2,25
В 1000 »	1,16—1,34	1,34—1,52	1,52—2,20	2,2—3,40

возрастает. Это может иметь существенное значение при некоторых  $P, T$ -процессах сварки, в которых деформация нагретой зоны идет с высокой скоростью.

Роль нагрева при выравнивании поверхностей и образовании физического контакта не ограничивается чисто механическим уменьшением сопротивления пластической деформации. При высокой температуре возможно некоторое сглаживание неровностей (см. § 1, гл. II) вследствие стремления тела к уменьшению поверхностной энергии. Этот процесс диффузионный и протекает относительно медленно. Однако поскольку при  $P, T$ -процессах сварки часто наблюдается значительный рост зерна, некоторое диффузионное сглаживание поверхности, тем более при действии значительных напряжений, вполне вероятно.

При сварке давлением большое значение имеет пластичность металла, которая, в частности, определяет его способность выдерживать без повреждений значительные деформации, необходимые для осуществления сварки. Пластичность технических металлов и сплавов часто находится в сложной зависимости от температуры. В наиболее общем случае имеются три зоны хрупкости [54]: при низких, средних и высоких температурах (рис. 47). Основная причина низкотемпературной хрупкости или хладнохрупкости связана с затрудненным движением дислокаций при низких температурах, особенно при преобладании в металле направленных межатомных связей (см. § 1, гл. I и § 3, гл. III). Среднетемпературная зона хрупкости появляется в результате выпадения из твердого раствора дисперсных выделений (старения), возможно, до или в процессе пластической деформации. Высокотемпературная хрупкость, обычно возникающая вблизи температуры солидуса, вызывается ослаблением границ зерен из-за выделения эвтектик, частичного оплавления и др.

Нагрев резко ускоряет окисление (см. § 3, гл. II). При высоких температурах на незащищенных поверхностях металла могут образовываться относительно толстые пленки даже при кратковременном контакте с воздухом. Например, на чистом железе за 1 сек при  $T = 600 \div 1350^\circ \text{C}$  образуется окисная пленка толщиной от 1 до 40 мкм (рис. 48). Ее толщина рассчитана, исходя из параболического закона окисления, по привесу  $\Delta m = \sqrt{K_n t}$ , где  $t$  — время в сек и  $K_n$  — константа скорости окисления в  $\text{г}^2/\text{см}^2 \text{сек}$ . Для железа (при  $T = 500 \div 1100^\circ \text{C}$ )  $K_n = 0,37 \exp(-33000/\kappa T)$  [89]. В первом приближении принято, что и

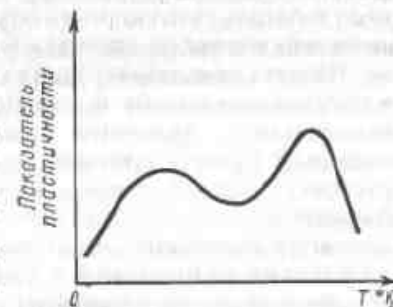


Рис. 47. Типичная [зависимость показателя пластичности технических металлов и сплавов от температуры [54]

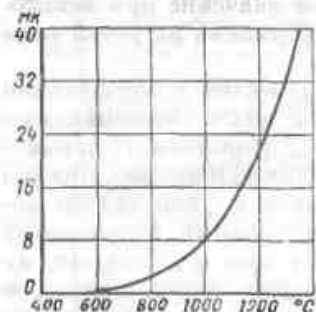


Рис. 48. Зависимость толщины окисной пленки, образующейся за 1 сек на чистом железе, от температуры

18% Cr скорость окисления уменьшается почти в 100 раз, а при 12% Cr — приблизительно в 15 раз). Однако при малой толщине пленки (до 1000 Å) хромистые стали в силу большого сродства хрома к кислороду окисляются даже быстрее углеродистых, и только после образования такой пленки начинает проявляться ее защитное, пассивирующее действие.

Таким образом, в условиях сварки давлением с нагревом без защиты углеродистых и легированных сталей возможно образование пленок окислов в сотни и тысячи атомных слоев, мешающих получению металлической связи между соединяемыми поверхностями.

Аналогичная картина наблюдается при сварке большинства металлов; например, на меди при  $T = 800^\circ\text{C}$  за 1 сек образуется пленка окисла толщиной 2,80 мкм (на чистом железе в этих условиях ее толщина достигает 6,3 мкм). К этому необходимо добавить, что скорость образования пленки для большинства (см. § 3, гл. II) металлов, образующих окислы  $\gamma$ -типа, практически не зависит от парциального давления кислорода в газовой фазе, а для металлов, образующих окислы  $p$ -типа, константа скорости окисления изменяется с давлением сравнительно медленно.

Условия разрушения и удаления окислов в зоне сварки зависят от температуры сварки и свойств окислов. При сварке давлением принципиально возможны следующие случаи (рис. 50):

при  $T = 1100 \div 1350^\circ\text{C}$  величина  $K_{\text{ок}}$  может быть определена по этой формуле. Характерно, что при  $T = 1350^\circ\text{C}$  (т. е. вблизи температуры плавления эвтектики Fe—FeO) уже за 0,01 сек на железе образуется окисная пленка толщиной около 4 мкм или 40 000 Å. Такая пленка, безусловно, затрудняет образование соединения и должна быть при сварке давлением разрушена.

Углерод в стали тормозит окисление (рис. 49), особенно при высокой температуре ( $T \geq 1000^\circ\text{C}$ ). Легирование железа, как правило, замедляет его окисление (см. § 3, гл. II). В этом отношении наиболее эффективен хром (при

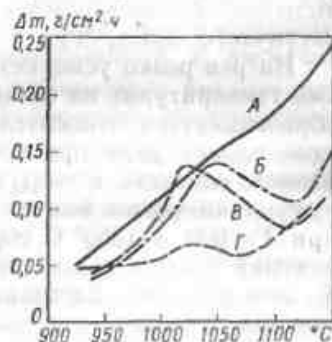


Рис. 49. Окалинистость нелегированных сталей с различным содержанием углерода (привес за 1 ч в зависимости от температуры):

A — армко-железо; B — сталь с 0,47% C; G — сталь с 0,90% C

а) сварка в твердой фазе (рис. 50, A) при температуре плавления окисла, значительно превышающей точку плавления металла (например, Al); с ростом температуры твердость алюминия понижается, а твердость  $\text{Al}_2\text{O}_3$  изменяется мало; уменьшение отношения  $\frac{H_{\text{Me}}}{H_{\text{ок}}}$  с нагревом может облегчить разрушение пленки;

б) сварка в твердой фазе, но при наличии легкоплавкого твердого окисла (рис. 50, B), например, при сварке низкоуглеродистой стали  $T \approx 1200^\circ\text{C}$ , отношение  $\frac{H_{\text{Me}}}{H_{\text{ок}}}$  неблагоприятно и разрушение пленки при пластической деформации затруднено (см. рис. 113, а);

в) сварка в твердой фазе, но с расплавлением легкоплавкой окисной пленки (рис. 50, B), например, сварка низкоуглеродистой стали при температуре выше точки плавления эвтектики Fe—FeO ( $1370^\circ\text{C}$ ); жидкие окислы сравнительно легко удаляются из стыка;

г) сварка с оплавлением поверхности металла (рис. 50, Г), но с образованием пленки твердого окисла (например, стыковая сварка оплавлением высокохромистых сталей, дающих тугоплавкую пленку  $\text{FeCr}_2\text{O}_4$ ); удаление твердых окислов вместе с оплавленным металлом, по-видимому, легче, чем удаление твердого окисла на твердом неоплавленном металле;

д) сварка с оплавлением металла (рис. 50, Д) и расплавлением окисла, например, при стыковой сварке оплавлением конструкционных сталей; окислы легко удаляются вместе с жидким металлом.

Однако пленка жидкого металла сама по себе не защищает от окисления расположенный под ней твердый металл. Кислород успевает заметно диффундировать из жидкого металла в твердый, если скорость оплавления (скорость перемещения границы раздела жидкая — твердая фаза) мала. Например, при дуговой сварке, когда эта скорость близка к нулю, несмотря на наличие на торцах равномерного слоя жидкого металла, в стыке после осадки часто наблюдается полоска окисленного феррита [160].

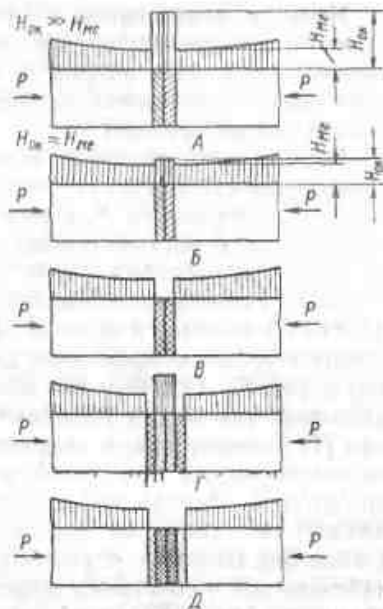


Рис. 50. Схема образования окислов и распределения твердости в момент, предшествующий окончанию сварки давлением

Итак, с повышением температуры резко увеличивается скорость окисления, а условия удаления окислов существенно облегчаются только при нагреве выше температуры их плавления (что при сварке давлением осуществимо для материалов, дающих легкоплавкие окислы).

Нагрев существенно не влияет на термодинамические условия схватывания (и сварки) в твердой фазе. Оба члена в уравнении (1): энергия поверхности  $F_n$  и энергия межзеренной границы  $F_{sp}$  мало изменяются с ростом температуры. Температурный коэффициент  $F_n$  (для меди, серебра и золота) составляет  $(0,43 \div 0,6) \text{ эрг/см}^2 \times \text{град}$  — повышение температуры на  $100^\circ \text{C}$  ведет к снижению  $F_n$  на 43—60  $\text{эрг/см}^2$ , или на 3—4%. Д. Мак Лин [102] считает, что температурный коэффициент для  $F_{sp}$  должен быть того же порядка, что и для  $F_n$ . Поэтому нет оснований ожидать, что как для одноименных, так и для разноименных металлов знак  $\Delta F$  в уравнении (1) изменится при изменении температуры и процесс сварки, экзотермический при одной температуре, станет эндотермическим при другой. Иногда при нагреве двух металлов выше температуры плавления одного из них энергия межфазной границы может, в виде исключения, резко возрасти. Такое аномальное поведение наблюдается в сочетании железа с серебром, для которых энергия границы  $\text{Ag}_{\text{жк}} - \text{Fe}_{\text{т}}$  в 4 раза выше энергии границы  $\text{Ag}_{\text{т}} - \text{Fe}_{\text{т}}$  [102]. В связи с этим жидкое серебро не смачивает железо, но прекрасно сваривается с ним в твердом состоянии.

Очевидно, что повышение температуры резко ускоряет все процессы образования активных центров, связанные с термической активацией (см. § 3, гл. I). При оценке роли нагрева надо иметь в виду, что энергия активации объемной и поверхностной самодиффузии относительно велика и заметное проявление диффузии начинается только при температуре начала рекристаллизации (приблизительно  $0,4 T_{\text{на}}^\circ \text{K}$ ). Однако перемещение вакансий и дислоцированных атомов, требующее значительно меньшей энергии активации и также способное создавать активные центры, может быть заметным и при значительно более низких температурах. Энергия активации в  $\text{ккал/моль}$  различных процессов, происходящих в меди, приведена ниже [20].

Объемная самодиффузия . . . . .	47
Перемещение вакансий . . . . .	23
Перемещение парной вакансии . . . . .	9,2
Перемещение дислоцированного атома . . . . .	1,5—6,2

Количество дислоцированных атомов в металле (в частности, в меди) обычно мало, и нет данных, подтверждающих возможность их появления при пластической деформации [20]. Однако концентрация вакансий, в особенности в закаленном или наклепанном металле, может быть высокой. Перемещение вакансий при нагреве металла с неравновесной их концентрацией, по-видимому, может

быть одним из важных источников образования активных центров. Так, в работе [190] неблагоприятное влияние малых добавок меди на условия холодной сварки серебра (рис. 32, б) связывается с понижением подвижности вакансий. Небольшая энергия активации движения вакансий может приводить к тому, что нагрев существенно ниже температуры рекристаллизации уже изменит условия сварки (необходимую степень пластической деформации).

Создание активных центров возможно и без пластической деформации в результате термической активации (см. гл. I). Однако в условиях сварки давлением металлов важнейшее значение, вероятно, имеет дислокационный механизм. Повышение температуры существенно влияет на зарождение, движение и уничтожение (аннигиляцию) дислокаций при пластической деформации, а при высоких температурах — и без нее. Степень пластической деформации в связи с суммарным пробегом дислокаций ( $Nl$ ) зависимостью

$$\epsilon = Nlb,$$

где  $N$  — плотность дислокаций в  $1/\text{см}^2$ ,  $l$  — средняя длина пробега дислокаций в  $\text{см}$ ;  $b$  — вектор Бюргерса в  $\text{см}$ . Поэтому при любой температуре и любой плотности дислокаций, которая при холодной деформации металла в результате наклепа значительно выше, чем в условиях деформации при  $T \gg T_{\text{рекр}}$ , одинаковой деформации будет соответствовать одинаковый суммарный пробег дислокаций (вектор  $b$  близок к периоду кристаллической решетки и с нагревом мало изменяется). Однако в целом скорость образования активных центров с повышением температуры, безусловно, растет за счет увеличивающейся роли процесса термической активации.

Образование прочного соединения затрудняется, если металл склонен в условиях сварки к хрупкому разрушению (см. § 3, гл. III). С нагревом опасность такого разрушения уменьшается. Температура перехода от вязкого к хрупкому разрушению (температура хладнохрупкости  $T_x$ ) зависит от рода металла (или сплава), его состояния (структуры, степени наклепа) и от схемы напряженного состояния. Если для железа и его сплавов  $T_x$  изменяется от  $T = 100^\circ \text{C}$  (для кремнистого железа) до  $-250^\circ \text{C}$  (для аустенитной стали), то для чистого хрома  $T \approx 80^\circ \text{C}$ , молибдена  $\sim 70^\circ \text{C}$  и вольфрама  $\sim 340^\circ \text{C}$ . Температура  $T_x$  сильно зависит от чистоты металла, в первую очередь по примесям внедрения. Очень высокая чистота позволяет, например, получить хром и молибден, пластичные при комнатной температуре. В кристаллах с чисто ковалентной связью (германий, кремний) движение дислокаций без разрушения этих связей возможно только при нагреве выше температуры рекристаллизации [143].

Температура выше  $T_x$  облегчает сохранение узлов схватывания, а при нагреве существенно выше температуры рекристаллизации релаксация остаточных напряжений в еще большей степени

облегчает получение прочного соединения. Например, нагрев уже до  $180^\circ\text{C}$  резко улучшает условия сварки давлением стали [190].

Итак, нагрев одновременно благоприятно и неблагоприятно влияет на образование соединения. С ростом температуры облегчается выравнивание поверхностей, ускоряется образование активных центров (заметно при  $T > T_{рекp}$ ), облегчается сохранение прочного соединения после снятия сварочного давления. Неблагоприятное действие нагрева связано с ускорением окисления и трудностью удаления окислов из стыка, однако высокотемпературный нагрев, сопровождаемый оплавлением металла или расплавлением окисла, может облегчать удаление окислов из зоны сварки.

Нагрев и связанный с ним термический цикл, а при сварке давлением термомеханический цикл могут существенно влиять на свойства сварного соединения. В зависимости от исходного состояния, природы и фазового состава свариваемого материала их действие различно. Рассмотрим характерные случаи (рис. 51) в предположении, что химический состав металла при сварке давлением не изменяется (иногда его изменение возможно в результате взаимодействия с окружающей средой, особенно при оплавлении):

а) сваривается отожженный металл, не претерпевающий при нагреве структурных или фазовых превращений (например, медь или алюминий); при  $T_{св} < 0,5T_{пл}$  К зона сварки в результате пластической деформации и наклепа упрочняется, а при  $T_{св} > 0,7T_{пл}$  наклепа практически нет и твердость (прочность) соединения соответствует исходной твердости металла (рис. 51, А, I и II); с увеличением скорости деформирования при сварке  $T_{св}$  и  $T_{св}^*$  повышаются;

б) сваривается металл в неупрочненном состоянии, но претерпевающий при нагреве (выше  $T_{пр}$ ) структурные или фазовые превращения; сварка давлением при  $T_{св} < T_{пр}$  обычно сопровождается наклепом и упрочнением зоны соединения (рис. 51, Б, I); сварка при  $T_{св} > T_{пр}$  может сопровождаться упрочнением, например при сварке стали, склонной к закалке (рис. 51, Б, II), или не сопровождаться упрочнением, например при сварке низкоуглеродистой стали (рис. 51, Б, III); степень упрочнения зависит от характера превращений и термомеханического цикла (фактической температуры и продолжительности нагрева, скорости охлаждения, степени пластической деформации);

в) сваривается металл в механически или термически упрочненном состоянии; сварка при  $T_{св} < T_{раз}$ , где  $T_{раз}$  — температура начала заметного разупрочнения, сопровождается наклепом и некоторым дополнительным упрочнением (рис. 51, В, I); сварка при  $T_{св} > T_{раз}$  приводит к местному разупрочнению, которое в зависимости от рода свариваемого металла может идти одновременно с упрочнением наиболее нагретой зоны соединения (где  $T_{св} >$

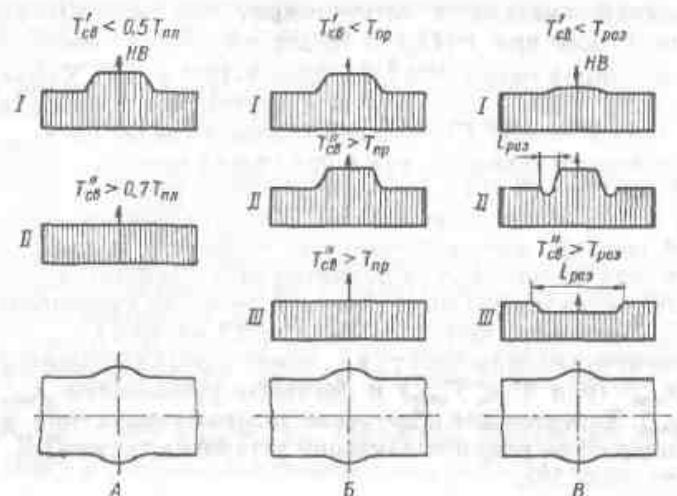


Рис. 51. Схема распределения твердости в соединениях различных материалов, сваренных давлением в неодинаковом исходном состоянии

$> T_{пр}$ ), например при сварке предварительно закаленной и отпущенной стали (рис. 51, В, II), или без него например при сварке термически упрочняемых алюминиевых сплавов (рис. 51, В, III); ширина разупрочненной зоны  $l_{раз}$  зависит от свойств и исходного состояния металла и от термомеханического цикла сварки.

При изучении холодной сварки свариваемость оценивали по степени деформации  $\epsilon_{min}$ , обеспечивающей получение прочного соединения. Чтобы проследить влияние температуры на этот количественный критерий, целесообразно по возможности исключить фактор окисления, так как с повышением температуры резко растет его скорость, а толщина пленки зависит от продолжительности нагрева. Поэтому в большинстве исследований влияния температуры на процесс сварки давлением, во всяком случае при температурах, не приводящих к оплавлению металла или расплавлению окисла, применяли те или иные приемы для борьбы с окислением. Таким путем пытались оценить влияние на условия сварки изменяющихся при нагреве свойств самого металла, а не его окислов.

А. П. Семенов определял  $\epsilon_{min}$  при  $T = 18 + 380^\circ\text{C}$  для алюминия А1, меди М0 и дуралюмина Д16 на образцах, заключенных в герметичные капсулы из фольги [130]. Капсулы продували азотом, из которого остатки кислорода удаляли нагревом с медными или чугунными опилками (для алюминия 30—40 мин при  $450^\circ\text{C}$ ; для меди 40—50 мин при  $500$ — $510^\circ\text{C}$ ). Вряд ли медь и чугун в присутствии алюминия являются эффективными геттерами по кислороду.

Алюминий окисляется относительно медленно. Однако при  $450^\circ\text{C}$  за  $30$  мин при  $P(\text{O}_2) = 76$  мм рт. ст. на нем образуется пленка толщиной около  $170 \text{ \AA}$  (привес  $3 \cdot 10^{-6}$  г/см<sup>2</sup>). Характерно, что в опытах [130] при сварке предварительно прокаленных на воздухе (при  $T = 450^\circ\text{C}$ ) образцов алюминия значение  $\epsilon_{\text{min}}$  оказалось практически таким же, как и при сварке капсулированных образцов (при  $T = 18^\circ\text{C}$  в обоих случаях 62%; при  $T = 100^\circ\text{C}$  60 и 62%; при  $T = 380^\circ\text{C}$  — 48 и 47%). Нагрев образцов, очищенных стальной щеткой, непосредственно в сварочном приспособлении, после их сдвливания (т. е. в условиях затрудненного доступа воздуха к контактирующим поверхностям), позволил существенно снизить  $\epsilon_{\text{min}}$  (например, при  $T = 200^\circ\text{C}$  с 57 до 46%).

Температурная зависимость  $\epsilon_{\text{min}}$  имеет участки медленного снижения  $\epsilon_{\text{min}}$  (при  $T < T_{\text{рекр}}$ ) и быстрого уменьшения  $\epsilon_{\text{min}}$  (при  $T > T_{\text{рекр}}$ ). Значительное облегчение условий сварки при нагреве выше температуры рекристаллизации установил также Д.К. Паркс [208] (см. рис. 33).

При холодной сварке степень деформации  $\epsilon_{\text{min}}$  (см. § 3, гл. III) в зависимости от свойств свариваемого металла определяется либо условиями разрушения окисных пленок (на металлах с высокой пластичностью, например алюминии и меди), либо условиями сохранения узлов схватывания после снятия сварочного давления (например, при сварке железа). Сначала рассмотрим влияние нагрева до  $T < T_{\text{рекр}}$  на условия сварки металлов. Малое количество экспериментальных данных позволяет лишь высказать некоторые предположения о роли низкотемпературного нагрева ( $T < T_{\text{рекр}}$ ). Таких предположений может быть три:

1. Изменение механических свойств свариваемого металла при нагреве приводит к благоприятному изменению условий его растекания в плоскости соединения; при повышении температуры степень растекания, необходимая для разрушения окислов, достигается при меньшем  $\epsilon_{\text{min}}$  (прямого подтверждения этой гипотезы нет, наоборот, опыты при комнатной температуре показали, что условия растекания мягкого металла менее благоприятны, чем наклепанного [132]).

2. Даже при сварке высокопластичных металлов с чистой поверхностью в глубоком вакууме для ее выравнивания и образования активных центров требуется некоторая деформация (в опытах [21] порядка 10%); эта деформация должна уменьшаться с повышением температуры вследствие возрастающей роли термической активации; вероятно, после разрушения и удаления из зоны стыка окисной пленки соединяемые поверхности должны быть еще немного продеформированы совместно для образования на них активных центров; необходимая степень такой деформации понизится с ростом температуры, что может немного уменьшить  $\epsilon_{\text{min}}$ , однако этим трудно объяснить снижение  $\epsilon_{\text{min}}$  более чем на 10% при повышении температуры сварки алюминия на воздухе с 18 до  $200^\circ\text{C}$ .

3. При нагреве благоприятно изменяется отношение твердостей окисла и металла (металл становится мягче, а твердость окислов почти не снижается), вследствие чего облегчается разрушение окисных пленок и уменьшается необходимая для сварки степень пластической деформации, это объяснение, по-видимому, наиболее вероятное.

Характерными представителями металлов, условия холодной сварки которых определяются собственными их свойствами, являются железо и перлитная сталь.

Дж. Хем показал на низкоуглеродистой стали (образцы с кольцевым надрезом разрывали в вакууме  $5 \cdot 10^{-10}$  мм рт. ст., затем через интервал времени  $t$  сдавливали их концы при напряжении  $\sigma_{\text{сж}} = c\sigma_T$  и вновь разрывали), что повышение температуры заметно повышает прочность образующегося при сжатии соединения (растет отношение  $\frac{P'_{\text{раз}}}{P_{\text{раз}}}$ , где  $P'_{\text{раз}}$  и  $P_{\text{раз}}$  прочность соединения и исходного образца). С повышением температуры (табл. 21) не только растет  $\frac{P'_{\text{раз}}}{P_{\text{раз}}}$  (при  $T_{\text{св}} = 500^\circ\text{C}$ , близкое к единице), но и увеличивается произведение  $pt$ , при котором удается получить относительно прочное соединение.

Таблица 21

Показатели прочности соединения после разрыва и повторного сдавливания образцов в вакууме [188]

Температура сварки $t, ^\circ\text{C}$	$c = \frac{\sigma_{\text{сж}}}{\sigma_T}$	$pt$ в мм рт. ст. · сек	$P'_{\text{раз}}/P_{\text{раз}}$
25	0,5	$0,1 \cdot 10^{-7}$	0,15
150	0,94—1	$1,7 \cdot 10^{-7}$	0,35
300	0,87—1	$10 \cdot 10^{-7}$	0,33
500	0,9	$40 \cdot 10^{-7}$	0,9—0,95

Увеличение предельного значения  $pt$  с ростом температуры можно объяснить уменьшением опасности образования на стали окисных пленок, так как адсорбирующийся на поверхности свежего излома кислород будет взаимодействовать с углеродом, скорость диффузии которого в стали быстро растет с нагревом. Увеличение относительной прочности соединения ( $c$  0,15 до 0,95) с повышением температуры, по-видимому связано с уменьшением склонности стали к хрупкому разрушению и с понижением уровня напряжений, остающихся после снятия сварочного давления.

Нагрев выше температуры  $T_{\text{рекр}}$  резко уменьшает  $\epsilon_{\text{min}}$  для металлов, поверхность которых защищена от окисления в процессе нагрева. Особенно заметно влияние нагрева выше  $T_{\text{рекр}}$  при

сварке капсулированных образцов меди (см. рис. 28). При нагреве до  $400^{\circ}\text{C}$   $\epsilon_{\text{min}}$  снижается с 72% (при комнатной температуре) до 25%. Снижение  $\epsilon_{\text{min}}$  в этом случае можно связать с первичной рекристаллизацией, интенсивно протекающей в зоне пластически деформируемого соединения и сопровождаемой движением границ зерен и, по-видимому, коалесценцией тонких окисных пленок. Для ряда металлов возможны и процессы восстановления или растворения окисных пленок.

Хотя растворимость кислорода в меди растет с повышением температуры и в результате этого при нагреве медь может растворить некоторое дополнительное количество кислорода из окисной пленки и имеющихся в самом металле окисных включений, процесс такого растворения, связанный с диффузией кислорода, идет при низкой температуре ( $100\text{--}400^{\circ}\text{C}$ ) очень медленно (энергия активации диффузии кислорода в меди достигает  $46\,000\text{ кал/моль}$ ). По-видимому, при сварке давлением меди с нагревом ненамного выше  $T_{\text{рекр}}$  основным фактором, облегчающим сварку, является сам процесс рекристаллизации, так как в глубоком вакууме ( $10^{-9}\text{--}10^{-10}$ ) мм рт. ст., когда пленки окислов отсутствуют полностью, медь уже при  $200^{\circ}\text{C}$  способна быстро давать соединение и без заметной пластической деформации [179]. В опытах [130] для получения прочного соединения при температуре  $200^{\circ}\text{C}$  требовалась степень деформации  $\epsilon_{\text{min}} = 48\%$ .

В конечном счете условия сварки давлением с нагревом без оплавления высокопластичных металлов определяются результирующим действием процессов образования и разрушения окисных пленок. При сварке металлов с чистой поверхностью в глубоком вакууме (пленок нет, и они не появляются при нагреве) или при сварке металлов в менее глубоком вакууме, но с легко восстанавливающимися окислами, повышение температуры, в особенности выше  $T_{\text{рекр}}$ , быстро понижает необходимую степень деформации. При сварке металлов с трудно восстанавливаемыми окислами, особенно в условиях, способствующих росту пленок при нагреве, при некоторой температуре достигается минимальная величина  $\epsilon_{\text{min}}$ , а дальнейшее повышение температуры приводит не к снижению, а наоборот, к росту необходимой степени деформации. Например, при сварке на воздухе алюминия повышение температуры до  $300^{\circ}\text{C}$  снижает  $\epsilon_{\text{min}}$  до 44%, а дальнейший нагрев до  $400^{\circ}\text{C}$  повышает  $\epsilon_{\text{min}}$  до 46%.

При сварке металлов, склонных к хрупкому разрушению, нагрев выше  $T_{\text{рекр}}$  дополнительно облегчает условия сварки в связи с устранением опасности такого разрушения и резким понижением уровня остаточных напряжений. Кроме того, при  $T > T_{\text{рекр}}$  процесс сварки должен облегчаться благодаря возрастающей роли термической активации.

### § 3. УСЛОВИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ПРОЧНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ СВАРКЕ БЕЗ ОПЛАВЛЕНИЯ

Выше было рассмотрено в общем виде влияние нагрева на процессы, определяющие образование металлических связей и сварного соединения, а также проанализировано воздействие термомеханического цикла сварки на свойства получаемого соединения. Экспериментальные данные по сварке железа, стали и некоторых легких сплавов, показывающие влияние главных параметров процесса (температуры, давления и связанной с ними степени деформации), а также исходного состояния свариваемого металла и его поверхности на структуру и свойства соединений, позволяют определить конкретные требования к технологическому процессу сварки давлением (без оплавления).

Начнем с наиболее изученной сварки давлением железа и стали прежде всего в условиях, предупреждающих значительное окисление. Это должно обеспечить оценку роли температуры и давления в физическом процессе образования соединения. Как следует из общих закономерностей процесса, с ростом температуры сварка давлением в условиях ограниченного окисления облегчается. Однако нагрев до чрезмерно высокой температуры может понизить свойства соединения из-за ухудшения структуры, разупрочнения металла в зоне термического влияния и т. д.

Для каждого металла, как правило, имеется более или менее узкий диапазон оптимальных температур сварки в твердом состоянии, в котором обеспечивается наилучший комплекс свойств соединения [197].

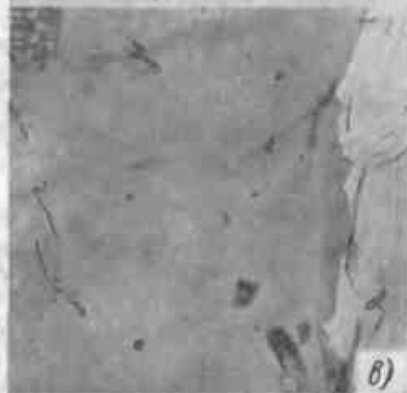
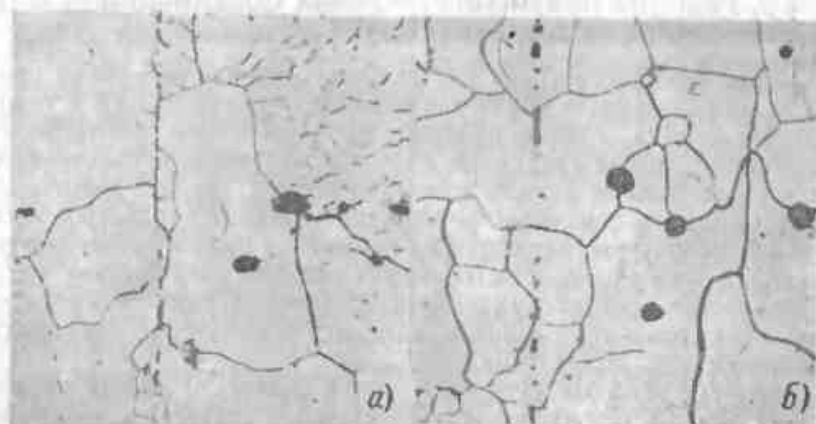
А. Кинзель систематически изучал влияние температуры на структуру и свойства соединений железа и стали с  $0,2\text{--}0,25\%$  С в условиях ограниченного окисления при сварке встык стержней диаметром 25 мм с нагревом ацетилено-кислородным пламенем с помощью кольцевой горелки [197]. Несмотря на газовую защиту, прелатствовавшую образованию окисной пленки, имевшейся на торцах окислы при недостаточном нагреве сохранялись в стыке и понижали его свойства. Применяли два цикла сварки: нагрев до заданной температуры при постоянном давлении  $p = \text{const}$  с пластической деформацией, скорость которой росла с температурой и с постоянной температурой (стержни с незажатыми торцами нагревали до заданной температуры, а затем быстро осаживали при  $T = \text{const}$ ). Характер цикла заметно не сказался на результатах сварки.

Влияние температуры на структуру соединения хорошо выявилось при сварке железа. Сваривали стержни при  $p = 5\text{ кг/мм}^2$  и  $T = 760\text{--}1050^{\circ}\text{C}$ . Несмотря на относительно высокое давление, заметная деформация при этих температурах отсутствовала. В соединениях, сваренных при 760 и  $850^{\circ}\text{C}$  (рис. 52, а), имелась сплошная цепочка окислов. Общих зерен в стыке не было. Рядом с линией



Механические свойства соединений, сваренных при различных температурах (сталь 20) [197]

Температура сварки в °С (осадка на 6,2 мм)	Механические свойства соединения		Количество разрушений	
	$\sigma_B$ в кг/мм <sup>2</sup>	$\psi$ в %	по стыку	по основному металлу
840	36,0	7,8	2	—
930	39,9	66,2	—	2
1060	40,0	59,8	1	1
1170	40,2	66,7	—	2

Рис. 52. Микроструктура соединения железа, выполненного прессовой сваркой ( $\times 500$ ):

а — при 850° С; б — при 980° С [197];  
 в — межзеренный излом ( $\times 10\,000$ ) при отсутствии общих зерен в стыке

стыка наблюдались мелкие рекристаллизованные зерна, по-видимому, в результате местной пластической деформации неровностей на торцах. При нагреве до 910° С появились общие зерна; однако цепочка включений в стыке сохранялась. При дальнейшем повышении температуры до 980° С, лежащей существенно выше температуры  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в стыке появились общие зерна нормального размера, но разорванная цепочка включений сохранялась (рис. 52, б). Только при температуре 1050° С стык металлографически не выявлялся; окислы в нем исчезли либо в результате восстановления углеродом, имеющимся в металле, либо при взаимодействии с газовой средой (см. гл. VIII). Такой же характер структур наблюдали при сварке в аналогичных условиях низкоуглеродистой стали. Механические свойства соединений, сваренных при различных температурах, приведены в табл. 22.

Сварка с образованием в стыке общих зерен уже обеспечивает удовлетворительную прочность соединений, хотя отдельные об-

разцы разрушаются по стыку. Влияние структуры и, как следствие, температуры сварки резко проявляются при испытаниях на загиб и удар. Высокая пластичность и ударная вязкость (табл. 23) достигались только в образцах (сваренных при 1050° С) с однородной микроструктурой стыка без окисных включений.

Более поздние исследования [77, 84] показали, что и в соединении без окисных включений высокая пластичность достигается только при образовании в нем общих зерен в процессе рекристаллизации. В условиях Р, Т-процессов рекристаллизации способствует пластическая деформация, продолжающаяся после достижения физического контакта между соединяемыми поверхностями, и, конечно, высокая температура.

В соединении с общей границей зерен (см. рис. 52, а), даже свободном от окислов, происходит хрупкое межзеренное разрушение с низкой пластичностью. Электроннофрактографическая картина излома такого соединения при сварке с защитой низкоуглеродистой стали, показана на рис. 52, в. Несмотря на отсутствие окисных включений, в изломе нет участков транскристаллитного разрушения с характерным чашевидным строением (см. рис. 113, а). Однако с точки зрения физической природы сварки давлением моментом ее завершения, по-видимому, следует считать образование металлических связей по всей соединяемой поверхности, а процессы «дозревания» соединения, в частности образования общих зерен, можно рассматривать как послесварочные, поскольку в принципе возможно их выполнение вне связи со сваркой, например при термической обработке.

Таблица 23

Механические свойства сварных соединений стержней из железа (осадка на 3,1 мм)

Температура сварки в °С	Угол загиба	Ударная вязкость на образцах Шарпи в кг/см <sup>2</sup>
755	0°	0,7
880	0°	0,7
1060	180°	25

А. Кинзель большое значение при образовании соединений придавал процессам перекристаллизации [197]. Стержни из стали с 0,25% С сваривали при  $T > Ar_3$ , а затем образцы испытывали на растяжение после охлаждения (следующего непосредственно за сваркой) до температуры, лежащей выше или ниже точки  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения (для стали с 0,25% С  $Ar_3 \approx 840^\circ \text{C}$ ). Для сравнения при этих же температурах испытывали основной металл (табл. 24).

Таблица 24

Режимы сварки и результаты испытания сварных образцов, не прошедших и прошедших после сварки  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, и основного металла [197]

Температура сварки в $^\circ\text{C}$	Длительность нагрева в сек	Температура испытания в $^\circ\text{C}$	Предел прочности в $\text{кг/мм}^2$		Отношение $\frac{\sigma_w}{\sigma_0}$
			стыка $\sigma_w$	основного металла $\sigma_0$	
925	30	900	5	7,4	0,68
925	30	810	8,8	10,5	0,83
925	30	770	10,6	12,2	0,86
925	300	880	8,4	8,4	1,00
1070	30	890	7,3	7,0	1,00

Образцы, сваренные при  $925^\circ \text{C}$  (с нагревом 30 сек и испытанные при  $T > 840^\circ \text{C}$ ), т. е. не прошедшие после сварки  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения показали низкое значение  $\sigma_w'/\sigma_0' = 0,68$ . Такие же образцы, но испытанные после  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения (при  $T = 770$  и  $810^\circ \text{C}$ ), обладали более высокой относительной прочностью ( $\sigma_w'/\sigma_0' = 0,83 \div 0,86$ ). Естественно, что перекристаллизация не влияла на свойства соединений, которые за счет увеличения продолжительности нагрева (до 300 сек при  $925^\circ \text{C}$ ) или температуры сварки (до  $1070^\circ \text{C}$ ) приобретали высокую прочность непосредственно при сварке и были равнопрочны основному металлу ( $\frac{\sigma_w'}{\sigma_0'} = 1$ ) уже

при температуре испытания ( $880$ — $890^\circ \text{C}$ ), лежащей выше точки  $Ar_3$ .

Однако по данным работы [197] перекристаллизация не обязательна для сварки давлением стали. В частности, была успешно сварена ферритная хромистая сталь, а также сталь с содержанием 4% Si, не имеющие  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. Но для этого потребовался нагрев до очень высокой температуры ( $T_{св} \approx 1250^\circ \text{C}$ ). Можно предположить, что повышение температуры при сварке этих сталей было вызвано не столько отсутствием  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, сколько

большой устойчивостью окислов, содержащих много хрома или кремния. Эффективность циклического изменения температуры, сопровождаемого перекристаллизацией, была подтверждена и в работе [100].

Систематические данные по температурной зависимости прочности соединений для электролитического железа и нелегированных сталей с различным содержанием углерода имеются в работе Х. Эссора [185], изучавшего сварку давлением также в условиях ограниченного окисления. Сваривались стержни в вакууме, полученном с помощью водоструйного насоса, или в азоте (степень вакуума и чистоты азота неизвестна). Стержни имели коническую фаску, которая после из сварки создавала в образце кольцевой надраз со стыком в вершине и обеспечивала при растяжении разрушение по стыку (хрупкое в случае плохой сварки, пластичное — в случае хорошей). Сварка осуществлялась по циклу: откатка камеры, нагрев несжатых стержней до заданной температуры (угольной спиралью) с 15-минутной выдержкой для ее выравнивания, сжатие стержней осевым усилием (при  $p = 1 \div 3,5 \text{ кг/мм}^2$ ), охлаждение при снятом усилии.

Опыты при сварке стержней с полированными торцами (при  $p = 2 \text{ кг/мм}^2$ ) из электролитического железа в отожженном и в исходном состояниях, соответственно с крупным и мелким зерном (рис. 53) позволили сделать выводы: а) при  $T_{св} \leq 800^\circ \text{C}$  прочность соединения очень низка ( $\sigma_w < 4$ — $5 \text{ кг/мм}^2$ ); б) с увеличением  $T_{св}$  прочность растет, однако, с перегибом вблизи точки  $Ac_3$ ; соединение, сваренное при температуре несколько ниже  $Ac_3$  (в ферритной области), прочнее, чем сваренные при температуре чуть выше  $Ac_3$ , что, вероятно, объясняется повышенным сопротивлением деформации аустенита по сравнению с ферритом вблизи  $Ac_3$  (кривая 3 на

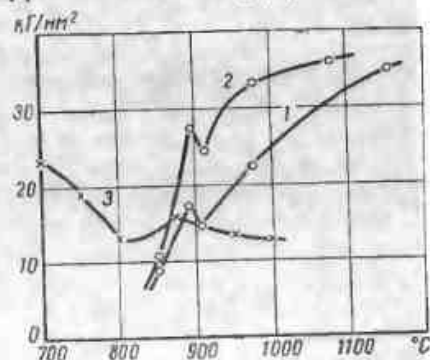


Рис. 53. Влияние температуры на прочность сварного соединения электролитического железа (1 — крупнозернистого; 2 — мелкозернистого) и на сопротивление деформации стали (3) с содержанием 0,06% С [55]

рис. 33) [55]. В опытах [185] при сварке стали с 0,06% С перегиб на кривой  $\sigma_w = f(T_{св})$  выражен не резко, а для стали с 0,32% С он отсутствует. Это, очевидно, связано с расширением температурного интервала  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения; в) высокая прочность достигается при температуре, обеспечивающей (как и в работе [197]) образование в стыке обших зерен при отсутствии в нем окислов; г) сварка мелкозернистого железа легче, т. е. равнопрочность соединения достигается при более низкой температуре, чем крупнозернистого.

В связи с этими результатами, а также данными работы [197] возникает два вопроса. Во-первых, является ли  $T_{св} = 900 \div 950^\circ\text{C}$  нижним температурным пределом, при котором возможно прочное соединение железа и низкоуглеродистой стали. Ряд данных показывает, что это не так. Дж Хем получал равнопрочное соединение железа практически без деформации уже при  $T_{св} = 500^\circ\text{C}$  (см. § 2) на образцах, разорванных в глубоком вакууме и имеющих, как следствие, атомночистые поверхности [188]. При большой степени деформации, обеспечивающей удаление из стыка окислов, удавалось хорошо сварить сталь при температуре  $180^\circ\text{C}$  [190].

В условиях  $P, T$ -процессов с небольшой деформацией, характерной для опытов [185] и [197], не удается при низкой температуре разрушить окисные пленки, что и является основной причиной плохого качества соединений. При сварке низкоуглеродистой стали в вакууме  $5 \cdot 10^{-6}$  мм рт. ст. с нагревом в течение времени, достаточного для восстановления окисных пленок на этой стали (1 ч при  $700^\circ\text{C}$ , 16 мин при  $800^\circ\text{C}$ , см. § 4. гл. VIII), получили прочные соединения без дефектов (рис. 54) [34].

Во-вторых, требует объяснения положительное влияние мелкозернистой структуры на свариваемость. Попытка связать это влияние с большей вероятностью совпадения кристаллографических плоскостей у соединяемых зерен малого размера неубедительна [185]. По-видимому, любое повышение свободной энергии металла (за счет наклепа, увеличения поверхности границ зерен и т. д.), высвобождаемой при сварочном нагреве, должно увеличивать подвижность атомов — облегчать создание активных центров — и

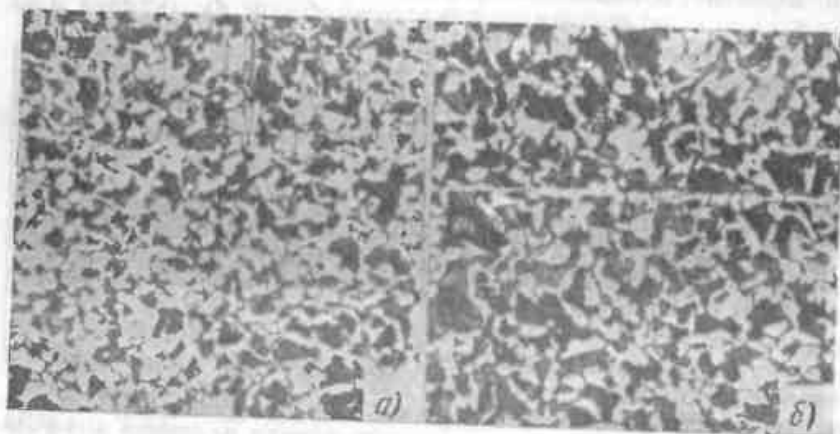


Рис. 54. Микроструктура соединения (нагрев до  $700^\circ\text{C}$ , 1 ч, при  $p = 2,8 \text{ кг/мм}^2$  в вакууме  $5 \cdot 10^{-6}$  мм рт. ст.): а — сварка низкоуглеродистой стали в состоянии поставки; б — то же, после предварительного отпуска при  $700^\circ\text{C}$  в течение 1 ч в вакууме  $5 \cdot 10^{-6}$  мм рт. ст. ( $\times 300$ ) [34]

способствовать развитию рекристаллизации, улучшая этим условия сварки.

Для проверки этого положения сварили образцы из стали Ст. 3 ( $T_{св} = 700^\circ\text{C}$ ,  $t = 1 \text{ ч}$ ,  $p = 2,8 \text{ кг/мм}^2$ , вакуум  $5 \cdot 10^{-6}$  мм рт. ст.) в состоянии поставки и после отпуска в вакууме ( $700^\circ\text{C}$ , 1 ч). В первом случае в результате рекристаллизации линия соединения металлографически не выявляется в то время как во втором она отчетливо видна (рис. 54). Из этого, однако, не следует, что предварительный наклеп всегда полезен при сварке давлением. Например, стыковая сварка оплавлением труб из стали 12Х2МФБ, наклепанной до критической степени деформации, сопровождалась в околошовной зоне рекристаллизацией с таким ростом зерна, который приводил к недопустимому охрупчиванию соединения [40]. Необходимость осуществления сварки давлением с контролируемой степенью рекристаллизации подчеркивается и в работе [77].

С повышением в стали (в опытах [185] нелегированной) содержания углерода и неизменных условиях опыта, т. е. при постоянных значениях давления и продолжительности нагрева, температурный интервал сварки в твердом состоянии уменьшается (рис. 55). Повышение его нижнего предела связано с упрочняющим воздействием углерода на аустенит, верхний же предел, естественно ограничивается температурой солидуса.

При сварке в твердом состоянии железа и стали соединение с высокой пластичностью возможно только при наличии в нем общих зерен без окисных включений. При быстром нагреве даже в условиях, затрудняющих окисление, такое соединение без значительной пластической деформации осуществимо в сравнительно узком температурном интервале  $1050\text{—}1250^\circ\text{C}$ . При длительном нагреве в вакууме, что не соответствует условиям  $P, T$ -процессов, соединение высокого качества можно получить, нагревая его до более низкой температуры (например, для стали Ст. 3  $700^\circ\text{C}$ ).

Для железа и низкоуглеродистой стали температурный интервал сварки в твердом состоянии в основном определяется требованиями к структуре стыка. При сварке упрочненных сталей этот интервал дополнительно ограничивается условиями сохранения

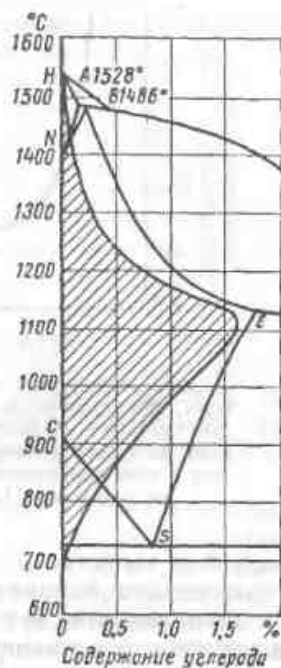


Рис. 55. Температурный интервал (заштрихован) сварки давлением без оплавления сталей с различным содержанием углерода [185]

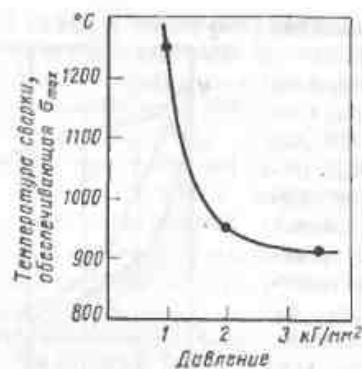


Рис. 56. Зависимость температуры, обеспечивающей получение прочного соединения стержней из электролитического железа с полированными торцами, от давления [185]

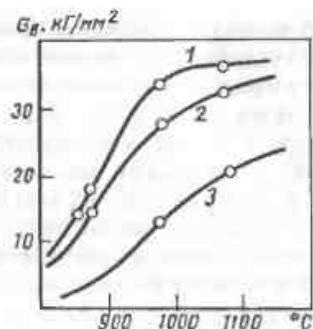


Рис. 57. Зависимость прочности соединения стержней из электролитического железа (сваренных при  $p = 2 \text{ кг/мм}^2$ ) от температуры при различной степени шероховатости поверхности [185]: 1 — полирование; 2 — обработка наждачной бумагой мелкой; 3 — то же крупной

заданных свойств металла в сварном соединении (включая зону термического влияния сварки).

Роль давления при сварке с ограниченным окислением сводится в основном к выравниванию соединяемых поверхностей и, в известной мере, к интенсификации за счет пластической деформации процессов образования на них активных центров и последующей рекристаллизации в зоне соединения. При неизменной продолжительности нагрева с увеличением давления облегчается получение прочного соединения — снижается необходимая для этого температура (рис. 56). Аналогично сказывается в этих условиях и уменьшение степени шероховатости поверхности (рис. 57). Однако при обычном выполнении  $P, T$ -процессов сварки на воздухе давление должно быть также достаточным для осуществления значительной пластической деформации, необходимой для разрушения и удаления из зоны сварки окисных пленок.

С повышением температуры толщина пленок быстро растет (см. рис. 48). Нет систематических данных о зависимости степени деформации, достаточной для удаления окислов, от температуры сварки. Во всяком случае, она с повышением температуры не уменьшается, а скорее растет. Степень такой деформации удобно определять «коэффициентом площади»  $k_{на}$ :

$$k_{на} = \frac{F_{св}}{F_n}$$

где  $F_{св}$  — конечная площадь сечения стыка;

$F_n$  — исходное сечение свариваемых деталей.

В работе [190] сваривали встык на воздухе прутки диаметром 10 мм из аустенитной и ферритной сталей при температуре 180° С.

с торцами, очищенными щеткой непосредственно перед сваркой. Прочное соединение аустенитной стали было получено с  $k_{на} \approx 3$  (рис. 58). Для ферритной стали это отношение близко к 4.

В. К. Лебедев и др. исследовали прессовую сварку заготовок из конструкционных сталей [97]. Нагретые торцы заготовок перед осадкой окислялись в течение 6—20 сек. Стыки с удовлетворительной структурой и свойствами были получены при температуре 1000—1200° С с пластической деформацией, соответствующей  $k_{на} \geq 5,2$ . Лучшие результаты обеспечивались при радиальном течении металла в плоскости соединения (см. гл. IV). Такая деформация требует резкого повышения удельного давления. Если в опытах [185] и [197] оно ограничивалось для низкоуглеродистой стали величиной 2—3 кг/мм<sup>2</sup>, то при большой направленной деформации сильно окисленных поверхностей давление возросло до 18—28 кг/мм<sup>2</sup>. Хорошая сварка практически невозможна при очень большой толщине окалины (окисление нагретых заготовок на воздухе в течение более 20 сек [97]).

Направленная деформация, осуществляемая с принудительным формированием стыка в зажимах, вызывает в стыке значительные трехосные напряжения, как указывают А. И. Шестаков и А. А. Россошинский [159]. При свободном течении металла образуется много дислокаций, в местах сосредоточения которых скапливаются вакансии, служащие зародышами трещин. Это может снизить свойства и нарушить сплошность соединения. Когда в условиях принудительного формирования осадка завершается всесторонним сжатием металла в зоне соединения, количество вакансий в нем уменьшается, металл как бы уплотняется и исчезает граница между соединяемыми поверхностями. Однако значительная радиальная деформация в результате искривления волокон может вызвать в сталях, обладающих анизотропией свойств вдоль и поперек проката, понижение пластичности и особенно ударной вязкости соединения, например с 12,8 кг/см<sup>2</sup> для основного металла (Ст. 3) до 5,6 кг/см<sup>2</sup> для сварного соединения [97].

При сварке давлением предварительно упрочненных металлов термомеханический цикл может накладывать существенные дополнительные ограничения на основные параметры процесса. Это наглядно иллюстрируется на примере сварки высокопрочных легких сплавов. На рис. 59 дана зависимость предела прочности соединения стержней алюминиевого сплава с содер-

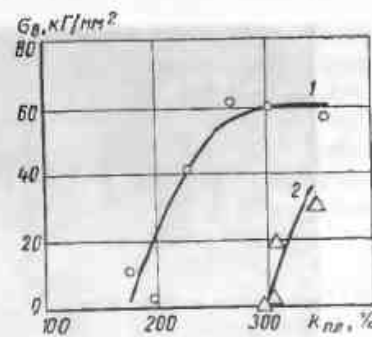


Рис. 58. Зависимость предела прочности соединения  $\sigma_{св}$  от степени деформации в стыке  $k_{на}$  (сварка встык при 180° С):

1 — аустенитная сталь; 2 — ферритная сталь [190]

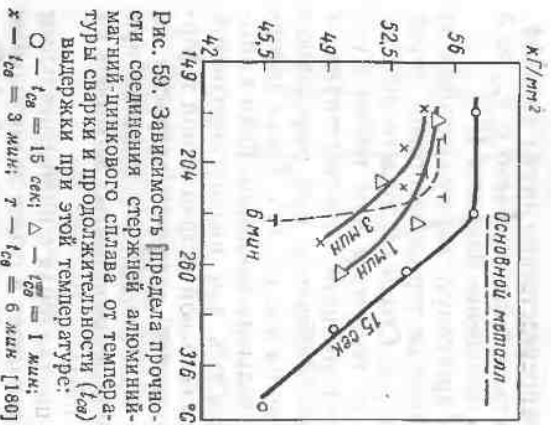


Рис. 59. Зависимость предела прочности соединения стержней алюминий-магний-диноквого сплава от температуры сварки и продолжительности ( $t_{св}$ ) выдержки при этой температуре:

○ —  $t_{св} = 15$  сек; △ —  $t_{св} = 1$  мин; × —  $t_{св} = 3$  мин; τ —  $t_{св} = 6$  мин. [180]

Давления осадки 40—200  $кг/мм^2$  и соотношении  $k_{на} = 2 \div 4$ .

Максимально допустимая (см. рис. 59) температура, не приводящая к снижению прочности соединения, лежит ниже температуры рекристаллизации сплава ( $T_{рекр} \approx 250^\circ C$ ). Равнопрочное соединение может быть получено с нагревом до  $T < 220^\circ C$  в течение 15 сек. В этих опытах, по существу, нижний предел температуры сварки не установлен, однако он ориентировался условиями деформирования. Для сварки сплава рекомендуются интервал температур  $200^\circ C \pm 20^\circ$  (при  $t_{св} \leq 30$  сек). При меньшем

жанием 1,6%Cu; 5,6%Zn; 2,6%Mg; 0,3%Si; 0,4%Fe и 0,2%Mn от температуры и длительности выдержки (15 сек—6 мин) [180]. Торцы заготовок очищали непосредственно перед сваркой стальной щеткой, закрепили в соответствующих штампах и сжимали небольшими осевыми усилиями (для уменьшения опасности окисления торцов при нагреве); затем концы заготовок нагревали индуктором или газовой горелкой в течение контролируемого времени до заданной температуры и осаживали на требуемую величину. Конструкцию штампов обеспечивала направленную деформацию в зоне стыка (рис. 60) при удельном



Рис. 60. Макроструктура соединения стержней алюминий-магний-диноквого сплава, сваренного при  $T \approx 200^\circ C$  [180]

упрочнении сплава (например, для алюминий-магневых сплавов с содержанием 3—5%Mg, упрочняемых главным образом за счет легирования твердого раствора) возможно получение равнопрочных соединений и с нагревом до температуры, лежащей несколько выше  $T_{рекр}$  (табл. 25) [159].

Т а б л и ц а 25

Режим прессовой сварки сплавов типа АМг и результаты механических испытаний

Сплав	Место выреки образца	Режим сварки		Механические свойства (средние)	
		$T_{св}$ в $^\circ C$	$P_{сж}$ в $кг/мм^2$	$\sigma_b$ в $кг/мм^2$	Угол загиба
АМг-3	Основной металл Сварное соединение	400—430	~150	21,6 21,0	180° 160°
АМг-5В	Основной металл Сварное соединение	430—450	~150	28,3 28,1	150° 120°

Заготовки нагревали в печи с очисткой торцов стальной щеткой непосредственно перед сваркой. Зажимные устройства обеспечивали направленную деформацию с обменным сжатием зоны сварки к концу осадки. Удовлетворительные результаты, как и в работе [180], получили только при  $k_{на} > 2$ . Меньший угол загиба сварного соединения, чем у основного металла, а также пониженная ударная вязкость соединения (для АМг3 до  $2,5 кг\cdot м/см^2$ ) связаны с искривлением волокон при существенной анизотропии металла.

Итак, при  $P, T$ -процессах сварки без оплавления в условиях допускающих окисления поверхностей во время нагрева, соединения высокого качества, с обильными зёрнами и без окисных включений могут быть получены с нагревом в относительно узком температурном интервале, сопровождаемым значительной, но возможностью радикально-направленной пластической деформацией, достаточной для разрушения окисных пленок. Для сталей допустимый температурный интервал равен  $\Delta T = 150 \div 200^\circ C$  при  $k_{на} > 5$ ; для легких сплавов  $\Delta T = 40 \div 50^\circ C$  и  $k_{на} = 2 \div 4$ .

В настоящее время применяется или имеет перспективу внедрения ряд процессов сварки без оплавления и специальной защиты от окисления. Это прессовая сварка встык с печным нагревом стальных заготовок при бесконечной горячей прокатке, прессовая сварка (с общим или местным нагревом) деталей из легких сплавов, контактная стыковая сварка сопротивлением (проволокки, дешей небольшого калибра), сварка с нагревом токами высокой частоты (в первую очередь труб с продольным швом). Рассмотрение техно-

логических основ этих процессов (особенностей нагрева, деформирования и взаимодействия с окружающей средой) должно определить границы их рационального использования и пути совершенствования.

#### § 4. ПРЕССОВАЯ СВАРКА С ОБЩИМ НАГРЕВОМ

При длительном нагреве в печи достигается его равномерность. Даже после очистки соединяемых торцов непосредственно перед сваркой (для легких сплавов) или обрезки концов горячих стальных заготовок за несколько секунд до их соединения к моменту сварки на торцах успевает образоваться сравнительно толстый слой окислов, для разрушения и удаления которого из стыка требуется значительная, предпочтительно направленная деформация.

Степень объемно-напряженного состояния существенно влияет на качество соединений и на параметры самого процесса деформирования [127]. При сварке прутков диаметром 30 и 40 мм из стали Ст. 3, стали 45 и 35ГС использовали зажимы с различным углом формирования  $\alpha_\phi$  (рис. 61). Было установлено, что в обычном интервале температур горячей прокатки стали (980—1200° С) степень деформации (отношение  $\frac{\Delta_{ос}}{d}$ ), достаточная для получения соединения без дефектов, практически не зависит от температуры, а определяется углом формирования  $\alpha_\phi$ , т. е. условиями осуществления направленной деформации. С увеличением этого угла затрудняется истечение осаживаемого металла, усиливается трение металла и формирующего устройства и повышается удельное давление осадки особенно резко при  $\alpha_\phi > 60^\circ$  (рис. 62), но уменьшается необходимая величина  $\Delta_{ос}$ .

Для облегчения деформирования было бы желательно проводить осадку при небольшом угле  $\alpha_\phi$ . Однако большое расстояние  $l_{уст}$  вызывает опасность потери устойчивости горячих заготовок в ходе осадки. Направленная деформация

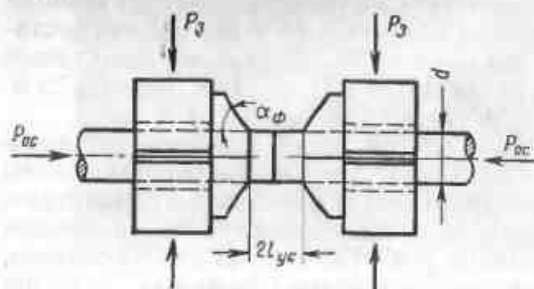


Рис. 61. Схема прессовой сварки с принудительным формированием стыка [127]

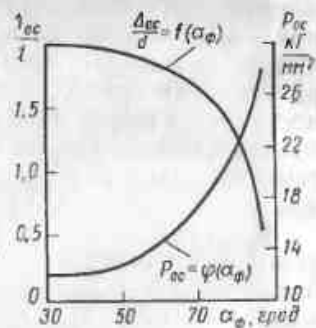


Рис. 62. Зависимость  $\frac{\Delta_{ос}}{d}$  и  $P_{ос}$  от угла формирования  $\alpha_\phi$  [127]

в условиях объемнонапряженного состояния способствует повышению механических свойств соединения и в особенности его пластичности. Например, угол загиба термически не обработанных образцов из стали Ст. 3 повышался со 120 до 180° при увеличении  $\alpha_\phi$  от 45 до 82°.

Для прессовой сварки изделий из легких сплавов верхний предел температуры определяется условиями давления осадки (очень большого для высокопрочных сплавов при низкой температуре сварки) ограничивают углы формирования, а во избежание потери устойчивости при осадке возможно многократное зажатие свариваемых деталей с поддержанием в ходе осадки  $l_{уст} \approx \text{const}$  (см. рис. 61) [159].

Прессовая сварка с общим нагревом, требующая значительной направленной деформации, целесообразна главным образом, когда нагрев производится не специально для сварки, например, при бесконечной горячей прокатке.

#### § 5. КОНТАКТНАЯ СТЫКОВАЯ СВАРКА СОПРОТИВЛЕНИЕМ

Для большинства способов сварки с местным нагревом, и в частности для сварки сопротивлением, характерна значительная его неравномерность. В этих процессах помимо естественного понижения температуры по мере удаления от зоны интенсивного тепловыделения наблюдается значительная неравномерность температуры в самом нагреваемом сечении.

В процессе сварки сопротивлением нагрев осуществляется теплом, выделяемым электрическим током на контактом сопротивлении  $R_k$  между свариваемыми деталями, сжатыми усилием  $P$ , и на собственном сопротивлении этих деталей  $2R_d$ . Неровные контактирующие поверхности касаются при сдавливании в отдельных точках. Проводимость контакта в целом зависит от суммы проводимостей образующих его так называемых  $a$ -пятен, т. е. отдельных микроучастков, на которых достигнут токопроводящий физический контакт. Электрическое сопротивление отдельного  $a$ -пятна (контакта радиусом  $a$ )  $R'_k$  складывается из сопротивления стягивания линий тока, проходящего через контактную площадку (рис. 63), и последовательного с ним сопротивления пленок (обычно окисных) присутствующих на поверхности металла. В начале процесса сварки при холодном контакте

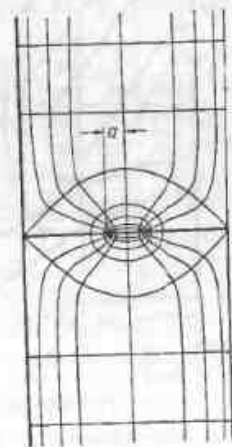


Рис. 63. Линии тока эквипотенциальной поверхности в области стягивания для единичного контакта

$$R'_k = R'_1 + R'_1 + R'_f = \frac{\rho_1}{4a} + \frac{\rho_2}{4a} + \frac{\rho_f^2}{\pi a^3}, \quad (19)$$

где  $R_1'$  и  $R_1''$  — сопротивление стягивания контактирующих металлов (при одноименных металлах  $R_1' = R_1''$ );  
 $R_f$  — сопротивление пленки;  
 $\rho_1$ ,  $\rho_2$  и  $\rho_f$  — удельное сопротивление контактирующих металлов и пленки;  
 $s$  — суммарная толщина пленки.

Рассчитанное по формуле (19) сопротивление пленки даже при малой ее толщине  $100 \text{ \AA}$  значительно превосходит сопротивление стягивания  $a$ -пятна. Так, Р. Хольм [151] определил отношение  $R_f/2R_1'$  для металла с  $\rho = 2 \cdot 10^{-6} \text{ ом} \cdot \text{см}$  при  $a = 5 \cdot 10^{-3} \text{ см}$  и пленке толщиной  $10^{-6} \text{ см}$  при  $\rho_f = 10^6 \text{ ом} \cdot \text{см}$ . Для этого случая  $\frac{R_f}{2R_1'} = 10^7$ .

Однако при толщине пленок порядка  $10\text{--}30 \text{ \AA}$  существенную роль уже играет туннельный эффект, т. е. способность электронов с относительно невысоким уровнем энергии проникать сквозь узкий потенциальный барьер, создаваемый такими пленками. Туннельное удельное сопротивление  $\sigma_m$ , измеряемое в  $\text{ом} \cdot \text{см}^2$ , снижается с уменьшением высоты потенциального барьера (энергии  $\Phi$  выхода электрона из металла, составляющей несколько вольт) и уменьшением суммарной толщины пленки  $s$ . Оно зависит также от приложенного напряжения: с увеличением  $V$  туннельное сопротивление падает (рис. 64). По Р. Хольму, у обычных адгезионных и пассивирующих пленок  $\sigma_m$  лежит в пределах  $5 \cdot 10^{-9}\text{--}10^{-4} \text{ ом} \cdot \text{см}^2$ . При  $a = 5 \cdot 10^{-3} \text{ см}$  отношение туннельного сопротивления пленки к сопротивлению стягивания составит  $0,5\text{--}1 \cdot 10^6$ . Даже для пленок суммарной толщиной  $10\text{--}20 \text{ \AA}$  их туннельное сопротивление относительно велико. В условиях сварки давлением, когда в контакте действуют большие сжимающие усилия, тонкие пленки разрушаются механически и их сопротивление, по-видимому, не оказывает решающего влияния на контактное сопротивление в целом.

Как следует из формулы (19), сопротивление стягивания  $a$ -пятна растет с увеличением удельного сопро-

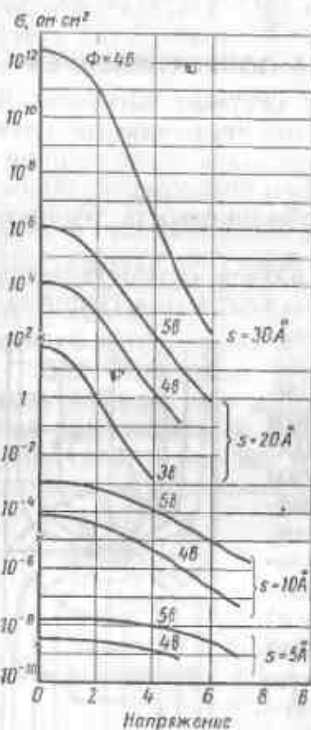


Рис. 64. Туннельное удельное сопротивление пленки толщиной  $sb$  в металлическом контакте, рассчитанное для потенциального барьера  $\Phi$  вольт параболической формы [151]

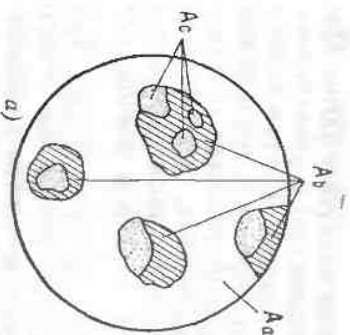
тивления металла и уменьшается с ростом радиуса  $a$ -пятна. Поэтому с повышением усилия, сжимающего контакт и увеличивающего радиус  $a$ , сопротивление контакта падает. Нагрев влияет двояко на элементарный контакт. С одной стороны, с повышением температуры растет  $\rho$ , что увеличивает сопротивление стягивания, с другой — уменьшение прочности металла, при нагреве, ведущее к увеличению размеров контактного пятна, понижает сопротивление. Совместное действие этих факторов обычно снижает сопротивление контакта.

Между сжатыми перед сваркой металлическими телами, так же как в любых электрических контактах, различают общую площадь соприкосновения или кажущуюся контактную поверхность  $A_a$  (рис. 65, а), площадь  $A_b$ , воспринимающую действующее в контакте усилие сжатия, и площадь  $A_c$  — суммарную площадь токопроводящих  $a$ -пятен. С уменьшением шероховатости поверхностей и с повышением их чистоты, а также с увеличением удельного давления (или снижением предела текучести металла при нагреве) площади  $A_b$  и  $A_c$  растут и в пределе могут достигнуть величины  $A_a$ . Однако в условиях сварки при холодном контакте, как правило,  $A_c < A_b \ll A_a$ .

Распределение  $a$ -пятен по кажущейся контактной поверхности закономерно или случайно. Например, при сжатии двух тонких и ровных пластин между электродами с плоской рабочей поверхностью  $a$ -пятна распределяются равномерно по всей площади кажущегося контакта. При сжатии таких же пластин электродами со сферической контактной поверхностью плотность  $a$ -пятен закономерно растет к периферии кажущегося контакта. Распределение микроконтактов на сдавленных пластинках исследовали, рассыпая на одной из них в вакууме тонкую угольную пленку.

При сварке сопротивлением, когда соединяют детали, жестко закрепляемые в сварочной машине, распределение  $a$ -пятен по кажущейся контактной поверхности носит совершенно случайный характер. Оно зависит от перпендикулярности торцов деталей, соосности их установок и, конечно, от макро- и микрогеометрии поверхности. Наглядное представление о распределении контактов в начале сварки дают отпечатки на соединяемых поверхностях (рис. 65, в), полученные из стержнях из стали Ст.3 диаметром  $35 \text{ мм}$  через  $0,4\text{--}0,6 \text{ сек}$  после включения сварочного тока [116].

Контактное сопротивление закономерно уменьшается с ростом приложенного усилия (рис. 66, а) в результате увеличения количества  $a$ -пятен, площади отдельных пятен и, как следствие, суммарной площади контакта  $A_c$ . В процессе разгрузки контакта его сопротивление вновь растет, но незначительно. Это указывает на то, что увеличение площади  $A_c$  с ростом усилия  $P$  идет в основном за счет необратимой пластической деформации поверхностных неровностей и лишь в небольшой степени в результате их упругой деформации. Кажущаяся площадь контакта практически не влияет



на его сопротивление (рис. 66, б), хотя сказывается на собственном сопротивлении контактирующих тел. Контактное сопротивление быстро понижается с ростом температуры (рис. 66, в) из-за увеличения площади  $A_c$  в результате обилечения пластической деформации металла. Обратный цикл (понижение температуры) сопровождается дальнейшим уменьшением контактного сопротивления из-за понижения удельного

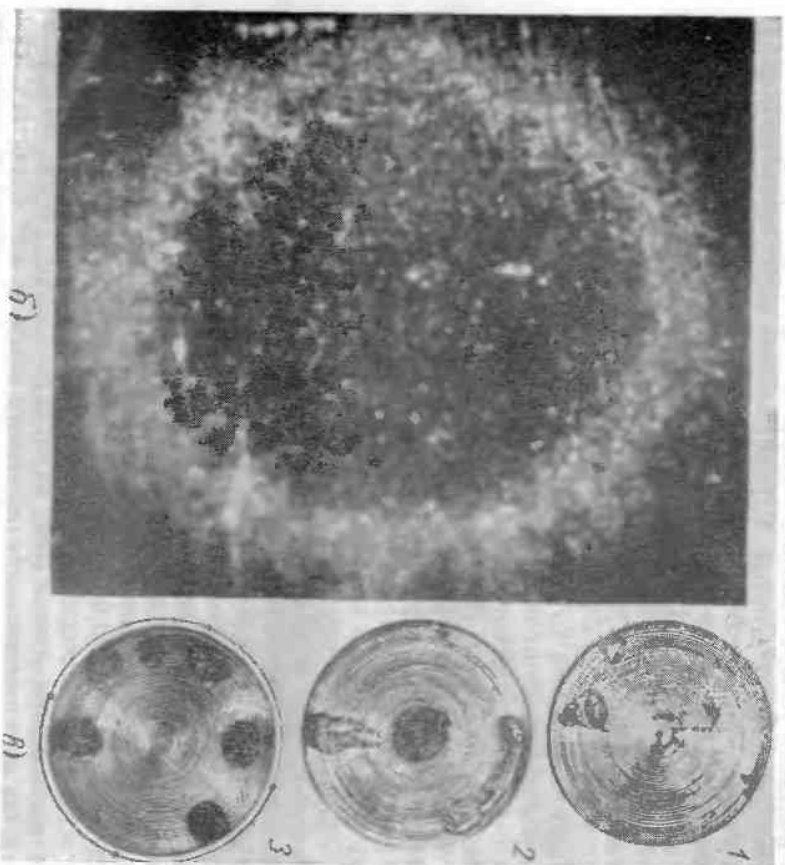


Рис. 65. Контактная поверхность:

а — схема ( $A_p$  — кажущаяся контактная поверхность,  $A_c$  — поверхность, воспринимаящая усилие;  $A_c$  — контактная  $\alpha$ -пята, проводящие ток); б — распределение  $\alpha$ -пятен при сжатии алюминиевых листов электродом со сферической поверхностью; в — контактные отпечатки на толщине ст. 3 диаметром 35 мм после джоулевых сварочных токов в течение: 0,4—0,5 сек (1— $P=100$  кТ; 2— $P=700$  кТ; 3— $P=1000$  кТ)

сопротивления металла (пунктирная линия на рис. 66, в) при неизменной площади  $A_c$ .

Приведенные на рис. 66, в зависимости  $R_k = f(T)$ , полученные Ф. Студером на образцах с шлифованными торцами, характерны для закономерного распределения  $\alpha$ -пятен по площади кажущегося контакта [214]. При стыковой сварке сопротивлением такое распределение не типично и зависимости  $R_k = f(T)$  носят более случайный характер.

Изменение начального сопротивления контакта (и контактной области толщиной  $1+1$  мм) непосредственно в ходе сварки сопротивлением стержней из стали Ст.3 диаметром 20 и 35 мм исследовал А. И. Пугин [116]. Сварочный ток и падение напряжения (в нескольких точках по периметру образца) на участке длиной 2 мм записывались в течение первых 0,4—0,5 сек. При обработке полученных данных наибольшим собственным сопротивлением при контактной области, составляющим по расчету  $1+2 \cdot 10^{-6}$  ом, пренебрегали.

С увеличением усилия от 400 до 1400 кТ контактное сопротивление понижалось в большей степени для стержней малого диаметра (рис. 67). С увеличением тока интенсифицировался нагрев и влияние растущего усилия на сопротивление уменьшалось (см. кривую 4). Эти данные не отражают исходного сопротивления холодного контакта, так как оно не может зависеть от тока, протекающего через контакт. Однако они подтверждают случайное распределение и величину  $\alpha$ -пятен в начальном контакте при сварке сопротивлением. Уменьшение сопротивления при увеличении тока связано с тем, что с ростом плотности тока контакт быстрее нагревается и пластически деформируется.

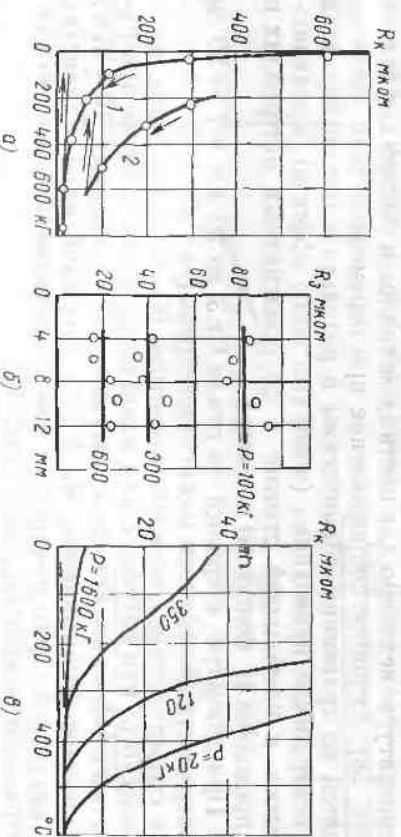


Рис. 66. Зависимость контактного сопротивления:

а — от увеличения сжатия холодных листов (1 — холодокатаная низкоуглеродистая сталь; 2 — дуриаловит, травленный в ортоборной кислоте); б — от диаметра кажущегося контактной поверхности электрода (низкоуглеродистая сталь со шлифованной поверхностью) [29]; в — от температуры и давления (низкоуглеродистая сталь) [214]



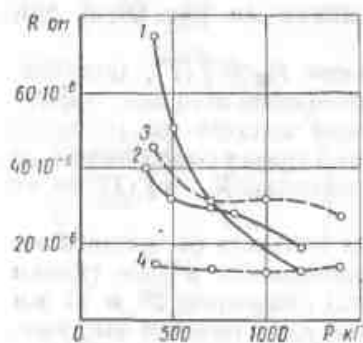


Рис. 67. Зависимость сопротивления контакта стержней из стали Ст. 3 в начале сварки от усилия сжатия и сварочного тока стержней диаметром:

1 — 20 мм,  $I_s = 11,5-13$  кА; 2 — 20 мм,  $I_s = 14,5-16,7$  кА; 3 — 35 мм,  $I_s = 14,5-17,5$  кА; 4 — 35 мм,  $I_s = 18,6-21,7$  кА

С увеличением усилия в контакте начальное сопротивление всей околоконтактной области не только уменьшается, но и становится более стабильным [116]. По мере разогрева контактное сопротивление быстро понижается и сопротивление околоконтактной области к концу сварочного нагрева почти не зависит от усилия.

Собственное омическое сопротивление свариваемых деталей зависит от удельного сопротивления, растущего с повышением температуры медленно для цветных металлов и быстро для сталей (рис. 68). Активное сопротивление при переменном токе увеличивается по сравнению с омическим в результате оттеснения тока к поверхности проводника (поверхностного эффекта), проявляющегося в наибольшей степени в ферромагнитных материалах и в проводниках большого диаметра.

При диаметре стержней из стали Ст.3 до 20 мм и  $f = 50$  гц поверхностным эффектом можно пренебречь (рис. 69) [117]. Активное сопротивление стержней диаметром 60—80 мм в 5 раз выше омического; при нагреве стали выше точки Кюри влияние поверхностного эффекта для этих стержней не превышает 10—15%. Суммарное сопротивление  $R_k + 2R_d$  стержней малого диаметра из магнитной стали изменяется резко, а стержней большого диаметра — относительно слабо (рис. 70).

Нагрев при сварке сопротивлением можно рассматривать как результат наложения температурных полей, создаваемых током, протекающим по бесконечному стержню, и тем же током, генерирующим тепло в самом контакте. При большом расстоянии между

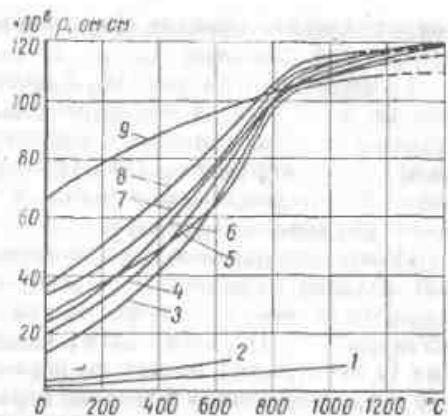


Рис. 68. Зависимость удельного электро-сопротивления от температуры:

1 — Св; 2 — Al; 3 — сталь 10; 4 — сталь 45; 5 — сталь Ст. 3; 6 — сталь 25НЗ; 7 — хромистая инструментальная сталь; 8 — сталь Р18; 9 — титановая сталь

токоподводящими губками  $2l'_{уст}$  (рис. 71) отвод тепла в них мало влияет на температуру в зоне стыка. Чтобы избежать излишних затрат энергии и устранить опасность потери устойчивости деталей в процессе осадки, обычно принимают  $I_{уст} \ll I'_{уст}$ . В таком случае теплоотвод в губки существенно влияет на температурное поле и температуру стыка.

Возникает вопрос — какова доля тепла, выделяемого непосредственно в стыке за счет его контактного сопротивления, в общем балансе тепла при сварке сопротивлением. Анализ процессов нагрева при точечной сварке [30] показал, что тепло, генерируемое на контактом сопротивлении, обычно не превышает 10% общего его количества. Качественно оценить это соотношение при сварке сопротивлением можно по графикам изменения сопротивлений  $2R_d$  и  $R_k$  (см. рис. 70). Если в первом приближении считать ток  $I_{ос}$  неизменным (в действительности  $I_{ос}$  изменяется на 15—20% из-за непостоянства сопротивления), то тепло, генерируемое на  $R_k$ , не превышает 10—15%. Вместе с тем выделение

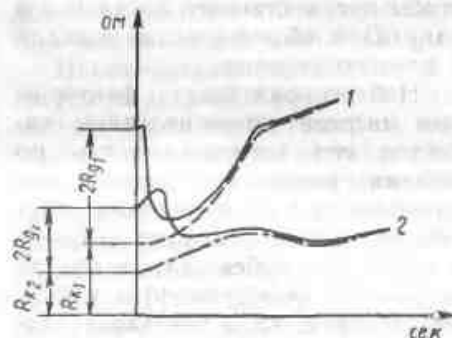


Рис. 70. Типовые кривые изменения в процессе сварки сопротивлением суммарного сопротивления зоны соединения стержней из стали Ст. 3 диаметром:

1 — до 20 мм; 2 — свыше 40 мм

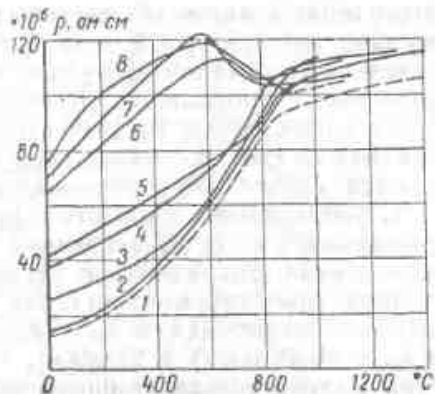


Рис. 69. Изменение активного удельного электросопротивления в зависимости от температуры для стержней из стали Ст. 3 диаметром:

1 — 8 мм; 2 — 20 мм; 3 — 30 мм; 4 — 40 мм; 5 — 50 мм; 6 — 60 мм; 7 — 70 мм; 8 — 80 мм

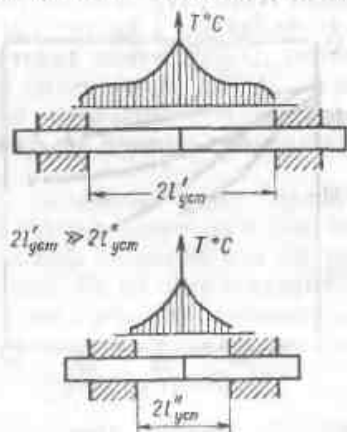


Рис. 71. Схема распределения средней температуры вдоль стержней из низкоуглеродистой стали, свариваемых сопротивлением при большом и малом расстоянии между токоподводящими губками

этого тепла в малом объеме зоны стыка приводит к резкому подъему здесь температуры, и хотя  $R_k$  с нагревом быстро исчезает относительно высокая температура в стыке и связанное с этим высокое удельное сопротивление (особенно для сталей) способствуют более интенсивному нагреву стыка даже после исчезновения  $R_k$ . В стыке за счет его начального контактного сопротивления создается концентратор тепловыделения.

С уменьшением скорости сварки роль этого концентратора уменьшается из-за выравнивания температуры в результате теплопроводности. Это видно (рис. 72) при сопоставлении распределения температуры в стержнях из стали 10 диаметром 7 и 28 мм, сваренных соответственно при  $t_{св} = 2,33$  сек ( $j = 65$  а/мм<sup>2</sup>,  $P = 100$  кГ) и  $t_{св} = 10,48$  сек ( $j = 27$  а/мм<sup>2</sup>,  $P = 500$  кГ). Градиент температуры у стыка меньше (концентрация тепловыделения проявляется здесь слабее) при большем  $t_{св}$ . Градиент температуры уменьшается также с ростом удельного сопротивления свариваемого металла, в частности при сварке аустенитной стали. Если при сварке стержней диаметром 33 мм из стали Ст. 3 максимальный градиент температур достигал  $220^\circ$  С/см, то при сварке стержней из аустенитной стали близкого диаметра (34 мм) максимальный градиент температуры не превышал  $160^\circ$  С/см. Следует отметить, что это не связано с теплопроводностью материала, так как с ее уменьшением градиент должен расти, а не падать.

В общем случае распределение температуры вдоль свариваемых деталей при сварке сопротивлением вполне благоприятно: градиент температуры не настолько велик, чтобы существенно затруднить пластическую деформацию

в стыке из-за близости к нему относительно холодных слоев металла, и не слишком мал для того, чтобы препятствовать локальной и направленной деформации металла в зоне соединения.

Неблагоприятным фактором при нагреве сопротивлением является его неравномерность по сечению свариваемых деталей, вызываемая двумя причинами: случайным распределением  $\alpha$ -пятен в стыке (в особенности в начале нагрева) и поверхностным эффектом. На рис. 73, а показаны изохроны температуры в двух диаметральных точках (1 и 2) стыка при нагреве сопротивлением стержней диаметром 20 мм из низкоуглеродистой стали с торцами,

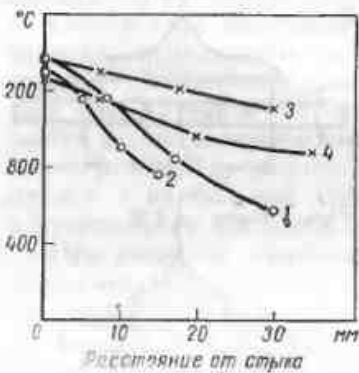


Рис. 72. Средняя температура к концу сварки сопротивлением [116] вдоль стержней:

сталь 10: 1 —  $\varnothing$  28 мм;  $j = 27$  а/мм<sup>2</sup>;  $P = 500$  кГ;  $t = 10,48$  сек; 2 —  $\varnothing$  7 мм;  $j = 65$  а/мм<sup>2</sup>;  $P = 100$  кГ;  $t = 2,33$  сек; аустенитная сталь: 3 —  $\varnothing$  34 мм;  $j = 15,3$  а/мм<sup>2</sup>;  $P = 1000$  кГ;  $t = 22,83$  сек; 4 —  $\varnothing$  45 мм;  $j = 16,15$  а/мм<sup>2</sup>;  $P = 700$  кГ;  $t = 16,6$  сек

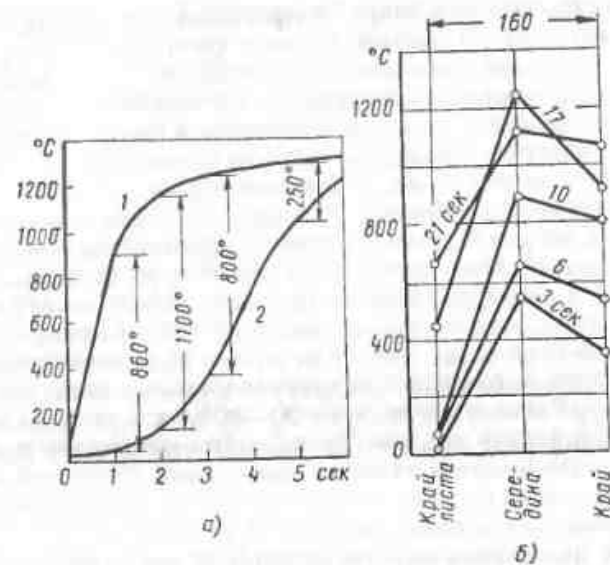


Рис. 73. Изменение фактической температуры в процессе сварки сопротивлением:

а — стержней  $\varnothing$  20 мм из стали Ст. 3 (термометры 1 и 2 привинчены на расстоянии 1 мм от плоскости соединения); б — листов из стали Ст. 3 сечением  $160 \times 3$  мм

обработанными на токарном станке [116]. Через 1 сек после начала нагрева перепад температуры достигал почти  $900^\circ$  С, через 2 сек —  $1100^\circ$  С. Только через 5 сек он снизился до  $250^\circ$  С. Значительная неравномерность нагрева по периметру сохранилась даже на расстоянии 6 мм от стыка; через 5 сек перепад температур еще составлял около  $400^\circ$  С.

Неравномерность нагрева в стыке особенно резко проявляется на деталях с развитым сечением: трубах, широких и тонких листах. Даже через 10 сек по ширине ленты сечением  $160 \times 3$  мм перепад температуры превышал  $800^\circ$  С (рис. 73, б). Выравниванию температуры по сечению способствуют два процесса: увеличение площади физического контакта по мере нагрева и пластической деформации (после исчезновения сопротивления  $R_k$  ток течет по всему сечению деталей) и теплопередача в плоскости стыка. Однако их эффект заметен только при длительном нагреве, который при сварке без защиты от окисления, как правило, нежелателен (см. ниже).

Поверхностный эффект наиболее существенен в начале процесса и растет с увеличением диаметра или толщины свариваемых деталей. При быстром нагреве поверхностный эффект может приводить к дополнительному перепаду температур по сечению.

Таким образом, при сварке сопротивлением, в первую очередь из-за случайного расположения мест физического контакта, нагрев идет очень неравномерно, с тем большим перепадом температур по сечению свариваемых деталей, чем оно больше и чем больше развит его периметр. Это одна из основных причин, ограничивающих практическое применение сварки сопротивлением деталями относительно малого сечения (проволоками).

На практике встречается еще одна причина неравномерного нагрева при сварке сопротивлением — неравенство сечений свариваемых деталей. Например, при сварке труб из-за допустимых отклонений в размерах проката разница сечений может достигать 10—15%. Неравенство сечений приводит к соответствующему различию плотностей тока. Если учесть, что выделение тепла в проводнике пропорционально квадрату плотности тока, то разница в температуре может достигнуть 20—30%. Следствием этого является неодинаковая деформация свариваемых деталей при осадке, что ведет к понижению качества соединений.

Равномерность нагрева можно повысить специальной подготовкой торцов соединяемых деталей. Для стержней целесообразна коническая подготовка одного из торцов; для труб — снятие фасок под небольшим углом [70]. Так, в процессе сварки сопротивлением труб из стали 20 размером  $32 \times 5,5$  мм нагрев до максимальной температуры  $1200^\circ\text{C}$  сопровождался перепадом температуры, достигавшим  $400^\circ\text{C}$  для плоских торцов за  $t_{\text{св}} = 8 \div 10$  сек и только  $50\text{--}60^\circ\text{C}$  для скошенных кромок под углом  $6^\circ$  за  $t_{\text{св}} = 5 \div 6$  сек.

При сварке сопротивлением без защиты качество соединений, и в особенности их пластичность, в решающей степени зависит от того, насколько удалось избежать окисления в стыке. Исключить доступ воздуха в зону стыка путем тщательной подготовки и установки свариваемых деталей в машине не удается. Однако наличие больших зазоров между торцами (при их конической подготовке) облегчает окисление.

При умеренной толщине окалины ее можно разрушить (см. § 3) путем направленной деформации с коэффициентом площади  $k_{\text{на}} = \frac{F_{\text{к}}}{F_{\text{н}}} > 5$  (для стали). Необходимость в большой деформации,

требующей в условиях принудительного формирования очень высоких давлений осадки, наряду со значительной неравномерностью нагрева резко ограничивает область рационального применения сварки сопротивлением (на воздухе). Особенно трудно сваривать детали с развитым периметром. При сварке труб с необходимой деформацией исчезает проходное отверстие в стыке. Сварка деталей компактного сечения требует очень больших усилий осадки, передача которых трением через токоподводящие зажимы затруднена.

При сварке сопротивлением проволоки значительная неравномерность нагрева отсутствует, а силовые параметры не имеют

решающего значения. Поэтому этот процесс широко используется. Однако необходимая степень деформации для некоторых материалов (ряда высоколегированных сталей, сплавов на никелевой основе) ведет к образованию недопустимых надрывов в зоне соединения, что иногда ограничивает применение сварки сопротивлением.

Г. П. Сахацкий показал, что при равномерном нагреве торцов за счет их специальной подготовки и при быстрой осадке на значительную величину по достижении заданной температуры сварка сопротивлением стержней диаметром до 50 мм и полос толщиной до 20 мм из нелегированной стали может обеспечить соединения с удовлетворительной структурой и свойствами [125]. Общая осадка в процессе нагрева и после его окончания составляет 14—18 мм при давлении 10—13 кг/мм<sup>2</sup>. Для предупреждения образования толстой окалины процесс должен идти с большой скоростью. Время сварки 2—5 сек обеспечивает высокую пластичность соединений с углом загиба  $180^\circ$ . Такой быстрый нагрев возможен при высокой плотности тока, порядка 30—40 а/мм<sup>2</sup>. В работе [125] нет данных по коэффициенту площади. Ориентировочный расчет показывает, что при суммарной осадке на 18 мм стержней диаметром 40—50 мм  $K_{\text{на}} \approx 4$ . Необходимость в специальной обработке торцов ограничивает эффективное применение такой технологии, а использование ее для сварки деталей с развитым профилем вряд ли даст надежные результаты из-за трудно устранимой в этом случае неравномерности нагрева.

## § 6. СВАРКА С НАГРЕВОМ ТОКАМИ ВЫСОКОЙ ЧАСТОТЫ

Находят применение сварочные процессы с кондукционным и индукционным подводом тока. В первом случае нагреваемое изделие включено непосредственно в цепь высокочастотного генератора (машинного с частотой 2,5 или 8 кГц, лампового — 70 или 450 кГц) через токоподводящие контакты; во втором случае изделие нагревается замыкающимися в нем вихревыми токами, наводимыми магнитным полем, создаваемым близко расположенным к изделию индуктором, подключенным к генератору т. в. ч. В обоих случаях нагрев т. в. ч. характеризуется значительной неравномерностью, вызванной неравномерным распределением плотности тока по сечению проводника в результате поверхностного эффекта, эффекта близости и катушечного (или кольцевого) эффекта.

При протекании тока частотой  $f$  в уединенном проводнике с удельной электропроводностью  $\gamma$  и магнитной проницаемостью  $\mu$  плотность тока  $j$  распределяется в нем по экспоненциальному закону. Степень неравномерности тока тем выше, чем меньше так называемая глубина проникания тока  $\Delta = \sqrt{\frac{1}{\pi f \gamma \mu}}$ , соответствующая расстоянию от поверхности проводника до точки, в которой  $j$  снижается в  $e$  раз.

Распределение напряженности поля  $\frac{E_m}{E_{m,0}}$  ( $j$  в любой точке пропорциональна  $E_m$ ) для шины толщиной  $2a$  в зависимости от безразмерного параметра  $\frac{2a}{\Delta}$  показано на рис. 74, а для случая,

когда  $\mu$  не зависит от  $j$  [48]. Для ферромагнитных материалов  $\mu$  существенно зависит от  $j$ . Для любых металлов и сплавов с повышением температуры падает удельная проводимость, а следовательно растет  $\Delta$ . Особенно заметно влияние температуры у сталей, претерпевающих при нагреве магнитное превращение. Нагрев выше точки Кюри резко уменьшает  $\mu$ , что наряду с падением  $\gamma$  существенно увеличивает глубину проникновения тока и уменьшает поверхностный эффект. Во всех случаях увеличение частоты  $f$  ведет к уменьшению  $\Delta$  и большей неравномерности распределения тока.

При протекании прямого и обратного токов по двум близко расположенным проводникам проявляется эффект близости: ток по периметру проводников распределяется неравномерно, его плотность в близлежащих точках проводников максимальная, а в наиболее удаленных — минимальная. Чем меньше расстояние между осями проводников  $2R$  и чем больше радиус сечения проводника  $r$ , тем сильнее проявляется эффект близости. Отношение максимальной плотности тока  $j_{\max}$  к минимальной  $j_{\min}$  равно:

$$\frac{j_{\max}}{j_{\min}} = \frac{R+r}{R-r} \quad (20)$$

Например, при  $R = 2 \text{ см}$  и  $r = 1 \text{ см}$  это отношение равно 3.

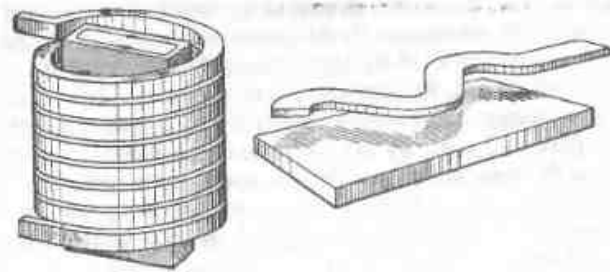


Рис. 75. Вихревые токи в пластине, помещенной в соленоид и параллельной индуктору

Если линейный проводник с радиусом  $r \rightarrow 0$  располагается на расстоянии  $h$  от поверхности плоского токопроводящего тела неограниченной ширины, то распределение плотности тока на этой поверхности, пропорциональное величине  $\frac{1}{h \left[ 1 + \left( \frac{y}{h} \right)^2 \right]}$ , будет

зависеть от  $h$  (рис. 74, б): чем меньше  $h$ , тем резче проявляется эффект близости и тем уже зона с высокой плотностью тока. Катушечный эффект состоит в том, что при обтекании соленоида переменный ток сосредоточивается на его внутренней поверхности.

Тепловыделение в проводнике пропорционально квадрату плотности тока; поэтому при быстрот протекающих сварочных процессах, когда теплопередача не оказывает решающего влияния на температурное поле, степень неравномерности нагрева может быть значительно выше, чем неравномерность  $j$ .

Если поместить проводящее тело в переменное магнитное поле соленоида или расположить его рядом с индуктором (рис. 75), включенным в цепь переменного тока, то в этом теле индуцируются замкнутые в нем вихревые токи обратного направления (по отношению к току в индукторе). Как и при кондукционной схеме включения, здесь появляются эффекты, способствующие сосредоточению тока у поверхности проводника и в зонах, близких к индуктору.

В связи со значительной неравномерностью распределения тока высокочастотный нагрев плохо приспособлен для сварки деталей большого диаметра и толстостенных труб. Продолжительность нагрева обычным кольцевым индуктором, при которой перепад температуры между поверхностью и сердцевинной стержня из низкоуглеродистой стали не превышает  $100^\circ \text{C}$ , очень велика (рис. 76) и заметно растет с увеличением частоты [48]. Например, для стержня диаметром 60 мм это время составляет при  $f = 1000, 2500$  и  $8000 \text{ гц}$  соответственно 55, 100 и 165 сек.

Рассмотрим подробнее особенности высокочастотного нагрева при сварке встык труб. В этом случае ограниченная глубина

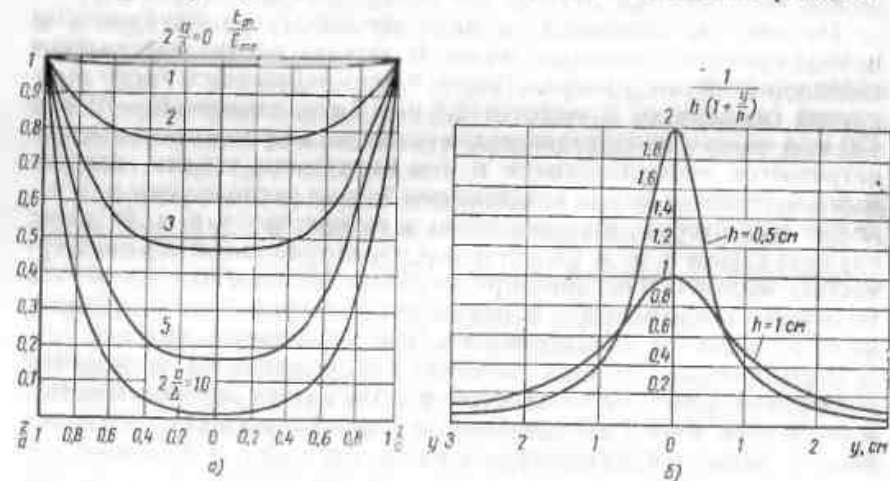


Рис. 74. Распределение относительной напряженности электрического поля (относительной плотности тока) по толщине шины (а) и распределение вихревых токов в плоской проводящей поверхности при малом (0,5 см) и большом (1 см) расстоянии проводника с током от поверхности (б)

проникновения тока должна сказаться меньше, чем при нагреве деталей сплошного сечения. Эксперименты проводили на трубах из перлитной стали (12Х1МФ) диаметром 32 мм с толщиной стенки до 6 мм, нагреваемых кольцевым индуктором [137]. Даже при идеальной соосности индуктора и трубы нагрев зоны сварки неравномерен (рис. 77, а): а) по толщине стенки — в результате совместного действия поверхностного эффекта и эффекта близости; б) вдоль образующей трубы — из-за эффекта близости и в) по периметру трубы — вследствие зазора  $\Delta$  между прямой и обратной ветвями индуктора.

Неравномерный нагрев вдоль оси трубы способствует получению прочного соединения с незначительной деформацией металла внутрь (при сварке труб очень важно сохранение проходного отверстия) благодаря концентрации пластической деформации при осадке в узкой зоне. Неравномерный нагрев по толщине стенки ( $\Delta T_1$ ) и в особенности по ее периметру ( $\Delta T_2$ ), наоборот, затрудняет сварку.

Наиболее эффективно воздействует на распределение температуры вдоль трубы изменение частоты: с ее увеличением зона интенсивного нагрева уменьшается. Например (рис. 77, б), для сварки труб диаметром 25—42 мм целесообразнее использовать ток частотой 8000 гц, чем 2500 гц. Изменение ширины  $b$  индуктирующего провода не позволяет существенно сузить зону нагрева, так как при уменьшении  $b$  от 14 до 6 мм ширина зоны нагрева до 800° С изменяется всего на 2 мм; практически малая ширина индуктора затрудняет его охлаждение, и он становится ненадежным в работе.

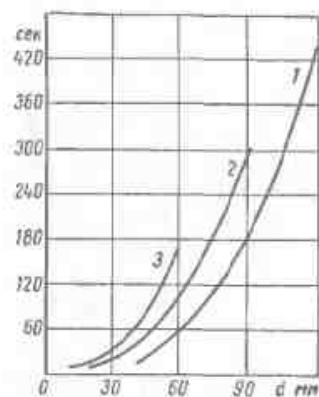


Рис. 76. Зависимость времени индукционного нагрева с перепадом температуры по сечению до 100° С от диаметра нагреваемого стержня из низкоуглеродистой стали при частоте тока:

1—1000 гц; 2—2500 гц; 3—8000 гц

Влияние зазора  $\Delta$  (см. рис. 77, а) можно уменьшить рациональной конструкцией индуктора. Так, если при нагреве индуктором, согнутым из профилированной медной трубки ( $\Delta=3$  мм)  $\Delta T_2 = 70^\circ \text{C}$ , то при использовании точечного индуктора ( $\Delta=1+1,5$  мм)  $\Delta T_2 \leq 45^\circ \text{C}$ . Индуктор с железным сердечником давал в аналогичных условиях  $\Delta T_2 = 20^\circ \text{C}$ .

Исходя из общих закономерностей распределения тока в результате эффекта близости (см. рис. 74, б) уменьшение расстояния от индуктора до нагреваемой поверхности (а в случае нагрева трубы кольцевым индуктором — уменьшение зазора между индуктором и трубой) приводит к большему сосредоточению тока у оси индуктора и соответственно к сужению зоны интенсивного

нагрева (рис. 77, а). Однако зазор менее 6—7 мм при сварке труб (диаметром 32 мм) практически неприемлем по двум причинам: во-первых, неизбежное взаимное смещение осей трубы и индуктора (в пределах до 1 мм) при малом зазоре приводит к резкому изменению условий нагрева по периметру трубы (при среднем зазоре 4 мм нагрев стыка из-за смещения осей на 1 мм сопровождается перепадом температуры более 100°, при зазоре 7 мм в этих же условиях перепад не превышает 50°) и, во-вторых, увеличение диаметра трубы в стыке в процессе осадки приводит к резкому перегреву и подплавлению поверхностных слоев высаженного металла, а иногда и короткому замыканию с индуктором.

Перепад температуры по толщине стенки трубы ( $\Delta T_1$ , см. рис. 77, а) в плоскости стыка, совпадающей с осью индуктора, растет с увеличением толщины стенки и с уменьшением зазора между индуктором и поверхностью трубы (рис. 78); замедление процесса в результате теплопередачи приводит к более равномерному нагреву стыка. Достаточно равномерный нагрев стыка труб диаметром 32 мм с толщиной стенки 3,5—4 мм достигается за 5—

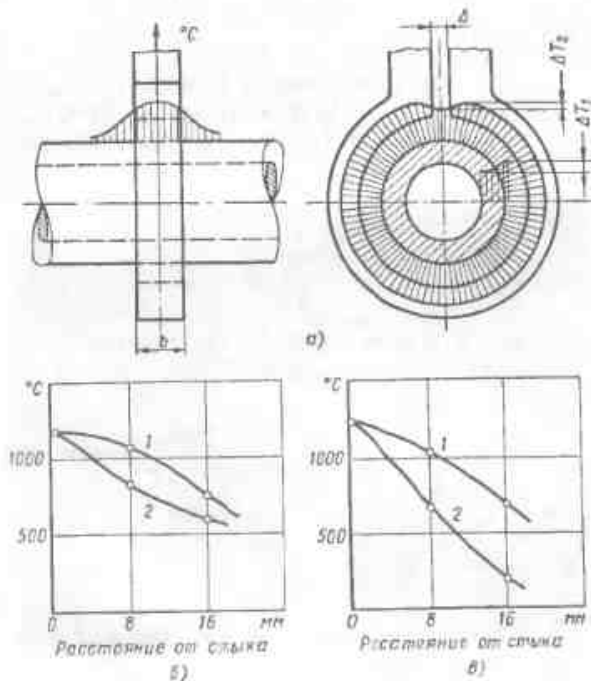


Рис. 77. Индукционный нагрев при сварке стык труб: а — схема распределения температуры; б — температурное поле вдоль оси труб при нагреве током 2500 гц (1) и 8000 гц (2); в — температурное поле вдоль оси труб 32 мм при зазоре между индуктором и трубой 7 мм (1) и 4 мм (2) [137]

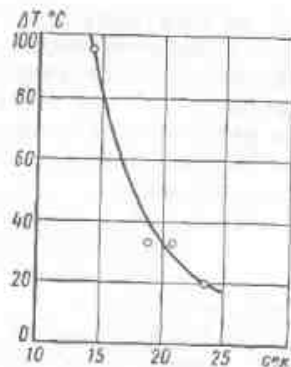


Рис. 78. Перепад температуры в стыке по толщине стенки трубы из стали 20 размером  $32 \times 6$  мм в зависимости от длительности нагрева током 8000 гц до максимальной температуры в стыке  $1200^\circ\text{C}$  (внутренний диаметр индуктора 40 мм) [137]

Сварка с нагревом т. в. ч. может создавать необходимые условия пластической деформации благодаря концентрированному нагреву с относительно легко регулируемым градиентом температуры (вдоль оси трубы). Эти условия особенно благоприятны для сварки труб — большой градиент температуры на внутренней поверхности (см. рис. 79, б) приводит к предпочтительной деформации во внешнем направлении и к сохранению проходного отверстия в стыке.

Основные трудности при сварке с нагревом т. в. ч. без оплавления и защиты связаны с окислением нагреваемых торцов. Ин-

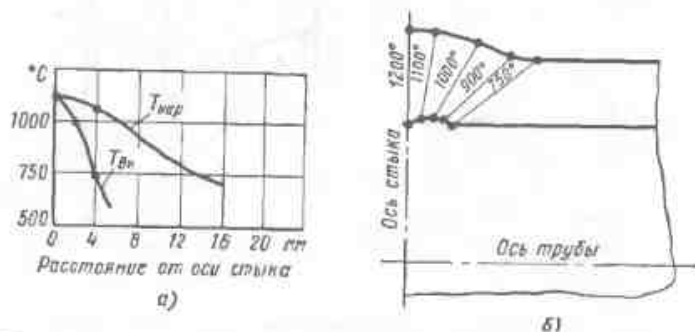


Рис. 79. Распределение температуры по образующей трубы на ее наружной и внутренней поверхностях (а) и схема изотерм к концу нагрева (током 8000 гц) и осадки труб размером  $32 \times 6$  мм (б) [137]

дукционный нагрев затрудняет разрушение окислов в стыке путем деформации со значительным коэффициентом  $k_{пл}$ , так как это возможно только при большом зазоре между индуктором и свариваемым изделием, делающим процесс неэффективным. Делались попытки преодолеть эти трудности при сварке перлитной стали нагревом выше температуры плавления эвтектики Fe—FeO ( $1370^\circ\text{C}$ ) с ее вытеснением из стыка при осадке (см. рис. 50, В) [48]. В этих опытах на трубах из стали 20 размером  $32 \times 3$  мм получили следующие результаты испытаний на растяжение и изгиб соединений, сваренных на воздухе.

$T_{ст}$ в $^\circ\text{C}$	1080	1200	1280	1380
$\rho_{ос}$ в $\text{кг/мм}^2$	8	7	6	4,5
Количество стыков с удовлетворительными механическими свойствами в %	25	45	50	100

Нагрев стали до температуры, близкой к солидусу, сопровождался значительным ростом зерна с образованием видманштеттовой структуры. Особенно неблагоприятно то, что неизбежный перегрев выше температуры солидуса сопровождается частичным оплавлением зерен в околостыковой зоне и появлением усадочных дефектов (рыхлот, раковин, рис. 80), недопустимых в соединениях труб ответственного назначения. При толщине стенки труб 5—6 мм применение нагрева до температуры, близкой к солидусу, исключается в связи с неизбежным большим перепадом температуры по сечению и широкой зоной нагрева.

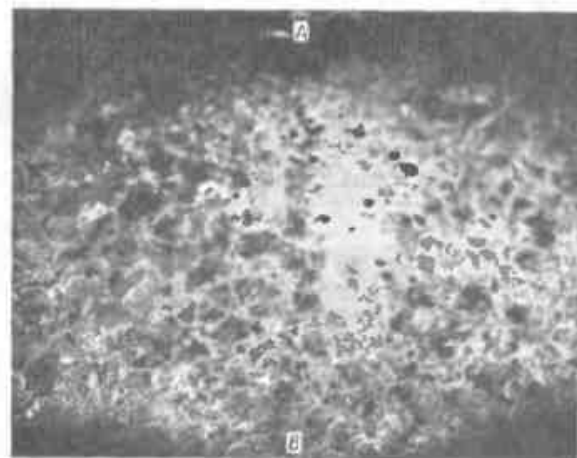


Рис. 80. Макроструктура стенки трубы из низкоуглеродистой стали со стыком в плоскости АВ (А — наружная; В — внутренняя поверхности трубы), сваренной с нагревом т. в. ч. до температуры, близкой к солидусу;  $\times 20$

Нагрев т. в. ч. широко используется в изготовлении сварных труб с прямым, а иногда со спиральным швом. Применяются две принципиально отличающиеся схемы: так называемая индукционная сварка и радиочастотная сварка (в индукционном или кондукционном вариантах). При индукционной сварке сформованную из ленты (обычно из низкоуглеродистой стали) трубную заготовку  $I$  пропускают в специальном стане под индуктором (рис. 81), соединенным с генератором частотой 2,5 или 8 кГц. В трубной заготовке возникают вихревые токи, мгновенное направление которых показано на схеме. Эти токи, протекающие вдоль обеих кромок в одном и том же направлении, нагревают их, а расположенные за индуктором ролики сжимают заготовку силами  $P$  и завершают сварку при осадке на величину  $(0,5 \pm 1,0)\delta$  ( $\delta$  — толщина стенки трубы). В такой схеме эффект близости проявляется только между противоположно направленными токами в индукторе и трубе; вихревые токи, протекающие вдоль свариваемых кромок в одном направлении, под действием эффекта близости не стягиваются, а, наоборот, отталкиваются. В результате этого, а также теплопередачи кромки прогреваются на относительно большую ширину и предельная их температура не должна превышать солидуса (иначе могут выплавляться большие объемы металла с образованием прожогов). Хотя скорость индукционной сварки, как правило, достигает 30—45 м/мин, из-за большого расстояния от места начала нагрева до оси сжимающих роликов нагреваемые кромки 1—2 сек контактируют с воздухом. При высокой температуре этого времени достаточно для образования сравнительно толстого слоя окислов. Поэтому для получения труб с приемлемыми свойствами применяют высокотемпературный нагрев (до 1370—1450° С) и удельное давление 4—5 кг/мм<sup>2</sup>. Удовлетворительная сварка этим способом труб из легированных сталей (если на них образуются более тугоплавкие окислы, чем FeO), а также труб из цветных металлов, окислы которых всегда относительно тугоплавки, невыполнима.

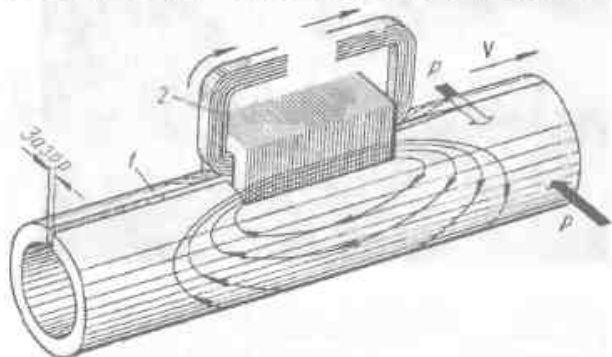


Рис. 81. Мгновенное направление вихревых токов при индукционной сварке продольным швом ( $v$  — скорость сварки)

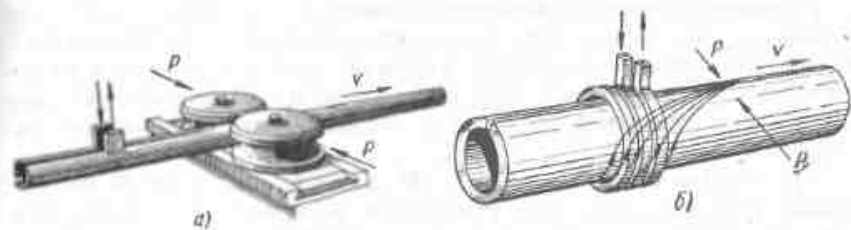
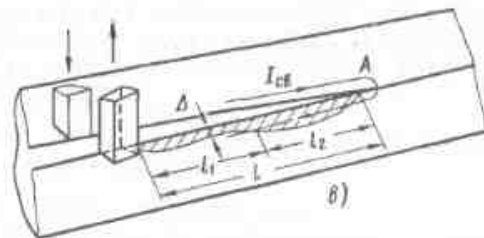


Рис. 82. Схема протекания тока в трубе при радиочастотной сварке:

а — кондукционный вариант; б — индукционный вариант [51];  $\delta$  — глубина проникновения тока на участках кромок трубной заготовки, нагретых ниже и выше точки Кюри [48]



При радиочастотной сварке как по кондукционной (рис. 82, а), так и по индукционной схеме (рис. 82, б) направление тока  $I_{св}$  в кромках трубы противоположное (рис. 82, а). В связи с этим эффект близости приводит к концентрации тока на поверхности кромок тем большей, чем выше частота  $f$ . Применение токов радиочастоты ( $f = 450$  кГц) даже при нагреве выше точки Кюри (для ферромагнитной стали) дает очень малую глубину проникновения тока за счет поверхностного эффекта ( $\Delta \approx 0,7$  мм). Эффект близости дополнительно уменьшает толщину интенсивно нагреваемого металла, и при рационально выбранных параметрах процесс удается вести с образованием на кромках вблизи точки их схождения  $A$  тонкой пленки оплавленного металла. При сварке труб из ферромагнитной стали на участке, нагретом ниже точки Кюри, глубина проникновения тока (см. рис. 82, а) значительно меньше, чем там, где металл прошел магнитное превращение (участок  $l_2$ ). Сварка токами радиочастоты в большинстве случаев идет с оплавлением кромок.

Итак, условия получения соединения с высокими механическими свойствами при сварке в твердом состоянии без оплавления и без защиты от окисления (равномерный нагрев в узком температурном интервале, значительная и, по возможности, направленная деформация) достаточно полно удовлетворяются только при пресовой сварке (с общим нагревом). При стыковой сварке сопротивлением трудно обеспечить равномерный нагрев, хотя специальная подготовка торцов облегчает решение этой задачи. Возможность большой, направленной деформации с принудительным формированием соединения по существу ограничивается только параметрами используемого оборудования, хотя в частном случае сварки встык труб необходимость сохранения проходного отверстия резко ограничивает допустимую степень деформации.

Основная трудность стыковой сварки с нагревом т. в. ч., во всяком случае сварки труб встык, связана не столько с неравномерностью нагрева (кольцевой индуктор может обеспечить удовлетворительные условия нагрева), сколько с невозможностью разрушения окислов в стыке из-за ограниченной деформации при осадке.

При сварке без оплавления и без защиты, как правило, значительно труднее обеспечить стабильное качество соединений, чем при сварке с оплавлением или без оплавления, но с защитой от окисления. Этим, по существу, и определяются перспективы применения рассматриваемых процессов.

## Глава V

### СВАРКА С ОПЛАВЛЕНИЕМ ПРИ КРАТКОВРЕМЕННОМ НАГРЕВЕ НА ВОЗДУХЕ ( $P$ , $T$ -ПРОЦЕССЫ)

Наибольшее практическое значение имеют два процесса: контактная стыковая сварка оплавлением и радиочастотная сварка, в первую очередь, продольных или спиральных швов труб. К этой же группе процессов можно отнести сварку труб продольным швом с нагревом сопротивлением. При этом способе сварки синусоидальное изменение тока промышленной или повышенной (до 300—360 *гц*) частоты ведет к периодическому изменению интенсивности тепловыделения и чередованию по длине шва участков, нагретых ниже и выше температуры плавления т. е. участков, сваренных без оплавления и с оплавлением кромок [64]. Сварку с оплавлением кромок по всей длине практически осуществить по рассматриваемой схеме не удастся из-за стекания жидкого металла на перегретых участках, нарушения формы шва и снижения его качества.

#### § 1. РАДИОЧАСТОТНАЯ СВАРКА

Важнейшая особенность этого процесса связана с постепенным нагревом свариваемых кромок на относительно длинном участке (40—100 *мм* в зависимости от их толщины) от точки схождения кромок до токоподводящих контактов или индуктора (см. рис. 82). Дополнительный местный нагрев в точке *A*, вызываемый сгущением линий тока при изменении его направления на 180°, невелик. Благодаря этому случайные местные нарушения процесса, вызываемые загрязнением кромок, заусенцем и т. д., существенно не влияют на конечную температуру в очаге сварки. Это один из факторов, определяющих высокую стабильность качества соединений при радиочастотной сварке.

Принципиально возможны три технологических варианта радиочастотной сварки стальных труб (рис. 83) [51]:

1. Кромки нагреваются ниже температуры плавления металла  $T_{пл.м.}$ , но выше  $T_{пл.ок}$  окисла. Жидкие окислы выдавливаются из соединения при относительно высоком давлении (около



5 кг/мм<sup>2</sup>). Значительная осадка приводит к образованию снаружи и внутри трубы гладкого, но высокого валика грата. Процесс применим только для труб из стали с содержанием до 0,25% С, для которой температура солидуса выше точки плавления эвтектики Fe—FeO. Он нетипичен для радиочастотной сварки, важнейшее преимущество которой — возможность получения на кромках пленки расплавленного металла. Узкий температурный диапазон ( $T_{пл.м} > T_{ср} > T_{пл.ок}$ ) снижает стабильность результатов. Практически этот вариант технологии не применяется.

2. При подходе к точке А кромки не оплавлены и оплавляются только в результате тепловыделения в этом месте. Удаление окислов облегчается, так как они вытесняются из стыка вместе с оплавленным металлом во время осадки, осуществляемой при относительно низком удельном давлении (2—3 кг/мм<sup>2</sup>).

3. Кромки оплавляются еще до их схождения. Между кромками образуются перемишки расплавленного металла, создающие более короткий путь для протекающего вдоль кромок тока [51]. Высокая плотность тока в перемишке приводит к ее чрезвычайно быстрому нагреву и взрывообразному разрушению с выбрасыванием частиц жидкого металла (рис. 84, а) и образованием на кромках

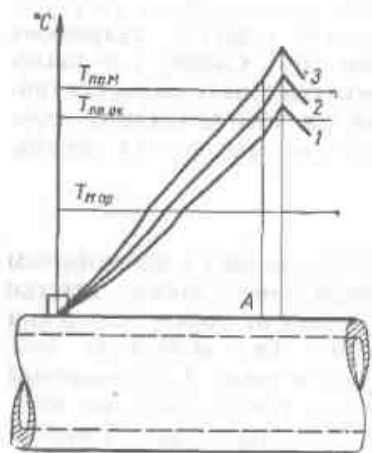


Рис. 83. Схема распределения температуры вдоль кромок при радиочастотной сварке прямошовных стальных труб:

1 — без оплавления металла; 2 — с оплавлением в месте схождения кромок; 3 — с оплавлением кромок до места их схождения ( $T_{пл.м}$  — температура солидуса металла;  $T_{пл.ок}$  — температура плавления окислов;  $T_{ср}$  — температура магнитного превращения стали)

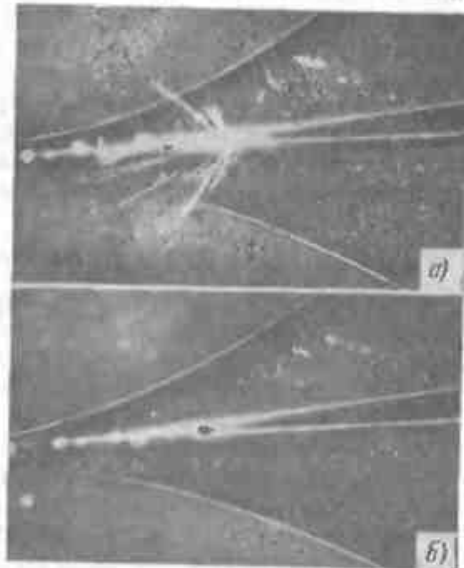


Рис. 84. Кадры скоростной киносъемки процесса радиочастотной сварки с расплавлением металла до точки схождения кромок:

а — момент разрушения перемишки расплавленного металла; б — образование кратера на кромках после разрушения перемишки [51]

кратера (рис. 84, б). При таком процессе для сварки нелегированной стали давление осадки составляет 2—3 кг/мм<sup>2</sup>.

При сварке труб из низкоуглеродистой или низколегированной стали, для которых  $T_{пл.ж} > T_{пл.ок}$ , целесообразно применение второго варианта процесса, так как при нем по сравнению с третьим вариантом несколько меньше грат и снижается потребляемая мощность.

Для сварки труб из сталей, образующих тугоплавкие окислы (например, аустенитных сталей), а также цветных металлов, окислы которых очень тугоплавки (например,  $Al_2O_3$ ), применим только третий вариант процесса.

Интересно проанализировать, при каких условиях радиочастотной сварки на поверхности расплавленного слоя металла возможно образование обособленной пленки окисла (твердого или жидкого). За время  $t_1 = l/v_{ср}$  (где  $l$  — длина участка нагрева) на стали образуется окалина толщиной  $\Delta_{пл}$  с содержанием кислорода на единицу поверхности

$$\dot{g}_{O_2} = \Delta_{пл} \gamma_{пл} c_{пл}$$

где  $\gamma_{пл}$  — плотность пленки, для вюститита на низкоуглеродистой стали она равна 5,6 г/см<sup>3</sup>;

$c_{пл}$  — весовое содержание кислорода; для вюститита ~ 23%.

Если образуется пленка расплавленного металла толщиной  $\Delta_m$ , то предельное содержание кислорода, растворенного в этой пленке, составит

$$\dot{g}_{O_2}^* = \Delta_m \gamma_m c_m$$

где  $\gamma_m$  — плотность стали;

$c_m$  — предельная растворимость в ней кислорода;  $c_m \approx 0,2\%$  при температуре плавления.

Пленка окислов образуется при  $\dot{g}_{O_2} > \dot{g}_{O_2}^*$ . В частном случае при  $v_{ср} = 50$  м/мин и  $l = 50$  мм  $t_1 = 0,06$  сек и для средней температуры 1200° С толщина пленки, рассчитанная по константе скорости окисления, составит  $1,4 \cdot 10^{-3}$  см. Этому соответствует  $\dot{g}_{O_2} = 1,8 \cdot 10^{-3}$ . При пленке расплавленного металла толщиной 0,1 мм  $\dot{g}_{O_2}^* = 15,7 \cdot 10^{-8}$  г/см<sup>2</sup>. Таким образом, количество кислорода в окисной пленке на порядок больше, чем в металле при его насыщении. Отсюда следует, что окислы на железе в условиях радиочастотной сварки должны образовывать самостоятельную фазу, хотя в случае возникновения легкоплавких окислов возможно образование смеси жидкого металла и окислов. При очень малой растворимости кислорода в металле (например, у алюминия) окислы выделяются в виде обособленной фазы.

При образовании тугоплавких окислов, например  $FeCr_2O_4$ , на аустенитной стали, даже в случае благоприятного соотношения толщин слоев расплавленного металла и окисла, допускающего полное растворение в металле кислорода окалины, растворение

твердых окислов в жидком металле может не завершиться из-за быстрого затвердевания расплавленного металла.

В результате очень кратковременного существования слоя расплавленного металла растворенный в нем кислород не успевает заметно продиффундировать в глубь твердого металла, что способствует получению соединений высокого качества.

Как правило, с увеличением скорости радиочастотной сварки, иногда превышающей 60 м/мин, качество соединений улучшается, что связано с уменьшением длительности контакта нагреваемых кромок с воздухом и с большей концентрацией пластической деформации в стыке. Следует отметить, что сварка с оплавлением при узкой зоне нагрева дает хорошие результаты только при ровной поверхности оплавленных кромок. Глубокие кратеры на торцах, как, например, при стыковой сварке оплавлением, могут быть закрыты при осадке на относительно большую величину, что очень сложно при чрезмерно узкой зоне нагрева.

Увеличение скорости сварки труб из низкоуглеродистой стали от 20 до 60 м/мин, несмотря на появление в стыке твердых структурных составляющих, не вызывает охрупчивания соединения вследствие очень узкой зоны термического влияния (при  $v_{св} = 60$  м/мин она не превышает 0,2—0,3 мм) [51]. При  $v_{св} = 20$  м/мин в соединении наблюдается феррит, включения троостита и сетка видманштеттовой структуры, с увеличением скорости до 40 м/мин исчезает видманштеттова структура и появляется мартенсит твердостью до 51,0 кг/мм<sup>2</sup>. При  $v_{св} = 60$  м/мин количество мартенсита резко увеличивается.

Принципиально важно, что в процессе сварки с оплавлением кромок степень деформации при осадке определяется выдавливанием расплавленного металла и выравниванием соединяемых поверхностей, а не условиями разрушения окисных пленок, как это требуется при сварке без оплавления (сопротивлением). Например, при радиочастотной сварке труб из низкоуглеродистой стали с толщиной стенки до 3 мм высота валика грата составляет 0,1—0,4 мм [48], что соответствует коэффициенту площади  $k_{пл} = 1,07 \div 1,27$ . Для стыковой сварки сопротивлением стали без специальной защиты необходимо, чтобы  $k_{пл} \geq 5$ .

## § 2. СТЫКОВАЯ СВАРКА ОПЛАВЛЕНИЕМ

**Процесс оплавления.** Этот процесс может выполняться без подогрева (непрерывным оплавлением) или с подогревом, обычно импульсами тока при возвратно-поступательном движении одной из свариваемых деталей. Роль оплавления и подогрева сводится к получению требуемого температурного поля с образованием на оплавливаемых торцах более или менее равномерного слоя жидкого металла. Последующая осадка выравнивает соединяемые по-

верхности, вытесняет из зазора между ними расплавленный металл и окислы (если они образовались) и формирует прочное соединение.

Получение при сварке оплавлением бездефектных соединений с высокой прочностью и пластичностью основано на предупреждении окисления, а если это не удается, то на удалении окислов из стыка при осадке вместе с расплавленным металлом (см. рис. 50). Только в этом случае стык может быть свободен от окисных включений при относительно малой степени деформации, которая, как правило, характеризуется коэффициентом площади  $k_{пл} \ll 2$ . Сварка же сопротивлением для разрушения окисных пленок требует деформации с  $k_{пл} \geq 5$  (для стали).

Для образования на оплавливаемых торцах слоя жидкого металла перед осадкой необходим равномерный их нагрев по всей поверхности, а для предупреждения преждевременного затвердевания этого слоя (до полного вытеснения окислов) — прогрев свариваемых деталей на достаточную глубину. Все это накладывает жесткие требования на температурное поле в свариваемых деталях. Чтобы проанализировать особенности тепловых процессов при сварке оплавлением, необходимо рассмотреть природу и свойства действующих источников тепла.

При импульсном подогреве распределение температуры по торцам зависит от случайного расположения их контактирующих участков (как в случае сварки сопротивлением, см. рис. 73). Однако паузы между импульсами тока способствуют некоторому выравниванию температуры.

В процессе оплавления детали сближаются с постоянной или, чаще, переменной скоростью при включенном сварочном токе. В момент касания торцов возникают электрические контакты. В начале оплавления в контакт вступают поверхности твердого металла, в дальнейшем возможны контакты между пленками жидкого металла или окисла.

При оплавлении осевое усилие сжатия торцов относительно невелико. Так, для труб сечением около 350 мм<sup>2</sup> даже его максимальное значение в момент взрывообразного разрушения контакта не превышает 15—20 кг [38]. Поэтому электрическое сопротивление контактов велико и в них выделяется много тепла: металл в контакте и прилегающей к нему области очень быстро расплавляется с образованием между торцами перемычек жидкого металла (рис. 85), служащих кратковременными проводниками тока,

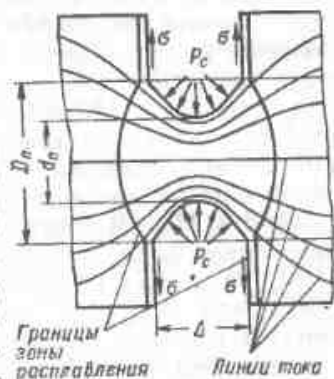


Рис. 85. Схема перемычки расплавленного металла при сварке оплавлением

Размеры перемычки определяются действием двух основных сил: поверхностного натяжения  $\sigma$ , стремящегося увеличить диаметр перемычки  $d_n$  в особенности при сближении деталей (так как с увеличением  $d_n$  уменьшается поверхность металла и, как следствие, ее свободная энергия), и электромагнитных сил  $P_c$ , стремящихся сжать проводник, обтекаемый током, и разорвать его [8].

Силы  $P_c$  пропорциональны квадрату тока и отношению  $I_p \frac{D_n}{d_n}$ .

Кроме того, силы взаимодействия тока в перемычке с магнитным полем вызывают ее перемещение между торцами и выталкивание из сварочного контура.

В момент перехода переменного тока через нуль  $P_c = 0$  и форма перемычки определяется только поверхностным натяжением. При этом непрерывное сближение деталей увеличивает  $d_n$ . Однако в следующий момент ток в перемычке быстро нарастает и  $d_n$  начинает уменьшаться под действием сил  $P_c$ . Растущая плотность тока в результате его синусоидального изменения и стягивания перемычки ведет к интенсивному ее нагреву. При достаточной плотности тока металл в центре перемычки испаряется. Одновременно возможно и выделение из металла газов, в частности, кислорода (в результате диссоциации окислов при высокой температуре). Стремительный рост давления паров металла и газов внутри перемычки приводит к ее взрывообразному разрушению. Расплавленные частицы металла выбрасываются в виде искр, а оплавливаемые детали несколько укорачиваются. Плавное их сближение ведет к последовательному возникновению и разрушению перемычек с образованием непрерывного потока искр, характерного для сварки оплавлением.

Ускоренная киносъемка (3000 кадров в секунду) показала, что начальная скорость частиц металла, выбрасываемых при взрыве перемычки, достигает 60 м/сек [35]. Исходя из предположения, что в момент взрыва вся энергия, накопленная в перемычке под давлением, переходит в кинетическую энергию вылетающих частиц, рассчитали это давление. При  $v = 60$  м/сек оно составляет для стали  $p_{ин} = 140$  кг/см<sup>2</sup> [38]. Другой метод расчета, основывающийся на осевом усилии, развиваемом в момент взрыва перемычки (15—20 кг), дает  $p_{ин} = 320 \div 1600$  кг/см<sup>2</sup>. При таком давлении железо может находиться в виде пара только при  $T = 7000 \div 8000^\circ$  К [15]. В опытах по взрыву током очень тонких проволок экспериментально установлено повышение температуры до 20000° С [139]. Температуры такого порядка возможны только в центре перемычки. В ее основании, находящемся на оплавливаемом торце, температура вряд ли намного превышает температуру плавления металла. Это подтверждается тем, что в зоне стыка при сварке стали оплавлением не обнаруживается следов ее взаимодействия с азотом [45].

После взрыва перемычки на торцах остаются лунки-кратеры

диаметром  $D_n$ . Следующий контакт-перемычка, как правило, образуется на другом участке там, где расстояние между торцами минимальное. Так как глубина отдельного кратера всегда намного меньше суммарного укорочения деталей при оплавлении, перемычки многократно образуются по всему оплавленному сечению. Тепло, выделяемое током на сопротивлении перемычек, — основной источник нагрева оплавливаемых деталей. При оплавлении всего их сечения на одинаковую величину среднее количество тепла, выделяемое на торцах, одинаково и, как следствие, средняя температура любого их участка должна быть также одинаковой. Однако мгновенное распределение температуры на торцах может быть очень неравномерным. Там, где в данное время существует перемычка, металл расплавлен, а на дне соседнего кратера в результате отвода тепла возможно его охлаждение ниже температуры солидуса с образованием окислов.

Оплавленные торцы имеют неровную поверхность. При осадке для закрытия зазора  $\Delta_0$  (см. рис. 106) и дальнейшего сближения торцов до полного удаления из стыка жидкого металла и окислов требуется некоторое время  $\Delta t_1$  тем меньше, чем ровнее торцы и чем выше скорость осадки. Между разрушением и возникновением двух последовательных перемычек в одной точке проходит время  $\Delta t_2$ . Поэтому на отдельных участках торцов от момента разрушения последней перемычки до фактического закрытия зазора при осадке проходит время  $\Delta t = \Delta t_1 + \Delta t_2$ , в течение которого металл на дне кратера может остывать в контакте с атмосферой. Для сохранения возможности удаления из стыка окислов (при относительно небольшой деформации осадки, характерной для сварки оплавлением) температура на торцах не должна опускаться ниже  $T_2$  — температуры плавления окислов (легкоплавких) или температуры, при которой оплавленный металл теряет свойства жидкотекучести (при тугоплавких окислах).

Интервал времени  $\Delta t_0$ , достаточный для охлаждения металла на торцах от  $T_1$  (средней температуры оплавленных торцов перед осадкой) до  $T_2$ , в первом приближении, равен

$$\Delta t_0 = \frac{\delta_p \gamma [c(T_1 - T_2) + m_0]}{\lambda \frac{dT}{dx}}, \quad (21)$$

где  $\delta_p$  — толщина слоя жидкого металла на торцах;  $\gamma, c, \lambda, m_0$  — удельный вес, удельная теплоемкость, коэффициент теплопроводности и скрытая теплота плавления свариваемого металла;

$\frac{dT}{dx}$  — градиент температуры у торца (вдоль оси свариваемых деталей).

Числитель в уравнении (21) — количество тепла, на которое уменьшается теплосодержание слоя расплавленного металла единичной площади при охлаждении от  $T_1$  до  $T_2$ , а знаменатель —

тепло, отводимое от торца в единицу времени за счет теплопередачи. Из этого уравнения следует, что  $\Delta t_0$  тем меньше, а следовательно, опасность застревания в стыке окислов тем выше, чем меньше  $\delta_p$ , и  $T_1 - T_2$  и чем больше  $\frac{dT}{dx}$ . При сварке деталей небольшого сечения из сталей, когда  $\delta_p = 0,1 \div 0,3$  мм,  $\Delta t_0$  составляет 0,02—0,10 сек. При сварке металлов, образующих тугоплавкие окислы, в частности сталей, легированных хромом,  $T_1 - T_2$  снижается и удаление окислов из-за уменьшения  $\Delta t_0$  затрудняется.

Если  $\Delta t = \Delta t_1 + \Delta t_2 > \Delta t_0$ , то условия для удаления окислов неблагоприятны, так как металл на торцах во время осадки еще до полного закрытия зазора успевает резко охладиться. При высокой температуре очень быстро образуются толстые пленки окислов, например, на железе при  $T = 1350^\circ \text{C}$  уже за 0,01 сек толщина пленки достигает 4 мкм. Поэтому необходимо стремиться как к уменьшению  $\Delta t$ , так и к увеличению  $\Delta t_0$ . Первое достигается применением устойчивого, т. е. протекающего без существенных перерывов и интенсивного оплавления (процесс с малыми интервалами  $\Delta t_2$  между последовательными перемичками), и сокращением  $\Delta t_1$  за счет увеличения скорости осадки и уменьшения степени неровности оплавленных торцов (уменьшения глубины кратеров). Второе достигается уменьшением градиента  $\frac{dT}{dx}$  путем более равномерного прогрева оплавляемых деталей в глубину и увеличением толщины слоя жидкого металла на торцах.

Распределение температуры вдоль деталей к концу оплавления должно также обеспечивать практическую возможность их осадки без приложения чрезмерных удельных давлений. В результате термического цикла сварки не должно происходить неблагоприятных и тем более неисправимых последующей термической обработкой изменений структуры и свойств свариваемого металла.

Рассмотрим влияние отдельных параметров оплавления и характеристик сварочного оборудования на условия получения соединений без дефектов.

При оплавлении идут характерные электрические процессы. Вблизи нулевого значения тока (точка А на осциллограмме, рис. 86, а) и ток  $i$ , и напряжение  $u_2$  изменяются синусоидально. Разрушение перемичек сопровождается пульсацией тока и пиками напряжения. Изучение электрических процессов, наряду с другими методами исследования, позволяет оценить длительность жизни отдельной перемички, возможность одновременного существования нескольких перемичек, а также выявить влияние различных факторов на условия их образования и разрушения и, как следствие, на нагрев оплавляемых торцов.

С. И. Кучук-Яценко и В. К. Лебедев снимали осциллограммы напряжения, тока и мощности при взрыве элементарных контактов сечением  $50 \text{ мм}^2$  между стальными стержнями, а также при

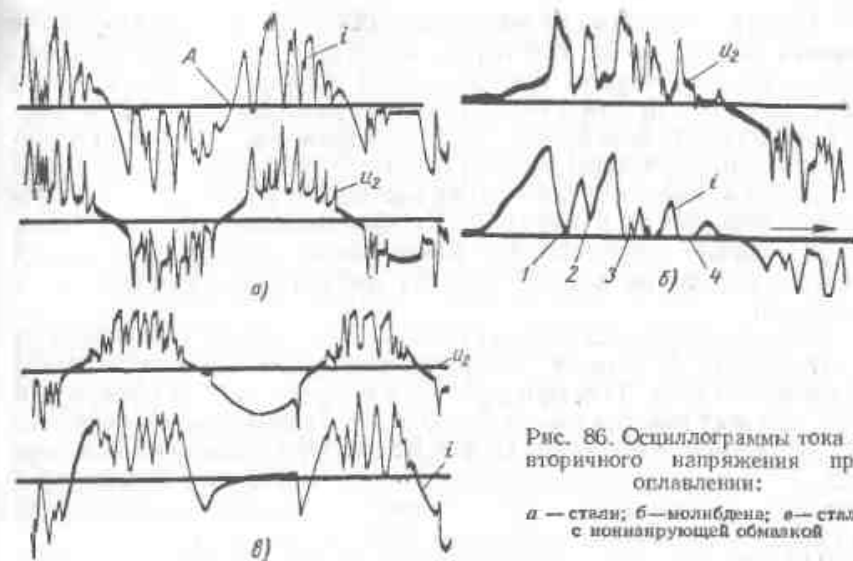


Рис. 86. Осциллограммы тока и вторичного напряжения при оплавлении:

а — стали; б — молибдена; в — стали с nonиндукрующей обмоткой

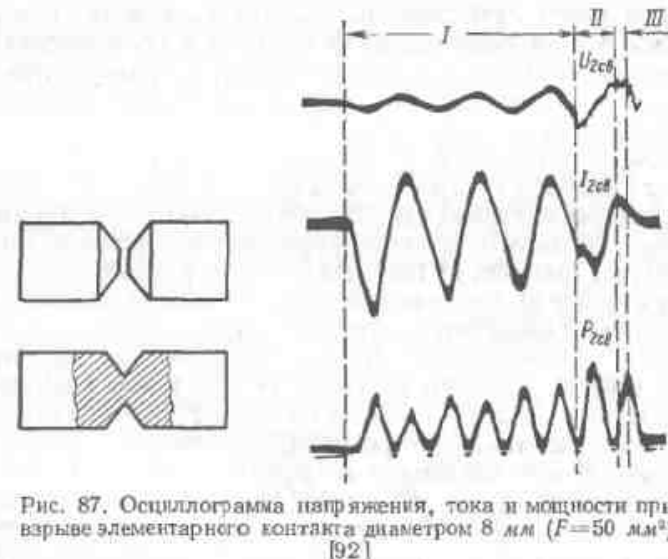


Рис. 87. Осциллограмма напряжения, тока и мощности при взрыве элементарного контакта диаметром 8 мм ( $F=50 \text{ мм}^2$ ) [92]

взрыве цельного стержня в месте конической выточки (рис. 87) [92]. Такое сечение контакта в этих опытах соответствовало площади крупных кратеров, остающихся на торцах при оплавлении рельсов. При оплавлении листов и труб диаметр кратера не превышал толщины листа или стенки трубы (при  $\delta = 4 \div 5$  мм площадь кратера может достигать  $15\text{--}20 \text{ мм}^2$ ).

Нагрев контакта из холодного состояния и его разрушение можно разделить на три периода: первый, в течение которого контактируют твердые поверхности и с повышением удельного сопротивления при нагреве постепенно уменьшается ток, но растет напряжение и мощность (ток и напряжение сохраняют синусоидальный характер); второй, в котором ток уменьшается более резко и на осциллограммах появляются пульсации большой частоты, связываемые в работе [92] с кипением металла в контакте, в результате периодически изменяется его сопротивление; третий, в котором жидкий контакт (перемычка) разрушается со взрывом.

Продолжительность каждого из этих периодов и суммарная их длительность  $t_k$  зависят, в первую очередь, от сечения контакта и плотности тока. Так, при  $F_n = 50 \text{ мм}^2$  время  $t_k \approx 0,1 \text{ сек}$ , а при  $F_n = 20 \text{ мм}^2$  оно снижается до  $0,02 \text{ сек}$ . Повышение напряжения с 3 до 8 в уменьшило  $t_k$  с 0,12 до 0,02 сек. При сварке оплавлением нагрев холодных контактов характерен только для начала процесса; в дальнейшем в соприкосновение приходят горячие торцы, в связи с чем первый период нагрева исключается.

На основе этих опытов сделан вывод о том, что перемычки при оплавлении могут существовать сравнительно долго (несколько полупериодов тока промышленной частоты) и что пульсация тока не определяет частоту их возникновения и разрушения [92]. Рассмотрим некоторые другие данные по частоте образования и длительности жизни перемычек.

Ускоренная киносъемка показала, что при оплавлении стальных полос толщиной 4—5 мм перемычки от начала их интенсивного нагрева до момента взрыва существуют всего 0,001—0,003 сек [35]. Интересны результаты осциллографирования процесса оплавления молибдена (рис. 86, б) [38]. На осциллограммах видны четыре типичных случая: а) ток снижается до нулевого значения (точка 1) и сразу начинает нарастать, соответствующий этому пик на кривой напряжения сопровождается быстрым спадом  $u_2$ , характерным для возбуждения дугового разряда; б) ток резко уменьшается, но не достигает нулевого значения (точка 2); на кривой напряжения имеется пик также с перегибом, свидетельствующим о дуговом разряде; в) ток снижается до нуля без перегиба на кривой напряжения (точка 3) и г) ток падает до нуля и вновь появляется через сравнительно большой интервал времени 0,0005 сек (точка 4); при этом дугового разряда на осциллограмме напряжения незаметно.

Так как дуговой разряд при наличии параллельных с ним контактов с малым сопротивлением невозможен, эти данные свидетельствуют о том, что в течение одного полупериода тока 50 гц может последовательно возникать и разрушаться несколько перемычек, длительность существования которых определяется миллисекундами; резкое уменьшение тока не до нулевого значения

возможно в результате разрушения части одновременно существующих перемычек (возможность существования таких перемычек показана ниже); дуговой разряд (даже при полном разрыве цепи, см. точку 4) возникает только при некотором минимальном напряжении зажигания. При коротком разрядном промежутке порядка  $10^{-2}$  мм возможно возбуждение неустойчивого дугового разряда, облегчаемое высокой температурой паров металла [38]. Для его возбуждения по Р. Хольму достаточно напряжения, значительно превышающего работу выхода электрона, равную у алюминия, молибдена и железа соответственно 5,35; 7,35 и 7,83 эв [151]. С ее уменьшением облегчается возбуждение дугового разряда. Доля тепла, выделяемого при дуговом разряде в общем балансе тепловыделения, для алюминия очень велика (до 50% [149]); для молибдена не превышает 10%; она еще меньше в обычных условиях оплавления стали.

Зависимость условий возбуждения дугового разряда от потенциала ионизации видна после сопоставления осциллограмм, записанных при обычном оплавлении стали (см. рис. 86, а) и с введением в зазор меловой обмазки (рис. 86, в) [38]. При введении обмазки на осциллограмме напряжения отчетливо видны кратковременные периоды горения дуги. По данным работы [92], значительный дуговой разряд в процессе оплавления стали наблюдается при  $u_{20} \geq 13 \div 15 \text{ в}$ .

Одновременное существование нескольких перемычек было показано при оплавлении труб (диаметром 32 мм) с прорезями (рис. 88) [37], разделившими их периметр на сегменты, к которым присоединяли провода для осциллографирования тока. Каждый такой сегмент являлся самостоятельным проводником. Осциллографировали также суммарный ток, протекающий в трубе на участке без прорезей. Типичные осциллограммы (рис. 89, а) тока оплавления в отдельных сегментах 1—6 и суммарного тока 7 показали, что при устойчивом процессе (если судить по отсутствию перерывов в протекании суммарного тока оплавления) на отдельных участках торцов возможны перерывы в оплавлении (т. е. нарушение локальной устойчивости процесса). Ток оплавления одновременно протекает через несколько сегментов, что указывает на существование параллельных контактных перемычек.

Нарушение локальной устойчивости процесса в том или ином сегменте трубы непосредственно перед осадкой уже при  $\Delta t_2$  более 0,02 сек приводит к заметному снижению качества соединения. Сводные результаты опытов

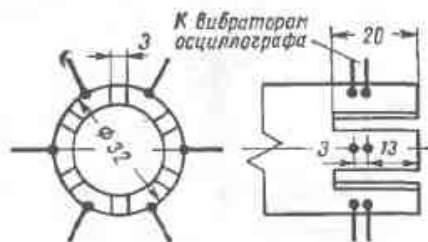


Рис. 88. Расположение проводников для осциллографирования тока в шести сегментах трубы

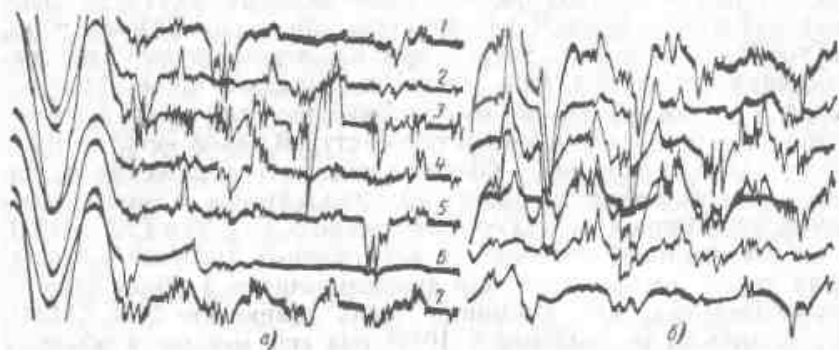


Рис. 89. Осциллограммы тока оплавления в сегментах трубы диаметром 32 мм: а — при нарушении локальной устойчивости оплавления; б — в случае резкого повышения скорости оплавления перед осадкой

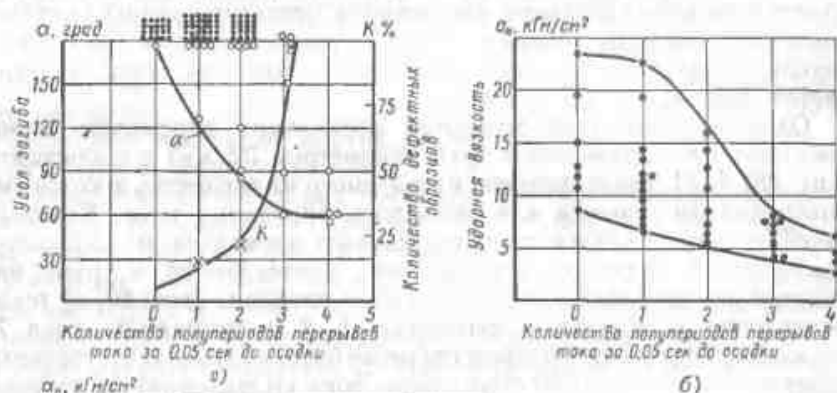
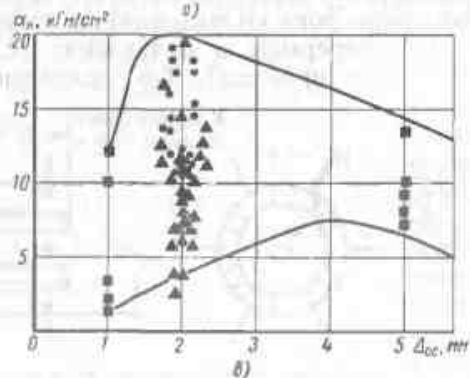


Рис. 90. Влияние локальной устойчивости процесса оплавления перед осадкой:

а — на угол загиба и количество (в %) образцов с дефектами в наломе; б — на ударную вязкость (трубы диаметром 32 мм с толщиной стенки 4,5 мм из низкоуглеродистой стали); в — на ударную вязкость образцов, вырезанных из стыков труб диаметром 32 мм из стали 20, сваренных с различной величиной осадки: ● — оплавление с резким увеличением скорости перед осадкой; ▲ и ■ — оплавление без резкого увеличения скорости



(рис. 90, а и б) наглядно подтверждают значение локальной устойчивости и связанного с ней равномерного нагрева оплавленных торцов непосредственно перед осадкой. Так, все образцы, вырезанные из сегментов трубы, в которых по осциллограммам наблюдается перерыв в протекании тока перед осадкой в течение более трех полупериодов тока (более 0,03 сек), имели дефекты в изломах.

Локальная устойчивость оплавления и равномерность нагрева могут быть повышены увеличением скорости  $v_{опл}$ . Это ведет к росту количества образующихся и разрушающихся перемычек в единицу времени, и как следствие, к уменьшению интервала  $\Delta t_2$ , что подтверждается осциллограммами тока (рис. 89, б) в сегментах трубы, оплавленной с резким увеличением скорости (с 3,5 до 10 мм/сек). При сварке труб небольшого сечения повышение  $v_{опл}$  перед осадкой уже в течение 0,1—0,2 сек заметно улучшает качество соединений (рис. 90, в).

Очевидно, что локальная устойчивость оплавления невозможна при неустойчивости процесса в целом. Оплавление устойчиво, если оно протекает без перерывов, особенно вредных перед осадкой, и коротких замыканий. При коротких замыканиях, вызываемых значительным превышением скорости сближения свариваемых деталей над скоростью фактического их оплавления, между торцами образуется настолько хороший контакт, что его взрывообразное разрушение становится невозможным — оплавление прекращается, и процесс переходит в сварку сопротивлением, при которой трудно обеспечить качество соединения без большой осадки.

Устойчивое оплавление возможно только при саморегулировании процесса [96], т. е. в том случае, если уменьшение сопротивления перемычки, предшествующее короткому замыканию, сопровождается ростом полезной мощности, развиваемой сварочной машиной, и наоборот. Увеличение мощности интенсифицирует нагрев перемычки и приводит к ее разрушению — восстанавливается нормальный процесс оплавления.

Типичная зависимость полезной мощности от тока для различных значений сопротивления короткого замыкания машины приведена на рис. 91. Если мгновенной скорости оплавления соответствует мощность  $P_0$ , то при  $Z_{к.з} = Z_3$  возможны два режима в точках 1 и 2 на кривой  $P=f(I)$ . Первый можно считать устойчивым, так как соблюдается условие саморегулирования — с увеличением тока повышается мощность.

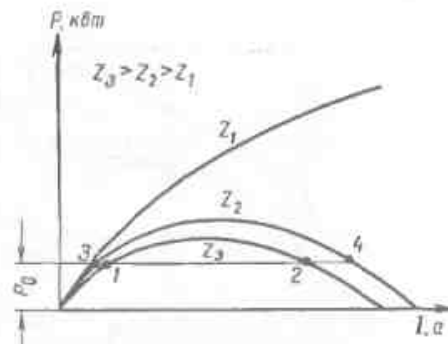


Рис. 91. Зависимость полезной мощности от тока при различных значениях  $Z_{к.з}$

В точке 2 это условие не соблюдается, здесь увеличение тока, всегда сопровождающее уменьшение сопротивления контакта, снижает мощность — оплавление «захлебывается» [96]. Устойчивость оплавления повышается с ростом  $\frac{dP}{dt}$  (вблизи рабочей точки) и с увеличением диапазона режимов между точками 1 и 2.

При оплавлении ток резко изменяется особенно вначале, когда торцы холодные. Возбуждение устойчивого оплавления тонкостенных изделий возможно при  $\frac{I_{\max}}{I_{\min}} \geq 2,5 \div 3$ . Для компактных сечений (при одинаковой площади) возбуждение устойчивого оплавления значительно труднее:  $\frac{I_{\max}}{I_{\min}} \geq 5$ .

С уменьшением  $Z_{к.з}$  устойчивость оплавления растет, так как при этом увеличивается  $\frac{dP}{dt}$ , что ускоряет переходные процессы и расширяет область допустимых колебаний тока (отрезок 3—4 больше, чем 1—2, рис. 91). Устойчивость повышается и с увеличением напряжения холостого хода, но до некоторого предела, до появления длительных перерывов в протекании тока. При очень низком напряжении оплавление не возбуждается или быстро наступает короткое замыкание.

Существенно влияет на устойчивость оплавления не только величина  $Z_{к.з}$ , но и отношение ее активной и реактивной составляющих. Изменение активного сопротивления сильнее влияет на устойчивость процесса [39]. На машине с малым внутренним сопротивлением ( $Z_{к.з} < 40$  мком) включали дополнительно активное или реактивное сопротивление. Далее определяли минимальное напряжение  $U_{х.о}$ , поддерживающее устойчивое опла-

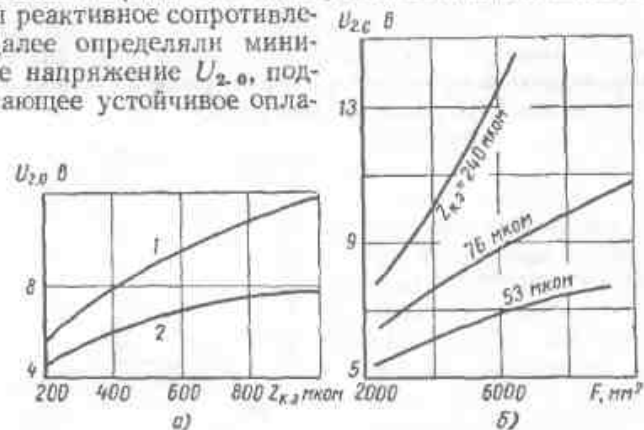


Рис. 92. Зависимость напряжения холостого хода от сопротивления короткого замыкания (а) и сечения оплавливаемых деталей (сталь) при различном значении  $Z_{к.з}$  (б) [96]

вление стальной пластины сечением  $10 \times 100$  мм<sup>2</sup> при плотности тока 3—4 а/мм<sup>2</sup>. Увеличение  $Z_{к.з}$  всегда вызывало необходимость в повышении напряжения (рис. 92, а), однако рост активной составляющей сопротивления (кривая 1) сказывался больше, чем индуктивной (кривая 2). Повышенная устойчивость оплавления при низком  $Z_{к.з}$  особенно заметна при сварке деталей большого сечения. Например, при увеличении сечения деталей с 2000 до 6000 мм<sup>2</sup> (рис. 92) [92] необходимое  $U_{х.о}$  на машине с низким сопротивлением ( $Z_{к.з} = 53$  мком) повышалось на 0,6 в (с 5,3 до 5,9 в), в то время как на машине с  $Z_{к.з} = 240$  мком — на 5,5 в (с 8 до 13,5 в).

Таким образом, для обеспечения устойчивого оплавления желательно применять машины с низким сопротивлением короткого замыкания и в особенности его активной составляющей. Это, в частности, позволяет вести процесс при низком  $U_{х.о}$ .

Рассмотрим влияние параметров машины и напряжения  $U_{х.о}$  на особенности образования контактных перемычек и на геометрию оплавленной поверхности с учетом того, что глубокие кратеры увеличивают время закрытия зазора между торцами при осадке и, как следствие, затрудняют получение стыков высокого качества.

Трубы сечением около 350 мм<sup>2</sup> оплавливали на машине с  $Z_{к.з} = 150$  мком ( $R_{к.з} = 50$  мком), со средней скоростью 0,92 мм/сек и максимальной скоростью перед осадкой 1,7 мм/сек при исходном и увеличенном сопротивлении [39]. Во всех случаях подбирали минимальное  $U_{х.о}$ , при котором оплавление шло устойчиво, без коротких замыканий. Осциллографирование показало (рис. 93), что увеличение активного сопротивления заметно не изменяет характера пульсаций тока и напряжения, их количество в каждом полупериоде составляло 5—6. С ростом реактивного сопротивления резко уменьшается количество пульсаций тока, а в момент разрушения перемычек ток, как правило, снижается до нуля. При этом в несколько раз увеличивается время существования перемычек (время нарастания тока от нуля до максимума) и время их разрушения (время спада тока до нуля). Частота пульсаций в результате большого реактивного сопротивления снижается почти в 5 раз. Замедленное нарастание тока, по-видимому связано с увеличением постоянной времени сварочной цепи  $\frac{L}{R}$  ( $L$  — индуктивность этой цепи), что тормозит переходные процессы в ней, а замедленное разрушение перемычек вызывается затяжным дуговым разрядом из-за большого количества энергии  $W$ , запасаемой в цепи с высокой индуктивностью ( $W = \frac{LI^2}{2}$ ).

На торцах труб, оплавленных при различном  $Z_{к.з}$  и минимальном  $U_{х.о}$ , измеряли глубину четырех-шести крупных кратеров. С увеличением  $Z_{к.з}$  растет напряжение, необходимое для устойчивого оплавления, и закономерно увеличивается средняя глубина кратеров (рис. 94, а). Увеличение активной составляющей сопро-

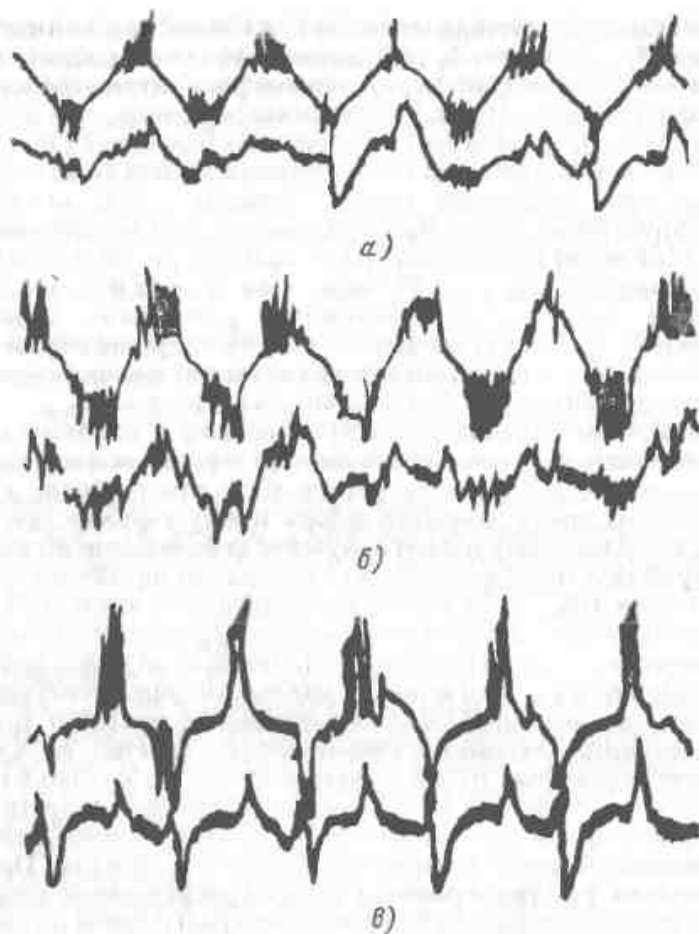


Рис. 93. Осциллограммы напряжения (верхние) и тока (нижние) при оплавлении:  
 а —  $Z_{к.з} = 150 \text{ мком}$  ( $R_{к.з} = 50 \text{ мком}$ ); б —  $Z_{к.з} = 404 \text{ мком}$  ( $\Delta R = 378 \text{ мком}$ );  
 в —  $Z_{к.з} = 1350 \text{ мком}$  ( $\Delta X = 1234 \text{ мком}$ ) [39]

тивления сказывается сильнее, чем его реактивной составляющей. Следует отметить, что с увеличением  $R$  количество крупных кратеров на оплавленном торце практически не изменяется, увеличивается лишь их глубина. Рост  $X$  приводит к сглаживанию оплавленных торцов, по-видимому, в результате увеличения количества жидкого металла на них. Однако при больших  $X$  появляются отдельные очень глубокие кратеры (например, при  $Z_{к.з} = 1350 \text{ мком}$  кратеры глубиной до 1,1 мм при толщине стенки трубы всего 3,5 мм).

Сопоставление графиков на рис. 94, а и б иллюстрирует влияние геометрии оплавленной поверхности на качество соединений. С увеличением глубины кратеров протяженность дефектных участков растет. Характерно, что при одинаковой глубине кратеров (например, 0,4 мм) протяженность дефектных участков при сварке с высокой индуктивностью вдвое больше, чем при сварке на машине с большим активным сопротивлением. Это может быть связано с двумя причинами: меньшим количеством одновременно существующих перемычек при большом  $X$  (меньшей локальной устойчивостью оплавления) или с более высоким напряжением  $U_{2.0}$  в случае сварки на машине с большим реактивным сопротивлением в условиях одинаковой глубины кратеров. По-видимому, главным фактором в этих опытах является снижение локальной устойчивости процесса.

С понижением  $U_{2.0}$  изменяется характер процесса оплавления. При малом  $Z_{к.з}$  и соответственно низком  $U_{2.0}$  оплавление идет спокойно с выбрасыванием мелких искр. При увеличении  $U_{2.0}$  оплавление сопровождается выбрасыванием крупных частиц металла. С повышением  $U_{2.0}$  время образования и разрушения перемычек уменьшается. На осциллограммах тока и напряжения, записанных при нагреве и разрушении единичных контактов (см. рис. 87), при низком  $U_{2.0}$  наблюдается больше пульсаций, чем при высоком, когда эти пульсации даже трудно выявляются [92]. Иногда пульсации связывают с кипением металла в перемычке и предполагается, что при большом  $U_{2.0}$  нагрев и кипение металла в перемычке происходят настолько интенсивно, что она разрушается практически мгновенно [92]. Глубина и площадь кратеров уменьшались с понижением напряжения (например, при  $U_{2.0} = 8 \text{ в}$  глубина кратера достигала 5 мм, а при  $U_{2.0} = 4 \text{ в}$  она была почти вдвое меньше) и, что особенно существенно, его дно было покрыто слоем закристаллизовавшегося металла толщиной около 1 мм. По-видимому, разрушение перемычки при высоком

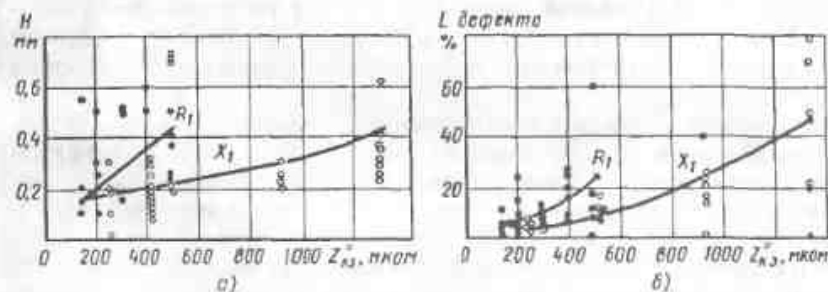


Рис. 94. Зависимость средней глубины крупных кратеров (а) и суммарной протяженности дефектных участков стыков, выявляемых при загибе образцов (б), от сопротивления машины при введении добавочного активного или реактивного сопротивлений ( $R$  или  $X$ ) при сварке оплавлением труб из стали 20 [39].



$U_{2.0}$  сопровождается выбрасыванием из зазора почти всего жидкого металла.

В соответствии с уравнением (21) малая толщина ( $\delta_p$ ) слоя жидкого металла на торцах перед осадкой сокращает время, в течение которого закрытие зазора еще не приводит к недопустимому охлаждению, препятствующему удалению окислов из осаживаемого стыка.

Исследование [105], выполненное на трубах диаметром 32 мм из стали Х18Н9Т, оплавленных при линейном изменении скорости ( $v_{пла} = 0,158t$ ), показало наличие на торцах слоя закристаллизовавшегося металла (рис. 95), толщина которого увеличивается в ходе оплавления. Толщину слоя определяли металлографически на цилиндрических шлифах, приготовленных из оплавленных, но не осажженных труб. Кратковременное ускорение оплавления перед осадкой приводило к некоторому увеличению средней толщины слоя. Слой расплавленного металла образовывался на торцах уже в начальной стадии процесса. После оплавления на 1,65 мм средняя его толщина достигала 0,18 мм, а после оплавления на 18,5 мм она увеличилась до 0,50 мм (рис. 96). Наличие непрерывного слоя литого металла не означает, что весь этот металл находился в жидком состоянии одновременно. С увеличением степени нагрева профиль внешней поверхности расплавленного слоя имел значительно меньшие неровности, чем профиль его внутренней поверхности; расплавленный металл как бы стекал в глубокие кратеры. Выравнивание торцов за счет растекания жидкого металла заметнее к концу нагрева.

Зависимость глубины кратеров от  $U_{2.0}$  носит экстремальный характер, причем напряжение, соответствующее минимальной глубине кратера, различно для деталей компактного и развитого сечения. Например, при оплавлении труб размером 38×4 мм повышение  $U_{2.0}$  от 4,8 до 6,5 в уменьшало глубину кратеров. В опытах с единичными контактами сечением 50 мм<sup>2</sup> [92] повышение напряжения от 4,5 до 8—10 в, наоборот, увеличивало кратеры, а дальнейший рост  $U_{2.0}$  (до 12 в) вновь их уменьшал. При прочих неизменных условиях повышение скорости оплавления увеличивало неровность оплавленных торцов [105].

На глубину кратеров может влиять род свариваемого металла. При сварке двух алюминиевых сплавов АМг6 и АК6 глубина кратеров всегда росла с уменьшением скорости оплавления, а для стали наблюдается обратная зависимость. Размеры кратеров обычно растут с увеличением сечения свариваемых деталей. На тонкостенных деталях максимальный диаметр кратера не превышает их толщины, на деталях большого, компактного сечения размеры кратеров в основном определяются параметрами процесса. Как правило, в этом случае кратеры значительно больше, чем на тонкостенных деталях.

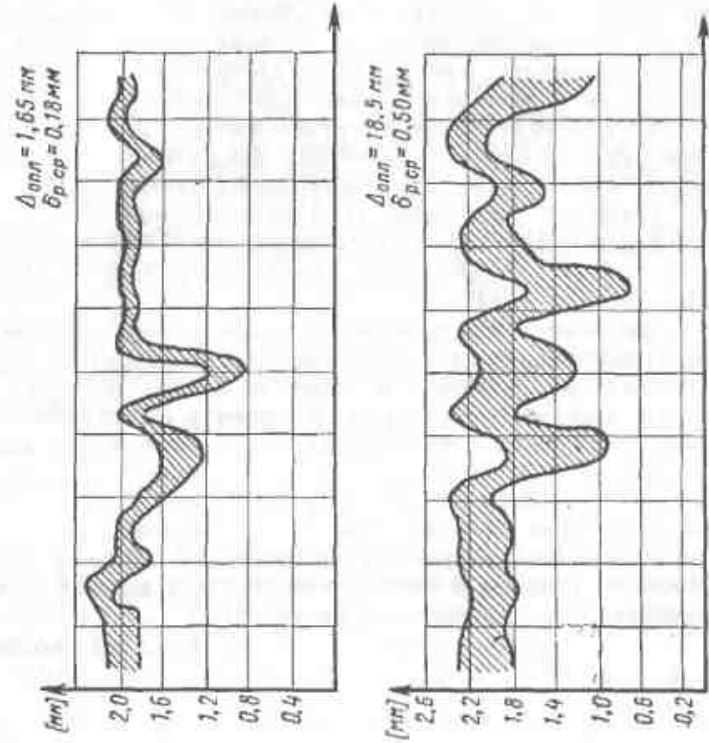


Рис. 96. Толщина пленки литого металла на торцах труб из аустенитной стали после оплавления (без осадки)

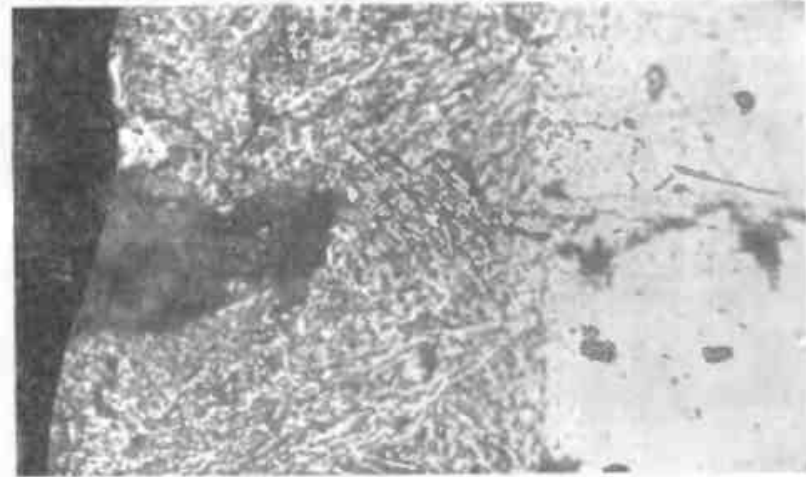


Рис. 95. Микроструктура конца трубы диаметром 32 мм из аустенитной стали после ее оплавления (X 500)

Равномерность оплавления и, как следствие, нагрева торцов деталей зависит и от схемы токоподвода. При односторонней схеме резке проявляются силы, выталкивающие контактные перемычки из сварочного контура. В результате интенсивнее оплавляются детали у внешней кромки (по отношению к контуру). Однако неблагоприятное увеличение зазора (рис. 97) частично компенсируется большим количеством жидкого металла, аккумулирующего много тепла. При оплавлении деталей компактного сечения движение перемычек большого сечения в результате взаимодействия тока с магнитным полем проявляется относительно слабо, и поэтому условия токоподвода мало влияют на оплавление таких деталей [92].

Итак, для того чтобы оплавленные торцы перед осадкой были достаточно равномерно нагреты, необходимо интенсивное и устойчивое оплавление, особенно в конечной стадии процесса. Для сохранения равномерного нагрева к моменту фактического формирования соединения в ходе осадки необходимо, чтобы кратеры на торцах были неглубокими. Первое условие обеспечивается оплавлением при минимальном  $U_{20}$  и низком  $Z_{кз}$  с достаточно высокой скоростью. Второе требует, как правило, проведения процесса с умеренной скоростью. Оптимальная скорость оплавления зависит от металла и сечения свариваемых деталей, а также от параметров применяемого оборудования.

На условия сварки оплавлением и на качество соединений сильно влияет распределение температуры вдоль свариваемых

деталей. Во-первых, градиент температуры у торцов  $\frac{dT}{dx}$  по уравнению (21) непосредственно влияет на вероятность преждевременного затвердевания металла в кратерах и застревания в стыке окислов; во-вторых, температурное поле к концу оплавления

определяет условия пластической деформации при осадке, в-третьих, термический цикл сварки, определяемый температурным полем, может воздействовать на свойства соединения.

Оптимальное температурное поле при оплавлении зависит от металла, площади и формы сечения свариваемых деталей, а в отдельных случаях и от параметров применяемого оборудования. Особенности температурного поля при подогреве (в случае сварки с подогревом) отмечались



Рис. 97. Неравномерно оплавленные трубы (стык не осадан) [36]

выше, главная из них — значительная его неравномерность по сечению; удлинение подогрева уменьшает градиент температуры после оплавления, расширяет высокотемпературную зону у стыка и облегчает деформацию при осадке.

Нагрев при оплавлении в основном идет за счет тепловыделения в контактных перемычках. Роль тепла, выделяемого в теле оплавливаемых деталей, как правило, незначительна и редко превышает 10—15%. Иногда существенное значение имеет дополнительный нагрев при осадке с включенным током. При оплавлении основные источники тепла сосредоточены на торцах и могут приближенно рассматриваться как равномерный плоский источник. По мере оплавления этот источник перемещается вдоль деталей со скоростью  $\frac{v_{опл}}{2}$ , которая, в общем случае, непостоянна. Мгновенное количество тепла, выделяемого (в сек) на торцах при оплавлении,

$$q_{опл} = 0,24R_{к}I_2^2, \quad (22)$$

где  $R_{к}$  — эффективное сопротивление перемычек;

$I_2$  — эффективный сварочный ток.

Это тепло расходуется на дополнительный нагрев от  $T_1$  (средняя температура торца в момент возникновения перемычки) до температуры  $T_{опл}$  ( $q'_{опл}$ ) и на теплопередачу в оплавливаемые детали ( $q''_{опл}$ ):

$$q_{опл} = q'_{опл} + q''_{опл} = v_{опл}F\gamma [c(T_{опл} - T_1) + m_0] + 2\lambda F \frac{dT}{dx}, \quad (23)$$

где  $F$  — сечение деталей в  $см^2$ ;  
 $T_{опл}$  — средняя температура металла, выбрасываемого из зазора при оплавлении (она выше  $T_{пл}$ , но существенно ниже максимальной температуры в центре перемычки в момент ее взрыва; удовлетворительную сходимость расчетных и экспериментальных данных для стали дает  $T_{опл} = 2000^\circ C$ );

$T_1$  — в начале непрерывного оплавления — комнатная температура; к его концу — близкая к температуре плавления; при сварке с подогревом  $T_1 \geq T_{под}$ ;  
 $T_{под}$  — температура подогрева;

$\frac{dT}{dx}$  — градиент температуры у торца деталей.

Подставляя в равенство (23) значение  $q_{опл}$  из выражения (22) и решая уравнение относительно  $v_{опл}$ , получим

$$v_{опл} = \frac{0,24R_{к}I_2^2 - 2\lambda F \frac{dT}{dx}}{\gamma F [c(T_{опл} - T_1) + m_0]}. \quad (24)$$

Мгновенная скорость оплавления растет с увеличением полезной мощности ( $0,24R_x J^2$ ), с уменьшением  $\frac{dT}{dx}$  и с повышением температуры торцов  $T_1$ . В начале непрерывного оплавления, когда  $\frac{dT}{dx}$  очень велико и  $T_1 \approx 0$ , оно идет очень медленно; по мере разогрева торцов  $v_{опл}$  растет. Для поддержания непрерывного процесса при неизменной мощности скорость сближения деталей должна изменяться таким же образом. Благодаря саморегулированию связь между скоростями оплавления и сближения деталей нежесткая. Увеличение скорости сближения ведет к росту потребляемой мощности и, как следствие, повышению мгновенной скорости оплавления. Повышение температуры  $T_1$ , в частности при подогреве, увеличивает скорость оплавления, возможную для данной мощности.

Существенно, что только часть тепла  $q_{опл}^*$  увеличивает тепло-содержание оплавляемых деталей. Эта часть

$$q_{опл}^* = q_{опл}^* - Fv_{опл}\gamma cT_1,$$

где второй член представляет собой количество тепла, уже имеющееся в нагретых деталях и удаляемое из них с выбрасываемым при оплавлении металлом. Можно внести понятие «эффективный термический к. п. д. оплавления»:

$$\eta_{опл} = \frac{q_{опл}^*}{q_{опл}}.$$

Он растет с уменьшением  $v_{опл}$  и  $T_1$  и имеет наибольшее значение в начале процесса. К его концу в случае достижения квазистационарного температурного поля или близкого к нему состояния  $\eta_{опл} = 0$ , так как при этом вдоль деталей перемещается неизменяющееся температурное поле — тепло-содержание деталей остается постоянным и  $q_{опл}^* = 0$ . Квазистационарное температурное поле возможно только при перемещении подвижного источника тепла с постоянной скоростью, т. е. при  $v_{опл} = \text{const}$ . Именно для этого случая удобно проследить влияние основных параметров процесса на температурное поле в оплавляемых деталях.

Распределение температуры на оплавляемых торцах неравномерно, причем степень неравномерности по мере нагрева уменьшается (рис. 98). Хотя расплавленные участки появляются на торцах уже в начале оплавления, средняя их температура растет постепенно до тех пор, пока торцы не покрываются более или менее равномерным слоем расплавленного металла, при этом их температура несколько выше  $T_{пл}$ . При оплавлении с постоянной скоростью через некоторое время  $t_1$ , соответствующее оплавлению каждой детали на  $s_1 = \frac{v_{опл}t_1}{2}$ , достигается квазистационарное

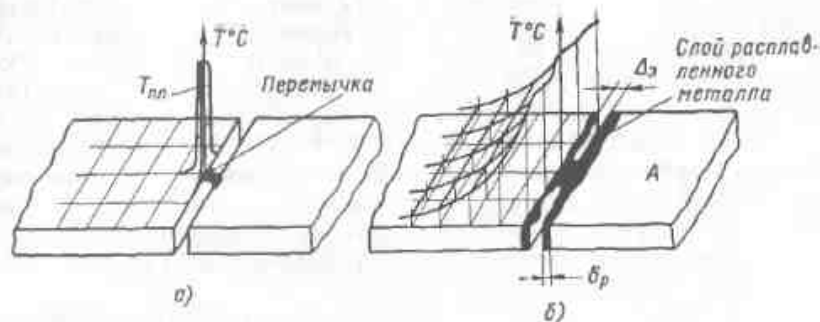


Рис. 98. Схема распределения температуры при сварке оплавлением в начальной (а) и конечной (б) стадиях процесса

температурное поле (рис. 99, а). Дальнейшее оплавление не изменит распределения температуры.

Параметры квазистационарного температурного поля зависят от скорости оплавления, теплофизических характеристик свариваемого металла и от средней температуры оплавленных торцов. Из теории распространения тепла подвижного источника известно, что чем выше его скорость ( $\frac{v_{опл}}{2}$ ), тем больше градиент  $\frac{dT}{dx}$  впереди этого источника (рис. 99, б) [121]. Поэтому уменьшение

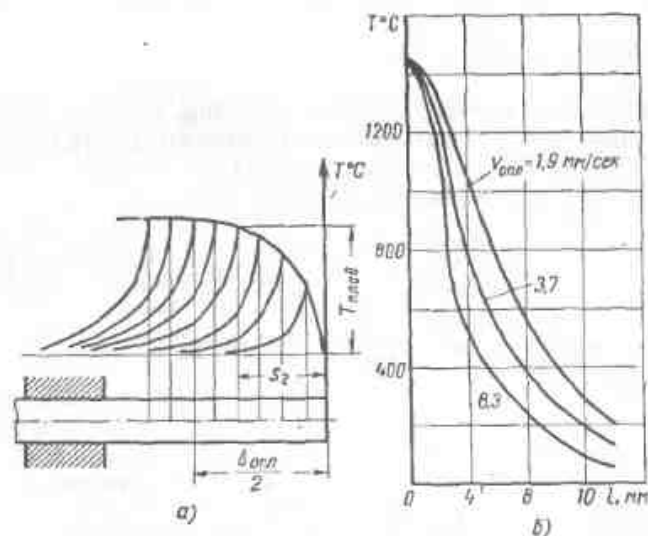


Рис. 99. Распределение температуры (средней по сечению) вдоль свариваемых деталей в процессе оплавления в различные моменты времени при  $v_{опл} = \text{const}$  и квазистационарное поле при различном значении  $v_{опл} = \text{const}$

скорости источника приводит к росту температуры в зоне термического влияния. Однако при сварке оплавлением эта зависимость имеет экстремальный характер. При некоторой критической скорости оплавления (например, для стальных полос толщиной 6,5 мм  $v_{опл.к} < 0,4$  мм/сек; для железнодорожных рельсов  $v_{опл.к} \leq 0,25 \div 0,3$  мм/сек) температура в этой зоне начинает снова понижаться, что связано с понижением средней температуры торцов [92]. Критическая скорость оплавления уменьшается с увеличением сечения свариваемых деталей (компактного сечения) и резко растет с повышением теплопроводности металла: для меди она во много раз выше, чем для стали.

Чем меньше  $v_{опл.к}$ , тем в общем случае выше теплосодержание  $Q$  оплавляемых деталей и тем больше время, необходимое для достижения квазистационарного теплового состояния (рис. 100). Если  $Q = \text{const}$  было достигнуто при  $v_{опл.к} = 0,75$  мм/сек через 50 сек, то при  $v_{опл.к} = 0,5$  мм/сек потребовалось около 80 сек, а при  $v_{опл.к} = 0,25$  мм/сек и после 120 сек не было достигнуто квазистационарного состояния.

При высоком коэффициенте температуропроводности  $a = \frac{\lambda}{c\rho}$  градиент  $\frac{dT}{dx}$  уменьшается и расширяется зона термического влияния. Это происходит при оплавлении меди, алюминия и молибдена. Однако в силу высокой теплопроводности этих металлов, несмотря на уменьшение градиента, поток тепла в тело деталей очень велик, и для достижения на торцах необходимой температуры оплавление приходится вести очень интенсивно, с большой скоростью.

Представляет интерес анализ условий нагрева при сварке оплавлением разнородных металлов (например, перлитной стали с аустенитной, меди со сталью, алюминия с медью). Эти металлы из-за различия теплофизических свойств оплавляются с неодинаковой скоростью. Как правило, металл с большим удельным сопротивлением оплавляется в паре с более электропроводным металлом быстрее. Например, при сварке перлитной стали с аустенитной деталь из аустенитной стали оплавляется в 1,5—2 раза быстрее. Еще больше разница в скоростях оплавления при сварке меди со сталью, при которой оплавляется главным образом сталь.

Рис. 100. Изменение теплосодержания деталей в ходе оплавления с различной скоростью [92]

Например, в результате того, что  $v_y > v_a$  (где  $v_y$  и  $v_a$  — соот-

ветственно скорости оплавления аустенитной и перлитной сталей, а их сумма равна  $v_{опл.к}$ ), при сварке фактическая скорость источника тепла для аустенитной стали значительно больше, чем для перлитной. Кроме того, теплопроводность высоколегированной стали ниже. Поэтому при сварке непрерывным оплавлением со стороны аустенитной стали  $\frac{dT}{dx}$  оказывается больше, а зона

интенсивного нагрева уже, чем со стороны перлитной стали. Такое распределение температуры неблагоприятно для деформации при осадке. Жаропрочная аустенитная сталь оказывается менее нагретой, чем легко деформируемая перлитная сталь; при сварке труб это может приводить к выпучиванию стенки трубы из перлитной стали. При сварке с подогревом наблюдается обратная картина: аустенитная сталь благодаря высокому удельному сопротивлению нагревается сильнее перлитной, для выравнивания условий подогрева уменьшают вылет детали из аустенитной стали.

Опытным путем установлено, что при сварке оплавлением с  $v_{опл.к} = \text{const}$ , кроме скорости источника, теплофизических свойств металла и предельной температуры у источника, на квазистационарное поле может влиять и вторичное напряжение. Чем ниже  $U_{э.0}$  при заданной скорости оплавления, тем, в общем случае, выше температура оплавленных деталей и их торцов (рис. 101). В равноудаленных от стыка точках она изменялась в пределах 180° С. Можно предположить, что это результат большей длительности жизни контактных перемычек при низком  $U_{э.0}$  более коротких пауз между ними, а также большего количества расплавленного металла, остающегося на торцах при взрыве перемычек, так как температура металла в самих

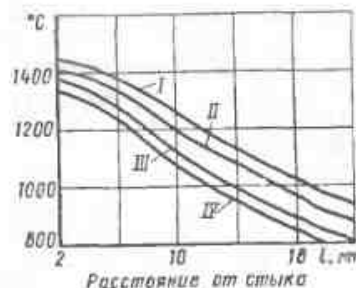


Рис. 101. Температура в зоне термического влияния при оплавлении рельсов (I, II, III — при программном снижении  $U_{э.0}$  с 6,26 в до 3,0; 3,5 и 4,5 в; IV — при  $U_{э.0} = 6,26$  в) [92]

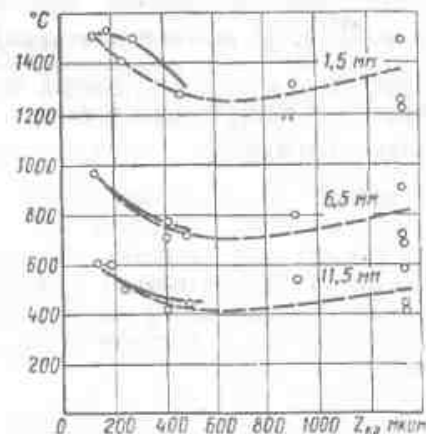


Рис. 102. Зависимость температуры оплавляемых труб диаметром 32 мм на расстоянии от торца 1,5—11,5 мм от сопротивления машины  $Z_{к-2}$  (— при изменении  $Z_{к-2}$  за счет R; - - - то же, за счет X)

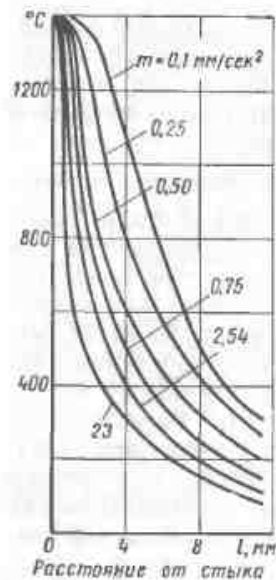


Рис. 103. Температура в зоне термического влияния при равномерно ускоренном оплавлении стальных пластин

перемычках с повышением напряжения (и плотности тока) вряд ли понижается. Изменение  $U_{2.0}$  мало влияло на  $\frac{dT}{dx}$ .

На распределение температуры вдоль деталей влияет сопротивление  $Z_{к.з}$ . Осциллографировали температуру при оплавлении труб диаметром 32 мм на машине с сопротивлением, изменяющимся за счет увеличения активной или реактивной составляющей [39]. Опыты проводили при одинаковых значениях  $v_{опл}$  и минимальном  $U_{2.0}$ , обеспечивающем для каждого  $Z_{к.з}$  устойчивое оплавление. Увеличение активного сопротивления резко снижало температуру около торцов (рис. 102), в то время как увеличение индуктивной составляющей сначала понижало, а затем при большом  $X_L$  вновь повышало эту температуру. По-видимому, здесь имеет значение развитие дугового разряда, способствующего повышению средней температуры оплавляемых торцов при большой индуктивности.

Обычно оплавление ведут с постепенно увеличивающейся скоростью, часто со сближением свариваемых деталей по параболическому закону ( $s = \frac{mt^2}{2}$ ). С увеличением ускорения  $m$  растет градиент температуры у торцов и сужается зона нагрева (рис. 103). Вне зависимости от программы изменения скорости оплавления ее увеличение повышает  $\frac{dT}{dx}$  и сужает зону термического влияния. Такой

же эффект при заданном характере изменения скорости оплавления дает увеличение среднего ее значения. Одновременно повышается интенсивность процесса и облегчается поддержание на торцах пленки жидкого металла. В связи с этим зависимость качества соединений от средней скорости оплавления имеет экстремальный характер: как при очень малой, так и при чрезмерно большой скорости оплавления оно понижается. Типичная зависимость ударной вязкости (критерия, очень чувствительного к качеству соединения) от средней скорости оплавления приведена

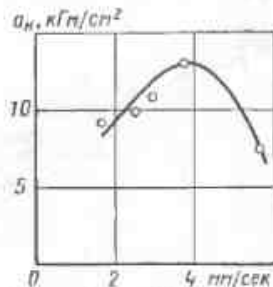


Рис. 104. Зависимость ударной вязкости соединения труб из стали X18H9T от средней скорости оплавления [71]

на рис. 104 [71] для сварки непрерывным оплавлением труб диаметром 32 мм из аустенитной стали X18H9T с изменением скорости оплавления по линейному закону. В данном случае оптимальная скорость  $v_{опл. ср} \approx 4$  мм/сек, эта скорость зависит от металла и сечения свариваемых деталей.

Наличие между оплавляемыми торцами паров металла и энергичное окисление мельчайших его капель, выбрасываемых при взрыве перемычек, снижают содержание кислорода в зазоре и уменьшают окислительную способность газовой среды. Например, газ, отобранный из оплавляемых труб длиной около 300 мм с закупоренными концами (низкоуглеродистая сталь), содержал 2—4%  $O_2$ , около 1%  $CO$  и 2%  $CO_2$ . Непосредственно в зазоре между торцами содержание  $O_2$  и  $CO_2$  должно быть ниже, а  $CO$  выше, чем их среднее содержание в трубе. С увеличением интенсивности оплавления содержание кислорода в зоне сварки уменьшается. Оно уменьшается и при повышении содержания в стали углерода. Однако при оплавлении высоколегированных сталей, например аустенитной, содержание кислорода в зоне сварки резко увеличивается. Можно предполагать, что при оплавлении легко окисляющихся металлов — алюминия, титана, молибдена самозащитное действие должно проявляться в еще большей степени, чем для стали.

Очевидно, самозащита будет тем эффективнее, чем интенсивнее и стабильнее оплавление и чем больше образуется паров и газов. С различной скоростью оплавления (от 0,5 до 2 мм/сек) сваривали пластины сечением  $3 \times 55$  мм с содержанием 0,2—1,02% С (сталь Ст. 3, сталь 50 и У10А). Образцы загибали и измеряли протяженность дефектных участков. Оказалось, что с увеличением средней скорости оплавления, т. е. его интенсивности, и с увеличением содержания в стали углерода, способствующего образованию защитной среды, количество дефектов в стыке уменьшалось (рис. 105). Повышение содержания в стали углерода может способствовать уменьшению количества окислов в стыке еще и потому, что при этом понижается температура солидуса и, как следствие, расширяется температурный интервал, в котором окислы легко вытесняются при осадке. Данные, позволяющие отдельно оценить роль газовой выделения и снижения температуры солидуса, отсутствуют.

Процесс оплавления зависит также от формы и металла свариваемых деталей. Как отмечалось выше, нагрев при оплавлении

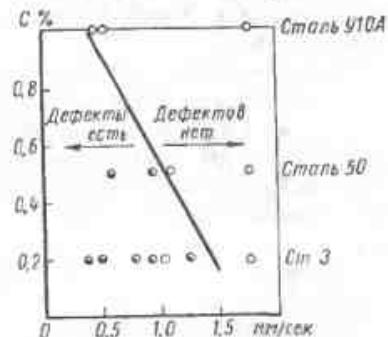


Рис. 105. Протяженность окисленных участков стыка в зависимости от скорости оплавления и от содержания в стали углерода

Типичные параметры оплавления деталей различного сечения [71, 91, 92, 126]

Металл	Профиль	Параметры оплавления			
		Припуск в мм	Время в сек	Средняя скорость в мм/сек	Максимальная скорость перед осадкой в мм/сек
Низкоуглеродистая сталь	Лист $\delta=3,0$ мм	12	6	2,0	4,0
	Полоса, труба $\delta=10$ мм	23	33	0,7	2,0
	Полоса $\delta=20$ мм	28	120	0,25	1,5
	$\delta=60$ »	38	240	0,15	0,9
	Квадрат $80 \times 80$ мм $200 \times 200$ »	32 45	140 300	0,20 0,15	1,5 0,8
Легированная сталь	Лист $\delta=3$ мм	12	4	3,0	6,0
	Трубы $32 \times 5$ мм	12—15	12—15	1—1,2	5—10,0
Алюминиевый сплав АК6	Полоса $\delta=6$ мм	14	5	2,8	6,0
		10	1,5	7,0	15,0
Медь	Полоса $\delta=2$ мм $\delta=6$ »	20	2	12,0	25,0
		15	4,2	7,5	15,0

должен подготовить детали к осадке, а также обеспечить ее осуществление без чрезмерных усилий и, во всяком случае, без повреждения металла в стыке и прилегающей к нему зоне. Для детали с развитым периметром условия осадки в основном определяются ее толщиной; для детали компактного сечения — ее площадью. Обычно во избежание резко выраженного объемно-напряженного состояния, затрудняющего деформацию, с увеличением толщины или сечения деталей зону интенсивного нагрева расширяют с соответствующим снижением градиента температуры у стыка.

При сварке стальных деталей небольшого сечения, когда усилие осадки относительно невелико, применимы давления, обеспечивающие деформацию в зоне, нагретой выше  $800-900^\circ\text{C}$ . При сварке деталей большого сечения, когда усилие осадки часто ограничивается параметрами оборудования, деформация осуществляется в более нагретой зоне ( $T > 1000^\circ\text{C}$ ). В общем случае чем больше сечение деталей (это не относится к тонкостенным деталям), тем шире зона высокотемпературного нагрева. Как правило, широкая зона нагрева достигается не за счет оплавления на большую величину, а медленным оплавлением на малую величину (перед осадкой скорость плавления кратковременно повышается для интенсификации процесса, способствующей равномерному нагреву торцов).

Из табл. 26 видно, что при изменении припуска на оплавление всего примерно в 5 раз продолжительность процесса в зависимости от формы и сечения свариваемых деталей изменяется почти на два порядка. Однако осадка в объемно-напряженном состоянии может не ухудшать, а наоборот, улучшать качество соединений, поэтому не следует стремиться к особенно большой ширине зоны высокотемпературного нагрева.

Детали из металлов с высокой теплопроводностью приходится оплачивать с высокой скоростью, при которой, несмотря на большой градиент температуры, все же удается достаточно нагреть торцы.

Рациональные параметры оплавления зависят от чувствительности металла к термическому циклу сварки, а в случае его высокой химической активности — от степени этой активности. Например, при сварке перлитных сталей с нагревом узкой зоны («жесткий» режим оплавления) в результате большой скорости охлаждения возможно появление в этой зоне хрупких структур; хрупкость этого рода обычно легко устранить последующим отпуском. При оплавлении некоторых перлитных сталей по очень «мягкому» режиму из-за длительного перегрева иногда понижаются механические свойства соединения, восстановление которых невозможно без нормализации, например, при сварке непрерывным оплавлением в течение  $60-300$  сек труб из теплоустойчивой стали 12Х1МФ с толщиной стенки более  $20$  мм, когда

ударная вязкость соединения падала ниже  $1 \text{ кгм/см}^2$  из-за преобладания в структуре зоны термического влияния неравновесного перлита и сорбита с ферритной оторочкой [91].

Низкая ударная вязкость в данном случае не была связана с какими-либо дефектами соединения, так как его свойства при рабочей температуре ( $585^\circ\text{C}$ ) были высокими. Существенно, что при сварке этой же стали на «жестком» режиме удовлетворительная ударная вязкость была получена и после отпуска.

При сварке активных металлов (титана, молибдена) оплавление на воздухе с недостаточной скоростью приводит к прониканию газов в околостычковую зону. Например, при сварке титана ВТ1 и сплава ВТ6 (6% Al и 4% V) со скоростью оплавления перед осадкой  $6 \text{ мм/сек}$  еще не устранялась опасность газонасыщения этой зоны на глубину до  $80 \text{ мк}$  от линии соединения [65]. Твердая прослойка охрупчивала соединение.

Полосы из молибдено-титанового сплава (0,5% Ti) сечением  $6,3 \times 25 \text{ мм}$  удовлетворительно сваривали на воздухе при средней скорости оплавления около  $3 \text{ мм/сек}$  [215]. Можно предполагать, что конечная скорость оплавления приближалась к  $10 \text{ мм/сек}$ .

Качество соединения оценивали по его пластичности. Температура перехода в хрупкое состояние у сварного соединения приближалась к  $+100^{\circ}\text{C}$ , в то время как у основного металла она не превышала  $+40^{\circ}\text{C}$ . Аналогичные результаты дала сварка нелегированного молибдена, полученного прессованием или переплавом [215]. При этом защитная атмосфера аргона или гелия не была эффективной. При сварке с защитой пластичность соединения не только не повысилась, но даже стала ниже из-за роста зерен с выпадением по их границам карбидов молибдена.

Рассмотренные особенности процесса оплавления позволяют сформулировать некоторые общие принципы его рационального построения. Часть из них справедлива всегда; применимость остальных зависит от металла и сечения свариваемых деталей, а также от параметров используемого оборудования. В частности, всегда целесообразно оплавливать при минимальном напряжении  $U_{2,0}$  и на машинах с низким  $Z_{к.в.}$ , что повышает устойчивость процесса, улучшает условия нагрева свариваемых деталей и, как правило, сопровождается образованием на оплавливаемых торцах относительно неглубоких кратеров.

Для получения достаточно широкой зоны разогрева при умеренном градиенте температуры у торцов оплавливать следует с умеренной скоростью, возрастающей перед осадкой, для достижения локальной устойчивости процесса. Чтобы смягчить некоторые неблагоприятные последствия оплавления с большой скоростью, в частности сужение зоны нагрева и увеличение градиента температуры, а также увеличение глубины кратеров, ускоренное оплавление должно быть кратковременным. Однако всегда оплавливать с высокой скоростью следует на длине, превышающей удвоенную глубину наиболее крупных кратеров с тем, чтобы ни один участок торцов, даже расположенный на дне таких кратеров, не мог оказаться неохваченным интенсивным оплавлением перед осадкой.

При сварке непрерывным оплавлением возможны два принципиально отличающихся варианта процесса оплавления, целесообразных в различных условиях. Первый осуществляется при постоянном напряжении  $U_{2,0}$  с обеспечением необходимой устойчивости процесса изменением скорости оплавления (плавным или ступенчатым), сопровождаемым плавным нарастанием эффективного тока [136]. Во втором варианте изменяют по заданной программе  $U_{2,0}$ ; оплавление начинают при высоком  $U_{2,0}$ , облегчающем возбуждение процесса; затем  $U_{2,0}$  понижают до минимального значения, поддерживающего устойчивое оплавление. Иногда перед осадкой  $U_{2,0}$  вновь повышают для проведения ускоренного оплавления. При сварке с переменным  $U_{2,0}$  оплавление обычно ведут с постоянной скоростью, повышаемой только перед осадкой.

Первый, более простой вариант процесса, удобен для сварки деталей относительно небольшого сечения (для стали до 1000—2000 мм<sup>2</sup>). При сварке деталей большого и компактного сечения,

когда существенны термическая эффективность процесса, а также отсутствие глубоких кратеров, целесообразнее второй вариант, особенно с автоматическим регулированием (либо скорости оплавления, либо напряжения  $U_{2,0}$ ), предупреждающим короткие замыкания при оплавлении с минимальным  $U_{2,0}$  [92].

**Осадка и формирование соединения.** Оплавление и, тем более, предшествующий ему подогрев только готовят торцы к формированию соединения. Последнее осуществляется при осадке. Рассмотрим случай, когда в момент фактического соприкосновения торцов они полностью покрыты слоем расплавленного металла. При сближении торцов, например на участке *A* (рис. 106), если этому не препятствуют пленки окислов, образуется объединенная прослойка металлического расплава. Такая же прослойка возможна и после вытеснения (жидких или твердых) окислов.

Твердый металл всегда смачивается своим расплавом, поэтому образование объединенной жидкой металлической прослойки без границы раздела уже гарантирует формирование здесь соединения при охлаждении, тем более что кристаллизация жидкой фазы на готовых центрах, имеющих на оплавленной поверхности твердого металла, идет беспрепятственно.

В процессе дальнейшей осадки зазор по всей площади соединения постепенно закрывается, полностью или частично вытесняя расплавленный металл из стыка. В местах глубоких кратеров, например в *B* и *C*, даже к концу осадки в стыке может остаться невытесненный, обычно окисленный литой металл в виде линзы *B'* и *C'*. В зависимости от величины осадки металл сохраняет здесь литую структуру с присущими ей дефектами или подвергается заметной деформации.

На отдельных участках торцов к началу осадки или в момент их фактического соприкосновения жидкий металл может отсутствовать. Соединение формируется в твердой фазе (топохимический процесс). В результате деформации при осадке торцы должны быть доведены до физического контакта с вытеснением из стыка окислов, если они там имеются. Осадка обычно идет при температуре, близкой к солидусу, при которой обеспечивается значительная термическая активация, способствующая в сочетании с движущимися дислокациями образованию прочного соединения на участках, свободных от окислов. Однако даже на таких участках в случае недостаточного их нагрева при малой деформации, осуществляемой после достижения физического контакта, возможно формирование соединения без общих зерен, разрушение которого носит хрупкий межзеренный характер (по типу, показанному на рис. 52, в). Обычно при сварке оплавлением температура на торцах в момент осадки достаточно высока и основное препятствие к получению соединений высокого качества связано с окислением. Толстые окисные пленки, если они имеются на торцах, препятствуют получению соединений с высокой пластич-

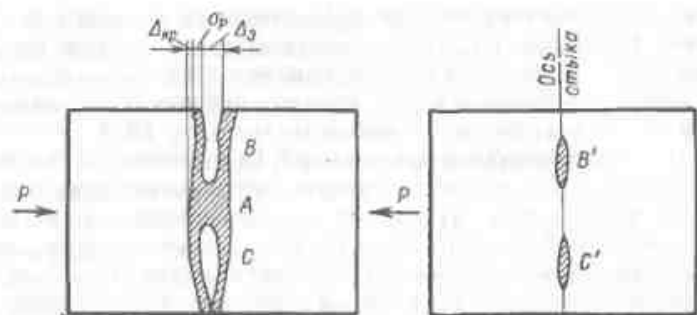


Рис. 106. К определению величины осадки

ностью, поскольку при сварке оплавлением степень растекания металла в плоскости стыка обычно недостаточна для механического разрушения пленок. Тонкие пленки, по-видимому, могут при осадке частично восстанавливаться (при сварке стали углеродом, диффундирующим из металла к границе раздела металл—окисел, см. § 2, гл. VIII). Этому может способствовать, в частности, увеличение времени осадки при включенном токе, когда поддерживается высокая температура зоны сварки. Последнее благоприятствует также развитию процессов рекристаллизации и образованию общих зерен, что повышает пластичность соединения. Практически при сварке оплавлением сочетаются два процесса формирования соединения: через жидкую фазу (основной процесс) и в твердом состоянии.

Процесс осадки характеризуется двумя основными параметрами: ее величиной  $\Delta_{ос}$  и скоростью  $v_{ос}$ . С ними связан третий — зависимый параметр — давление осадки  $p_{ос}$ . Минимальная величина осадки при наличии на торцах слоя жидкого металла равна (см. рис. 106)

$$\Delta_{ос} = \Delta_z + 2\delta_p + 2k_0\Delta_{кр} \quad (25)$$

где  $\Delta_z$  — зазор между оплавленными торцами;

$\delta_p$  — толщина слоя жидкого металла;

$\Delta_{кр}$  — глубина кратера;

$k_0$  — коэффициент.

Величина  $\Delta_z + 2\delta_p$  обычно не превышает 1—1,5 мм. Определяющим является третий член  $2k_0\Delta_{кр}$ . Коэффициент  $k_0$  учитывает, что выравнивание выступов невозможно без общей деформации свариваемых тел (см. § 2, гл. III). Чем уже зона интенсивного нагрева, тем труднее деформировать прилегающий к торцам металл; выравнивание выступов при этом будет сопровождаться меньшей общей деформацией и коэффициент  $k_0$  снизится, а удельное давление, необходимое для ее осуществления, возрастет. Поэтому при сварке с подогревом или при непрерывном оплавлении по «мягкому» режиму с широкой зоной разогрева,

как правило, необходимая величина осадки возрастает. Например, при сварке рельсов с подогревом необходима осадка на 20 мм; при их сварке непрерывным оплавлением  $\Delta_{ос} \leq 10$  мм [95]. Обычно  $k_0$  лежит в пределах 2—4.

Глубина кратеров существенно зависит от металла и сечения свариваемых деталей, а также от скорости оплавления, вторичного напряжения и параметров сварочного оборудования  $Z_{к.з.}$ . В общем случае глубина кратеров и, как следствие,  $\Delta_{ос}$  растет с увеличением толщины деталей и их сечения. Зависимость  $\Delta_{ос}$  от толщины широких стальных полос, свариваемых непрерывным оплавлением, приведена на рис. 107, где нанесены также соответствующие значения длительности оплавления. Последняя быстро растет с увеличением толщины полос, а средняя скорость оплавления снижается с 1 мм/сек (при  $\delta = 2$  мм) до 0,3 мм/сек (при  $\delta = 25$  мм). Это хотя и приводит к увеличению  $k_0$  из-за расширения зоны интенсивного нагрева, но способствует уменьшению глубины кратеров. Необходимая величина осадки при увеличении  $\delta$  с 5 до 25 мм растет не в 5 раз, а только вдвое.

Металлы и сплавы с высокой теплопроводностью оплавляют с очень большой скоростью, в связи с чем образуются глубокие кратеры. Поэтому при сварке меди, алюминия и их сплавов  $\Delta_{ос}$  значительно выше, чем в случае сварки деталей того же сечения из стали (табл. 27).

Можно предположить, что это связано не только с глубиной кратеров, но и с трудностью получения на торцах равномерного слоя жидкого металла. Если это так, то для образования бездефектного соединения необходимо механически разрушить твердые пленки на твердом металле, для чего требуется значительная деформация, по существу такая же, как при сварке сопротивлением.

Таблица 27

Величина осадки при сварке непрерывным оплавлением полос металлов

Металл	Толщина в мм	Величина осадки в мм	Давление осадки в кг/мм <sup>2</sup>
Перлитная сталь	2	3,0	12
	6	6,0	8
Медь	2	6,5	42
	6	8,0	35
Алюминиевый сплав АМгб	6	12,0	13

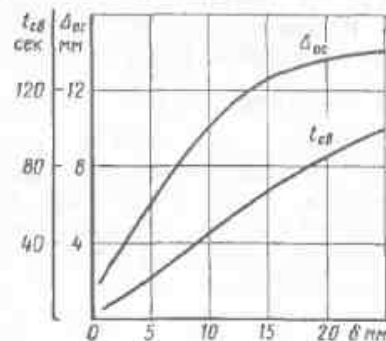


Рис. 107. Зависимость величины осадки и длительности оплавления при сварке широких стальных полос непрерывным оплавлением от их толщины



Действительно, при сварке оплавлением полос из сплавов АМгб и АКб коэффициент площади достигал  $k_{пл} = 2,5 \div 3$ , а при сварке сопротивлением алюминиевых сплавов он также превышал 2.

Зависимость механических свойств соединения, и в особенности его пластичности и ударной вязкости, от величины осадки обычно имеет экстремальный характер. Как недостаточная, так и чрезмерная осадка могут снизить качество соединения. При малой осадке не полностью удаляются из стыка расплавленный металл и окислы, что сказывается на структуре и свойствах самого стыка и прилегающей к нему зоны. При большой величине осадки на катаном металле часто наблюдается резкое искривление волокон.

Величина осадки, определенная зависимостью (25), достаточна для завершения процесса на участках с наиболее глубокими кратерами. Очевидно, что в зоне выступов (точка А, см. рис. 106) соединение осуществится при значительно меньшей осадке. Это подтверждается опытами по сварке стержней сечением  $30 \times 30$  мм из низкоуглеродистой стали с осадкой на 1—5,5 мм. Из стыков вырезали по четыре образца с надрезом в плоскости соединения. Уже при  $\Delta_{ос} = 1$  мм отдельные образцы имели высокую ударную вязкость (см. рис. 90, в). Наибольшие значения средней и максимальной ударной вязкости были получены при  $\Delta_{ос} = 2,5$  мм; однако при такой осадке минимальное значение ударной вязкости еще оставалось низким (около  $6 \text{ кГм/см}^2$ ). Только при  $\Delta_{ос} = 4,5 \div 5,5$  мм достигали достаточно устойчивых показателей ( $\frac{a_{н. \min}}{a_{н. \max}} = 0,6 \div 0,7$ ). Однако среднее значение  $a_{н.}$  и в особенности его максимальная величина, начинали понижаться в результате неблагоприятного влияния искривления волокон.

Рассмотрим влияние величины осадки на структуру соединения на примере сварки стали. Сталь под слоем жидкого расплава на некоторой глубине тем большей, чем меньше градиент  $\frac{dT}{dx}$ , находится в состоянии частичного расплавления. Рядом с жидким слоем оплавленные зерна как бы плавают в маточном растворе (жидко-твердое состояние); на большем расстоянии от торца твердый остов из нерасплавленных зерен имеет отдельные вкрапления жидкого металла (твердо-жидкое состояние). При хорошо выполненной осадке расплавленный металл и окислы из соединения удаляются. Жидкая фаза из зоны жидко-твердого состояния также относительно легко выдавливается, а сталь, находящаяся в твердо-жидком состоянии, должна закристаллизоваться в ходе пластической деформации, достаточной для компенсации усадки, связанной с возможным застреванием здесь жидких прослоек.

В результате этих процессов непосредственно в стыке остается более чистая и тугоплавкая твердая фаза, а элементы, наиболее

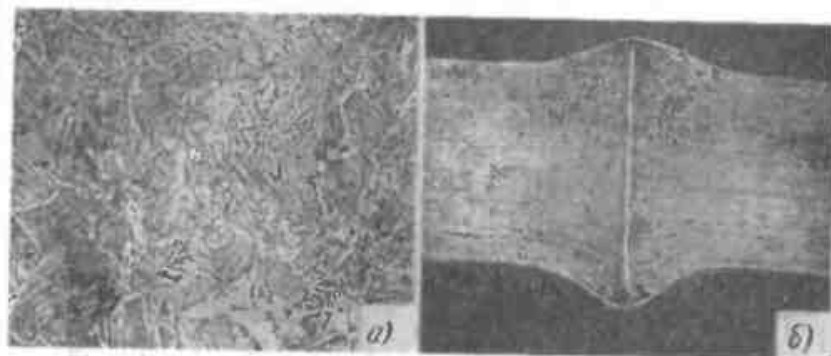


Рис. 108. Структура соединения при сварке оплавлением перлитной стали: а — обезуглероживенная зона в стыке ( $\times 100$ ); б — повышенная хрупкость в местах скопления сернистых включений

склонные к ликвации (углерод, сера, фосфор), в значительной части растворяются в жидкой фазе и удаляются вместе с ней из соединения. Следствием этого является, в частности, обезуглероживание стыка (рис. 108, а). Связь обезуглероживания с ликвацией углерода подтверждается и тем, что оно наблюдается при сварке в безокислительной атмосфере (например, в азоте высокой чистоты с менее чем  $0,005\% \text{ O}_2$ ), когда нет оснований ожидать обезуглероживания в результате выгорания углерода. Повышенная чистота металла по сере непосредственно в стыке хорошо видна на отпечатках по Бауману (рис. 108, б). Ширина обезуглероживенной зоны, твердость которой, как правило, понижена, зависит от условий оплавления и от величины осадки. Чем шире нагретая зона, тем толще обезуглероживенная полоска. С увеличением осадки ширина полоски  $\delta_n$  уменьшается (рис. 109).

По некоторым данным, основанным на применении микро-спектрального анализа [59], в зоне соединения перераспределяются элементы (марганец, кремний), не склонные к ликвации [146]. Некоторое понижение в этой зоне концентрации марганца при сварке стержней из стали с содержанием около  $1,80\% \text{ Mn}$  установлено также в работе [78] путем микрорентгеновского анализа. Этим методом автор книги изучал распределение хрома, марганца и ванадия в соединении при сварке непрерывным оплавлением труб диаметром  $32$  мм из стали 12Х1МФ и  $12\%$ -ной хромистой стали<sup>1</sup>.

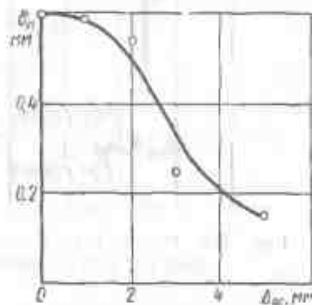


Рис. 109. Зависимость ширины обезуглероживенной зоны в низкоуглеродистой стали Ст. 3 от величины осадки

<sup>1</sup> В исследовании участвовали В. А. Багирев и В. И. Ханкин.

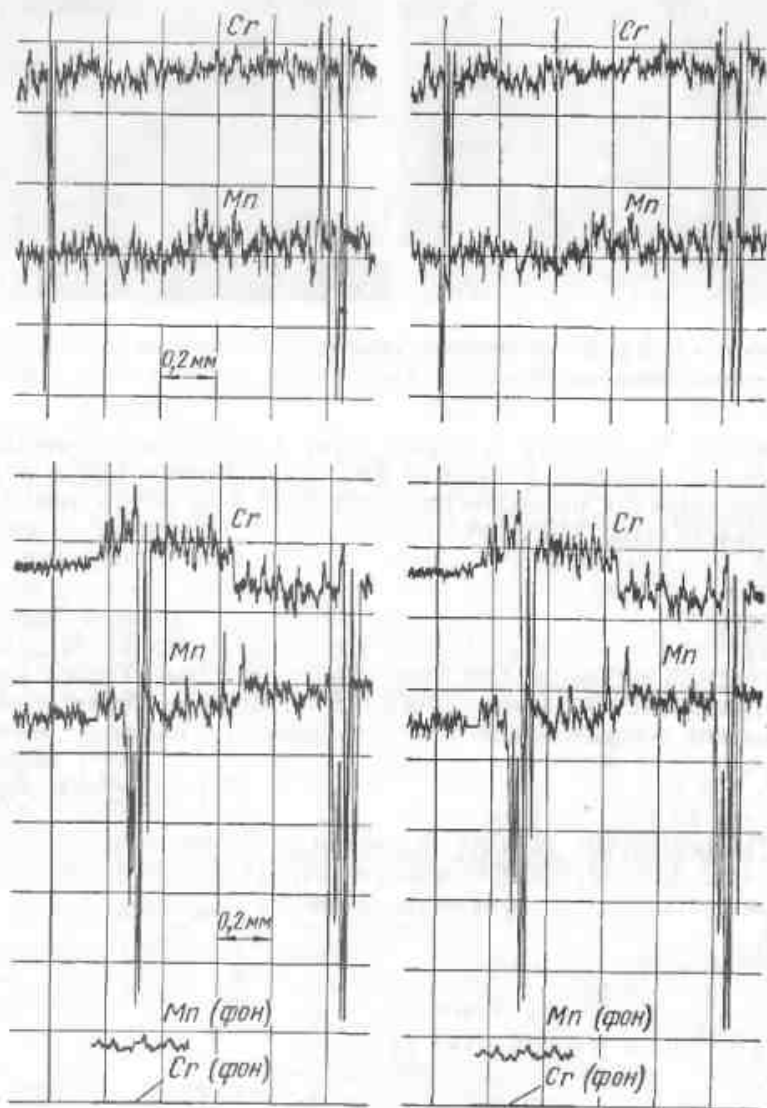


Рис. 110. Распределение легирующих элементов в зоне соединения при сварке непрерывным оплавлением труб диаметром 32 мм

Понижения содержания в стыке этих элементов (рис. 110) замечено не было. При отличающейся их концентрации в стыкуемых трубах по линии соединения наблюдался екачок концентрации без плавного перехода (рис. 110). Возможно, что понижение содержания марганца, обнаруженное в работе [78], вызвано его испарением при относительно медленном оплавлении.

При недостаточной осадке хорошо нагретого стыка в нем возможны дефекты, оказывающие большее или меньшее влияние на свойства соединения. К таким дефектам относятся: не полностью удаленный из глубоких кратеров расплавленный металл; застрявшие в стыке окислы и усадочные дефекты в околошовной зоне.

При малой осадке в месте глубоких кратеров (см. рис. 106) могут оставаться линзы расплавленного металла, загрязненные ликвирующими элементами, легко обнаруживаемые в соединениях деталей большого сечения, например, рельсов. Кристаллизация в линзах может сопровождаться усадочными дефектами, иногда трещинами (рис. 111, а) [53]. В стык из основного металла могут попадать силикатные включения. Возможно также, что в результате перемешивания расплавленного металла на торцах в момент, предшествующий осадке, окислы могут более или менее равномерно распределяться в жидком металле. В случае неполного его удаления при осадке в толще металла при кристаллизации застревают мелкие включения (рис. 111, б).

При сварке высокоуглеродистых сталей, например рельсовых с содержанием 0,7% С, кратерная линза иногда заполняется расплавом, сильно обогащенным углеродом—чугуном, кристаллизующимся со структурой ледобурита (см. рис. 121, в). Недостаточная осадка может приводить и к тому, что непосредственно по линии соединения в стыке остаются отдельные окисные включения, цепочка включений или, наконец, наиболее опасный дефект — сплошная пленка окислов (рис. 111, г).

Для выяснения условий образования окисных включений и их роли при формировании сварных соединений применили фрактографический анализ. Просмотр в электронном микроскопе при увеличении до 50 000 угольных реплик, снятых с изломов бездефектных стыков, показал [44], что при сварке сталей (сталь 20, Х18Н12Т), не дающих хрупких структурных составляющих, излом имеет «чашечное» строение (рис. 112, а), характерное для вязкого, транскристаллитного разрушения. Так же выглядит излом по основному металлу. В стыке 12%-ной хромистой стали при наличии в структуре мартенсита наблюдается хрупкий «ручечный» излом (рис. 112, б).

В изломе стыка труб из низкоуглеродистой стали на участке с низкой пластичностью (в зоне «склеек» или «матовых пятен», характерных для неудовлетворительно оплавленного и недостаточно осаженого соединения) видны большие окисные включения (рис. 113, а) со скругленными границами и почти без трещин.

Это, вероятно, следствие того, что осадка стыка завершилась либо до затвердевания легкоплавкого окисла, либо в то время, когда окисел еще обладал достаточной вязкостью для растекания по стыку без растрескивания вместе с деформируемым при осадке металлом. Такие включения резко понижают пластичность и ударную вязкость соединений. Однако при отсутствии в стыке окислов очень низкая температура торцов перед осадкой может приводить к образованию соединений, дающих хрупкий излом межкристаллитного характера.

На стали X18H12T дефектные участки излома, обычно имеющие золотистый цвет, также покрыты окислами. Однако эти окислы тугоплавкие и хрупкие, дробятся при осадке на отдельные, более

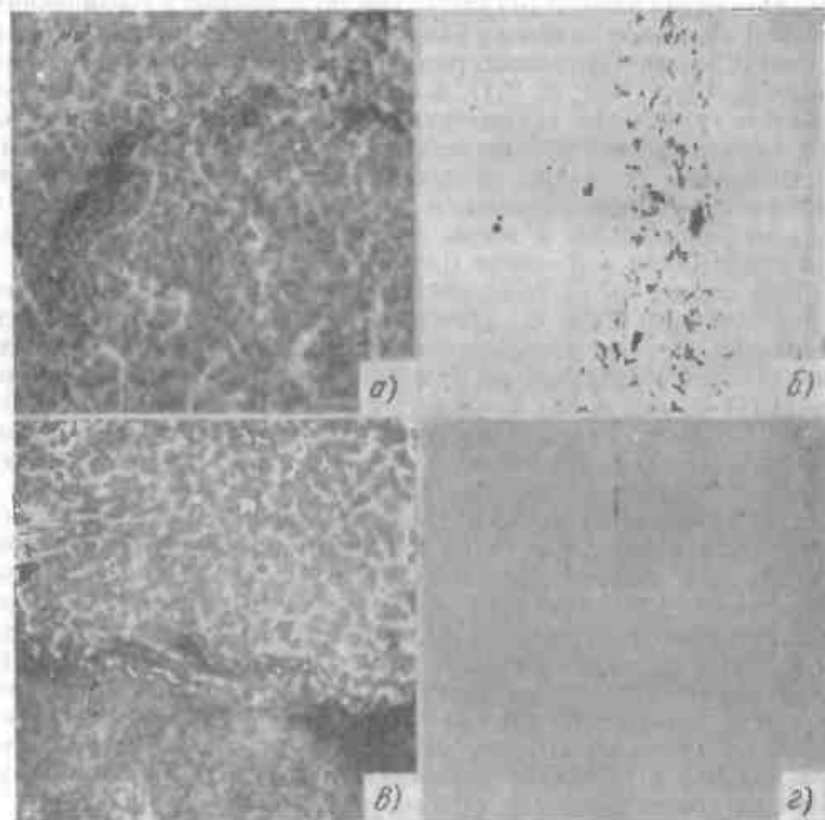


Рис. 111. Дефекты в стыке при сварке оплавлением стали с недостаточной осадкой:

а — трещина в линзе закристаллизованного металла, не удаленного при осадке;  $\times 90$  [53]; б — окислы в кратерной линзе;  $\times 100$ ; в — ледебурит в кратерной линзе;  $\times 90$  [53]; г — окислы по линии соединения,  $\times 100$  [36]

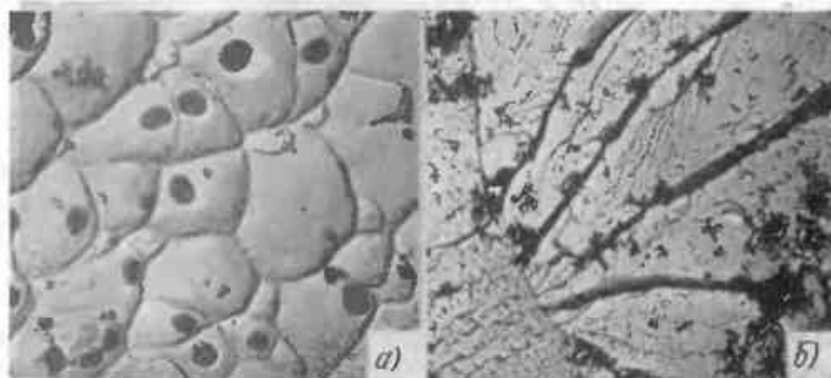


Рис. 112. Изломы бездефектных стыков ( $\times 9000$ ):

а — вязкой (сталь X18H12T); б — хрупкой (сталь с 12% Cr) [44]

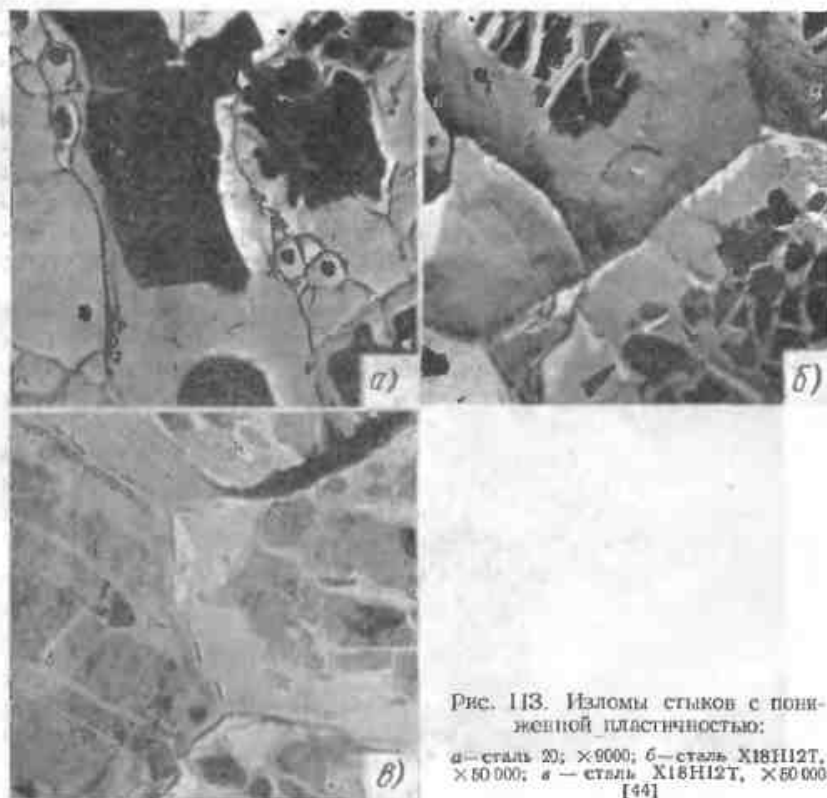


Рис. 113. Изломы стыков с пониженной пластичностью:

а — сталь 20;  $\times 9000$ ; б — сталь X18H12T,  $\times 50\,000$ ; в — сталь X18H12T,  $\times 50\,000$  [44]



Рис. 114. Дефекты околошовной зоны при сварке оплавлением стали:  
 а — рыхлость ( $\times 500$ ); б — сульфидная эвтектика ( $\times 90$ ) [63]

или менее обособленные фрагменты (рис. 113, б и в). Мелкие включения разобранного типа (рис. 113, б) заметно не снижают пластичности соединений.

В околошовной зоне, там, где сталь находилась в твердо-жидком состоянии, недостаточная осадка иногда ведет к усадочной рыхлости (рис. 114, а). Эти дефекты существенно снижают пластичность соединения. На участках загрязненного металла при кристаллизации иногда появляются сульфидные (рис. 114, б) и фосфидные эвтектики. Как правило, образованию дефектов в стыке

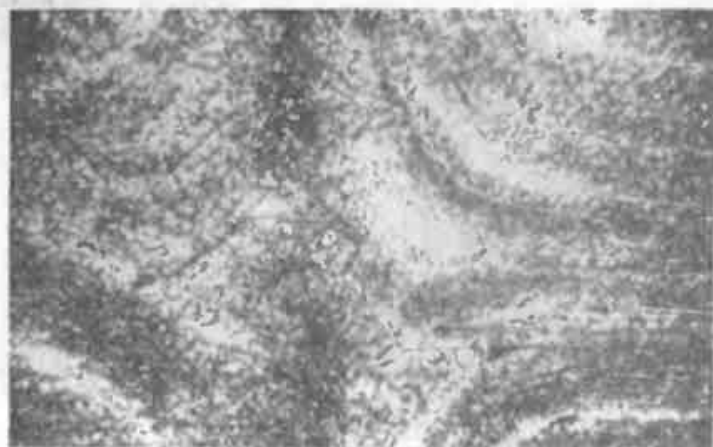


Рис. 115. Искривление волокон в стыке листа из низколегированной стали, сваренного оплавлением ( $\times 200$ )

способствует недостаточный и неравномерный нагрев торцов перед осадкой. Развитию же дефектов в околошовной зоне благоприятствует перегрев.

Чрезмерная осадка может ухудшать пластичность и ударную вязкость соединений в результате искривления волокон (рис. 115). Последнее влияет тем сильнее, чем больше различаются механические свойства свариваемого металла вдоль и поперек прокатки. Резко выраженная строчечность структуры, и в особенности обогащение прослоек между волокнами примесями, сильно снижающими температуру плавления, при чрезмерной деформации осадки приводит к расслоению с образованием горячих трещин.

Необходимая степень деформации при осадке, характеризующая коэффициентом площади (табл. 28), значительно меньше для сварки оплавлением стали, чем для сварки без оплавления (например, прессовой, обеспечивающей бездефектное соединение только при  $k_{пл} \geq 5$ ).

Таблица 28

Коэффициент площади при сварке оплавлением труб

Толщина стенки труб в мм	Процесс сварки	$k_{пл}$
4	Непрерывным оплавлением	2,0
28	Оплавлением с подогревом	1,8
35	То же	1,7

При оценке этих данных необходимо учитывать, что значительная часть деформации при осадке связана с выравниванием кратеров на торцах, а совместная деформация после сближения оплавленных поверхностей до соприкосновения относительно невелика.

Скорость осадки должна быть достаточной для предупреждения застревания в стыке окислов (если они имеются) и расплавленного металла. Очевидно, что при недостаточном нагреве торцов или малой величине осадки любое повышение ее скорости не даст положительного эффекта. Из анализа уравнения (21) следует, в частности, что скорость осадки должна увеличиваться с ростом  $\frac{dT}{dx}$ , с уменьшением допустимого интервала температуры ( $T_2 - T_1$ ) и с увеличением теплопроводности свариваемого металла, т. е. с уменьшением времени, достаточного для охлаждения слоя расплавленного металла и окислов до температуры, ниже которой вытеснение их из стыка становится невозможным. Поэтому необходимая скорость осадки растет при легировании стали элементами (хромом), образующими тугоплавкие окислы (уменьшается  $T_2 - T_1$ ); для аустенитной стали минимальная скорость осадки

по крайней мере вдвое выше, чем для перлитной (рис. 116). Допустимая скорость осадки несколько понижается при сварке с подогревом вследствие уменьшения градиента температуры.

Если при сварке сталей скорость осадки выше 20—50 мм/сек, как правило, вполне достаточна, то при сварке алюминиевых сплавов и особенно меди с высокой теплопроводностью необходимая скорость осадки резко растет: до 150 мм/сек при сварке сплава АМг6 (рис. 117) и до 200—250 мм/сек при сварке меди [126]. Однако можно ожидать, что в отдельных случаях чрезмерная скорость осадки затруднит формирование соединения и будет вредной.

Удельное давление осадки зависит от многих факторов, связанных со свойствами свариваемого металла, режимом оплавления, заданной величиной осадки и условиями ее осуществления. Чем жаропрочнее металл, тем больше необходимое давление осадки (табл. 29), которое особенно велико при сварке непрерывным оплавлением (стали) оно приблизительно вдвое выше, чем при сварке с подогревом.

Из-за большого градиента температуры, связанного с высокой скоростью оплавления, при сварке относительно мягких металлов (меди, алюминия) необходимое давление осадки очень велико.

Степень деформации при осадке, приводящее к объемнонапряженному состоянию, повышает  $p_{ос}$ . Например, при сварке полос из алюминиевых сплавов со срезыванием

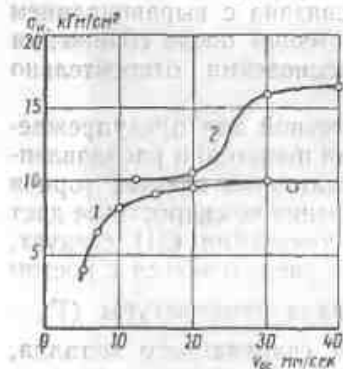


Рис. 116. Влияние скорости осадки на ударную вязкость соединений труб из стали различного класса:

1 — трубы диаметром 32 мм из стали 15ХМ; 2 — трубы диаметром 32 мм из стали 1Х18Н12М2Т

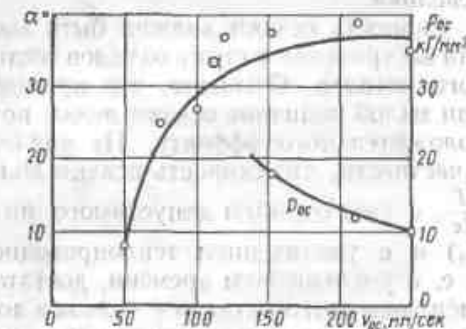


Рис. 117. Зависимость угла загиба соединения и давления осадки ( $p_{ос}$ ) от ее скорости при сварке оплавлением полос толщиной 6 мм из сплава АМг6

Ориентировочные значения давления осадки при сварке оплавлением

Свариваемый металл	Давление осадки в кг/мм <sup>2</sup> при сварке	
	непрерывным оплавлением	оплавлением с подогревом
Низкоуглеродистая сталь	8—10	4—6
Среднеуглеродистая сталь	10—12	4—6
Низколегированная сталь	10—12	4—8
Аустенитная сталь с $\frac{[Ni]}{[Cr]} > 1$	16—18	10—12
Аустенитная сталь с $\frac{[Ni]}{[Cr]} < 1$	20—25	12—14
Медь	25—40	—
Алюминий и его сплавы	12—20	—

грата в ходе осадки ножами, укрепленными на зажимных губках и резко затрудняющими течение металла, необходимое давление осадки увеличивалось почти в 3 раза — с 20 до 60 кг/мм<sup>2</sup>. Такой же эффект наблюдается при любом способе осадки с принудительным формированием соединения. Деформация при осадке, а также формирование соединения могут быть облегчены дополнительным нагревом деталей сварочным током (осадка под током).

В общем случае с увеличением скорости осадки растет сопротивление деформированию и, как следствие, повышается  $p_{ос}$ . Влияние  $v_{ос}$  на  $p_{ос}$  мало изучено, при сварке алюминиевых сплавов обнаружен обратный эффект: с повышением  $v_{ос}$  необходимое давление падает (рис. 117). Это может быть связано с более высокой температурой зоны соединения к концу осадки, выполняемой с высокой скоростью.

Некоторые факты указывают на зависимость условий осадки и, в частности,  $p_{ос}$  от жидкотекучести расплавленной стали. Введение в сталь легко окисляющихся элементов (хром, алюминий) или элементов, образующих термически стойкие карбиды (ниобий), понижает ее жидкотекучесть. В результате этого может затрудняться равномерное покрытие торцов слоем жидкого металла и удаление его из стыка. Аустенитообразующие элементы (никель, углерод, марганец) увеличивают жидкотекучесть стали, а ферритообразующие, как правило, ее понижают. С увеличением отношения  $\frac{[Ni]}{[Cr]}$  (где  $[Ni]$  — эквивалентная концентрация в стали никеля, равная сумме  $Ni + 0,5Mn + 30C$ , и  $[Cr]$  — эквивалентная концентрация хрома, равная  $Cr + 1,5Si + 0,5Nb + Mo$ ), повышающего жидкотекучесть стали, уменьшается  $p_{ос}$

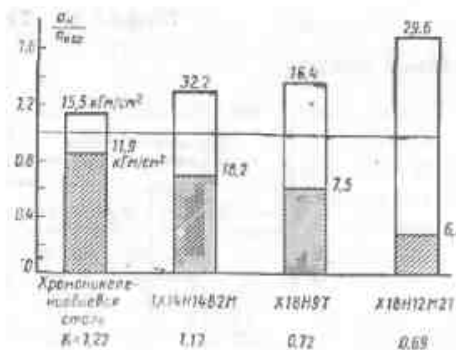


Рис. 118. Максимальные и минимальные значения ударной вязкости и их отношение к среднему значению для аустенитных сталей с различным отношением

$$k = \frac{[\text{Ni}]}{[\text{Cr}]}$$

моникельниобиевой глубокоаустенитной стали при  $k = 1,22$  среднее значение  $a_n = 13,7 \text{ кгм/см}^2$ , в то время как для стали 1X14H14B2M ( $k = 1,17$ )  $a_n = 24 \text{ кгм/см}^2$  и даже для стали X18H12M2T ( $k = 0,69$ )  $a_n = 18 \text{ кгм/см}^2$ . Наблюдаемое различие в поведении сталей с неодинаковым  $k$  нельзя связать с затруднением деформации из-за ее двухфазного состава (наличия в сталях с малым  $k$  большого количества феррита), так как чистоаустенитная сталь 1X14H14B2M в интервале температур 800—1200° С обладает большим сопротивлением пластической деформации, чем аустенитно-ферритная сталь X18H9T.

Уже рассматривались некоторые особенности сварки оплавлением цветных металлов, как правило связанные с их высокой теплопроводностью и химической активностью. Сварка металлов с невысокой теплопроводностью и не особенно активно взаимодействующих с кислородом и азотом, например никеля, не вызывает каких-либо специфических трудностей. При сварке металлов с высокой теплопроводностью необходимы очень большие скорости оплавления и осадки и, как следствие, высокие давления осадки (медь, алюминий и их сплавы). Титан и его сплавы, несмотря на низкую теплопроводность, при сварке на воздухе должны оплавляться и осаживаться с высокой скоростью из-за большой химической активности. Это справедливо и для молибдена. Если не удается сварить химически активные металлы на воздухе даже при оптимальных параметрах процесса, то применяют специальную защиту (см. гл. VII).

Часто сваривают оплавлением разноименные металлы. Эта задача облегчается возможностью совместного оплавления металлов с резко отличающимися физическими свойствами, напри-

мер, тугоплавкого молибдена с малым электросопротивлением, со сталью, температура плавления которой почти в 2 раза ниже, а удельное сопротивление в несколько раз выше. Это, по-видимому, связано с очень высокой температурой в центре контактной перемычки, намного превышающей точку плавления обоих свариваемых металлов. Кроме того, большая скорость оплавления металла с высоким электросопротивлением и малой теплопроводностью, что суживает зону его нагрева, способствует равномерной деформации обеих деталей.

Получение соединения с высокими свойствами при сварке разноименных металлов может быть затруднено, во-первых, большими термическими напряжениями, возникающими при охлаждении такого соединения из-за различия коэффициентов теплового расширения, и, во-вторых, в результате появления в стыке хрупких интерметаллидных фаз. Наиболее изучена стыковая сварка разноименных сталей и, в частности, сталей перлитного или феррито-мартенситного класса (например, с 12% Cr) с аустенитной. При сварке деталей небольшого сечения из родных сталей, как правило, линия соединения представляет собой резкую границу (рис. 119, а) без заметной прослойки промежуточного состава. Так как расплавленный металл в перемычке, вероятно, перемещивается, то в случае неполного его удаления при осадке из глубоких кратеров в соединении могут появиться прослойки промежуточного состава (рис. 119, б). Наконец, в ходе осадки и последующего остывания соединения еще возможна диффузия разноименных атомов через границу раздела. При сварке сталей эти процессы как правило, не дают результатов, обнаруживаемых металлографически. Однако при сварке оплавлением металлов, легко образующих интерметаллиды (например, меди с алюминием) даже при очень «жестком» режиме оплавления в течение 1,5—2 сек со средней скоростью 10—12 мм/сек и чрезвычайно быстром охлаждении стыка вследствие высокой теплопроводности свариваемых металлов, в соединении возможно образование интерметаллидов  $\text{CuAl}_2$ .

Итак, стыковая сварка оплавлением по своей природе занимает промежуточное положение между сваркой плавлением и сваркой в твердом состоянии: на отдельных участках соединение может образоваться между поверхностями твердого металла; однако в основном оно формируется в жидкой фазе, которая затем, в ходе осадки, полностью или частично удаляется из соединения. Только благодаря второму процессу при сварке оплавлением удается получать соединения высокого качества при умеренной деформации осадки. Этим же определяются главные задачи рациональной технологии сварки оплавлением: получить перед осадкой на ровных (по возможности) торцах равномерный слой жидкого металла и предупредить его затвердевание до полного закрытия зазора в стыке, т. е. до момента фактического формирования соединения.

На диаграмме за единицу приняты средние значения ударной вязкости большого количества сварных образцов и показаны максимальные и минимальные значения  $a_n$ . Рассеяние результатов испытания заметно увеличивается с уменьшением  $k = \frac{[\text{Ni}]}{[\text{Cr}]}$ . Абсолютная величина средних значений  $a_n$ , связанная с составом стали, не изменяется закономерно с изменением  $k$ . Например, для хро-

молибдена с малым электросопротивлением, со сталью, температура плавления которой почти в 2 раза ниже, а удельное сопротивление в несколько раз выше. Это, по-видимому, связано с очень высокой температурой в центре контактной перемычки, намного превышающей точку плавления обоих свариваемых металлов. Кроме того, большая скорость оплавления металла с высоким электросопротивлением и малой теплопроводностью, что суживает зону его нагрева, способствует равномерной деформации обеих деталей.

Получение соединения с высокими свойствами при сварке разноименных металлов может быть затруднено, во-первых, большими термическими напряжениями, возникающими при охлаждении такого соединения из-за различия коэффициентов теплового расширения, и, во-вторых, в результате появления в стыке хрупких интерметаллидных фаз. Наиболее изучена стыковая сварка разноименных сталей и, в частности, сталей перлитного или феррито-мартенситного класса (например, с 12% Cr) с аустенитной. При сварке деталей небольшого сечения из родных сталей, как правило, линия соединения представляет собой резкую границу (рис. 119, а) без заметной прослойки промежуточного состава. Так как расплавленный металл в перемычке, вероятно, перемещивается, то в случае неполного его удаления при осадке из глубоких кратеров в соединении могут появиться прослойки промежуточного состава (рис. 119, б). Наконец, в ходе осадки и последующего остывания соединения еще возможна диффузия разноименных атомов через границу раздела. При сварке сталей эти процессы как правило, не дают результатов, обнаруживаемых металлографически. Однако при сварке оплавлением металлов, легко образующих интерметаллиды (например, меди с алюминием) даже при очень «жестком» режиме оплавления в течение 1,5—2 сек со средней скоростью 10—12 мм/сек и чрезвычайно быстром охлаждении стыка вследствие высокой теплопроводности свариваемых металлов, в соединении возможно образование интерметаллидов  $\text{CuAl}_2$ .

Итак, стыковая сварка оплавлением по своей природе занимает промежуточное положение между сваркой плавлением и сваркой в твердом состоянии: на отдельных участках соединение может образоваться между поверхностями твердого металла; однако в основном оно формируется в жидкой фазе, которая затем, в ходе осадки, полностью или частично удаляется из соединения. Только благодаря второму процессу при сварке оплавлением удается получать соединения высокого качества при умеренной деформации осадки. Этим же определяются главные задачи рациональной технологии сварки оплавлением: получить перед осадкой на ровных (по возможности) торцах равномерный слой жидкого металла и предупредить его затвердевание до полного закрытия зазора в стыке, т. е. до момента фактического формирования соединения.



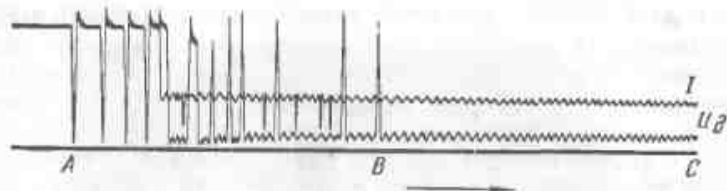


Рис. 121. Осциллограммы тока и напряжения вращающейся дуги, горящей между кромками стальных труб диаметром 325 мм ( $I = 1160$  а;  $U_d = 40$  в; скорость съёмки 25 мм/сек)

и охлаждаемым медным кольцевым электродом. Катушка электромагнита создает поле, силовые линии которого параллельны образующей труб. Эти линии пересекают радиально направленную дугу, в результате чего появляется усилие, стремящееся перемещать дугу по периметру труб.

Процесс разогрева кромок вращающейся дугой состоит из двух стадий: пусковой и установившейся. В первой происходит разгон дуги. На тонкостенных изделиях перемещение дуги с постепенно увеличивающейся скоростью начинается сразу после ее возбуждения. На трубах большого диаметра (например, 325 мм) с относительно большой толщиной стенки (9 мм) сначала отдельные вспышки дуги несколько разогревают кромки, после чего дуга начинает перемещаться по всей окружности с нарастающей скоростью. В установившейся стадии дуга перемещается с высокой постоянной скоростью, достигающей 100 м/сек.

В стадии разгона дуги электрические процессы нестабильны (рис. 121, участок АВ). В установившейся стадии (участок ВС) имеются незначительные пульсации тока и напряжения с частотой около 40 гц. Хотя процессы на аноде и катоде различны, опыт показывает, что кромки обеих труб нагреваются практически одинаково.

Время разогрева зависит от толщины стенки и диаметра труб: для труб  $30 \times 1,5$  мм 15—20 сек; для труб  $100 \times 4$  мм 30—40 сек, а при  $\delta = 9$  мм (труба 325 мм) 120—150 сек.

Нагрев вращающейся дугой должен сопровождаться некоторым переносом металла с анода на катод. Этот перенос невелик и, по существу, вращающуюся дугу можно рассматривать как плоский источник тепла, неподвижный относительно нагреваемых торцов.

В этих условиях длительный нагрев (до 150 сек) создает температурное поле с небольшим градиентом и осадка сопровождается деформацией широкой зоны интенсивно нагретого металла. Это приводит к значительной высадке с  $k_{н.л} > 3$  и при сварке стали к появлению в соединении видманштеттовой структуры перегретого металла.

Исследование микроструктуры стыков труб из перлитных сталей, выполненных дуго-контактной сваркой [160], обнаружило в ряде случаев в этих стыках полоску окисленного феррита. Это возможно в результате диффузии кислорода из окисленного жидкого металла через границу раздела жидкая—твердая фаза, практически неподвижную в конечной стадии процесса (когда толщина пленки жидкого металла достигает установившейся величины). Наличие окисленной полоски понижает пластичность соединения [160]. При дуго-контактной сварке цветных металлов (алюминия, меди) и нержавеющей стали требуется газовая защита [85].



## Глава VI

### СВАРКА ВЗРЫВОМ

#### § 1. СХЕМА ПРОЦЕССА

Сварку взрывом можно отнести к  $P$ ,  $T$ -процессам, так как на отдельных участках соединения иногда наблюдают зоны металла, нагретые даже до расплавления (см. рис. 137). Однако на других участках температура, по-видимому, невысока и здесь процесс приближается к холодной сварке. Основная цель применения сварки взрывом — получение двух- и трехслойных заготовок под прокат листов и труб, а также заготовок для биметаллических деталей в машиностроении.

Одна из основных схем сварки взрывом, возможность которой М. А. Лаврентьев связал с действием кумулятивной струи [93], — так называемая угловая схема [128, 192]. Свариваемые детали: неподвижную деталь (основание) 1 и метаемую пластину (облицовку) 2 располагают под углом  $\alpha$  на заданном расстоянии  $h_0$  (2—3 мм) в вершине угла (рис. 122, а). На метаемую пластину укладывают заряд 3 взрывчатого вещества (ВВ) толщиной  $H$ . В вершине угла устанавливают детонатор 4. Сварка производится на жесткой опоре 5 (стальной плите, бетоне, песке и др.).

Сварка (в отличие от штамповки взрывом) осуществляется при непосредственном контакте ВВ с метаемой деталью, изредка через буферную прокладку для смягчения удара. Благодаря этому импульс высокой энергии, возникающий во время детонации ВВ, не рассеивается, а оказывает концентрированное действие на металл в зоне сварки. Детонация — это процесс, при котором разложение ВВ с выделением газов и тепла распространяется в нем с большой скоростью (несколько тысяч метров в секунду).

После инициирования взрыва детонация распространяется в ВВ из точки 4 во все стороны с постоянной скоростью  $D$ , зависящей от свойств ВВ, его плотности и толщины заряда. Развиваемое в зоне реакции высокое давление газообразных продуктов детонации сообщает метаемой пластине значительную скорость, достигающую 1000 м/сек. В месте соударения метаемой пластины с основанием образуется угол  $\gamma$  (рис. 122, б), определяемый отношением максимальной скорости  $v_n$  к скорости детонации  $D$ .

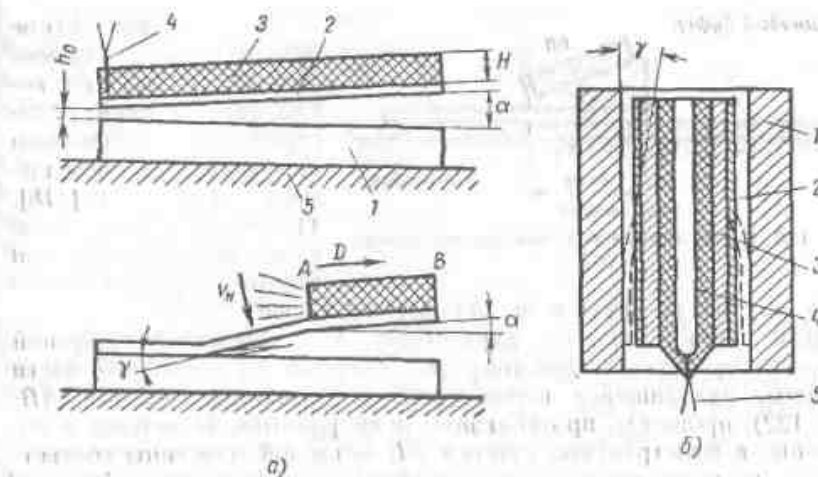


Рис. 122. Схема сварки взрывом:

а — детали, собранные под сварку по угловой схеме и в процессе сварки; б — облицовка внутренней поверхности трубной заготовки

Чем больше  $\frac{v_n}{D}$ , тем больше  $\gamma$ . В месте соударения при определенных условиях возникает эффект кумуляции — из зоны соударения выбрасывается с очень высокой скоростью кумулятивная струя, состоящая из металла основания и облицовки [93]. Она обнажает вступающие в контакт поверхности в момент, непосредственно предшествующий их соединению. При соответствующих параметрах процесса соударение метаемой пластины и основания сопровождается значительной пластической деформацией, вызывающей местный адиабатический нагрев поверхностных слоев металла. В результате деформации и нагрева происходит сварка между чистыми поверхностями, обычно с образованием типичного волнообразного соединения (см. рис. 136). Следует отметить, что при достаточной совместной пластической деформации можно получить вполне прочное соединение без волн [181]. Нет и единой точки зрения на роль кумулятивной струи при формировании соединения, что рассматривается ниже.

Так, при некоторых специальных схемах возможна сварка и без начального зазора (при  $\gamma = 0$ ), необходимого для кумуляции [170]. За счет соответствующего расположения заряда ВВ в пластине 1 создаются по отношению к основанию 2 значительные сдвиговые деформации (рис. 123). Отсюда делают вывод, что образование кумулятивной струи не является обязательным условием для сварки взрывом. По мнению Б. Кроссленда, возможна кумуляция и при схеме на рис. 123 в результате появления сварочного зазора из-за опускания основания 2 в ходе детонации.

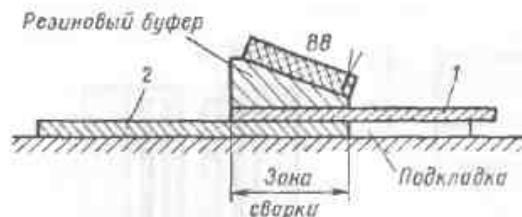


Рис. 123. Схема сварки без начального зазора [170]

ются внутри системы и не передаются опоре.

Для сварки взрывом характерно, что вследствие огромной скорости процесса и действия сил инерции на состояние части системы, находящейся перед фронтом детонации (участок АВ, рис. 122), процессы, протекающие за ее фронтом, не влияют и положение в пространстве участка АВ метаемой пластины соответствует его положению до начала сварки: система перед фронтом детонации как бы «не знает», что происходит за этим фронтом. Это подтверждается мгновенной рентгено съемкой системы в процессе взрыва.

Процесс детонации является квазистационарным и на любом расстоянии от точки инициирования производит практически одинаковый эффект.

Возможна облицовка взрывом трубчатых деталей снаружи или изнутри, а также с обеих сторон. При облицовке внутренней поверхности в полый цилиндр 1 (см. рис. 122, в) устанавливаются отрезок трубы 2 (облицовку) с буферной втулкой 3 из эластичного материала, смягчающего действие взрыва, и зарядом ВВ (4), заканчивающимся коническим колпачком, в центре которого располагается детонатор 5. При инициировании взрыва детонация распространяется со скоростью  $D$  по образующей конического колпачка и далее равномерно вдоль цилиндра с образованием плоского фронта, нормального к продольной оси цилиндра. Наличие угла  $\gamma$  обеспечивает условия соударения с образованием кумулятивной струи и получением прочного соединения. Аналогичная схема предложена для приварки взрывом труб к трубным доскам [182].

## § 2. РАСПРОСТРАНЕНИЕ ДЕТОНАЦИИ И ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ЕЕ ПРОДУКТОВ С МЕТАЛЛОМ

Для анализа условий получения при сварке взрывом соединений без повреждения металла основания и облицовки необходимо рассмотреть более подробно процессы распространения детонации и взаимодействия между продуктами детонации и металлом. В частности, представляет интерес механизм возникновения и движения в металле ударных волн.

По угловой схеме одновременно можно сваривать пакет из нескольких деталей, в частности, с двусторонним симметричным размещением зарядов ВВ [118]. При двусторонней схеме силы, возникающие при взрыве, уравновешива-

Применяемые в технике, и в частности для сварки, взрывчатые вещества являются вторичными для инициирования процесса, в котором должны быть созданы особые условия, достигаемые взрывом детонатора или специального заряда.

Детонация протекает с постоянной, воспроизводимой скоростью. В идеализированной схеме процесса, идущего со скоростью  $D$  (рис. 124), по фронту детонации предполагается разрыв непрерывности, при котором впереди фронта неразложившееся взрывчатое вещество имеет исходную температуру ( $T_0$ ), давление ( $p_0$ ), плотность ( $\rho_0$ ) и скорость перемещения ( $u_0$ ). При этом  $T_0$  и  $\rho_0$  определяются окружающими атмосферными условиями, а  $u_0 = 0$ . Для порошкообразного ВВ значение  $\rho_0$  существенно зависит от плотности укладки заряда. В этой схеме допускается, что непосредственно за фронтом детонации ВВ полностью прореагировало и его объем замещен газом при температуре  $T$  и давлении  $p$ , сжимающем газ до плотности  $\rho$ . Под действием давления газ приобретает скорость  $u$ , направленную вправо.

Скорость детонации  $D$  зависит от природы ВВ. Обычно она находится в пределах 2000—8000 м/сек. Для одного и того же ВВ скорость  $D$  пропорциональна его плотности [118], или

$$D = A\rho_0, \quad (27)$$

где  $A$  — коэффициент пропорциональности.

Давление газов  $p$ , развивающееся при взрыве, зависит от скорости детонации и от соотношения плотностей инертного ВВ и продуктов его детонации:

$$p = D^2\rho_0(\rho - \rho_0)/\rho. \quad (28)$$

Например [118], при  $D = 7200$  м/сек;  $\rho_0 = 1,6$  г/см<sup>3</sup> и  $\rho = 2,13$  г/см<sup>3</sup> ( $\rho \approx 1,3\rho_0$ )  $p = 200\,000$  кг/см<sup>2</sup>. Скорость потока продуктов взрыва  $u = \frac{1}{4}D$ . Для ВВ, применяемых при сварке,  $D = 3000 \div 7600$  м/сек и давление может достигать 150 000 кг/см<sup>2</sup>. Лучшие результаты дают ВВ с  $D \leq 4000 \div 4500$  м/сек.

В действительности взрывчатое вещество переходит из твердого в газообразное состояние не мгновенно; граница между исходным и полностью прореагировавшим веществом имеет определенную ширину — ширину зоны реакции. Если это было бы не так, то сварка взрывом, вероятно, была бы невозможна: скачкообразное повышение скорости метаемой пластины под фронтом детонации от нуля до  $u_n$  приводило бы к разрушению металла этой пластины. Как правило, чем выше скорость детонации ВВ, тем уже зона реакции. Ее ширина колеблется от 2—3 до 20 мм [68].

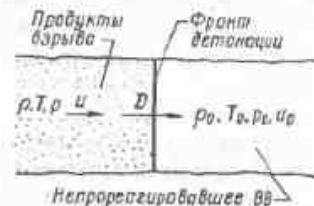


Рис. 124. Идеализированная схема процесса детонации

Протяженность зоны реакции может существенно влиять на условия сварки, при которых размеры самого заряда всегда ограничены по толщине (величиной  $H$ , см. рис. 122, а) и нередко по ширине, например при облицовке узкой и длинной пластиной. Если размер заряда соизмерим с шириной зоны реакции, то продукты взрыва, расширяясь в поперечном направлении, могут уносить с собой часть заряда до того, как он успеет полностью прореагировать. Чем длиннее зона реакции, тем больше эта опасность. В предельном случае, когда размер заряда очень мал, детонация не распространяется из-за рассеяния энергии при механическом уносе значительной части непрореагировавшего ВВ. Если заряд имеет форму цилиндра диаметром  $d$ , то при некотором критическом диаметре  $d_{кр}$  детонация становится невозможной. Однако и при  $d > d_{кр}$  диаметр заряда может существенно влиять на скорость детонации.

При достаточных размерах заряда постоянной плотности детонация, инициированная в какой-то его точке, распространяется от нее с постоянной скоростью  $c$  образованием в неограниченной среде сферического фронта детонации. При плоском заряде на некотором расстоянии от точки инициирования устанавливается цилиндрический фронт (рис. 125, а). В специальных схемах, например при облицовке трубчатых изделий (см. рис. 122), образуется плоский фронт детонации.

При плоском заряде сложной конфигурации (рис. 125, б) фронт детонации продвигается со скоростью  $D$  так, что расстояние от любой его точки до точки инициирования остается минимальным, например  $OAB$ . При этом любую точку заряда, в частности  $A$ , можно рассматривать как самостоятельный инициатор взрыва.

При наличии на пути детонации инертного барьера (рис. 125, в) например участка, свободного от заряда, фронт детонации раздваивается и огибает этот барьер [118]. Встреча сходящихся волн детонации приводит к резкой концентрации напряжений на оси  $AB$  в расположенном под зарядом металле. Это же наблюдается в случае одновременного инициирования взрыва не в одной точке, что при сварке применяется редко.

Огромные давления, развиваемые взрывом, действуют очень коротковременно (в течение микросекунд). Они по крайней мере на порядок выше обычных давлений при статическом нагружении металла. Для анализа процессов, протекающих в нем при таких давлениях и скоростях, применяют гидродинамический подход, так как металл в этих условиях приближается к квазижидкому состоянию, при котором не передаются сдвиговые напряжения.

Напряжения, возникающие на поверхности металла под действием кратковременного импульса давления, перемещающегося со скоростью детонации, могут в зависимости от этой скорости распространяться в глубь металла различно. При дозвуковой

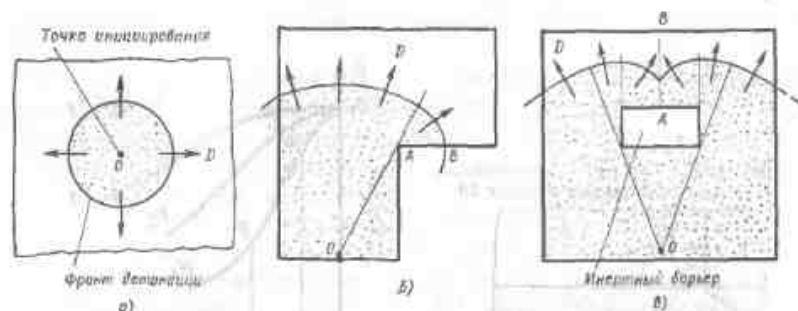


Рис. 125. Распространение фронта детонации:

а — в неограниченном плоском заряде при точечном инициировании; б — в плоском заряде сложной формы; в — в плоском заряде с инертным барьером

скорости детонации ( $D < C$ , где  $C$  — скорость звука в свариваемом металле) успевает развиваться пластическая деформация, частично поглощая энергию, вводимую в металл при взрыве; заметная пластическая деформация распространяется в металл на ограниченную глубину, а ее интенсивность быстро затухает по мере удаления от места непосредственного действия продуктов детонации. Волна разгрузки (волна растягивающих напряжений), возникающая по окончании сжатия, вызванного давлением газообразных продуктов детонации, при  $D < C$  имеет сравнительно небольшую амплитуду и, как правило, не опасна ни для металла, ни для сварного соединения.

В случае сверхзвуковой скорости детонации ( $D > C$ ) пластическая деформация не развивается. В металле при этом возникают резко локализованные упругие возмущения — ударные волны. Эти волны действуют на одну часть тела совершенно независимо от того, что происходит в остальной его части. Они медленно затухают и могут приводить к повреждению металла.

При сварке фронт детонации обычно перпендикулярен поверхности металла (рис. 126) или реже направлен к ней под углом, близким к  $90^\circ$ . При  $D > C$  возникает ударная волна, фронт которой наклонен под некоторым углом  $\beta$  к поверхности металла [118]. В области, ограниченной ударным фронтом, металл находится в сжатом состоянии. Давление, развиваемое продуктами детонации на поверхности металла, зависит как от угла, образуемого ее фронтом детонации (чем меньше этот угол, тем больше давление), так и, в меньшей степени, от свойств металла. Например, при  $D = 6000$  м/сек это давление в случае фронта детонации, параллельного и перпендикулярного к поверхности металла, для алюминия равно 360 000 и 195 000 кГ/см<sup>2</sup>, для железа 485 000 и 200 000 кГ/см<sup>2</sup> и для меди 510 000 и 210 000 кГ/см<sup>2</sup> [118].

Существенно, что максимальное давление определяется свойствами ВВ и металла и не зависит от толщины заряда  $H$ . Однако

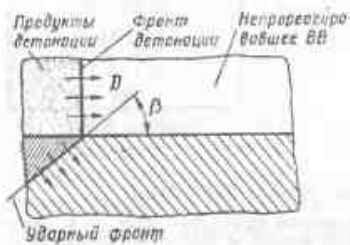


Рис. 126. Образование в металле, контактирующем с ВВ, ударного фронта при  $D > C$

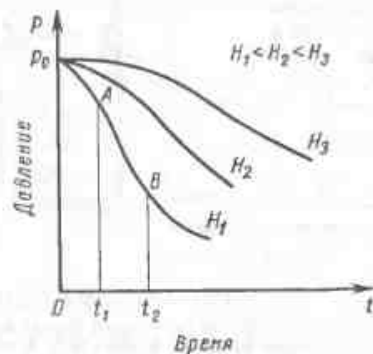


Рис. 127. Зависимость давления на металл от времени и от толщины заряда [118]

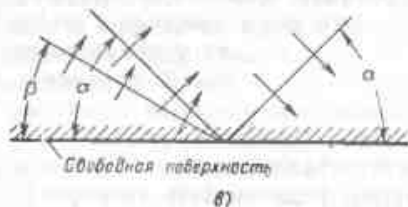
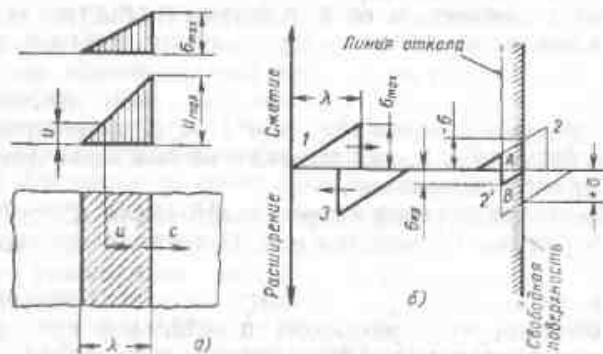


Рис. 128. Ударные волны в металле:

а — распределение скоростей частиц ( $u$ ) и напряжений ( $\sigma$ ) в зубовидной волне сжатия; б — отражение зубовидной ударной волны от перпендикулярной к ней свободной поверхности тела; в — отражение от свободной поверхности тела наклонной ударной волны

с увеличением  $H$  растет продолжительность действия давления (рис. 127).

При анализе процессов распространения ударных волн обычно принимают, что твердое тело является абсолютно упругим и подчиняется закону Гука. Упругие волны в металле приводят к возмущениям, сопровождаемым только изменением объема (продольные волны), и возмущениям, связанным только с изменением формы, т. е. со сдвигом (поперечные волны). Скорость распространения продольных волн, равная скорости распространения звука, приблизительно вдвое выше, чем поперечных (для железа соответственно 5950 и 3120 м/сек, для алюминия 6100 и 3100 м/сек).

Необходимо различать скорость распространения волны и скорость движения отдельных частиц в материале. При волне сжатия скорость частиц направлена в сторону распространения волны; при волне растяжения — в противоположную сторону.

Рассмотрим плоскую волну сжатия, распространяющуюся слева направо со скоростью  $C$  (рис. 128, а), в которой скорость частиц убывает за фронтом волны на расстоянии  $\lambda$  по линейному закону от  $u_{\max}$  до нуля. Такое зубовидное возмущение удовлетворительно описывает истинное распределение скорости в ударной волне, возникающей в металле в результате детонации ВВ. Скорость распространения волн в металле зависит от его упругих постоянных, которые могут существенно изменяться при больших напряжениях. Однако для практических целей ее можно считать постоянной. Напряжения в металле  $\sigma$ , возникающие в упругой волне, пропорциональны скорости частиц  $u$ . Продольная волна, проходя через любую точку тела, перемещает ее в течение короткого времени со скоростью, изменяющейся от  $u_{\max}$  до 0, на некоторую конечную величину. Это перемещение остается и после прохождения волны. Таким образом, все точки на пути волны оказываются смещенными на одинаковую величину, если, конечно, амплитуда скорости  $u_{\max}$  остается постоянной, т. е. колебания не затухают.

При сварке взрывом могут иметь существенное значение отражение волн напряжения от поверхности металла и прохождение их через границу раздела разных сред, а также эффект наложения встречных волн. Плоская ударная волна с фронтом, параллельным свободной поверхности тела, отражается в виде плоской волны с одинаковой амплитудой, но с изменением знака напряжения; волна сжатия отражается в виде волны растяжения. Так как нормальные напряжения на свободной поверхности всегда равны нулю, отражение зубовидной волны сжатия можно представить как встречу двух волн противоположного знака, при которой на свободной поверхности суммарное напряжение все время остается нулевым ( $-\sigma = +\sigma$ ) (рис. 128, б). Волна 1, придя в положение 2,

суммируется с отраженной волной  $2'$  и затем продолжает двигаться справа налево, как волна растяжения  $3$ . Если напряжение в точке  $A$  превышает критическое разрушающее напряжение металла  $\sigma_{кр}$ , то произойдет откол по линии  $AB$ . В условиях динамического нагружения с большой скоростью критическое напряжение значительно выше обычного предела прочности при статическом нагружении (табл. 30). В условиях динамического напряжения, по сводным данным [112], относительное удлинение пластичных металлов растет на 30—50%, а относительное сужение увеличивается на 300%. Напряжение  $\sigma_{кр}$  определяется допустимой критической разностью скоростей частиц (величиной  $u_{кр}$ ). Характерно низкое значение  $u_{кр}$  для низкоуглеродистой стали. Незначительное легирование может резко повысить  $u_{кр}$  и, как следствие, уменьшить вероятность повреждений при сварке взрывом.

Таблица 30

Критические растягивающие напряжения и скорости частиц для различных металлов [118]

Металл	Критическая разность скоростей $u_{кр}$ в м/сек	Критическое нормальное напряжение $\sigma_{кр}$ в кг/мм <sup>2</sup>
Алюминиевый сплав (24S-T4)	61,6	99
Медь	80,5	289
Латунь	65,8	218
Сталь 20	25,6	113
Низколегированная сталь (0,3% С; 1% Сг; 0,25% Мо)	71,7	310

Место откола легко определить, если известны длина волны  $\lambda$ ,  $\sigma_{max}$  и  $\sigma_{кр}$ . При падении на свободную поверхность тела плоской продольной волны под углом  $\alpha \neq 90^\circ$  (рис. 128, а) возникают две отраженные волны: продольная (под углом  $\alpha$ ) и поперечная (под углом  $\beta$ ).

Условия перехода ударных волн через границу раздела двух сред определяются соотношением их акустических сопротивлений (произведения  $\rho C$  плотности металла на скорость распространения в нем звука). Акустическое сопротивление (в г/см<sup>2</sup>·см/сек) соответственно равно для стали, алюминия и меди:  $4,67 \cdot 10^6$ ;  $1,75 \cdot 10^6$  и  $4,28 \cdot 10^6$ .

Возможны два случая: в первом акустическое сопротивление среды, в которой волна возникает, выше, чем в среде, в которую волна переходит ( $\rho_1 C_1 > \rho_2 C_2$ ); во втором случае соотношение сопротивлений обратное ( $\rho_1 C_1 < \rho_2 C_2$ ). При  $\rho_1 C_1 > \rho_2 C_2$  (рис. 129, а) проходящая волна имеет меньшую амплитуду напряжений, чем падающая, а отраженная волна приобретает обратный

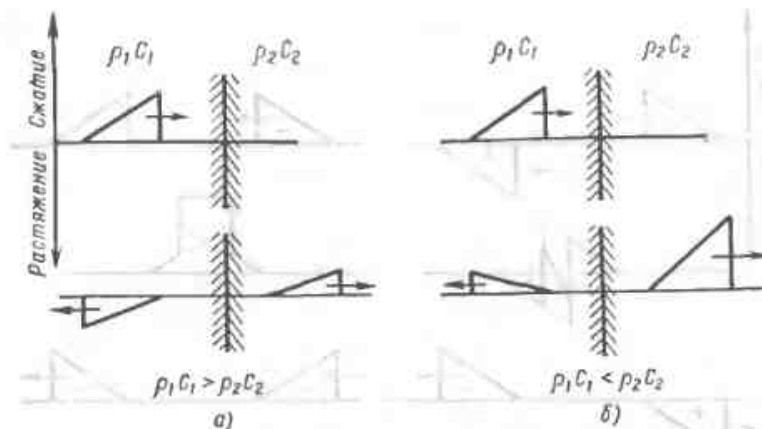


Рис. 129. Переход ударной волны через границу раздела твердых тел: а — при переходе волны в среду с меньшим акустическим сопротивлением; б — то же с большим сопротивлением

знак. При  $\rho_1 C_1 < \rho_2 C_2$  амплитуда напряжений в проходящей волне больше, чем в падающей, а отраженная волна сохраняет знак падающей (рис. 129, б). При наличии хорошего акустического контакта и равенства  $\rho_1 C_1 = \rho_2 C_2$  ударная волна проходит границу раздела без отражения и без изменения амплитуды.

В условиях сварки ударная волна (если она возникла) может проходить границу раздела между облицовкой и основанием, а также между основанием и опорой. Обычно акустическое сопротивление металла облицовки ниже сопротивления основания, например при облицовке стали медью или алюминием; при этом отраженная волна сохраняет знак падающей волны (сжатие), что благоприятно для сварки. При сварке не на стальной опоре  $\rho_1 C_1$  обычно больше  $\rho_2 C_2$ , и при падении волны сжатия отражается волна растяжения. При достаточно большой амплитуде падающей и соответственно отраженной волн возможен откол, показанный на рис. 129, б.

При встрече зубовидных волн разного или одинакового знаков (рис. 130, а и б) происходит наложение напряжений, особенно опасное при встрече двух волн растяжения. В месте встречи максимальное растягивающее напряжение удваивается, что нередко приводит к разрушению металла, так как вероятность того, что  $2\sigma_{max} > \sigma_{кр}$ , очень велика.

Типичные разрушения в металле при детонации находящегося в контакте с ним взрывчатого вещества показаны схематически на рис. 131, а. Трещины 1 вызываются резкими изменениями скоростей частиц металла в зоне инициирования. Осевая трещина 2 появляется при встрече ударных волн растяжения, отраженных от боковых поверхностей образца. Откол 3 возникает

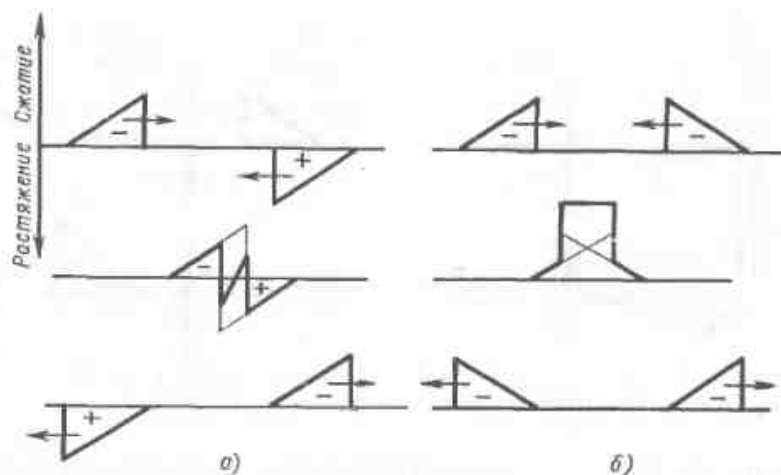


Рис. 130. Встреча ударных волн:  
а — разного знака; б — одинакового знака

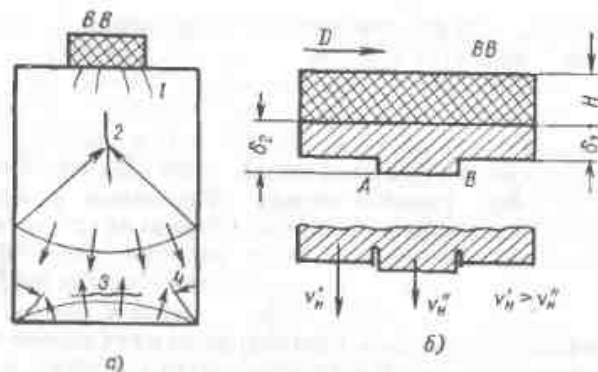


Рис. 131. Повреждение металла в результате детонации:  
а — типичные разрушения, вызываемые действием ударных волн; б — трещины при резком изменении толщины метаемой пластины

при достижении критического напряжения в месте встречи падающей волны сжатия с отраженной волной растяжения (см. рис. 128, б). Наконец, встреча на биссектрисе угла двух волн растяжения, отраженных от боковой и нижней граней образца, вызывает угловое разрушение 4.

Встречаются еще несколько видов разрушений свариваемого изделия, специфически не связанных с действием ударных волн. Первый из них вызывается резким изменением скорости метаемой пластины из-за местного скачкообразного увеличения ее толщины (рис. 131, б) с  $\delta_1$  до  $\delta_2$ . В результате этого (при неизменной толщине  $H$  слоя  $BB$ ) скорость метаемой пластины  $v_n^*$  (см. [34]) при

переходе фронта детонации через точку  $A$  уменьшается в отношении  $\frac{\delta_1}{\delta_2}$  до  $v_n^*$  и, наоборот, в точке  $B$  она снова резко возрастает до  $v_n^*$ . Если разность скоростей  $v_n^* - v_n^*$  существенно превышает допустимое для данного металла критическое значение (см. табл. 30), то возможно образование надрывов и сквозных трещин в точках  $A$  и  $B$ .

При сварке на недостаточно жесткой опоре (например, на мягком грунте) или при отсутствии контакта между облицовываемым изделием и опорой на больших участках возможна общая деформация изделия. Если эта деформация превосходит прогиб, допустимый в изделии при динамической нагрузке, то возможны его поломка или образование трещин. Третий вид повреждений возможен в зоне соединения облицовки с основанием при чрезмерной скорости их соударения [128]. Появляются трещины, обычно зарождающиеся у линии соединения и идущие в металл облицовки и основания на глубину до нескольких миллиметров.

### § 3. ПАРАМЕТРЫ ПРОЦЕССА СВАРКИ ВЗРЫВОМ

Параметры этого процесса выбираются так, чтобы, с одной стороны, получить прочное соединение с проваром по всей поверхности, а с другой — избежать повреждения металла облицовки и основания. По существу этот сложный процесс контролируется всего тремя параметрами: скоростью детонации  $D$ ; нормальной скоростью  $v_n$ , развиваемой метаемой пластиной при соударении с основанием, и углом  $\gamma$  их встречи при соударении (см. рис. 122, б). Угол  $\gamma$ , связанный с  $v_n$  и  $D$ , не является полностью независимым. Технологически режим сварки взрывом удобно задавать скоростью детонации  $D$ , отношением  $r = \frac{\rho_0 H}{\rho_m \delta_m}$  (где  $\delta_m$  — толщина метаемой пластины) и величиной сварочного зазора  $h$ .

Скорость детонации — важнейший параметр процесса. Она определяется типом  $BB$ , его плотностью, которая при использовании порошкообразных  $BB$  может сильно изменяться, и толщиной слоя, в особенности, если она мала и приближается к критической, при которой детонация не распространяется. Скорость  $D$  должна обеспечивать образование кумулятивной струи по возможности без возникновения опасных для металла ударных волн (т. е. при  $D < C$ ). Рассмотрим процесс образования кумулятивной струи.

Если два плоских потока идеальной (с нулевой вязкостью) несжимаемой жидкости, движущиеся со скоростью  $D < C$ , встречаются под углом  $\alpha$  (рис. 132, а), то часть потока  $AB$  образует кумулятивную струю, движущуюся навстречу основному потоку со скоростью, близкой к  $2D$ . При этом линия  $ABD$ , перпендикулярная к ламинарному потоку, принимает форму  $A'B'D'$ .

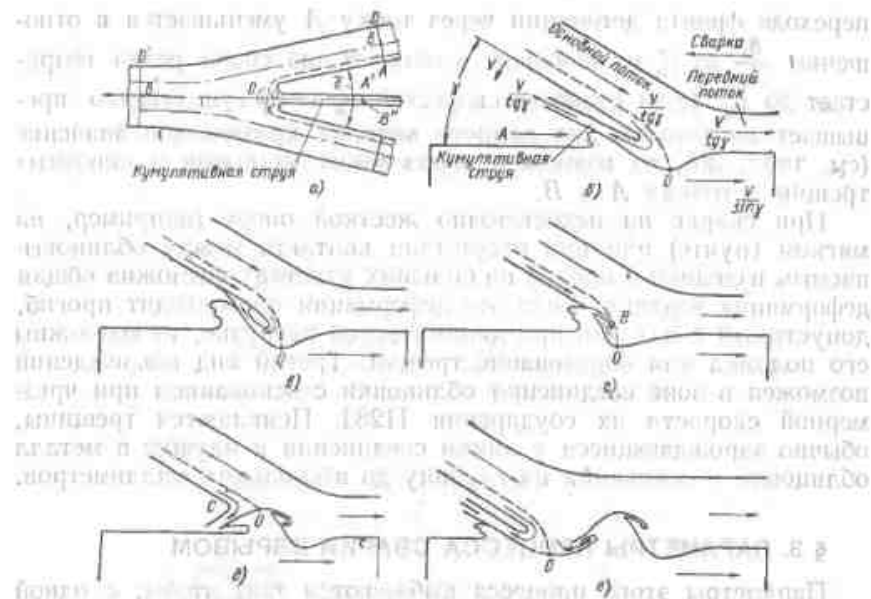


Рис. 132. Образование кумулятивной струи при соударении двух потоков (а) и последовательные стадии волнообразования при сварке взрывом (б—е) [167]

В точке соударения потоков — критической точке  $O$  создается максимальное давление  $p_s$ , которое постепенно понижается в соответствии с нанесенными пунктиром изобарами. Если левее точки  $O$  поток движется влево, то правее нее он идет вправо, а в критической точке он как бы разрывается.

При быстром встречном движении металлических полос в процессе сварки взрывом, в том случае, если скорость этого движения (близкая к  $D$ ) достаточна для создания в критической точке давления, значительно превосходящего прочность металла, возможность металла сопротивляться пластической деформации практически исключается ( $p_s \gg \sigma_r$ ) и металл как бы находится в квазижидком состоянии. В результате этого при соударении образуется кумулятивная струя, состоящая из частиц металла обеих пластин. Таким образом, для образования кумулятивной струи необходимо, чтобы  $p_s \gg p_{кр}$  или  $v_k \gg v_{кр}$ .  $p_{кр}$  и  $v_{кр}$  — соответственно минимальные значения давления и скорости соударения, достаточные для перехода металла в квазижидкое состояние.

Масса металла  $m_j$ , выбрасываемого кумулятивной струей, зависит от угла  $\gamma$ ; с его увеличением  $m_j$  растет:

$$m_j = m \left( 1 - \cos \frac{\gamma}{2} \right). \quad (29)$$

При  $D > C$  в точке соударения возникает ударная волна сжатия, которая отражаясь от свободной поверхности потока в виде волны растяжения, может в определенных условиях вновь разделить поток на два — происходит упругое соударение встречающихся потоков. И при  $D > C$ , если угол  $\gamma$  больше некоторого критического значения  $\gamma_{кр}$ , зависящего от  $D$  и от свойств металла, также возможно образование кумулятивной струи, способствующей осуществлению сварки взрывом [181]. Однако во избежание появления ударных волн для практических целей сварки рекомендуются только ВВ с  $D < C$  [128, 192]. Однако в первоначальных опытах по сварке применяли ВВ и со сверхзвуковыми скоростями детонации [128].

Выше была рассмотрена симметричная схема: две одинаковые пластины встречались в результате детонации симметрично расположенных зарядов ВВ. При угловой схеме сварки, когда метаемая пластина значительно тоньше основания, кумулятивная струя может отклоняться от биссектрисы угла  $\gamma$ , а количество металла облицовки и основания, образующего струю, неодинаково. Обычно металла облицовки в струе больше, чем металла основания. Так, при облицовке стали медью в кумулятивной струе содержится всего несколько процентов железа.

Образование волн в соединении (см. рис. 136) связывают обычно с поведением кумулятивной струи. Во всяком случае, образование волн — гидродинамическое явление [60]. Единой точки зрения по этому вопросу нет. В одной из работ [181] образование волн объясняется неустойчивостью кумулятивной струи, приводящей к ее периодическим колебаниям. Частота таких колебаний (если они действительно происходят) очень высока. Например, при шаге волн в 1 мм и  $D = 4000$  м/сек она должна достигать 4 мГц. В работе [128] волнообразование связывается с возмущающим действием тангенциальной составляющей скорости соударения метаемой пластины с основанием. А. Бахрами и др. рассматривают процесс волнообразования с упрощающим допущением, что кумулятивная струя образуется только за счет металла метаемой пластины (рис. 132, б) [167]. Учитывая квазистационарный характер процесса, принимаем подвижную систему координат с началом в критической точке  $O$ . Все скорости относительно подвижного начала координат выражены через скорость соударения  $v$ . В результате огромного давления в точке  $O$  основание вдавливается, а так как металл считается несжимаемым, то впереди по направлению сварки должен образоваться бугор  $A$ . Вытеснению металла в этом направлении способствует развитие тангенциальных сил, вызываемых встречным движением основания (со скоростью  $\frac{v}{\sin \gamma}$ ) и кумулятивной струи (со скоростью  $\frac{v}{\lg \gamma}$ ). Бугор постепенно увеличивается, прибли-

жается к точке  $O$  и отклоняет кумулятивную струю (рис. 132, *а*). В какой-то момент времени основной поток срезает часть бугра и образует «хвост»  $B$  (рис. 132, *б*). После этого критическая точка  $O$  переходит на вершину бугра, сминает его переднюю часть и образует «хобот»  $C$  (рис. 132, *в*), а затем весь цикл повторяется с образованием впадины на основании (рис. 132, *г*). Исходя из этой схемы можно ожидать, что в «хвосте»  $B$  будет преобладать металл метаемой пластины, образующий кумулятивную струю, а в «хоботе»  $C$  — металл основания, вытесняемый из зоны соударения. Для проверки этой гипотезы наносили тонкий слой меди на поверхность основания и слой никеля на метаемую пластину [167]. Металлографически было обнаружено, что в «хвосте» преобладает никель, а в «хоботе» — медь. Изложенная гипотеза не объясняет волнообразования при сварке по симметричной схеме (см. рис. 132, *а*), а также появления волн на наружной поверхности метаемой пластины, где кумулятивной струи нет [170].

Волнообразное соединение возможно и в условиях, исключающих кумуляцию. Такое соединение наблюдали между отдельными листами алюминия в плотно собранном пакете, подвергнутом нормальному к его поверхности удару телом, летящим со сверхзвуковой скоростью [212].

А. А. Дерibas и др. определили критические условия волнообразования при сварке по угловой схеме ряда металлов [60]. В частности, для меди толщиной 3 мм при  $H = 3$  мм (гексаген) воли в соединении не было при  $\alpha^* < 10^\circ$ ;  $v_n^* < 200$  м/сек;  $v_{cr}^* < 0,95$  км/сек и  $p_s^* < 40\,000$  кг/см<sup>2</sup>; для стали Ст. 3 при  $H = 4,5$  мм;  $\alpha^* = 5^\circ$ ;  $v_n = 260$  м/сек;  $v_{cr} = 1,9$  км/сек и  $p_s = 145\,000$  кг/см<sup>2</sup>. При  $v_{cr} = 3,5 \pm 4$  км/сек критический угол  $\alpha^* = 0$ , что подтверждает возможность сварки в этих условиях и по параллельной схеме.

Продолжим анализ влияния скорости  $D$  при сварке. При малом  $\alpha$  (см. рис. 122, *а*)  $v_{cr} \approx D$ . Если  $D < C$ , а следовательно, и  $v_{cr} < C$ , то в зоне соударения успевает пройти пластическая деформация (образование бугра  $A$ , см. рис. 132, *б*), распространяющаяся в металле со скоростью звука. Наличие такой деформации — одно из необходимых условий сварки взрывом. Ее роль сводится, по-видимому, к следующему:

а) адиабатическому нагреву поверхностных слоев метаемой пластины и основания, облегчающему образование соединения и его сохранение после прекращения действия давления продуктов детонации, обычно продолжающегося до  $10 \cdot 10^{-6}$  сек;

б) поглощению части энергии взрыва и, как следствие, уменьшению упругой энергии, вводимой в основание при соударении, что снижает вероятность повреждения металла и сварного соединения растягивающими напряжениями, возникающими по окончании действия напряжений сжатия.

При образовании кумулятивной струи в критической точке потоки раздваиваются с обнажением ювенильных поверхностей металла, на которых, вероятно, создается достаточно активных центров для сварки в твердом состоянии. Из этого следует, что наличие кумулятивной струи должно было быть достаточным условием (при  $D < C$ ) для получения соединения. Однако имеются факты, противоречащие этому предположению. Во-первых, загрязнение поверхности металла некоторыми веществами делает сварку взрывом практически невозможной, несмотря на нормальную волнообразную деформацию в зоне соударения, свидетельствующую о протекании процесса кумуляции. Предварительная пескоструйная очистка металла также затрудняет сварку взрывом. До сих пор не объяснено, как пленки загрязнений с наружной поверхности  $AA'$  (см. рис. 132, *а*) или внедрившиеся в нее частицы песка могут попасть на внутреннюю поверхность раздела  $B'B''$ , где фактически происходит сварка.

Возможно, что в некоторых случаях пластическая деформация наряду с кумулятивной струей может непосредственно влиять на формирование сварного соединения, а иногда при отсутствии кумулятивной струи быть полностью ответственной за его образование (см. рис. 123).

Исследование пластической деформации в зоне соударения по искажению координатной сетки показало, что прочное соединение образуется только там, где соударение сопровождается взаимным сдвигом поверхностных слоев метаемой пластины и основания. При толщине облицовки 3 мм этот сдвиг достигал 0,25 мм. Там же, где взаимный сдвиг отсутствовал, и в частности в зоне инициирования взрыва, прочного соединения не было получено. Это не связано с недостаточной скоростью соударения (малым зазором) в зоне инициирования. В опытах [128], проведенных при начальном угле  $\alpha = 0^\circ$  с изменением зазора  $h_0$  от 0 до 20 мм и толщины заряда  $H$  от 5 до 35 мм ( $D = 7000$  м/сек) в зоне инициирования, не было получено соединения даже при высокой скорости соударения. Очевидно, что «лобовой» удар метаемой пластины в основание без тангенциальной составляющей скорости и сдвиговой деформации в зоне соединения не приводит к сварке.

Если взаимный сдвиг в зоне соударения, по-видимому, обязателен для получения прочного соединения, то волнообразная его форма для этого не обязательна. Общая высота волны от гребня до впадины обычно колеблется в пределах 0,1—5 мм, а ее длина от 0,25 до 6 мм. Изменяя параметры процесса, высоту волн можно уменьшить или увеличить и даже получить сварное соединение без волн [168]. Такое соединение может иметь вполне удовлетворительную прочность [181]. Например, при облицовке низкоуглеродистой стали аустенитной ( $\delta = 3$  мм) предел прочности на отрыв составлял 45—70 кг/мм<sup>2</sup> для волнообразного соединения и 40—55 кг/мм<sup>2</sup> для соединения без волн.



Можно предположить, что взаимный сдвиг способствует лучшей очистке поверхностей, а также является энергетическим фактором в процессе сварки. Если это так, то разноименные неохотно схватывающиеся металлы с низким коэффициентом трения будут труднее свариваться взрывом. Эта гипотеза нуждается в дополнительном экспериментальном изучении, в результате которого может оказаться более правильным отнесение сварки взрывом не к  $P, T$ , а к  $P, T, J$ -процессам, в которых участвует трение. Возможная роль трения при сварке взрывом отмечается и в работе [221] при образовании соединения между тонкими листами алюминия в результате удара, осуществленного со сверхзвуковой скоростью.

Вторым главным параметром сварки взрывом (первый это  $D$ ) является скорость соударения  $v_n$ . Давление  $p_s$  в очаге сварки (точка  $O$ , см. рис. 132, а) определяется величиной  $v_n$  и мало зависит от массы соударяемых пластин. Скорость соударения зависит от рода ВВ (с увеличением  $D$  растет давление продуктов детонации, увеличивается импульс и повышается скорость  $v_n$ ) и от отношения масс заряда и метаемой пластины  $r = \frac{\rho_0 H}{\rho_n \delta_n}$ , а также от зазора  $h$ . Скорость  $v_n$  ориентировочно можно определить из равенства количества движения импульсу силы. Импульс силы  $J$ , отнесенный к единице поверхности метаемой пластины,

$$J = \int_0^{t_0} p dt. \quad (30)$$

Этот импульс равен площади, заключенной на рис. 127 между осью абсцисс и соответствующей кривой  $p = f(t)$ . Так как давление  $p$  зависит от  $D$  и растет с увеличением плотности ВВ (см. [28]), а длительность его действия — с толщиной заряда  $H$ , то в первом приближении величина импульса

$$J = AH\rho_0, \quad (31)$$

где  $A$  — коэффициент, зависящий от зазора  $h$  и от  $D$ .

Из равенства

$$mv_n = J \quad (32)$$

следует, что

$$v_n = \frac{J}{m}, \quad (33)$$

где  $m = \rho_n \delta_n$  — масса метаемой пластины единичной площади или

$$v_n = \frac{AH\rho_0}{\delta_n \rho_n} = A\gamma. \quad (34)$$

Таким образом, для заданного ВВ и определенного значения  $h$  скорость метаемой пластины, в первом приближении, пропорциональна безразмерному параметру  $r$  (отношение масс взрывчатого вещества и метаемой пластины).

На  $v_n$  влияет величина зазора  $h$ , так как импульс силы нарастает, хотя и быстро (за микросекунды), но не мгновенно. Если зазор мал, то соударение метаемой пластины с основанием произойдет через  $t_1$  (см. рис. 127) и импульс  $J_1$  будет равен площади  $Op_1At_1$ . При увеличении зазора до величины, соответствующей времени  $t_2$ , импульс увеличится до  $J_2 = Op_2At_2$ . Соответственно возрастет и скорость  $v_n$ . Дальнейшее увеличение зазора приведет к незначительному повышению импульса силы. Итак, для того чтобы метаемая пластина имела при соударении необходимую скорость  $v_n$ , зазор  $h$  должен иметь определенную минимальную величину. Однако при обычных схемах процесса стабильные условия сварки достигаются, если все его параметры, и в частности  $v_n$ , колеблются в узких пределах, причем  $v_n \gg 0$ .

Из уравнения (34) следует, что при увеличении  $\delta_n$  для обеспечения заданной скорости  $v_n$  необходимо пропорционально повышать  $H$ ; при этом сохраняется неизменное значение  $r$ . Из рассмотрения кривых на рис. 127 следует, что с увеличением  $H$  растет время, необходимое для обеспечения стабильного импульса силы, поэтому оптимальный зазор с увеличением толщины метаемой пластины также растет.

На основе законов газовой динамики получена расчетная зависимость  $v_n$  от  $D$  и  $r$  и после введения коэффициента 1,2 предложена эмпирическая формула [63]

$$v_n = 1,2D \frac{\sqrt{1 + \frac{32}{27}r - 1}}{\sqrt{1 + \frac{32}{27}r + 1}}. \quad (35)$$

В практическом диапазоне  $r$  (0,6—1,2) отношение  $\frac{v_n}{D} = 0,16 \div 0,25$  (для  $r = 1$  оно равно 0,24). В формуле (35)  $v_n$  соответствует зазору  $h$ , достаточному для полного разгона метаемой пластины.

При малой скорости  $v_n$  соединение получается непрочным или провар отсутствует полностью (рис. 133, а) [128], полученная минимальная скорость  $v_n$  порядка 1500 м/сек из-за недостаточной точности расчетных предпосылок преувеличена [170]. Более точные определения показали, что для сварки стали достаточна скорость  $v_n \geq 500-700$  м/сек [216].

Скорость соударения зависит от зазора  $h$ . При  $h = 0$  скорость  $v_n$  равна нулю для любого  $H$  и сварки, как правило, не происходит. Чрезмерная толщина заряда (большое  $r$ ) или большой зазор ухудшают качество соединения. При очень высокой  $v_n$  в обливке и основании возможны трещины. При очень большом зазоре вообще не происходит сварки. Б. Кроссленд считает это результатом экстремальной зависимости  $v_n = f(h)$ , установленной им экспериментально (при  $h \approx \delta_n$   $v_n = v_{n \max}$ ).

Оптимальная скорость  $v_n$  зависит в основном от рода свариваемых металлов. Для мягких и пластичных металлов она ниже, чем для твердых.

При сварке по угловой схеме (см. рис. 122, а) на ее результаты влияет исходный угол  $\alpha$  (рис. 133, б). При малом  $\alpha$  и обычно принятом зазоре  $h_0$  в вершине угла (2—3 мм) сварочный зазор даже на большом расстоянии от точки инициирования недостаточен. В результате этого мала скорость соударения и угол  $\gamma$  — сварка получается дефектной. При чрезмерно большом  $\alpha$  по мере удаления от точки инициирования зазор  $h$  быстро становится больше допустимого.

Однако угол  $\alpha$  имеет лишь косвенное значение. В работах [128] и [60] показана возможность получения прочного волнообразного соединения при  $\alpha = 0$  (т. е. при сварке по параллельной схеме) в случае достаточной скорости  $D$  и предварительного отгиба конца метаемой пластины в месте установки детонатора. Отгиб осуществлялся на длине около 150 мм на угол  $2^\circ$ . Сварочный зазор на участке параллельного расположения метаемой пластины и основания составлял в проведенных опытах 6—8 мм. Параллельная схема позволяет сохранить постоянство параметров процесса по всей облицовываемой поверхности вне зависимости от ее размеров при условии, что зазор  $h$  везде одинаков и не изменяется в ходе сварки, например, из-за податливости опоры. Исключением является небольшой отогнутый участок в зоне инициирования, на протяжении которого постепенно устанавливается квазистационарный процесс. Это

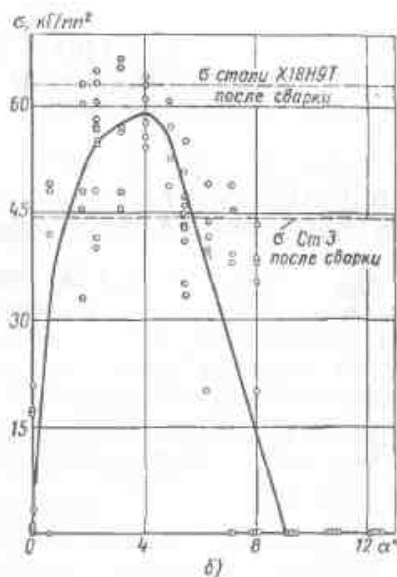
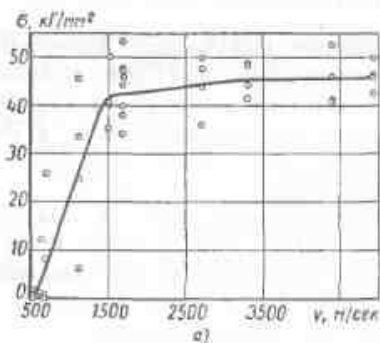


Рис. 133. Зависимость прочности соединения при сварке взрывом [128]: а — от скорости метаемой пластины; б — от исходного угла  $\alpha$  (сварка стали Х18Н9Т,  $\delta = 3$  мм с основанием из стали Ст 3, испытание на срез)

принципиальное преимущество параллельной схемы по сравнению с первоначально предложенной угловой схемой.

Изложенное позволяет сформулировать основные условия получения при сварке взрывом прочных соединений: а) скорость детонации не должна быть выше скорости распространения звука в металле с тем, чтобы обеспечить пластическую деформацию в зоне соединения и избежать ударных волн; б) скорость соударения должна лежать в определенных пределах:  $v_{n \min} < v_n < v_{n \max}$ ; в) скорость соударения должна иметь тангенциальную составляющую ( $v_m$ ), обеспечивающую взаимный сдвиг метаемой пластины и основания при их соударении; г) соединяемые поверхности перед сваркой должны быть чистыми (в особенности по органическим загрязнениям), так как ни действие кумулятивной струи, ни взаимная сдвиговая деформация при соударении полностью не исключают вредного влияния таких загрязнений.

#### § 4. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ, СВАРЕННЫХ ВЗРЫВОМ

Очень высокие давления при сварке взрывом влияют на структуру металлов и протекающие в них процессы. В частности, с повышением давления растет температура плавления (рис. 134, а); например,  $T_{\text{плав}}$  железа при давлении 500 кг/мм<sup>2</sup> растет приблизительно на  $100^\circ\text{C}$ . Повышение давления заметно воздействует и на температуру полиморфных превращений [140]. Иногда, например, для  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в железе с ростом давления эта температура понижается (рис. 134, б); в других случаях, наоборот, повышается, например, при  $\alpha \rightarrow \beta$ -превращении кобальта. Температура превращения, сопровождаемого уменьшением объема, по принципу Лешателье, с увеличением давления понижается.

При давлении около 1350 кг/мм<sup>2</sup>  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение железа возможно уже при комнатной температуре. С увеличением давления диффузионные процессы тормозятся [140]. Это справедливо при статическом действии давления. В условиях же динамических воздействий, в частности при наличии ударных волн, диффузия может протекать очень интенсивно.

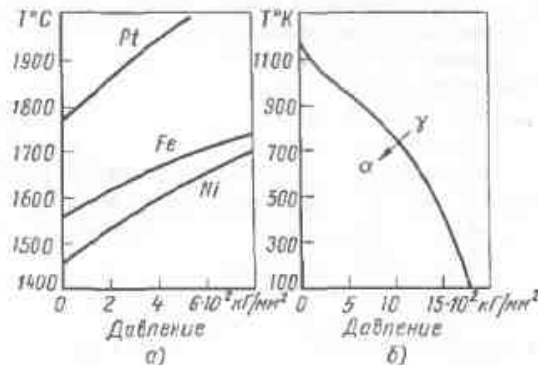


Рис. 134. Зависимость от давления:

а — температуры плавления некоторых металлов; б — температуры  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения железа (экспериментально проверена до давления 800 кг/мм<sup>2</sup> [140])

Б. Алдер отмечает, что по имеющимся экспериментальным данным температура за фронтом ударной волны, по-видимому, не так существенна, как силы, действующие внутри ее фронта, где происходит интенсивное перемешивание, которому может быть приписана значительно более высокая температура, чем окружающая [140]. При достаточно большом градиенте давления фронт ударной волны можно сравнить с мельницей, которая дробит неуплотненное вещество в своей головной части и переводит затем атомы в состояние высокой плотности — стабильное в этих условиях. Хотя для образования кристаллического вещества атомы еще должны выстроиться в определенном порядке, их значительные колебания резко уменьшают необходимое для этого время и микросекундный интервал совсем не является таким большим ограничением для фазовых переходов, как считалось раньше [140].

Это, в частности, подтверждается характерными структурными изменениями низкоуглеродистой стали, в контакте с которой был взорван достаточно большой заряд ВВ [118]. На макрошлифе обычно различают две зоны: узкую, темную полоску, в которой давление достигало сверхкритического (для стали, содержащей 0,20% С, около  $1550 \text{ кг/мм}^2$ ), и более светлую область, не испытывавшую такого высокого давления. В светлой зоне границы зерен не искажены, но обнаруживаются следы механического двойникового внутри зерен. Темная, приповерхностная зона, как правило, имеет мелконгольчатую структуру. Ее ширина растет с увеличением толщины заряда  $H$ . Так как давление, развиваемое при детонации, от  $H$  не зависит, то в данном случае имеет значение длительность воздействия. Это указывает на роль фактора времени в таких чрезвычайно быстрых структурных изменениях.

В отличие от железа и стали, в более пластичных металлах с г. ц. к.-решеткой (медь, никель и др.) давления, обычно развиваемые при сварке взрывом, не вызывают механического двойникового, а пластическая деформация идет за счет скольжения. Микроструктура с системой взаимно пересекающихся полос скольжения, появляющихся в результате действия взрыва, характерна, например, для  $\alpha$ -латуни.

При сварке взрывом очень велика скорость нагрева, и это также может влиять на температуру структурных и фазовых превращений. Исследования [103] установили следующие особенности таких превращений в стали при большой скорости нагрева:

1. Скорость перлитного превращения очень велика и зависит от количества энергии, генерируемой в единицу времени; поэтому с увеличением скорости нагрева скорость перлитного превращения растет, а его температура ( $A_c1$ ) остается практически неизменной (рис. 135).

2. Температура, необходимая для закалки стали с завершением  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения и выравниванием состава аустенита

при быстром нагреве без выдержки, значительно превышает необходимую для этого температуру при медленном нагреве; например, сталь с 0,5% С и 1% Сг полностью закаливалась после печного нагрева до  $800^\circ \text{C}$ ; при нагреве со скоростью  $150^\circ/\text{сек}$  эта температура росла до  $950^\circ \text{C}$  (для феррита  $A_{c3} = 930^\circ \text{C}$ );

3. Быстрый нагрев повышает температуру начала роста зерна (в стали 48Х при нагреве с выдержкой 15 мин рост зерна начинался при  $950^\circ \text{C}$ ; при электронагреве со скоростью 10 и  $150^\circ/\text{сек}$  — соответственно при 1050 и  $1100^\circ \text{C}$ ).

Совместное влияние высокого давления и большой скорости нагрева очень трудно учесть, так как рост давления может понизить критические точки полиморфного превращения с одновременным замедлением процессов диффузии, а увеличение скорости нагрева может повысить температуру некоторых превращений.

При сварке взрывом с образованием или без образования в соединении волн в нем могут отсутствовать новые фазы и переходные слои (рис. 136, а) или же могут появиться отдельные включения и сплошные прослойки новой фазы (рис. 136, б, в).

Микрорентгеновский анализ показал, что при отсутствии новой фазы в соединении заметной диффузии одного металла в другой нет [170; 198]. Возможна диффузия в приповерхностных слоях атомов с повышенным количеством вакансий; однако экспериментально установить ее не удается.

Новая фаза, часто обладающая высокой твердостью, наблюдается как в соединениях разноименных, так и некоторых одноименных металлов, например перлитной стали. Интерметаллидные фазы высокой твердости появляются в соединениях Fe—Ti; Cu—Al; Fe—Ta; Fe—Al и др. Характерно, что химический состав этих фаз постоянный по всему сечению прослойки [170]. Это, очевидно, связано с местным оплавлением поверхностных слоев соединяемых металлов и энергичным перемешиванием жидкого металла. Наличие зоны расплавления подтверждается образованием типичных усадочных дефектов (рис. 137).

Микрорентгеновским анализом и по другим методикам установлено, что даже при сварке металлов, например меди с никелем, с неограниченной растворимостью наблюдается практически постоянная концентрация элементов в промежуточной прослойке [181]. Это дополнительно подтверждает не диффузионное ее происхождение. Однако при переходе от основного металла к

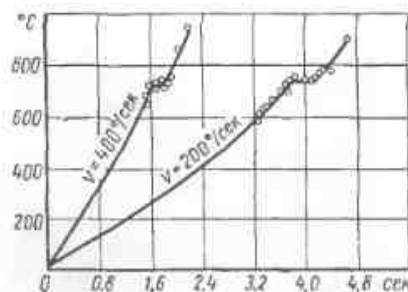


Рис. 135. Влияние скорости нагрева на  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение в стали У12

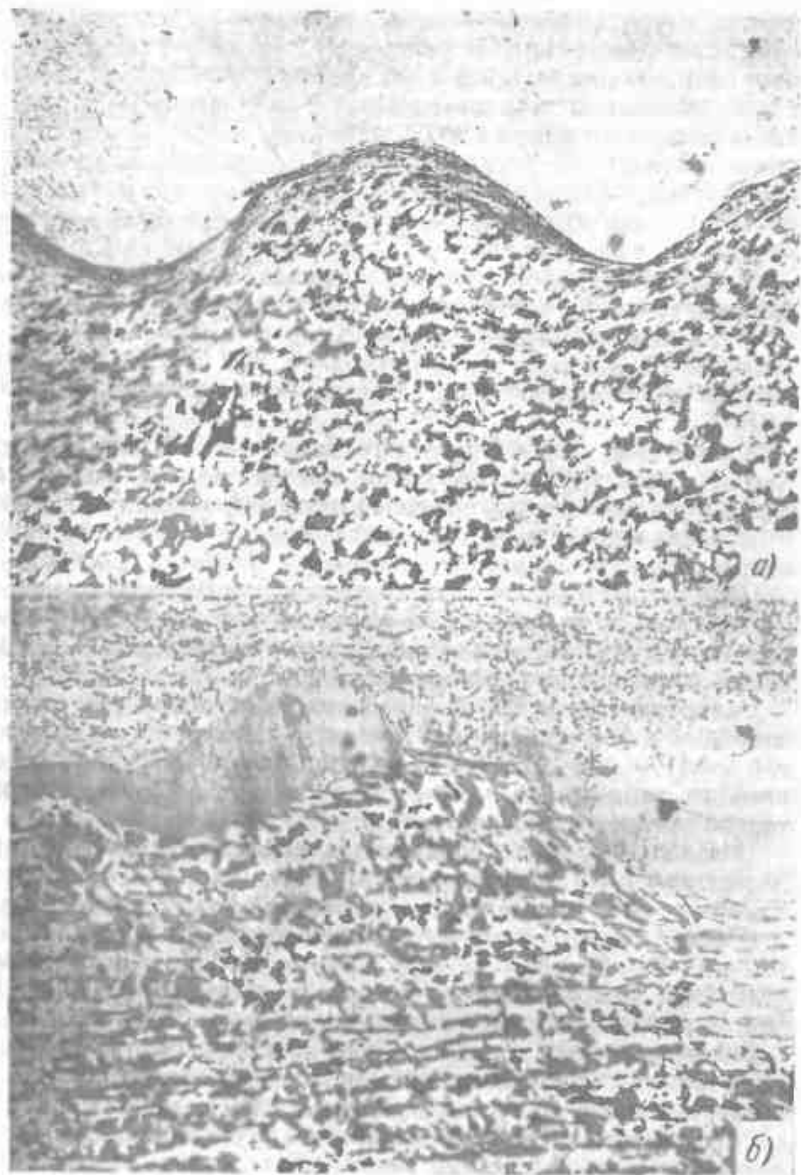
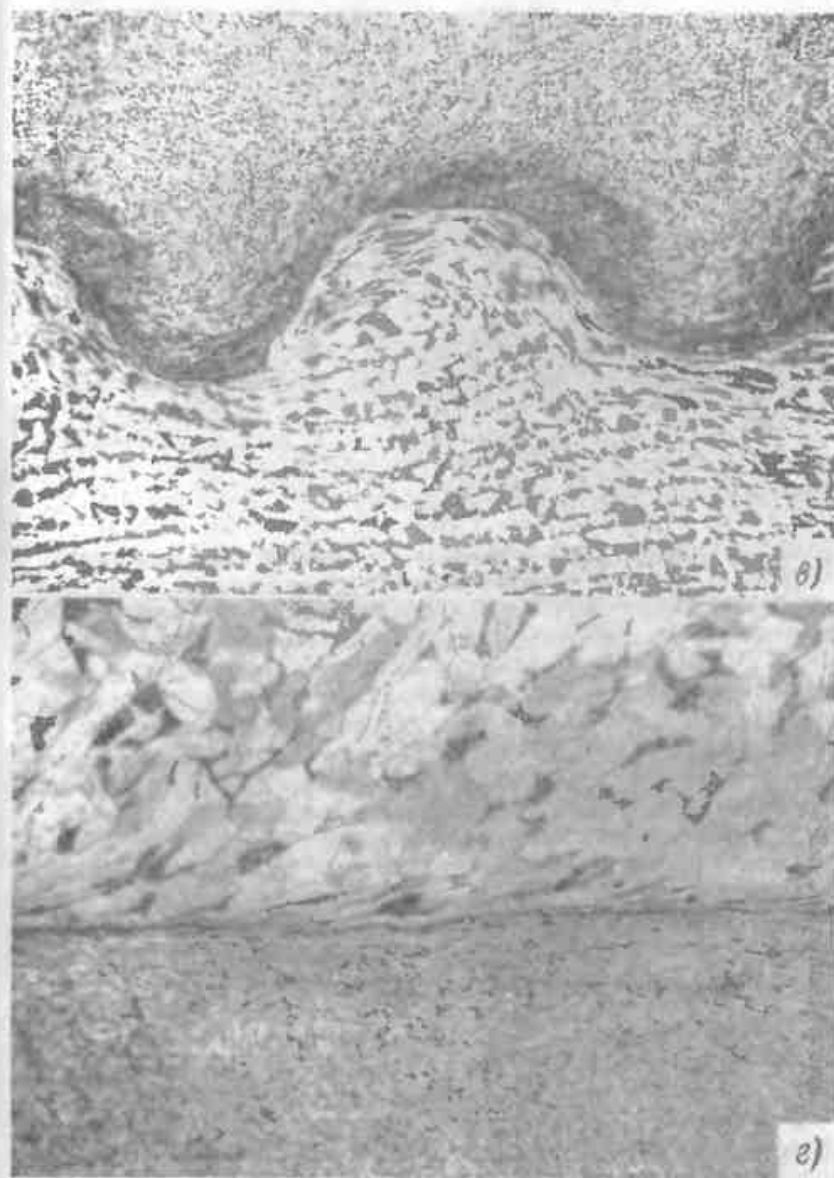


Рис. 136. Микроструктура соеди-

а — типичное волнообразное соединение без прослоек промежуточного состава  $\times 70$ ; б — то же, с выделениями бесструктурного мартенсита (облицовка — сталь на гребнях и во впадинах волн;  $\times 70$ ; в — прочнее



ней, сваренных взрывом:

(облицовка — сталь X18Ni9T; основание — низкоуглеродистая перлитная сталь); в — то же, с прослойкой соединяющей без волн (перлитная сталь;  $\times 220$

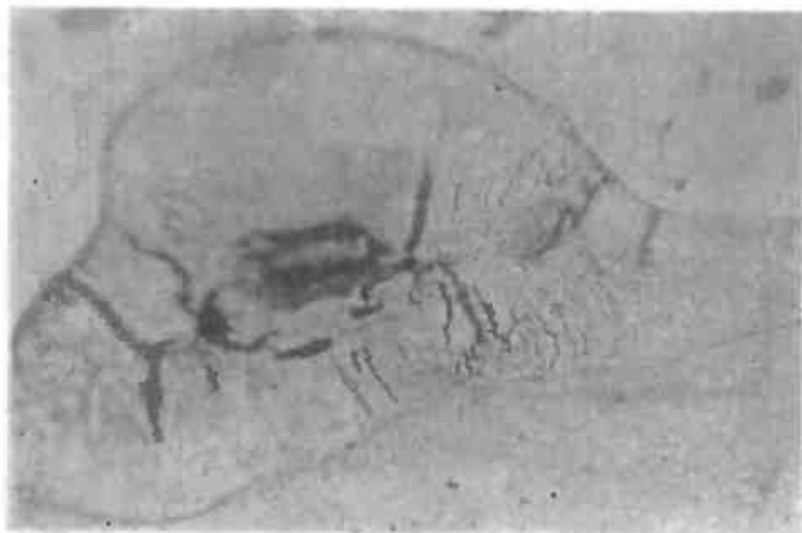


Рис. 137. Усадочный дефект в литой зоне соединения стали, сваренного взрывом ( $\times 340$ )

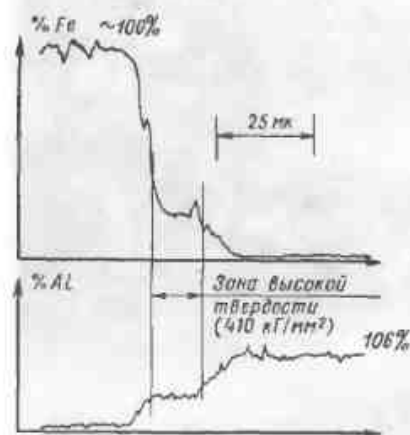


Рис. 138. Распределение Fe и Al в соединении, сваренном взрывом

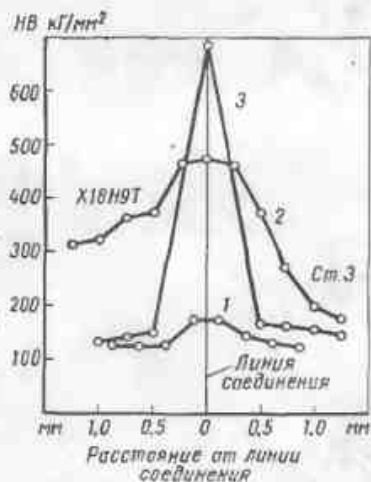


Рис. 139. Распределение твердости в соединении, сваренном взрывом:

1 — медь М3 + М4 после сварки; 2 — сталь Ст. 3 + X18H9T, без твердых включений; 3 — то же, в месте твердого включения

интерметаллидным прослойкам иногда наблюдается постепенное изменение концентрации (рис. 138), что свидетельствует о протекании на границе металл—прослойка диффузии, хотя и в узкой зоне около 10 мкм. Диффузия связана с высокой температурой металла вблизи расплавленной прослойки. Отмеченное выше отсутствие диффузии на участках соединения без промежуточных прослоек объясняется тем, что здесь температура была значительно ниже.

Интересны результаты исследования на рентгеновском микроанализаторе зоны соединения взрывом взаимно нерастворимых металлов (меди и молибдена) [16]. Здесь наблюдали различные участки с резким, бездиффузионным переходом или с зоной перемешивания шириной 8—14 мкм с постоянной, а иногда плавно изменяющейся концентрацией. Высказывается предположение, что происходит механическое перемешивание мельчайших частиц меди и молибдена, поскольку они не дают истинных твердых растворов.

При сварке сталей в соединении иногда наблюдается очень твердая ( $HV = 450 \div 700$ ) «белая фаза», являющаяся бесструктурным мартенситом (см. рис. 136, б). Как правило, твердость в зоне соединения, а также на наружной поверхности метаемой пластины повышается. Последнее связано с наклепом под действием давления продуктов детонации, а также с пластической деформацией наружных волокон в очаге сварки. В зоне соединения рост твердости вызывается либо только наклепом при соударении (рис. 139, кривые 1 и 2), либо образованием твердых фаз, например бесструктурного мартенсита при сварке сталей Ст. 3 и X18H9T (рис. 139, кривая 3) [128]. При соответствующей термической обработке твердость закалочных структур снижается; например, твердость мартенситного включения понизилась с 700 кг/мм<sup>2</sup> после отпуска при 300 и 400° С соответственно до 420 и 260 кг/мм<sup>2</sup>.

Иногда при сварке легированной стали с низкоуглеродистой термическая обработка существенно не понижает твердости мартенситных включений. Это связано с высоким содержанием остаточного аустенита, претерпевающего мартенситный распад при отпуске.

Изучали зависимость твердости в соединении Ст.3 + Ст.3 от угла соударения  $\gamma$  при использовании ВВ с  $D > C$  [61]. Она оказалась экстремальной. При малых  $\gamma$  развиваются ударные волны без пластической деформации и твердость (по сравнению с исходной) растет всего на 20—30% в результате  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения, возможного в низкоуглеродистой стали при  $p_s \geq 1350$  кг/мм<sup>2</sup> и комнатной температуре. В условиях опыта при  $\gamma \approx 12^\circ$  скорость сварки падала настолько, что в соединении успевала развиться пластическая деформация, ведущая к наклепу с повышенным твердостью почти на 100%. Дальнейшее увеличение  $\gamma$  уменьшает степень пластической деформации, а давление  $p_s$  становится недостаточным для обеспечения  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения

без существенного нагрева: степень упрочнения зоны соединения вновь понижается.

Твердость термически стабильных интерметаллидов мало изменяется при термической обработке. Однако размеры таких включений после длительного нагрева могут расти. Более того, в соединениях без интерметаллидов после сварки при термической обработке возможно их появление. Диффузия при этом может влиять на свойства соединений разноименных металлов и в том случае, когда они не образуют интерметаллидов. В частности, при сварке разнородных сталей часто сказывается миграция углерода, обычно направленная из перлитной стали с высоким содержанием хрома и других элементов, образующих прочные карбиды.

Остаточные напряжения растяжения, возникающие на поверхности облицовки в момент ее перегиба в очаге сварки, могут снижать некоторые служебные свойства облицованного металла, в частности, его усталостную прочность. Например, предел выносливости стали 22К, равный в термически обработанном состоянии  $15,5 \text{ кг/мм}^2$ , понижался после облицовки сталью X18H10T и 0X13 соответственно до  $8,5$  и  $10,5 \text{ кг/мм}^2$ . Нормализация с отпуском повышала его до  $10,5 \text{ кг/мм}^2$  и  $15 \text{ кг/мм}^2$  [67]. Из-за высокого коэффициента теплового расширения в стали X18H10T после термической обработки появляются неблагоприятные напряжения растяжения, в то время как в облицовке из стали 0X13 с низким коэффициентом расширения эти напряжения были сжимающими. Характерно, что термическая обработка все же повышает предел выносливости и при облицовке из стали X18H10T, вероятно, в связи с тем, что термические напряжения растяжения меньше сварочных.

Механизм появления при сварке взрывом включений литого металла не вполне ясен. Сначала рассмотрим особенности их расположения. Согласно работе [170] расположение включений зависит от соотношения свойств свариваемых металлов, от направления сварки и формы образующихся в соединении волн. При сварке разноименных материалов А и В (рис. 140) включения, как правило, образуются вблизи впадины в более мягком металле; однако при облицовке взрывом низкоуглеродистой стали тугоплавким ниобиевым сплавом включения промежуточного состава наблюдались на

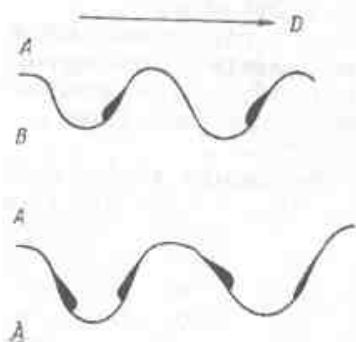


Рис. 140. Схемы расположения включений литого металла [170] при сварке взрывом разноименных (А — более мягкого и В — более твердого) и двойных материалов

обеих ветвях синусоидальных волн [209]. Аналогичные результаты получены в работе [167] при сварке стальных листов с предварительно нанесенным слоем меди и никеля. В случае сварки одноименных материалов (А + А) включения располагаются симметрично по отношению к линии соединения [170].

Дж. Кован и А. Хольцман предполагают, что включения литого металла появляются при застревании в соединении части металла кумулятивной струи, встречающей препятствие при ударе в поверхность твердого металла в момент изменения направления струи (в результате колебаний, возможность которых отмечена выше) [181]. Их расчеты показали, что кинетическая энергия частиц металла, движущихся со скоростью кумулятивной струи, достаточна для расплавления не только этих частиц, но и некоторых объемов основного металла в месте удара в него струи. Эта гипотеза удовлетворительно объясняет и повышенное содержание в литом включении более мягкого материала, так как кумулятивная струя также преимущественно состоит из более легкоплавкого металла. Не объясняется асимметричное расположение включений при сварке разноименных металлов и, в частности, почему на восходящей полуволне синусоиды (см. рис. 140) включения есть, а на нисходящей их нет. Казалось бы, что при непрерывном образовании кумулятивной струи постоянного состава в обоих случаях условия для ее застревания одинаковы.

П. Босс и др. рассматривают четыре возможные причины образования включений литого металла [170]:

1. Адиабатическое сжатие воздуха в зазоре между метаемой пластиной и основанием при быстром движении фронта детонации; опыты не подтвердили эту гипотезу. Как правило, разрежение не влияет на структуру соединения; однако при облицовке стальной втулки тонкой рубашкой из сплава тантала с 10% W только в вакууме удавалось получить удовлетворительное соединение [200].

2. Адиабатическая деформация — трудно представить себе одновременное расплавление в результате деформации металлов с резко отличающимися температурами плавления, например, железа и алюминия, железа и тантала, а, как отмечалось выше, литые включения содержат в практически постоянном соотношении оба свариваемых металла.

3. Застревание кумулятивной струи (гипотеза Дж. Кована и А. Хольцмана [181]); к уже сказанному по этому вопросу остается добавить трудность физического объяснения застревания струи при безволновом соединении и возможного в этом случае появления прослойки литого металла; не получает удовлетворительного объяснения и тот факт, что изменение параметров процесса ( $D$ ,  $h$  и т. д.) позволяет, не нарушая волновой характер соединения, уменьшать или устранять полностью включения литого металла; при этом в силу неясных причин застревание кумулятивной струи в процессе образования волн исключается.



опасность повреждения основания (отколов, трещин, деформаций и т. п.). При малой толщине основания ( $\delta_{ос} < (4 \div 5) \delta_m$ ) иногда при сварке возникают трудности, связанные с действием волны разгрузки (растягивающих напряжений, появляющихся по окончании действия сжатия) до того, как соединение успеет приобрести необходимую прочность. Эти трудности преодолевают рациональной конструкцией опоры, обеспечивающей проход большей части волны сжимающих напряжений в опору, этим как бы увеличивается эффективная толщина основания.

Максимальная толщина облицовки определяется способностью материала выдерживать значительные пластические деформации. Чем больше  $\delta_m$ , тем, вообще говоря, больше эти деформации. По данным работы [209], максимальная толщина облицовки из аустенитной стали, никеля и его сплавов составляет 19 мм, для жаропрочных сплавов типа хастеллой она не превышает 10 мм, а для относительно хрупкого стеллита (Хейнс 6В) — 3 мм. Минимальная толщина облицовки также ограничивается, хотя и менее жестко. При малом значении  $\delta_m$  приходится применять тонкий слой ВВ с тем, чтобы обеспечить нормальное значение  $r = \frac{\rho_0 H}{\rho_m \delta_m}$ .

При этом может оказаться, что необходимая  $H < H_{кр}$ , процесс детонации становится неустойчивым или вовсе не идет. При сварке тонкой облицовки, как правило, используют прокладки между зарядом ВВ и метаемой пластиной, увеличивающие массу метаемого металла. Прокладка толщиной  $\delta_{пр}$  из металла плотностью  $\rho_{пр}$  уменьшает  $r$ , так как в этом случае  $r = \frac{\rho_0 H}{\rho_m \delta_m + \rho_{пр} \delta_{пр}}$ .

Буферная прокладка позволяет увеличить толщину ВВ до  $H > H_{кр}$  без недопустимого повышения  $v_n$ . В заключение следует подчеркнуть, что технологические возможности сварки взрывом очень широки и еще далеко не полностью изучены, а тем более не использованы в производственных целях.

По своей природе сварка взрывом, по-видимому, занимает промежуточное положение между  $P$ -,  $P$ ,  $T$ - и  $P$ ,  $T$ ,  $f$ -процессами; однако ни роль температуры ни, тем более, фактора трения окончательно не установлена. Их уточнение требует дальнейших исследований.

## Глава VII

### СВАРКА С КРАТКОВРЕМЕННЫМ НАГРЕВОМ В ЗАЩИТНОЙ АТМОСФЕРЕ ( $P$ , $T$ , $A$ -ПРОЦЕССЫ)

#### § 1. КЛАССИФИКАЦИЯ И ОБЛАСТЬ ПРИМЕНЕНИЯ

Даже при сварке на воздухе с быстрым нагревом окисление — один из наиболее существенных факторов, затрудняющих получение соединений без дефектов. Наибольшие трудности возникают при сварке без оплавления, когда толщина окисных пленок велика и для их разрушения и удаления из стыка требуется очень большая деформация. Несколько легче бороться с окислами при сварке с оплавлением соединяемых поверхностей. Поэтому требования к защитной атмосфере зависят от того, осуществляется ли сварка в твердом состоянии или с оплавлением. В первом случае эти требования жестче, в особенности если окислы, сохранившиеся на поверхности металла или появившиеся на ней в результате недостаточной защиты, находятся в твердом состоянии. При сварке без оплавления защитная среда должна быть восстановительной с тем, чтобы не только предупредить окисление при нагреве, но и восстановить окислы, первоначально имевшиеся на соединяемых поверхностях.

Во втором случае принципиально [возможно применение и нейтральной атмосферы, а часто приемлема даже слабоокислительная среда, так как слой расплавленного металла предупреждает возможность прямого контакта с защитной атмосферой лежащего под ним твердого металла, а оплавленный металл, как правило, быстро обновляется и удалится из стыка при осадке.

В настоящее время находят применение следующие  $P$ ,  $T$ ,  $A$ -процессы: а) при сварке в твердой фазе (без оплавления) — газопрессовая сварка с наружным обогревом; сварка с нагревом т. в. ч. и сопротивлением; б) при сварке с оплавлением — газопрессовая сварка с нагревом разведенных торцов горелками и контактная сварка оплавлением.

Для создания защитной атмосферы, как правило, используют газы или их смеси, а также газообразные продукты разложения или неполного сгорания жидких (бензина) или твердых веществ (например, смеси наизатыря [древесного угля]).



Выбор защитной атмосферы определяется как типом сварочного процесса, так и родом свариваемого металла. При этом необходимо учитывать не только восстановительно-окислительные свойства применяемых защитных газов, но и возможность непосредственного их взаимодействия со свариваемым металлом, иногда ведущего к неблагоприятным последствиям (недопустимому науглероживанию, насыщению газами и др.).

Особенности нагрева и деформирования при сварке с кратковременным нагревом, кроме газопрессовой, были рассмотрены в предыдущей главе. Для газопрессовой сварки при использовании горелок охватывающего типа характерен относительно равномерный нагрев по периметру свариваемых деталей с регулированием градиента температуры вдоль их оси не только за счет изменения длительности нагрева, но и путем поперечных колебаний горелок; при торцовых горелках достигается равномерный нагрев торцов с регулированием градиента температуры вдоль деталей только изменением продолжительности процесса.

Как правило, газопрессовая сварка осуществляется при невысоких градиентах температуры. При кольцевых горелках это связано с необходимостью выравнивания температуры по сечению в условиях обогрева внешними источниками тепла. В связи с широкой зоной нагрева удельное давление осадки при газопрессовой сварке близко к соответствующему параметру для контактной сварки оплавлением с подогревом.

## § 2. ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ МЕТАЛЛОВ С НЕКОТОРЫМИ ГАЗАМИ

При сварке давлением для защиты применяют инертные газы (аргон), водород, азот, окись углерода, углеводороды (метан, ацетилен). Эти газы, кроме аргона, обычно используют в виде смесей. Водород и азот иногда применяют и без специальных добавок других газов. В качестве нежелательных примесей в защитной атмосфере, как правило, присутствуют в небольшом количестве пары воды, углекислый газ и кислород.

Инертные газы химически не взаимодействуют с металлами и не растворяются в них. Взаимодействие металлов с кислородом было рассмотрено в гл. II. Скорость окисления для металлов, образующих окислы *n*-типа, не зависит от парциального давления кислорода, а для металлов с окислами *p*-типа, хотя и зависит от него, но уменьшается с понижением парциального давления кислорода медленно. Все это справедливо, конечно, до тех пор, пока количество кислорода в окружающей атмосфере обеспечивает поступление  $O_2$  к поверхности раздела окисел—газ в количестве, достаточном для связывания ионов металла, диффундирующих через окисную пленку.

В применяемых газах всегда содержится кислород в количествах, не лимитирующих возможность окисления в условиях

сварки давлением. Например, в аргоне или азоте высокой чистоты содержится только 0,003% кислорода, его парциальное давление равно  $2,3 \cdot 10^{-3}$  мм рт. ст. При таком давлении время образования монослоя адсорбированного кислорода (без учета затрудняющего действия адсорбции молекул аргона или азота) составляет около 0,0005 сек, и уже за 0,01 сек может образоваться 20 атомных слоев окисла, что соответствует толщине пленки порядка 100 Å. Рассмотрим взаимодействие некоторых чистых металлов с чистыми газами.

**Железо.** Водород растворяется в железе с диссоциацией молекул  $H_2$  на атомы. Поэтому растворимость водорода в железе пропорциональна  $\sqrt{p_{H_2}}$ , где  $p_{H_2}$  — парциальное давление водорода. Изобара растворимости водорода в чистом железе (рис. 141) при  $p_{H_2} = 1$  ат указывает на резкое ее изменение при температурах полиморфных превращений. Углерод незначительно, кремний и кислород резко уменьшают растворимость водорода в железе [120].

Растворимость азота в железе также пропорциональна  $\sqrt{p_{N_2}}$ . Полиморфные превращения сказываются на растворимости азота (рис. 141) еще резче, чем водорода. Углерод и фосфор снижают растворимость азота в железе, марганец и хром резко ее повышают [120]. Содержание азота в мартеновской стали обычно не выше 0,002—0,004%. В электросталях с высоким содержанием хрома оно может подниматься до 0,01% (если не предусмотрено легирование азотом).

В результате диссоциации окиси углерода и углеводородов (например, метана) по реакциям



выделяется углерод, который может науглероживать железо. Окись углерода практически нерастворима ни в жидком, ни в твердом железе. Углекислый газ и пары воды взаимодействуют с железом по обратимым реакциям



Направление реакции (окисление или восстановление) зависит от отношения  $\frac{CO_2}{CO}$  и  $\frac{H_2O}{H_2}$ , а также от температуры. При неограниченном поступлении

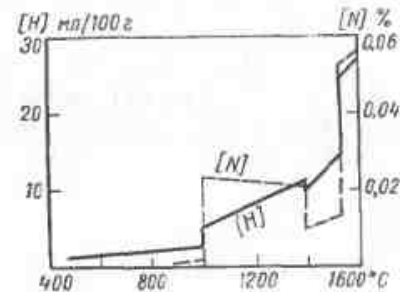


Рис. 141. Зависимость растворимости водорода и азота в железе от температуры

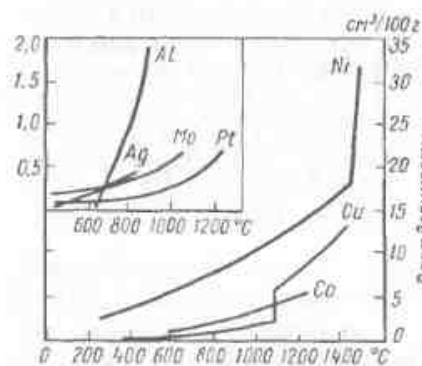


Рис. 142. Растворимость водорода в некоторых цветных металлах

Mg, Fe, Cr, Se и Ti ее повышают. Алюминий заметно поглощает водород в твердом состоянии при 500°С в случае добавки 6% Mg и при 600°С — 2,8% Mn. Водород, растворившийся в жидком алюминии, выделяется в процессе кристаллизации, часто с образованием пор.

Азот может давать нитрид алюминия при  $T \approx 850^\circ\text{C}$ . С твердым алюминием азот практически не взаимодействует.

Алюминий при повышенных температурах взаимодействует с  $\text{H}_2\text{O}$ , CO и  $\text{CO}_2$ , все эти газы окисляют алюминий с выделением водорода или углерода.

**Медь** [135]. Растворимость водорода в меди, пропорциональная  $\sqrt{p_{\text{H}_2}}$ , резко понижается при переходе из жидкого в твердое состояние (см. рис. 142). Быстрое охлаждение меди, насыщенной водородом, вызывает пористость (так называемую водородную болезнь).

Азот не растворим ни в твердой, ни в жидкой меди, хотя в известных условиях могут быть получены химические соединения меди с азотом. Окись углерода также практически не растворима в меди. Углекислота при невысоких температурах не окисляет медь. При 1200°С медь медленно реагирует с  $\text{CO}_2$  — образуется закись меди  $\text{Cu}_2\text{O}$  и CO. Водяной пар окисляет медь более интенсивно при низких температурах.

Углероды при пропускании через жидкую медь разлагаются с выделением углерода, остающегося в закристаллизованном слитке, и водорода, растворяющегося в меди и приводящего к появлению в слитке пор после кристаллизации.

**Никель** [135]. Растворимость в нем водорода пропорциональна  $\sqrt{p_{\text{H}_2}}$ . Она резко возрастает при расплавлении Ni (см. рис. 142). Поэтому никель, как и медь, склонен к водородной болезни. Никель до  $T = 1400^\circ\text{C}$  не реагирует с азотом.

$\text{CO}_2$  или  $\text{H}_2\text{O}$  к поверхности металла, что соответствует условиям сварки с защитой в замкнутом объеме, как  $\text{CO}_2$ , так и  $\text{H}_2\text{O}$  являются окислителями.

**Алюминий** [135]. Водород плохо растворяется в твердом алюминии, его растворимость при 0°С составляет около  $1 \cdot 10^{-7}$ , а при 600°С  $0,026 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ . В жидком алюминии водород растворяется значительно легче (рис. 142), причем медь, кремний и олово существенно понижают растворимость  $\text{H}_2$  в жидком алюминии, а Mn, Ni,

Восстановительная атмосфера для расплавленного никеля вредна, так как вследствие понижения растворимости в нем азота и водорода при охлаждении идет реакция



Выделение не растворимого в металле водяного пара приводит к образованию дефектов в слитке.

Углеводороды вступают в реакцию с расплавленным никелем с выделением растворимого в нем водорода и образованием неустойчивого карбида никеля. Окись углерода хорошо растворяется в жидком никеле. Углекислый газ и водяной пар слабо окисляют никель с выделением окиси углерода и водорода, растворение которых в металле нежелательно.

**Титан** [101]. Титан активно поглощает водород. Этот процесс в отличие от реакций титана с кислородом и азотом — обратимый. Скорость поглощения водорода растет с повышением температуры, а его равновесная концентрация падает с 40 л/100 г при 300°С до 5 л/100 г при 1050°С [135].

Азот растворяется в титане и образует с ним нитрид TiN. Процессы образования пленки TiN в атмосфере азота, аналогичного по характеру процессу окисления, не наблюдается при  $T < 1000^\circ\text{C}$ . По-видимому, при такой температуре скорость растворения нитридной пленки в титане выше скорости ее образования на поверхности металла. При взаимодействии титана с воздухом из-за меньшей скорости диффузии азота в титане и нитриде титана, чем кислорода, а также в связи с меньшей прочностью TiN по сравнению с оксидами титана (теплота образования  $\text{TiO}_2$  равна 225,5 ккал/моль, а TiN — 80,5 ккал/моль) азот играет незначительную роль в процессе образования окалина.

Водяной пар окисляет титан с растворением в нем кислорода и водорода. Взаимодействие раскаленного титана с газами, разлагающимися с выделением водорода и углерода (например, с углеводородами), приводит к нежелательному растворению этих элементов в металле.

**Ниобий** [135]. При высоких температурах ниобий легко соединяется с водородом, азотом и углеродом. Ниобий может растворять большое количество водорода. Как и у титана, растворимость водорода в ниобии понижается с ростом температуры со  $104 \text{ см}^3/\text{г}$  при 20°С до  $4 \text{ см}^3/\text{г}$  при 900°С. При большом содержании водорода образуется гидрид ниобия.

С азотом ниобий образует нитрид. Порошок ниобия, нагретый в атмосфере азота при 1200°С, покрывается пленкой NbN. Нагрев ниобия на воздухе сопровождается одновременным образованием окислов и нитридов.

Так как ниобий активно образует карбиды, его взаимодействие с газами, выделяющими углерод, нежелательно. При комнатной температуре в ниобии, охлажденном с умеренной скоростью,

может быть растворено до 0,9%  $H_2$ , до 0,03%  $N_2$ , до 0,01%  $O_2$  и до 0,01%  $C$  [104].

Молибден [104]. Растворимость водорода в молибдене невелика (см. рис. 142). Водород восстанавливает окислы молибдена. В молибдене, охлажденном с умеренной скоростью, при комнатной температуре может раствориться до 0,00001%  $H_2$ .

Азот может образовывать с молибденом нитриды. Растворимость азота в молибдене невелика (при  $T = 20^\circ C$  около 0,0001%). Однако уже ничтожных примесей азота достаточно для резкого ухудшения пластических свойств молибдена.

Растворимость углерода в молибдене также невелика (при  $T = 20^\circ C$  порядка 0,0001—0,00001%). Молибден образует с углеродом карбиды. Поэтому нагрев молибдена в газах, содержащих легко выделяющийся углерод, в частности в  $CO$  и углеводородах, приводит к образованию в молибдене карбидов с резким его охрупчиванием.

### § 3. СВАРКА С ГАЗОВОЙ ЗАЩИТОЙ БЕЗ ОПЛАВЛЕНИЯ

Опыт сварки в защитной атмосфере без оплавления, по существу, ограничен черными металлами. Цветные металлы и сплавы по этой технологии практически не сваривают из-за трудностей, встречающихся при подборе защитной среды, обладающей необходимыми восстановительными свойствами и не оказывающей вредного влияния на металл при взаимодействии с ним.

В анализе эффективности защиты при сварке стали необходимо учитывать, что даже кратковременный сварочный нагрев наряду с окислительно-восстановительными процессами, связанными с взаимодействием металла с газом, может сопровождаться восстановлением окислов железа углеродом, диффундирующим из стали к поверхности раздела металл—окисел.

При нагреве железа, не содержащего углерод, второй процесс не идет, и для предупреждения окисления парциальное давление кислорода в защитной атмосфере без элементов-восстановителей (например, в азоте) не должно превышать упругости диссоциации окислов. В условиях сварки при  $T = 1200 \div 1300^\circ C$  упругость диссоциации окислов железа имеет порядок  $10^{-10}$ — $10^{-12}$  ат и защитный газ должен быть практически свободен от несвязанного кислорода. Однако при сварке сталей, на которых образуются относительно легко восстанавливаемые углеродом окислы, а углерод, содержащийся в этих сталях, не связан в термически стойкие карбиды, процесс восстановления окислов углеродом может, как показывает расчет, оказывать большое влияние на кинетику окислительно-восстановительного процесса и на величину предельно допустимого содержания кислорода в газовой фазе.

Скорость восстановления окислов углеродом, диффундирующим из стали, очевидно, не зависит от давления кислорода в газовой фазе. По Дж. Хему, проанализировавшему кинетику восстановления углеродом окисных пленок на железе, скорость удаления пленки ( $v_{вос}$ ) пропорциональна содержанию в стали углерода и квадратному корню из коэффициента диффузии (см. § 2, гл. VIII). Для  $T = 1320^\circ C$  в нелегированной стали с 0,1 и 0,2%  $C$  по расчету, основанному на данных работы [187],  $v_{вос}$  соответственно равна  $31 \cdot 10^{-4}$  и  $62 \cdot 10^{-4}$  см/сек. Расчетная схема [187] не учитывает того, что продукты реакции ( $CO$ ) восстановления  $FeO$  углеродом должны удаляться сквозь окисную пленку, последнее может тормозить процесс восстановления из-за малой проницаемости пленки для молекул газа.

При малом давлении кислорода скорость окисления железа понижается с уменьшением  $p_{O_2}$  (см. § 3, гл. II). В условиях, когда скорость окисления  $v_{ок} \approx v_{вос}$ , толщина окисной пленки должна быть очень мала, и в первом приближении можно принять, что процесс ее наращивания носит хемосорбционный характер. Однако и в этом случае предельная возможная скорость окисления  $v_{ок}$  не может превысить скорость наращивания пленки, определяемую количеством кислорода, поступающего на окисляемую поверхность в результате физической адсорбции. Количество этого кислорода можно легко рассчитать исходя из имеющихся данных по времени образования мономолекулярного адсорбированного слоя (см. стр. 35). Эти данные соответствуют  $T = 298^\circ K$ . При повышении температуры и неизменном давлении количество молекул газа в единице объема уменьшается, а их скорость растет (пропорционально  $\sqrt{T}$ ), в результате чего скорость образования мономолекулярного слоя, пропорциональная количеству соударений молекул газа с адсорбирующей поверхностью, в этих условиях понижается (пропорционально  $\sqrt{T}$ ). Так как при сварке оплавлением наряду с повышением температуры в зазоре между торцами несколько растет и давление, то, по-видимому, можно ориентировочно считать, что скорость адсорбции при оплавлении будет близка к ее скорости при нормальных условиях.

Экспериментально установленная зависимость скорости окисления от давления кислорода при низких значениях  $p_{O_2}$  имеет нелинейный характер, а реальная скорость хемосорбции, требующей определенной энергии активации для диссоциации молекул  $O_2$ , зависит от температуры. Тем не менее сопоставление расчетных значений  $v_{ок}$  и  $v_{вос}$  (рис. 143) позволяет ориентировочно оценить порядок парциального давления  $p_{O_2}$ , при котором  $v_{ок} = v_{вос}$ . Как следует из графика, равновесие окислительно-восстановительных реакций для нелегированной стали с 0,1 и 0,2%  $C$  при  $T = 1320^\circ C$  наступает при  $p_{O_2} \approx 10^{-1}$  мм рт. ст., что соответствует содержанию в газе около 0,01%  $O_2$ . Это

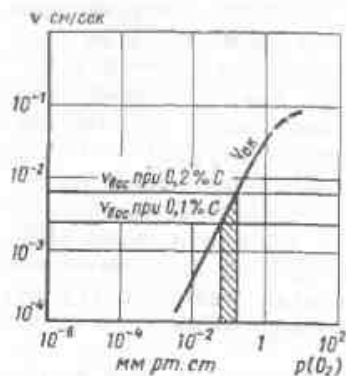


Рис. 143. Зависимость скоростей окисления  $v_{окс}$  и восстановления  $v_{вос}$  низкоуглеродистой стали при  $T = 1320^\circ\text{C}$  от парциального давления кислорода

углеводородами, а также их смесями. Как правило, в защитной атмосфере присутствуют в небольшом количестве и газы-окислители ( $\text{CO}_2$ ,  $\text{H}_2\text{O}$ , кислород).

Двуокись алюминия при температуре ниже точки плавления алюминия не восстанавливается ни водородом, ни окисью углерода; поэтому при сварке алюминия без оплавления нет эффективной восстановительной среды.

Оксиды меди легко восстанавливаются водородом; однако возможность реакции водорода, растворяющегося в меди, с находящимся в ней кислородом может приводить к охрупчиванию металла в результате образования  $\text{H}_2\text{O}$ , не растворимого в меди и трудно диффундирующего через металл. По этой же причине при сварке меди непригодна защита углеводородами. Возможно, что при сварке меди без оплавления применима защита аргоном или азотом, не взаимодействующими с медью, при условии очень высокой степени их очистки от  $\text{O}_2$  и  $\text{H}_2\text{O}$  и небольшой добавки газа-восстановителя ( $\text{H}_2$  или  $\text{CO}$ ).

Вряд ли возможна эффективная защита при сварке без оплавления титана, образующего трудновосстановимые оксиды и энергично взаимодействующего с газами-восстановителями.

Хотя оксиды ниобия менее прочны, чем титана, высокая химическая активность ниобия затрудняет подбор защитной атмосферы. Еще раз необходимо подчеркнуть, что здесь рассматривается сварка с быстрым нагревом. При сварке с длительным нагревом, и в частности при сварке без оплавления в вакууме возможна очистка соединяемых поверхностей путем растворения оксидов в металле или других медленно протекающих процессов (см. гл. VIII).

значение  $p_{\text{O}_2}$  на несколько порядков выше упругости диссоциации  $\text{FeO}$  для принятой температуры. Важно и то, что легирование стали всеми обычными элементами, кроме никеля и кобальта, снижает скорость диффузии углерода и может существенно сдвинуть предельно допустимое парциальное давление  $p_{\text{O}_2}$  в сторону более низких его значений [106]. Так, энергия активации диффузии углерода в аустените с  $31\,400\text{ кал/моль}$  для железа растет при легировании: 7,5%  $\text{Cr}$  до  $38\,800$ ; 1%  $\text{Mo}$  до  $34\,500$ ; 10%  $\text{Si}$  до  $33\,400\text{ кал/моль}$ ; добавка 10%  $\text{Ni}$  снижает  $Q$  до  $30\,500\text{ кал/моль}$ .

Обычно оксиды восстанавливают, если это возможно термодинамически, водородом, окисью углерода или

Практическое значение имеет только сварка с газовой защитой без оплавления стали (например, с нагревом т. в. ч). В качестве восстановительной среды иногда применяют водород (добавляемый к азоту, слабо взаимодействующему с твердой сталью) или углеводороды (природный газ, иногда с добавкой ацетилена). В защитных газах, содержащих водород, всегда присутствует немного свободного кислорода.

Восстановление железа водородом идет по реакции (38). Для чистого железа константа равновесия  $K = \frac{p_{\text{H}_2}}{p_{\text{H}_2\text{O}}}$  падает с повышением температуры (рис. 144). В обычном температурном диапазоне сварки ( $T_{св} \approx 1200^\circ\text{C}$ )  $K = 1,2$ . Таким образом, при этой температуре смесь из 45%  $\text{H}_2\text{O}$  и 55%  $\text{H}_2$  для чистого железа уже является восстановительной. В случае подачи в зону сварки смеси, содержащей водород и кислород, причем  $p_{\text{O}_2} \ll p_{\text{H}_2}$ , например  $p_{\text{H}_2} = 15\text{ ат}$ ,  $p_{\text{O}_2} = 0,005\text{ ат}$ , в условиях равновесия практически весь кислород пойдет на связывание водорода с образованием водяного пара. При  $T = 1200^\circ\text{C}$  логарифм константы равновесия этой реакции

$$\lg \frac{p_{\text{H}_2\text{O}}^2}{p_{\text{H}_2}^2 p_{\text{O}_2}} = 11,5.$$

Тогда при содержании в смеси 0,005%  $\text{O}_2$  парциальное давление паров воды составит всего 0,01%. Очевидно, что в равновесных условиях при  $T = 1200^\circ\text{C}$  газ, содержащий 15%  $\text{H}_2$  и 0,01%  $\text{H}_2\text{O}$  (остальное азот), будет по отношению к железу восстановителем.

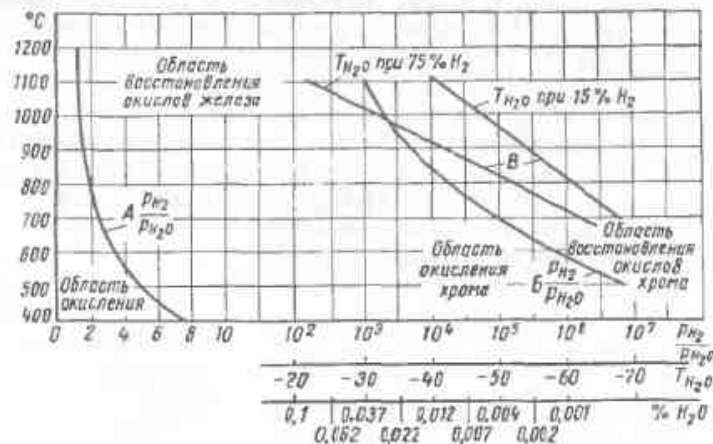


Рис. 144. Кривые равновесия реакции:  $A - \text{Fe} + \text{H}_2\text{O} \rightleftharpoons \text{FeO} + \text{H}_2$ ;  $B - 3\text{Cr} + 3\text{H}_2\text{O} \rightleftharpoons \text{Cr}_3\text{O}_8 + 3\text{H}_2$ ;  $T_{\text{H}_2\text{O}}$  — температура точки росы

Все это справедливо для условий термодинамического равновесия. В действительности приходится учитывать кинетику окислительно-восстановительных процессов, протекающих в газовой фазе и на поверхности раздела газ—металл, и, в частности, то, что а) в процессе нагрева при температуре, лежащей ниже  $T_{eq}$ , равновесная концентрация  $H_2O$  ниже, чем при  $T_{eq}$ , а также ниже упругости диссоциации окислов железа; это может способствовать образованию окислов в ходе нагрева, восстановление которых при конечной температуре сварки не будет завершено; б) сгорание водорода с образованием  $H_2O$  и достижение равновесия этой реакции требует некоторого времени; хотя реакции в газовой фазе протекают быстро, а образование паров воды может идти со взрывом, при очень низком парциальном давлении кислорода время завершения реакции образования водяного пара может оказаться больше времени, идущего на связывание непрореагировавшего кислорода в окислы металла.

Упругость диссоциации  $FeO$  в условиях сварочного нагрева значительно ниже парциального давления кислорода даже при очень низком его содержании в защитном газе ( $p_{O_2} = 10^{-5}$  ат при наличии в газе 0,001%  $O_2$ ). Поэтому при сварке стали без оплавления с защитой смесью азота и водорода приходится подготавливать газ так, чтобы реакция связывания кислорода в водяной пар завершилась до начала взаимодействия газа со свариваемым металлом [70]. В частности, этого можно достигнуть пропусканием газовой смеси через нагретый до 300° С палладиевый катализатор с тщательной последующей осушкой газа.

При сварке без оплавления легированных сталей, на которых образуются прочные окислы, и в частности при сварке сталей с высоким содержанием хрома, требования к защитной атмосфере еще ужесточаются. Это видно при сопоставлении кривых равновесия атмосферы  $H_2-H_2O-N_2$  с железом и хромом (см. рис. 144), из которых следует, что при восстановлении  $Cr_2O_3$  водородом допустимая концентрация  $H_2O$  на несколько порядков ниже, чем в случае восстановления  $FeO$ . В связи с этим при сварке сталей помимо связывания кислорода в  $H_2O$  производят еще и тщательную осушку газа ( $N_2 + H_2$ ) пропусканием через гидрид кальция ( $CaH_2$ ) или другие поглотители влаги.

При недостаточной очистке газа от кислорода или плохой его осушке в стыке, сваренном без оплавления (сопротивлением или т. в. ч), обнаруживается специальным травлением полоска окисленного феррита (рис. 145, а) иногда с вкраплением отдельных окисных включений, которые при сварке сопротивлением без защиты достигают значительных размеров (рис. 145, б).

Газы-окислители могут попадать в зону сварки не только при недостаточной очистке газовой смеси, но и вследствие подсоса воздуха при плохих газозащитных устройствах, а также из-за наличия на свариваемых деталях в зоне, обтекаемой защитными

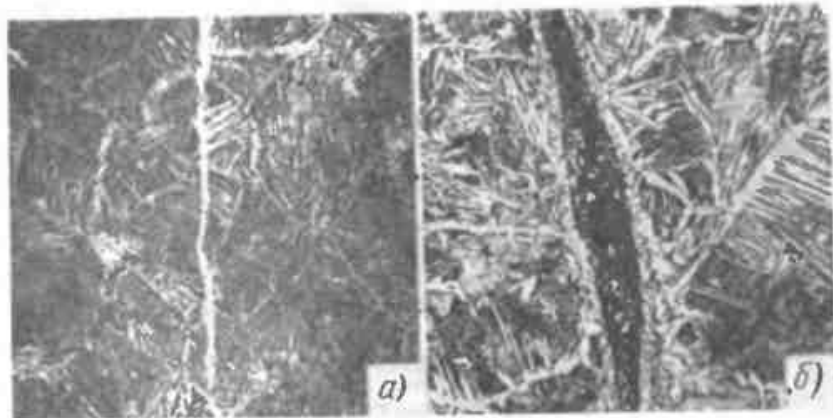


Рис. 145. Микроструктура стыков, сваренных сопротивлением (низкоуглеродистая сталь):

а — с защитой недостаточно очищенным газом (травление на выявление окисленного феррита,  $\times 100$ ); б — без специальной защиты (травление азотной кислотой,  $\times 300$ ) [70]

газами, загрязнений, например ржавчины, отдающих при нагреве влагу и кислород. Жесткие требования к чистоте защитного газа при использовании азотно-водородной смеси для сварки без оплавления приводят к необходимости подготовки изделий к сварке с тщательностью, нередко затруднительной на производстве.

Зависимость качества соединений от условий очистки защитных газов и от чистоты поверхности свариваемых деталей иллюстрируется следующими данными [36]. Азотно-водородную смесь осушали до точки росы  $T_{т.р} = -60^\circ$  С пропусканием через алюмогель и фосфорный ангидрид, а для удаления малых количеств кислорода — через ферросилиций, нагретый до 1000° С. Нагрев ферросилиция до температуры 800° С уже сопровождался заметным ухудшением защитных свойств газа (среднее значение ударной вязкости стыка труб из стали 20 понизилось с 14,5 до 8  $кГл/см^2$ ). Дальнейшее понижение температуры ферросилиция до 580° С привело к падению  $a_n$  до 3,5  $кГл/см^2$ . При сварке в техническом водороде, содержащем до 0,5%  $O_2$  и до 25  $г/м^3$  влаги, среднее значение  $a_n$  не превышало 1,2  $кГл/см^2$ . Еще худшие показатели были получены при сварке сопротивлением с защитой техническим азотом (с 0,2%  $O_2$ ):  $a_n = 0,7$   $кГл/см^2$  в результате появления в стыке цепочки окислов. Тщательная осушка технического водорода до точки росы  $-63^\circ$  С, но без его очистки от кислорода, незначительно повысила качество соединений по сравнению со сваркой в неосушенном водороде; ударная вязкость повысилась с 1,2 до 2  $кГл/см^2$ . Сварка в неосушенном водороде, но пропущенном через нагретый ферросилиций, также не дала оптимальных результатов (ударная вязкость не превышала 5,5  $кГл/см^2$ ).

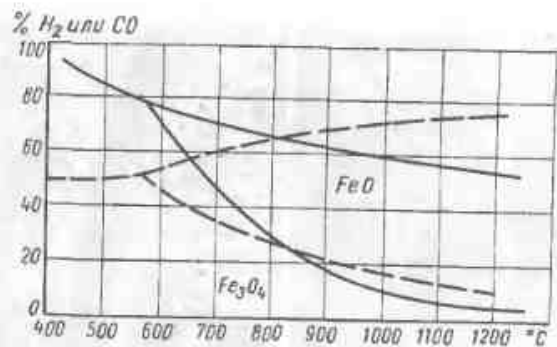


Рис. 146. Равновесие реакций восстановления окислов железа водородом (сплошные линии) и окисью углерода (пунктирные линии) [120]

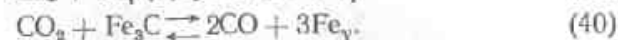
Влияние влаги и кислорода, поступающих в зону сварки извне, даже при защите тщательно подготовленным газом иллюстрируется тем, что ударная вязкость соединений труб из стали 20, очищенных от ржавчины, составляла в среднем  $12,5 \text{ кгМ/см}^2$ , а неочищенных  $1,5 \text{ кгМ/см}^2$ .

Опыты по сварке сопротивлением хорошо очищенных труб из низкоуглеродистой и низколегированной сталей с защитой тщательно подготовленной смесью азота и водорода показали возможность получения этим способом соединений, свободных от окислов, с высокими механическими свойствами [70].

При термической обработке с безокислительным нагревом стали иногда применяют атмосферу продуктов неполного сгорания углерода, содержащую в различном соотношении CO и CO<sub>2</sub>. На рис. 146 приведены кривые равновесия реакций восстановления Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> и FeO окисью углерода и водородом. По оси ординат отложено содержание CO и H<sub>2</sub> в газовой смеси равновесного состава (остальное CO<sub>2</sub> или H<sub>2</sub>O). До температуры 570° С существует только Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> и идет прямое восстановление железа из этого окисла. При  $T > 570^\circ \text{C}$  сначала Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> восстанавливается до FeO (нижняя ветвь кривой), а затем востит восстанавливается до железа. Кривые равновесия пересекаются при  $T = 810^\circ \text{C}$ , когда химическое средство водорода и CO к кислороду уравнивается. Характерно, что с повышением температуры равновесная концентрация CO растет, а водорода падает. Атмосфера CO + CO<sub>2</sub> для безокислительного нагрева стали с большим содержанием хрома практически неприемлема, так как средство к кислороду вплоть до температуры порядка 1500° К (рис. 147) у хрома выше, чем у углерода.

При взаимодействии некоторых газов со сталью возможно ее обезуглероживание или науглероживание. Сталь может обезуглероживаться двуокисью углерода, водородом и водяным паром.

При взаимодействии CO<sub>2</sub> с твердым раствором углерода в железе или с карбидами железа идут реакции



На рис. 148 показана равновесная концентрация углерода в нелегированной стали при различных температурах и разном

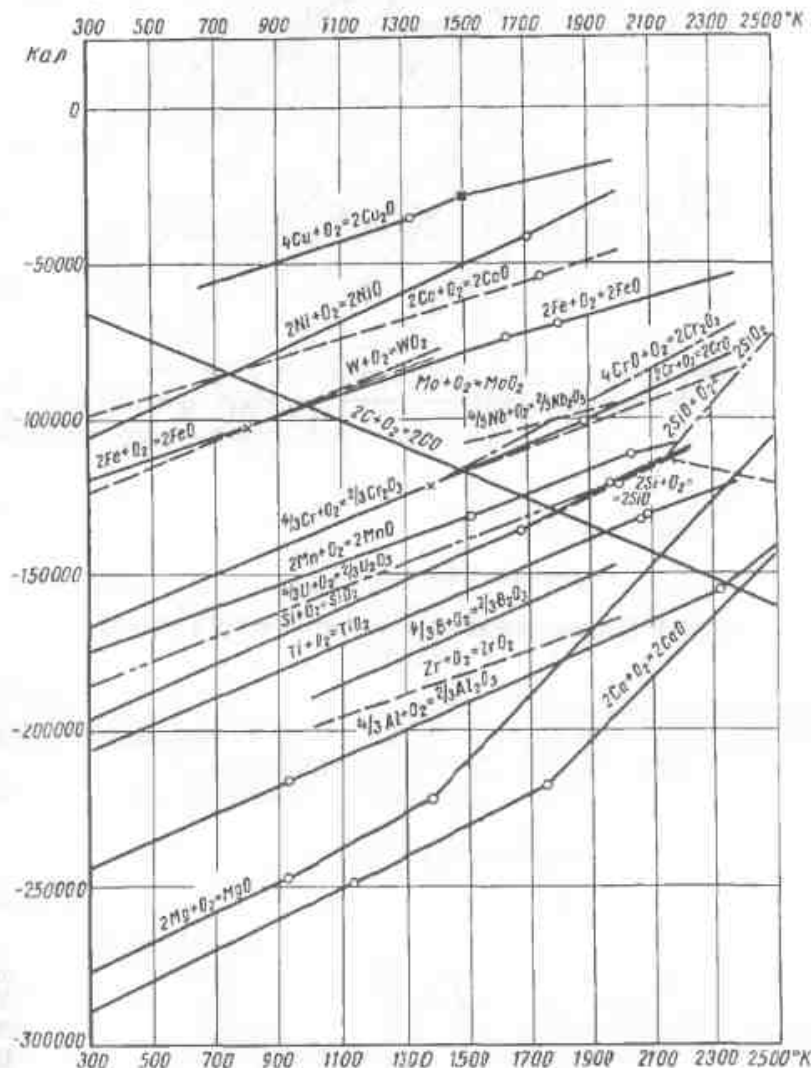


Рис. 147. Изменение химического средства металлов к кислороду в зависимости от температуры [120]

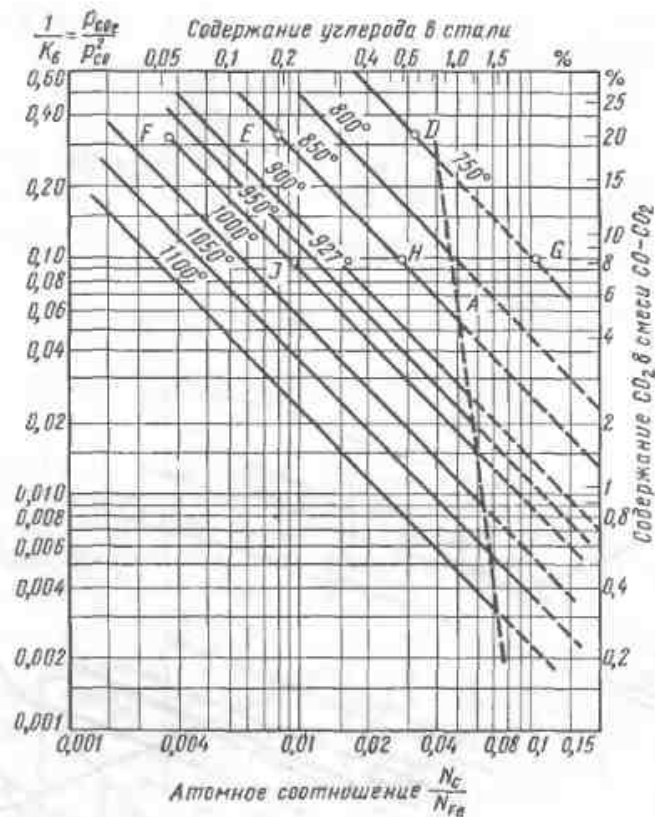


Рис. 148. Кривые равновесия углеродистой стали с атмосферой  $CO-CO_2$ .

содержанию  $CO_2$  в смеси  $CO-CO_2$ . Например, при 6%  $CO_2$  и  $1000^\circ C$  сталь с содержанием больше 0,19% C обезуглероживается, а при содержании менее 0,19% C науглероживается.

Водород обезуглероживает сталь с образованием метана по реакциям



Обезуглероживание резко ускоряется во влажном водороде. Обезуглероживающая атмосфера при сварке стали без оплавления менее целесообразна, чем науглероживающая, так как окисление обезуглероженной стали идет значительно быстрее, чем такой же стали с нормальным содержанием углерода (см. рис. 49). Хотя при сварке без оплавления восстановительная атмосфера должна исключать окисление, возможные на практике нарушения

условий защиты могут приводить к переходу от восстановительного процесса к окислительному. Опыт использования при сварке сопротивлением и с нагревом т. в. ч. восстановительных сред, способных к обезуглероживанию стали, и в частности азотно-водородных смесей, показал, что в производственных условиях такая защита часто недостаточно надежна. По своей природе процесс науглероживания стали защитным газом при сварке аналогичен процессу газовой цементации. Их отличие, хотя и не принципиальное, состоит в том, что при цементации продолжительность взаимодействия металла с газом измеряется часами, а при сварке, как правило, секундами; толщина науглероженного слоя при сварке может быть сколь угодно малой, в то время как при цементации она задается.

Процесс газовой цементации состоит из трех основных стадий: диссоциации молекул газа (обычно углеводородов) на элементы с выделением атомов или простейших радикалов углерода; адсорбции поверхностью горячего металла атомарного углерода, находящегося в активном состоянии, и диффузии углерода с поверхности в глубь металла.

Для цементации часто используют природный газ, содержащий в основном метан. Состав природного газа, поступающего к потребителям, определяется его месторождением и очисткой, если она применяется (табл. 32).

Таблица 32

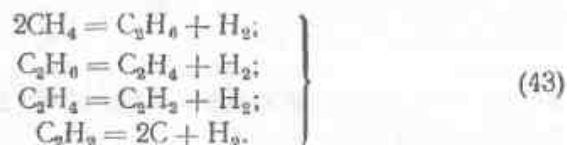
Состав природного газа (в %) в различных районах

Район	Метан $CH_4$	Этан $C_2H_6$	Пропан $C_3H_8$	Бутан $C_4H_{10}$	Пентан + вышшие углеводороды	$N_2$	$H_2$	$CO_2$	$H_2O$ (точка росы)	$H_2S$
А	92,5	4,0	1,1	0,5	0,25	1,5	<0,01	0,2	+5 +10 +15	—
Б	87,4	6,1	1,5	0,57	0,30	1,8	<0,01	2,4	+5 +10 +15	Следы
В	93,1	3,2	1,2	0,38	0,15	1,3	<0,01	0,7	+5	Следы

Характерно высокое содержание в природном газе газ-окислителей: до 2,4%  $CO_2$  и до 1,8%  $H_2O$  (при точке росы  $+15^\circ C$ ).

Метан при высокой температуре почти целиком разлагается на элементы. Так, константа равновесия  $K = \frac{P_{H_2}^2}{P_{CH_4}}$  при  $1000^\circ C$  равна 102,4, а при  $1200^\circ C$  — 335. В условиях длительного нагрева для цементации метан активно науглероживает сталь. Однако при чрезмерной скорости его диссоциации количество углерода, поступающего на поверхность металла, может превысить

способность диффузии углерода и на металле образуется пленка твердого неактивного углерода. При цементации это тормозит дальнейший процесс, а при сварке может препятствовать образованию металлической связи между закопченными поверхностями. Однако при сварке в условиях кратковременного нагрева и быстрого обмена газа в защищаемой зоне контакт с природным газом не только не приводит к образованию пленки твердого углерода, но, как правило, не вызывает заметного науглероживания даже тонких поверхностных слоев стали. Это связано с особенностью кинетики разложения метана, представляющего многоступенчатый, очень сложный процесс, последней стадией которого является образование ацетилена, непосредственно диссоциирующего на углерод и водород. Макроступени этого процесса соответствуют реакциям



При температуре сварки стали в твердом состоянии (1000—1200° С) равновесная концентрация ацетилена в смеси с  $\text{CH}_4$  достаточно велика. При давлении 1 ат,  $T = 1400^\circ \text{C}$  количество метана, превратившегося в ацетилен, достигает 46,2% [148]. Однако из-за относительно малой скорости образования ацетилена из метана, связанной с длиной цепочкой промежуточных реакций, в условиях быстрого нагрева взаимодействие с природным газом (в основном метаном) не дает заметного науглероживания, а наличие в газе большого количества  $\text{CO}_2$  и  $\text{H}_2\text{O}$  может даже привести к окислению стали.

При сварке нелегированной стали без оплавления целесообразна добавка к природному газу около 10% ацетилена [79]. Ацетилен разлагается на элементы непосредственно с выделением углерода в активном состоянии. Ацетилен неустойчив при относительно низкой температуре и в состоянии равновесия выше 227° С диссоциирует полностью. Кинетически этот процесс идет с заметной скоростью уже при  $T > 400^\circ \text{C}$ . По-видимому, углерод, образующийся в результате распада  $\text{C}_2\text{H}_2$ , сначала восстанавливает окислы на поверхности, а затем диффундирует в сталь.

Кинетика разложения метана и ацетилена может быть проанализирована на основе данных по выпадению из нагретых газов частиц сажевого углерода. В первом приближении скорость выпадения этих частиц является косвенным критерием интенсивности разложения газа на элементы.

Теснер П. А. и др. пропускали через кварцевую трубку при 1000—1300° С метан, ацетилен или бензол в смеси с азотом и определяли количество образующихся частиц сажи на 1 мл газа в за-

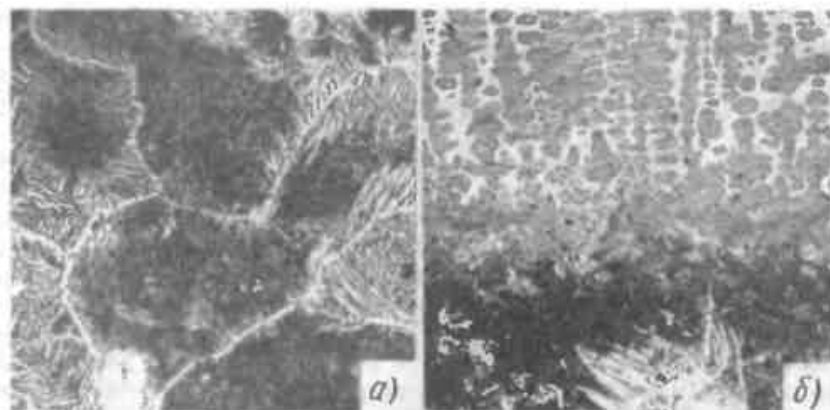


Рис. 149. Микроструктура стыка труб из стали 20, сваренных с нагревом т. в. ч. в атмосфере природного газа с добавкой 10% ацетилена [79]: а — науглероживание в соединении; б — ледебуритная эвтектика у поверхности усиления ( $\times 200$ )

висимости от температуры и других параметров [141]. В частности, было показано, что при каждой температуре имеется некоторая пороговая концентрация углеводорода, ниже которой заметного сажеобразования нет. Эта концентрация значительно выше у метана. Например, при расходе 500 мл/мин и  $T = 1000^\circ \text{C}$  выпадение частиц сажи начиналось при 5%  $\text{C}_2\text{H}_2$  (остальное  $\text{N}_2$ ), а для  $\text{CH}_4$  — только при 63%.

При сварке стык с нагревом т. в. ч. до 1200—1250° С труб из стали 20 защита природным газом с добавкой 10% ацетилена уже приводит к заметному науглероживанию в стыке (рис. 149, а) [79]. Несмотря на малую продолжительность нагрева, в соединениях появляется науглероженная зона шириной до 0,2 мм. На поверхности усиления шва, дольше контактирующего с газом, степень науглероживания больше; здесь иногда появляется слой чугуна (ледебуритной эвтектики), под которым образуется прослойка мартенсита толщиной 0,05—0,1 мм (рис. 149, б). Степень науглероживания можно регулировать составом защитной атмосферы: чем больше длительность сварочного нагрева, тем меньше должно быть в ней ацетилена.

Тонкая прослойка повышенной твердости мало влияет на свойства соединения при статическом и при циклическом нагружении. Поэтому при сварке без оплавления низкоуглеродистой и низколегированной стали с умеренным науглероживанием зоны соединения появление в ней структур с несколько повышенной твердостью не должно препятствовать применению восстановительно-науглероживающей защитной атмосферы, надежно предупреждающей окисление и образование связанных с ним дефектов.



Применимость защитной атмосферы такого типа при сварке высоколегированных сталей, к которым могут предъявляться специальные требования, в частности по коррозионной стойкости, должна экспериментально проверяться в каждом отдельном случае.

Таким образом, защитная среда при сварке без оплавления должна быть восстановительной и не должна оказывать вредного действия на свариваемый металл. При сварке низкоуглеродистой и низколегированной стали надежные результаты дает восстановительно-науглероживающая среда, науглероживающее действие которой должно быть тем меньше, чем больше продолжительность взаимодействия с ней нагретого металла. Опыт сварки давлением без оплавления с газовой защитой пока ограничен, и дальнейшие исследования в данной области могут внести существенное уточнение в этот перспективный технологический процесс.

#### § 4. СВАРКА ОПЛАВЛЕНИЕМ В ЗАЩИТНОЙ СРЕДЕ

При сварке оплавлением подача газа в зону соединения может преследовать две цели: защиту оплавляемых поверхностей от окисления, а в более общем случае и от взаимодействия с азотом воздуха, или, как это иногда применяется при сварке встык труб, удаление из зазора между оплавляемыми торцами частиц металла для уменьшения внутреннего гратта и соответственно увеличения проходного отверстия в стыке. Естественно, что и во втором случае используемый газ должен обладать защитными свойствами.

Если газ применяется только для защиты, его расход обычно невелик и зависит от условий надежного вытеснения воздуха из зоны соединения. При этом газ, омывающий нагреваемые поверхности с небольшой скоростью, не отбирает от них заметного количества тепла; охлаждающим действием такого потока газа можно пренебречь. Иначе обстоит дело при использовании газа для борьбы с гратом. Скорость газового потока в зазоре между оплавляемыми торцами должна значительно превышать скорость частиц металла, приобретаемую ими при взрыве перемычек (см. § 2, гл. V) и достигающую  $60 \text{ м/сек}$ . При такой скорости частиц металла для эффективного выбрасывания основной их массы из зазора скорость газа, по-видимому, должна превышать  $100\text{--}150 \text{ м/сек}$ . В результате этого расход газа очень велик (например, при сварке с продувкой при оплавлении труб диаметром  $32\text{--}38 \text{ мм}$  он достигает  $200\text{--}250 \text{ л/мин}$ ) и газовый поток уносит большое количество тепла, что необходимо учитывать при установлении режимов сварки.

Рассмотрим сварку оплавлением с газовой защитой сталей сначала с использованием газа только для защиты. Если не стремиться к предупреждению окисления в процессе сварки, а добиваться только конечного результата — получения соединения,

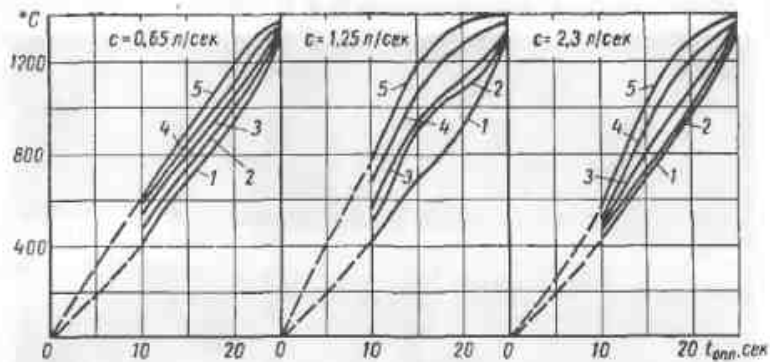


Рис. 150. Зависимость температуры металла в зоне стыка от времени оплавления при сварке труб размером  $108 \times 5 \text{ мм}$  с различным расходом воздуха или воздушно-кислородной смеси:

1 — без подачи газовой смеси; 2 — с подачей воздуха; 3, 4 и 5 — с подачей смеси, содержащей 30; 45 и 70% кислорода

свободного от окислов, то в отдельных случаях можно использовать разработанный В. К. Лебедевым и С. П. Кучуком-Яценко способ сварки с подачей в зазор между оплавляемыми торцами сжатого воздуха или воздушно-кислородной смеси [98]. При ограниченном объеме газа даже продувка воздухом, не обогащенным кислородом, ускоряет нагрев оплавляемых деталей за счет интенсификации экзотермических окислительных реакций.

Так, при оплавлении труб размером  $108 \times 5 \text{ мм}$  из низкоуглеродистой стали с подачей до  $1,25 \text{ л/сек}$  газа температура вблизи оплавляемой поверхности в случае продувки воздухом была приблизительно на  $50^\circ$ , а при продувке смесью, содержащей 70%  $\text{O}_2$ , почти на  $120^\circ$  выше, чем при оплавлении без продувки (рис. 150). При расходе газа  $2,3 \text{ л/сек}$  интенсификация нагрева становилась менее заметной. Дальнейшее увеличение расхода воздуха, в частности при попытке использовать его для борьбы с гратом, ведет к потере тепла большей, чем его выигрыш в результате интенсификации реакции окисления, и продувка воздухом в этих условиях не ускоряет нагрев, а, наоборот, его замедляет (рис. 151).

При оплавлении труб диаметром  $32 \text{ мм}$  подача газа с расходом  $4 \text{ л/сек}$

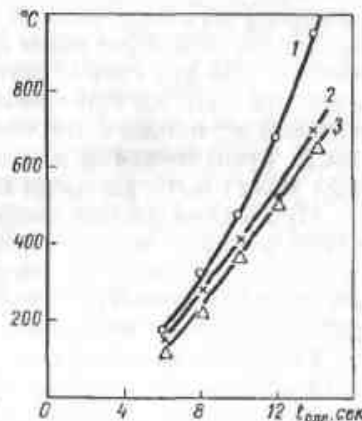


Рис. 151. Зависимость температуры в зоне стыка от времени оплавления при сварке труб размером  $32 \times 6 \text{ мм}$ :

1 — без подачи газа; 2 — с продувкой воздухом и 3 — с продувкой азотом

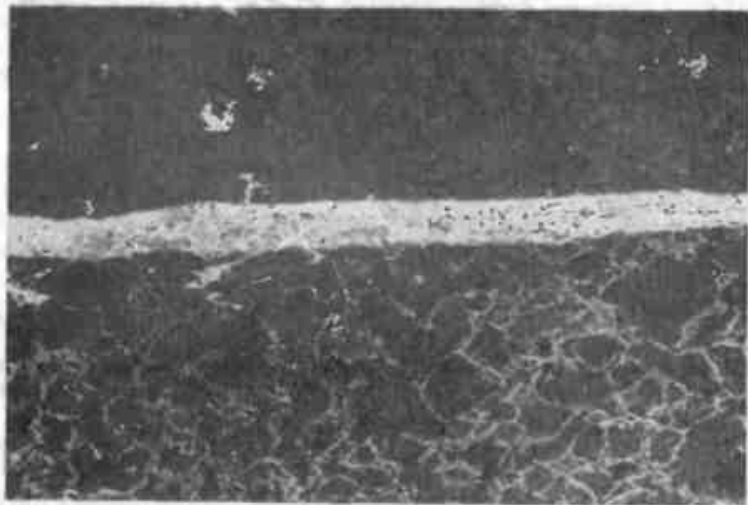


Рис. 152. Микроструктура соединения труб из стали 20, сваренных оплавлением с продувкой воздухом при давлении 5 атм (травление в кипящем водном растворе  $\text{CrO}_3$  в едком натре);  $\times 100$

уже приводит к практически одинаковому тепловому эффекту вне зависимости от того, используется ли окислительный газ (воздух) или мало взаимодействующий с металлом азот [45]. При сопоставлении результатов этих опытов с данными работы [98] следует учитывать, что при сварке труб диаметром 32 мм скорость истечения газа через зазор при одинаковом его расходе была втрое больше, чем при сварке труб диаметром 108 мм. Понижение интенсивности нагрева при большой скорости газа в зазоре, вероятно связано не только с теплоотдачей, но и с уменьшением длительности существования контактных перемычек, разрушение которых может быть ускорено быстрым потоком газа [92].

При малом расходе воздуха или воздушно-кислородной смеси существенна не только интенсификация нагрева, но и повышение его равномерности в результате равномерного распределения по торцам источников тепла, обусловленных химическим взаимодействием газа с металлом.

Продувка воздухом или воздушно-кислородной смесью в принципе возможна при сварке оплавлением сталей, образующих легкоплавкие окислы (вюстит), удаление которых в жидком состоянии не представляет особых затруднений. Однако, как только создаются условия для значительного охлаждения отдельных участков оплавленных торцов в ходе осадки, на них появляется окисленный феррит (рис. 152), могущий понизить пластичность соединений. С увеличением скорости продуваемого воздуха степень окисления

металла в стыке растет и в соединении появляются обособленные окисные включения, вкрапленные в окисленный феррит. При этом ударная вязкость соединения составляет  $3,7 \text{ кг/см}^2$  при ударной вязкости стыков, сваренных без следов окисления, в среднем,  $11,0 \text{ кг/см}^2$ .

Как правило, при сварке оплавлением стальных деталей небольшого сечения, а также листов и тонкостенных труб удается получить соединения, свободные от дефектов, связанных с окислением, и без применения специальной защиты за счет рационального технологического режима. С увеличением сечения деталей, а при сварке труб — с повышением толщины их стенки осуществление таких режимов затрудняется особенно при сварке легированных сталей, и приходится прибегать к защите. Если защитный газ служит только для предупреждения окисления, его расход невелик. При малом расходе и длительном пребывании газа в контакте с горячим металлом (сварка оплавлением деталей большого сечения и в том числе толстостенных труб продолжается десятки, а иногда и сотни секунд) в нем успевают достаточно полно пройти химические процессы и газ приближается к термодинамическому равновесию.

Процессы взаимодействия нагретого металла с горячими газами также идут намного интенсивнее, чем при подаче большого количества практически холодного газа, как, например, при сварке оплавлением с продувкой. Значительно более высокая температура металла при сварке оплавлением по сравнению с его температурой в случае сварки в твердом состоянии (сопротивлением или с нагревом т. в. ч.) также способствует интенсификации взаимодействия защитного газа с металлом в зоне сварки. В частности, при защите природным газом, малоэффективным при сварке без оплавления, когда требуется добавка ацетилена, в случае сварки оплавлением уже возможно науглероживание стали.

При сварке толстостенных труб из перлитных сталей защитную среду можно создать, помещая в свариваемые трубы вблизи от их торцов специальные прессованные брикеты или тампоны, смоченные бензином или обезжиренным спиртом. В частности, хорошими защитными свойствами обладают продукты, выделяемые брикетами следующего состава: древесный уголь — 100 вес. ч., нашатырь — 30 вес. ч. и плавиковый шпат — 9 вес. ч. [36]. При сжигании древесного угля с ограниченным поступлением воздуха выделяется много  $\text{CO}$  и  $\text{H}_2$ , а также некоторое количество газов-окислителей. Нашатырь при температуре выше  $350^\circ \text{C}$  возгоняется и диссоциирует на  $\text{HCl}$  и аммиак, который при дальнейшем нагреве распадается на азот и водород. Плавиковый шпат при нагреве брикета не выделяет газов, но служит связующим, уменьшающим опасность рассыпания брикета. Состав газа при оплавлении труб из стали 20ХЗМЕФ размером  $172 \times 25 \text{ мм}$  с такими брикетами приведен в табл. 33 [36].

Состав газа (в %) в зоне соединения при оплавлении труб с брикетом

Отбор пробы газа перед осадкой	CO <sub>2</sub>	O <sub>2</sub>	H <sub>2</sub>	N <sub>2</sub>	CO	CH <sub>4</sub>
За 5 сек	5,3	0,1	54,3	12,2	26,0	2,1
» 20 »	6,3	0,3	40,4	29,6	21,5	1,9

По мере разогрева брикета и металла содержание в защитной среде газов-восстановителей и ее науглероживающая способность повышаются. Сварка производилась оплавлением с подогревом, причем подогрев продолжался 210 сек, а оплавление всего 20 сек. Таким образом, вторая проба была взята в начале оплавления. Следует иметь в виду, что с момента отбора пробы до получения результатов анализа газ остывал, что сопровождалось некоторым изменением его состава. Наличие в газе большого количества CO приводило к тому, что даже в условиях сварки оплавлением с брикетами труб небольшого сечения (например, труб размером 38 × 4 мм), когда процесс длится всего 10—12 сек, в стыке наблюдалось науглероживание. При этом иногда из-за недостаточной просушки брикетов и высокой влажности выделяемого газа в науглероженном слое появлялись отдельные участки окисленного феррита.

Следует отметить, что ни наличие в стыке узкой науглероженной зоны, ни появление в ней отдельных разобитых участков окисленного феррита заметно не влияют на свойства соединения. Даже при жесткой схеме испытания на ударный изгиб разрушение происходило не по линии стыка (рис. 153). Существенный недостаток брикетов — возможность попадания в стык твердых включений в результате механического повреждения брикета.

При сварке толстостенных труб из легированных перлитных сталей хорошие результаты дала предложенная Н. С. Кабановым защита продуктами разложения бензина [71]. Для ее осуществления концы труб перед сваркой на расстоянии около 100 мм от стыка забивали шлако-ватой, а внутрь заглушенных концов закладывали тампоны из шлако-ваты, смоченные в бензине. Его расход при сварке трубы сечением 15 000 мм<sup>2</sup> составлял около 300 г. В результате разложения паров бензина создавалась восстановительно-науглероживающая среда.

Вопросы газовой защиты при сварке высоколегированных сталей недостаточно разработаны. Во всяком случае, непосредственное использование для этой цели защитных сред, опробованных на сварке низкоуглеродистых и низколегированных сталей, часто не дает положительных результатов. Например, защита продук-

тами разложения бензина, успешно примененная при сварке стали с 3% Cr, уже на стали с 7% Cr и 0,8% Si оказалась неэффективной.

При сварке с продувкой газом для предупреждения образования значительного грата требуется большой расход газа, обеспечивающий необходимую скорость его истечения через зазор между оплавляемыми торцами. Воздух или воздушно-кислородная смесь неприемлема при сварке особо ответственных соединений (в частности, стыков труб-поверхностей нагрева котельных агрегатов) из-за возможного окисления отдельных участков соединения.

При сварке труб из низкоуглеродистой и низколегированных сталей хорошие результаты дает продувка азотом высокой чистоты (99,995% N<sub>2</sub>) или азотно-водородной смесью, содержащей около 12% H<sub>2</sub>. Продувка техническим азотом (до 0,5% O<sub>2</sub>) ухудшает пластичность соединений в результате заметного окисления металла.

Так, при сварке в идентичных условиях труб размером 32 × 4 мм из стали 20 с продувкой техническим азотом и азотом высокой чистоты минимальная ударная вязкость образцов с надрезом в плоскости стыка составляла 4,8 и 7,2 кг/см<sup>2</sup> при среднем значении  $a_k \approx 10$  кг/см<sup>2</sup>. При продувке воздухом среднее значение ударной вязкости понижалось до 5,7 кг/см<sup>2</sup>.

Продувка азотом при сварке труб из низкоуглеродистой и низколегированной сталей не ведет к заметному их обогащению азотом. Нитриды не были обнаружены в стыке металлографически после специальной термической обработки (нагрев до 550° С в течение 3 ч, охлаждение со скоростью 10° С/ч). В результате такой термической обработки ударная вязкость соединений даже повышалась, очевидно, как следствие отпуска (на трубах из стали 12Х1МФ, в среднем, с 9,2 до 12,7 кг/см<sup>2</sup> [45]).



Рис. 153. Микроструктура стыка труб из стали 20, сваренных оплавлением с угольным брикетом, после разрушения при испытании на ударный изгиб; ×100

Практически важно, что при сварке с защитой соединения высокого качества получаются с осадкой значительно меньшей, чем при сварке таких же труб, но без защиты. Например, при сварке с продувкой азотом высокой чистоты труб из стали 12Х1МФ размером  $32 \times 4$  мм с осадкой всего на 2,5 мм все образцы (80 шт.) загнулись на  $180^\circ$  без дефектов; ударная вязкость (на 19 нестандартных образцах сечением  $10 \times 4$  мм) равнялась  $10,3 - 30,4$   $\frac{\text{кгм}}{\text{см}^2}$ . При сварке без продувки такое качество соединений достигалось только при осадке на 5 мм. Малая осадка увеличивает проходное отверстие в стыке при сварке с продувкой.

Хотя при сварке оплавлением требования к чистоте и степени осушки защитного газа менее жесткие, чем в случае сварки без оплавления, высокое содержание в нем кислорода и других газо-окислителей может давать неблагоприятный эффект. В частности, не дала положительных результатов попытка использования для продувки при оплавлении технического азота: в стыках появлялся окисленный феррит и понижалась пластичность соединений (из 100 образцов, сваренных с продувкой азотом высокой чистоты и техническим азотом, загнулись на  $180^\circ$  без дефектов в первом случае все, а во втором только 93 образца) [45].

Сопоставление полученных данных с результатами испытания образцов, вырезанных из труб, сваренных сопротивлением в атмосфере азота с различной степенью очистки и осушки, подтверждает, что при сварке оплавлением наличие в защитной среде газо-окислителей сказывается на качестве соединений меньше, чем при сварке без оплавления. Тем не менее значительное загрязнение защитной среды и при сварке оплавлением недопустимо. В частности, должно быть исключено попадание в зону сварки влаги из ржавчины, не удаленной с поверхности труб, их концы в зоне нагрева должны быть тщательно очищены.

Исследования по сварке с продувкой труб из высоколегированных сталей очень ограничены. Стали с содержанием 12% Cr можно сваривать с продувкой азотом высокой чистоты. Для аустенитных сталей это неприемлемо, что подтверждено, в частности, исследованием изломов стыков [44]. В стыке труб из стали Х18Н12Т, сваренных с продувкой чистым азотом, в изломе имелись участки желтоватого цвета, на которых были обнаружены окисные включения (см. рис. 113, б и в.). Пути защиты стыков при сварке аустенитных сталей следует искать в применении смесей, содержащих газы-восстановители, способные и к науглероживанию металла.

Выбор защитной среды при сварке оплавлением цветных металлов определяется характером их взаимодействия с газами. Так титан, энергично взаимодействующий со всеми обычными двухатомными газами и углеродом, должен свариваться в инертном газе. Молибден иногда сваривают в среде малорастворимого в нем водорода.

## Глава VIII

### СВАРКА С ДЛИТЕЛЬНЫМ НАГРЕВОМ В ВАКУУМЕ ( $P, T, A, t$ -ПРОЦЕССЫ)

#### § 1. ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА $P, T, A, t$ -ПРОЦЕССОВ

При  $P, T, A, t$ -процессах в результате продолжительного нагрева в вакууме  $1 \cdot 10^{-3} - 1 \cdot 10^{-6}$  мм рт. ст., а иногда и в другой контролируемой среде, например в водороде, удается получить соединения с относительно небольшой макропластической деформацией и при умеренной температуре. Благодаря этому сравнительно мало изменяются свойства соединяемых деталей, что часто делает применение  $P, T, A, t$ -процессов особенно целесообразным.

Основное техническое значение для металлов в этой группе процессов имеет сварка в вакууме—диффузионно-вакуумная сварка, разработанная Н. Ф. Казаковым [73—75].

Хотя при сварке давлением с длительным нагревом не исключено образование прочного соединения между поверхностями с окисными пленками, пластичность таких соединений, как правило, относительно низка, и их применение для металлов не типично.

Соединение металлов обладает оптимальными свойствами, если оно осуществляется между чистыми поверхностями. Это справедливо при сварке давлением как с кратковременным, так и с длительным нагревом.

При сварке с кратковременным нагревом разрушению окисных пленок способствует значительная пластическая деформация, характерная для этих процессов. При диффузионно-вакуумной сварке малая деформация не может существенно влиять на процесс механической очистки поверхности от окислов. Из практики термической обработки известно, что при нагреве до достаточно высокой температуры в вакууме поверхность многих металлов осветляется. Аналогичные процессы очистки от окислов, рассмотренные в § 2, естественно, идут и при сварке в вакууме. От полноты их протекания существенно зависит качество получаемых сварных соединений.

При длительном нагреве свариваемых деталей под давлением, не приводящем к значительной макропластической деформации, характерной для  $P$ ,  $T$ -процессов в твердой фазе, выравнивание соединяемых поверхностей с образованием между ними необходимого физического контакта контролируется в основном процессами ползучести, а возможно и родственными им процессами спекания. Эти процессы, связанные с диффузией, термически активируются и существенно ускоряются с ростом температуры.

Термическая активация в условиях  $P$ ,  $T$ ,  $A$ ,  $t$ -процессов сварки, по-видимому, является главным фактором, контролирующим кинетику образования соединения. Роль атермического процесса образования и движения дислокаций в создании соединения, типичного для процессов, сопровождаемых значительной пластической деформацией, для  $P$ ,  $T$ ,  $A$ ,  $t$ -процессов, вероятно, невелика. Это не значит, что диффузионно-вакуумную сварку нельзя осуществить при высоком давлении и большой пластической деформации.

Однако такой процесс не типичен для  $P$ ,  $T$ ,  $A$ ,  $t$ -сварки и, по существу, соответствует  $P$ ,  $T$ ,  $A$ -процессам.

В связи с рассмотрением  $P$ ,  $T$ ,  $A$ ,  $t$ -процессов следует отметить, что в технике  $P$ ,  $T$ ,  $t$ -процессы не получили применения. Это связано с тем, что при нагреве на воздухе затягивание процесса, т. е. переход от  $P$ ,  $T$ - к  $P$ ,  $T$ ,  $t$ -процессу, затрудняет получение бездефектного соединения из-за увеличения толщины образующихся при нагреве окисных пленок. Как следствие, такой переход не целесообразен.

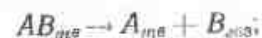
Некоторое применение получила сварка с длительным нагревом без защиты металлов, поверхность которых очищается от окислов в результате предварительной совместной пластической деформации при холодной прокатке с большим обжатием [184].

Последующий длительный нагрев биметаллической заготовки, в которой между соединяемыми поверхностями уже имеется множество узлов схватывания, предупреждающих проникание в зону соединения воздуха, приводит к образованию соединения высокого качества. В данном случае сварка идет без внешнего давления и является процессом спекания в чистом виде. Ее можно было бы обозначить как  $T$ ,  $t$ -процесс, не имеющий, по существу, прямого отношения к сварке давлением. Однако это указывает на то, что в условиях диффузионно-вакуумной сварки при очень малом давлении и соответственно большой длительности процесса спекание может играть заметную роль при выравнивании поверхностей и образовании между ними соединения. Как показывает анализ экспериментальных данных (см. § 3), в обычных условиях  $P$ ,  $T$ ,  $A$ ,  $t$ -сварки процессы, связанные с действием внешнего давления, являются определяющими.

## § 2. ОЧИСТКА ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛА ПРИ НАГРЕВЕ В ВАКУУМЕ

Ни один металл, кроме золота, нельзя считать устойчивым против окисления на воздухе даже при комнатной температуре (см. гл. II, § 3). Предварительная очистка от окислов, выполняемая на воздухе, не может обеспечить сохранения атомночистой поверхности при сварке, так как при атмосферном давлении достаточно  $2,4 \cdot 10^{-9}$  сек для адсорбции мономолекулярного слоя газа (см. стр. 35), а в вакууме  $1 \cdot 10^{-9}$  мм рт. ст., применяемом при сварке, такой слой адсорбируется всего за 0,18 сек. При диффузионно-вакуумной сварке очистка осуществляется в процессе вакуумного нагрева. Ее механизм и кинетика определяются термодинамическими свойствами окислов и составом газовой фазы, могут сильно отличаться в зависимости от рода металла или сплава.

Теоретический анализ процессов очистки металлов от окислов в условиях глубокого (космического) вакуума при  $P_{\text{св}} \approx 1 \cdot 10^{-15}$  мм рт. ст. провел Дж. Хэм [187]. Он рассмотрел четыре возможные по его мнению процесса: а) сублимация окислов (или металла, поскольку в задачу исследования входило изучение возможных механизмов поверхностного разрушения металлов в космических условиях); б) удаление окислов в результате их диссоциации; в основу расчетов принят процесс конденсации диссоциации по формуле



(возможность газообразной диссоциации по формуле  $AB_{\text{окс}} \rightarrow A_{\text{окс}} + B_{\text{окс}}$  не анализировалась); в) восстановление окислов за счет диффузии кислорода в металл, возможное при высокой растворимости в нем кислорода; г) восстановление окислов металлами-раскислителями, содержащимися в сплаве и диффундирующими при нагреве к границе раздела металл-окисел.

Скорость сублимации определена Дж. Хэмом подстановкой соответствующих данных по давлению паров окислов (или металлов) в уравнение Ленгмюра:

$$G = 0,0583p \sqrt{\frac{M}{T}},$$

где  $G$  — количество вещества, испаряющегося в секунду с единицы поверхности тела, в г/см<sup>2</sup>-сек;

$p$  — давление пара этого вещества в мм рт. ст.;

$M$  — его молекулярный вес;

$T$  — абсолютная температура.

Уравнение Ленгмюра применимо только в случае, если давление паров по крайней мере на порядок выше давления газа во внешней среде. Если принимается, что последнее пренебрежительно мало, то это ограничение отпадает.

Ориентировочную скорость удаления окислов за счет их диссоциации оценивали также по уравнению Ленгмюра с подстановкой в него значений упругости диссоциации окисла. Скорость удаления окисной пленки за счет растворения кислорода в металле рассчитывали исходя из предположения, что она ограничивается диффузией кислорода в металл, по формуле

$$\Delta E = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \cdot \frac{\rho_{\text{ок}} s}{\rho_{\text{ок}} f} \sqrt{Dt}, \quad (46)$$

где  $\Delta E$  — толщина удаленного слоя в см;  
 $\rho_{\text{м}}$  и  $\rho_{\text{ок}}$  — плотность металла и его окисла;  
 $s$  и  $f$  — вес кислорода в единице объема насыщенного кислородом металла и его окисла;  
 $D$  — коэффициент диффузии (при расчетной температуре) в см<sup>2</sup>/сек;  
 $t$  — время в сек.

Максимальную скорость восстановления окислов элементами-раскислителями, содержащимися в металле (например углеродом), рассчитывали на основе совместного решения уравнения диффузии и уравнения Ленгмюра с учетом равновесного давления газообразного продукта реакции (при восстановлении углеродом — CO). Конечное уравнение для этого процесса имеет вид

$$\Delta E = AC_0 \sqrt{Dt}, \quad (47)$$

где  $C_0$  — концентрация элемента-раскислителя в сплаве;  
 $A$  — постоянный коэффициент [остальные обозначения см. в формуле (46)].

На основе расчетов определены наиболее вероятные пути очистки металла в космическом вакууме по минимальной температуре, при которой пленка окисла (или чистого металла) толщиной 100 Å удаляется с поверхности за год (табл. 34) [187]. Чем ниже эта температура, тем быстрее будут удаляться окисные пленки. Как следует из приведенных данных для некоторых металлов, в частности для алюминия, удаление окисной пленки даже в очень глубоком вакууме маловероятно. Возможность механического разрушения прочных окисных пленок на алюминии давлением сублимируемых паров металла, появляющихся под пленкой окисла, по-видимому, ничтожна ввиду низкого давления этих паров над твердым алюминием.

Для ряда металлов (серебра, меди, никеля) с относительно высокой упругостью диссоциации окислов в принятых для расчета условиях наиболее вероятным механизмом удаления окислов является их диссоциация.

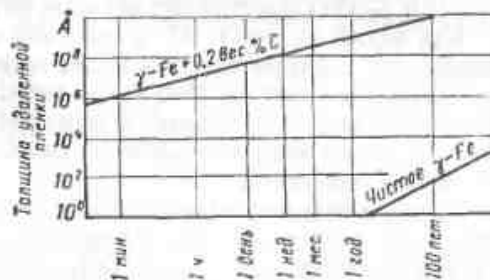
На металлах, хорошо растворяющих кислород (титане, цирконии) в вакууме, можно ожидать растворения окислов в металле. Расчет показывает, что на стали окислы удаляются наиболее ин-

Минимальная температура, при которой пленка окисла (или чистого металла) толщиной 100 Å удаляется с поверхности за год [187]

Металл	Испарение металла *	Сублимация окисла	Растворение окисла в металле	Конденсатная диссоциация окисла	Восстановление окисла углеродом
Mg	100	H	H	H	H
Al	B	H	H	H	H
Zn	60	H	H	H	H
Cd	20	H	H	H	H
Pb	B	H	H	H	H
Cu	580	H	H	510	H
Ag	H	H	H	—127	H
Cr	580	B	H	H	B
Fe	730	H	H	1040	100
Co	815	B	H	850	B
Ni	570	840	H	800	H
Ti	H	H	300	H	H
Zr	H	H	310	H	H
Mo	H	H	H	1050	180
W	H	H	H	1100	B

\* С чистой поверхности или через поры в окладах.  
 B — возможный или существенный фактор.  
 H — ничтожно влияющий фактор.

тенсивно путем их восстановления углеродом. На рис. 154 приведены расчетные графики зависимости толщины удаленного слоя окисла (в Å) от продолжительности выдержки в вакууме  $2,4 \cdot 10^{-14}$  мм рт. ст. при температуре 910°С для чистого  $\gamma$ -железа (удаление окислов осуществляется только за счет их диссоциации) и для нелегированной стали с 0,2% С (окислы восстанавливаются углеродом). Расчетная скорость восстановления окисла углеродом почти на десять порядков выше, чем скорость его удаления путем диссоциации.



На основе аналогичных расчетов, выполненных для вакуума порядка  $1 \cdot 10^{-4}$  мм рт. ст. в предположении, что газовая фаза при таком вакууме не

Рис. 154. Максимальная расчетная толщина удаленной окисной пленки на нелегированном аустените в зависимости от продолжительности выдержки при 910°С в космическом вакууме и от содержания углерода [187]

Изобарно-изотермические потенциалы реакций окисления некоторых металлов в условиях диффузионно-вакуумной сварки [при  $T = (0,7 \div 0,8) T_{пл}$  °К и в предположении, что  $p_{O_2} = 10^{-6}$  ат]

Металл	Реакция	Температура в °К	$-\Delta G_T^\circ$ в кал/моль	$\Delta G$ в кал/моль при $p_{O_2} = 10^{-6}$
Fe	$Fe + \frac{1}{2}O_2 = FeO$	1300	42 350	18 585
Cu	$2Cu + \frac{1}{2}O_2 = Cu_2O$	1100	22 150	2 040
Cu	$Cu + \frac{1}{2}O_2 = CuO$	1100	14 100	-6 000
Al	$2Al + \frac{3}{2}O_2 = Al_2O_3$	700	347 800	306 930
Mo	$Mo + \frac{3}{2}O_2 = MoO_3$	2000	90 600	-20 300
Mo	$Mo + O_2 = MoO_2$	2000	60 000	-13 500
Nb	$2Nb + \frac{5}{2}O_2 = Nb_2O_5$	2000	256 200	82 300
Ti	$Ti + O_2 = TiO_2$	1500	161 200	106 400
W	$W + O_2 = WO_2$	1800	60 150	-6 000
Cr	$2Cr + \frac{3}{2}O_2 = Cr_2O_3$	1300	191 050	11 320
Ni	$Ni + \frac{1}{2}O_2 = NiO$	1300	29 550	5 650
Mn	$Mn + \frac{1}{2}O_2 = MnO$	1300	69 100	45 220
Si	$Si + O_2 = SiO_2$	1300	154 150	106 400

отличается по составу от воздуха, В. Т. Слепуха [138] пришел к выводам, близким к выводам в работе [187]. В работе [138] отмечается возможность удаления окисной пленки за счет растворения кислорода в металле не только на цирконии и титане, но и на меди и никеле. При нагреве в вакууме бескислородной меди такой механизм удаления пленки осуществим. Для обычной меди, содержащей относительно много растворенного кислорода, по-видимому, диссоциационный механизм удаления окисла более вероятен.

Автором книги совместно с М. В. Большаковым были проведены расчеты по определению возможности диссоциации окислов ряда металлов при температуре сварки, равной  $(0,7 \div 0,8) T_{пл}$  К, и вакууме порядка  $4 \cdot 10^{-4}$  мм рт. ст. в предположении, что парциальное давление кислорода в газовой фазе пропорционально степени разрежения ( $p_{O_2} = 10^{-6}$  ат). Эти расчеты основаны на общих законах термодинамики и не учитывают того, что условия удаления окислов с поверхности металла зависят также от кристаллографической ориентировки поверхностных зерен и некоторых других факторов.

Процесс диссоциации окисла идет в том случае, если в результате снижения давления (в вакууме) изобарно-изотермический потенциал реакции  $\Delta G$  становится отрицательным. Влияние давления кислорода на величину этого потенциала определяется по уравнению

$$\Delta G = -\Delta G_T^\circ - RT \ln p_{O_2}^n, \quad (48)$$

где  $\Delta G_T^\circ$  — изобарно-изотермический потенциал реакции окисления при заданной температуре и атмосферном давлении;

$R$  — газовая постоянная;

$T$  — абсолютная температура;

$p_{O_2}$  — парциальное давление кислорода;

$n$  — стехиометрический коэффициент.

Как видно из табл. 35, в условиях сварочного нагрева возможна диссоциация окислов меди, молибдена и вольфрама.

По данным работы [187] (см. табл. 34), в тех случаях, когда и диссоциация и сублимация окислов могут идти одновременно для всех изученных металлов (кроме Cr), первый из этих процессов более вероятен.

Термодинамический анализ с использованием данных И. С. Куликова [90] показал, что для прочных окислов с высокой теплотой образования (например  $NbO$ ,  $MoO_2$ ,  $TiO_2$  и др.) сублимация вероятнее, чем диссоциация. Однако для окислов железа, никеля, меди и некоторых других металлов сублимация из твердого состояния менее вероятна.

При анализе расчетных данных по термодинамическому равновесию и кинетике процессов удаления окислов в условиях вакуум-

ного нагрева необходимо учитывать их весьма приближенный характер, связанный с рядом исходных допущений. Прежде всего необходимо подчеркнуть, что фактический состав газовой фазы, как показывает масс-спектрометрический анализ, резко отличается от расчетного, соответствующего принятой степени разрежения. Это особенно заметно при использовании паромасляных вакуумных насосов, так как мельчайшие капельки масла, соприкасаясь с металлом, нагреваемым в вакуумной камере, разлагаются с образованием углеводородов, водорода,  $CO$ ,  $CO_2$ ,  $H_2O$  и др. [58]. Реальный состав газа в % (вакуум  $1,6 \cdot 10^{-5}$  мм рт. ст., откачка системой, включающей сорбционный титаноиспарительный насос) по данным масс-спектрометрии представлен ниже [195].

Водород	3,84	Вода	42,52
Углерод	2,17	Азот и $CO$	13,57
Кислород	4,90	$CO_2$	12,42
ОН	13,80		

Очистку металлов в вакууме изучали экспериментально. На основании наблюдений за процессом очистки предварительно окисленной аустенитной стали, содержащей 0,08—0,2% С, около 18% Cr и 9% Ni в вакууме  $5 \cdot 10^{-4}$  мм рт. ст. при  $1050^\circ C$ , Р. Гуннов [56] приходит к заключению, что механизм очистки в этом случае определяется процессом сублимации окислов. Г. Арман и Ж. Лапужольд экспериментально исследовали механизм и кинетику удаления окисных пленок при нагреве в вакууме порядка  $10^{-6}$  мм рт. ст. аустенитной стали типа 18-8 [10]. Было показано

существенное влияние присутствующего в металле углерода на окислительно-восстановительные процессы, а также состава остаточных газов в вакуумной камере. Это, в частности, указывает на то, что при нагреве в вакууме стали удаление окисных пленок может идти как за счет реакций, протекающих на границе металл—окисел (восстановление углеродом), так и реакций взаимодействия с внешней средой (остаточной газовой фазой) на границе раздела окисел—газ.

Опыты по очистке поверхности различных металлов при индукционном нагреве током 8000 гц в вакууме порядка  $5 \cdot 10^{-6}$  мм рт. ст. проводили на карбонильном железе с 0,0023% С, перлитной и аустенитной сталях (Ст. 3 и X18H9T), меди (М2), алюминии (АД1) и титане (ВТ1) [34]. На основании теоретических расчетов (см. табл. 34) удаление окислов этих металлов идет по различным механизмам (восстановление углеродом — для сталей, диссоциация окислов — для меди, растворение окислов в металле — для титана и, наконец, для алюминия — ничтожная вероятность удаления окислов).

Первые опыты на железе и стали проводили на предварительно окисленных образцах, нагретых с этой целью на воздухе до появления синего цвета побежалости, соответствующего окисной пленке толщиной 500—600 Å. При нагреве в вакууме  $5 \cdot 10^{-6}$  мм рт. ст. окисленных стержней до 700—1100° С на некотором расстоянии от них располагали экран из кварцевого стекла или алюминия, который в процессе опыта оставался практически холодным. После нагрева образцов в течение 10—15 мин и их охлаждения в вакууме наблюдалось осветление образцов в высокотемпературной зоне и появление темной пленки на соответствующем участке экрана (рис. 155, а). Химический анализ показал, что пленка состоит из окислов железа. Эти опыты указывают на наличие переноса с поверхности образца на экран атомов металла (с последующим их окислением на самом экране) или молекул окисла.

В связи с этим возник вопрос — почему на экране появляется налет с высоким содержанием железа, если доминирует процесс восстановления окислов железа углеродом (см. табл. 34), при котором продуктом реакции, удаляемым с поверхности металла, может быть только СО. Возможны два предположения: а) по окончании процесса восстановления окисной пленки углеродом с чистой поверхности металла происходит сублимация атомов железа; б) одновременно с восстановлением окислов железа углеродом (происходящим на границе раздела металл—окисел и сопровождаемым выделением окиси углерода, диффундирующей через окисную пленку) идет процесс их восстановления в результате прямого взаимодействия с газовой фазой.

Кинетику удаления окисной пленки на низкоуглеродистой и аустенитной стали изучали по следующей методике. Из исследуе-

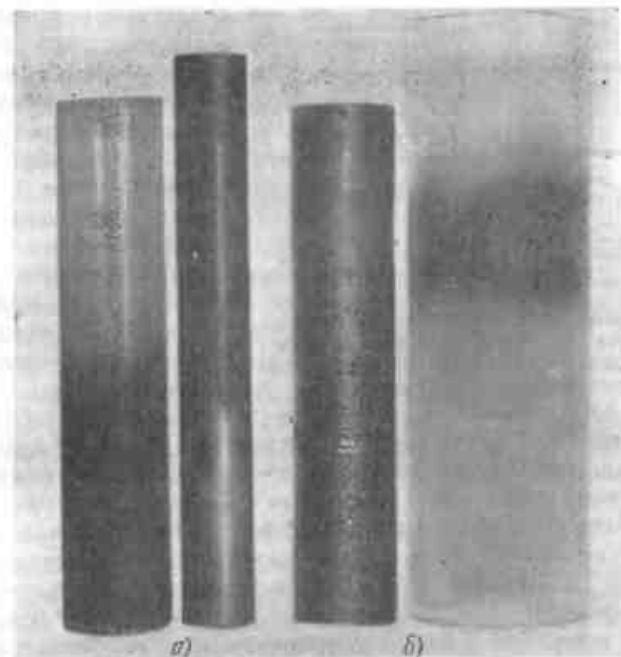


Рис. 155. Окисленные образцы и кварцевая трубка после вакуумного отжига:

а — сталь Ст. 3; б — армко-железо

мых сталей изготовили диски диаметром 30 мм и толщиной 5 мм. Эти диски предварительно окисляли до образования пленки толщиной ориентировочно 500—600 Å. Затем два диска устанавливали в вакуумной камере с зазором около 5 мм, обеспечивающим свободный контакт с газовой фазой, и нагревали до различной температуры в течение 1—32 мин с последующим охлаждением в вакууме до комнатной температуры. Толщину пленки как исходной, так и после вакуумного нагрева приблизительно оценивали по величине контактного электросопротивления, измеряемого микроомметром при сжатии двух дисков медными электродами усилием 300 кг.

Контактное сопротивление не пропорционально толщине окисной пленки, в особенности при малой ее толщине, когда в результате квантомеханического туннельного эффекта ее электросопротивление понижается (см. гл. IV, § 5). Это положение можно иллюстрировать сопоставлением кинетики роста толщины окисной пленки и электросопротивления контакта. Например, для алюминия толщина пленки растет по логарифмическому закону [89], а изменение электросопротивления холодного контакта во времени — по закону, близкому к экспоненциальному [114], как



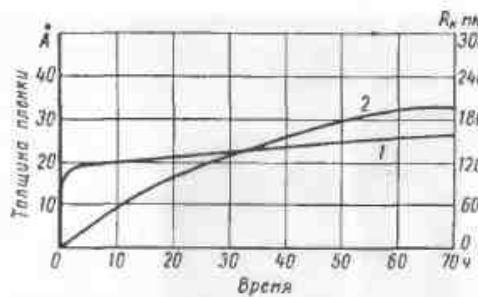


Рис. 156. Зависимость контактного электросопротивления  $R_k$  (1) и толщины окисной пленки (2) от времени выдержки на воздухе алюминия

окисной пленки, быстрее падает от исходного (порядка 15 000 мком) до минимального (около 20 мком), соответствующего контактному сопротивлению образцов, очищенных стальной щеткой.

Интересный результат был получен в опытах по очистке с нагревом в вакууме карбонильного железа. После выдержки предварительно окисленного образца в течение 15 мин в вакууме  $5 \cdot 10^{-5}$  мм рт. ст. при  $1000^\circ \text{C}$  он полностью осветлялся, а после выдержки в течение 2,5 мин на образце, охлажденном в вакууме, еще была заметна пленка окисла (см. рис. 155, б), хотя на экране при этом уже обнаруживался налет. Это свидетельствует о том, что при нагреве в вакууме одновременно с процессом восстановления окислов железа углеродом, диффундирующим из металла,

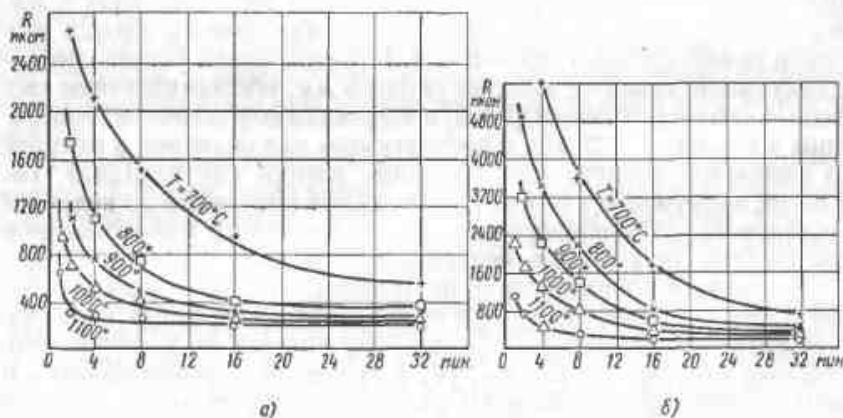


Рис. 157. Зависимость контактного электросопротивления от продолжительности выдержки предварительно окисленных образцов в вакууме  $3 \cdot 10^{-5}$  мм рт. ст. при различных температурах:

а — сталь Ст. 3; б — сталь X18H9T

следствие корреляции между толщиной пленки и электросопротивлением, в начальной стадии процесса окисления отсутствует (рис. 156).

Результаты опытов (средние значения сопротивления по пяти измерениям) приведены для сталей Ст. 3 и X18H9T на рис. 157. С увеличением температуры контактное сопротивление, косвенно характеризующее толщину

железо с поверхности пленки может переноситься на экран путем сублимации или диссоциации окислов, или же в результате восстановления окислов элементами, содержащимися в газовой фазе, с последующей сублимацией атомов восстановленного железа. Так как теплота сублимации и энергия диссоциации FeO (соответственно 123,6 и 109,4 ккал/моль) относительно велики, а кажущаяся энергия активации процесса восстановления FeO водородом и окисью углерода по данным работы [120] значительно ниже и приблизительно равна 15 ккал/моль, процесс восстановления окислов железа элементами газовой фазы, содержащей много газов-восстановителей, термодинамически более вероятен.

Полученные результаты, в частности, позволяют ответить на поставленный выше вопрос о механизме появления на экране налета, содержащего железо: очевидно, при нагреве в вакууме железа возможно не только восстановление его окисла углеродом, диффундирующим из металла, но и удаление пленки непосредственно с поверхности раздела окисел—газ.

Дополнительное подтверждение этого было получено в опытах, в которых часть предварительно окисленной поверхности образца в процессе нагрева не имела непосредственного контакта с окружающей средой. С этой целью стержни 1 диаметром 25 мм из сталей Ст. 3 или X18H9T с выточками на торцах глубиной около 1 мм (рис. 158) помещали в вакуумную камеру. После получения требуемого разрежения ( $\sim 5 \cdot 10^{-5}$  мм рт. ст.) образцы зажимали усилием  $P$  при удельном давлении, отнесенном к площади соприкосновения и равном  $0,4 \text{ кг/мм}^2$ . Зажатые образцы нагревали индуктором 2 до заданной температуры ( $1000^\circ \text{C}$ ) с выдержкой 15 мин. После охлаждения в вакууме образцы извлекали из камеры и разъединяли. Оказалось, что на стали X18H9T при полной очистке наружной поверхности, находившейся в контакте с газовой фазой, на участке торца, зажатом при нагреве, частично сохранилась окисная пленка (рис. 159). При

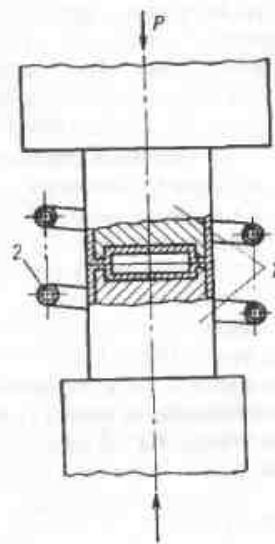


Рис. 158. Схема опыта по очистке в вакууме образцов с выточкой



Рис. 159. Торцы предварительно окисленных образцов из стали X18H9T с выточкой после вакуумного отжига при  $1000^\circ \text{C}$  в течение 15 мин

аналогичном опыте с низкоуглеродистой сталью на зажатом участке, так же как на внешней поверхности образца, следов окислов не обнаружили.

Полученные результаты трудно объяснить исходя из предположения, сделанного в работе [187] о том, что скорость восстановления окисной пленки на железе и стали лимитируется процессом диффузии углерода в металле, а газообразные продукты реакции (СО и, возможно, СО<sub>2</sub>) беспрепятственно удаляются с поверхности раздела металл—окисел. Если бы это было так, то в соответствии с формулой (47) скорость восстановления окисной пленки на нелегированной стали, пропорциональная концентрации углерода в металле, для карбонильного железа с содержанием 0,0023% С должна была быть приблизительно на два порядка ниже, чем для стали Ст. 3 с содержанием 0,2% С. В действительности время, необходимое для удаления окисной пленки толщиной около 500 Å на стали Ст. 3 при одной и той же температуре, всего в 2—3 раза меньше, чем на карбонильном железе.

Сопоставление фактического времени удаления окисной пленки на стали Ст. 3, содержащей 0,2% С (пленка толщиной 500—600 Å удаляется при температуре 900° С за 5—10 мин), с расчетным (по графику на рис. 154 при температуре 910° С за 10 мин на стали, содержащей 0,2% С, должна быть восстановлена пленка толщиной около 5·10<sup>6</sup> Å) показывает, что в действительности скорость удаления пленки на низкоуглеродистой стали на несколько порядков ниже расчетной.

Нет достаточно хорошей корреляции с расчетом, основанным на работе [187] и данных по скорости удаления окисных пленок на аустенитной стали. Для высокохромистого аустенита энергия активации диффузии углерода на 25% выше, чем для нелегированной низкоуглеродистой стали [106]. Легко показать, что такое увеличение энергии активации приводит к уменьшению коэффициента диффузии  $D$  примерно в  $e^4$  раз, а толщины восстановленной пленки по формуле (47), пропорциональной  $V\bar{D}$ , приблизительно в 7 раз. В стали Х18Н9Т углерод связан в более прочные карбиды, и можно было бы ожидать, что скорость восстановления пленки на аустенитной стали будет приблизительно в 10 раз меньше, чем на низкоуглеродистой (если справедливо расчетное предположение, что скорость удаления пленок контролируется скоростью диффузии углерода в металле). В действительности (см. рис. 157) контактное сопротивление предварительно окисленных образцов достигает установившегося значения при температуре 1000° С на стали Ст. 3 через 8 мин, а на стали Х18Н9Т через 16 мин, т. е. при одном и том же порядке скорости удаления пленки.

Экспериментальные соотношения скоростей удаления окисных пленок на низкоуглеродистой и аустенитной сталях не удается удовлетворительно объяснить даже с учетом различия условий удаления продуктов реакции (СО) от границы раздела металл—

окисел. Расчеты показали, что парциальное давление окиси углерода при восстановлении окисной пленки с высоким содержанием хрома на стали Х18Н9Т примерно на два порядка ниже, чем давление окиси углерода в результате взаимодействия углерода с оксидом на нелегированной стали (соответственно 10<sup>-2</sup> и 10<sup>-0,2 ат</sup>). Можно предполагать, что окисная пленка на стали Х18Н9Т плотнее, чем пленка FeO на стали Ст. 3. Если бы скорость удаления окиси углерода через окисную пленку была бы определяющей в кинетике восстановления пленки, то следовало бы ожидать значительной разницы во времени восстановления окислов на низкоуглеродистой и аустенитной сталях.

Полученные данные по очистке в вакууме сталей можно объяснить исходя из предположения, что восстановление (удаление) окислов идет одновременно на границах раздела металл—окисел и окисел—газовая фаза (вакуум). Среднюю скорость удаления окислов на стали Ст. 3 и аустенитной стали можно представить суммой

$$\left. \begin{aligned} v_a &= \dot{v}_c + \dot{v}_c' \\ v_v &= \ddot{v}_c + \ddot{v}_c' \end{aligned} \right\} \quad (49)$$

где  $v_a$  и  $v_v$  — соответственно средняя суммарная скорость удаления окислов для сталей Ст. 3 и Х18Н9Т;

$\dot{v}_c$  и  $\ddot{v}_c$  — соответственно средняя скорость удаления окислов для этих же сталей за счет их восстановления углеродом;

$\dot{v}_c'$  и  $\ddot{v}_c'$  — то же, за счет восстановления окислов газовой фазой.

Экспериментально получено, что

$$v_v \approx 0,5v_a,$$

а по расчету

$$v_v \approx 0,1v_a.$$

После подстановки в равенства (49) имеем

$$\left. \begin{aligned} v_a &= \dot{v}_c + \dot{v}_c' \\ 0,5v_a &= 0,1\dot{v}_c + \dot{v}_c' \end{aligned} \right\} \quad (50)$$

Решая систему уравнений (50), получим

$$0,8\dot{v}_c = 2\dot{v}_c' - \dot{v}_c.$$

По-видимому, скорость восстановления окислов за счет взаимодействия с газовой фазой на аустенитной стали будет ниже, чем на нелегированной низкоуглеродистой стали. Если, например, допустить, что  $\dot{v}_c' = 0,7\dot{v}_c$ , то

$$\dot{v}_c = 0,5\dot{v}_c'. \quad (51)$$

Используя выражения (49) и (51), можно сопоставить соотношения скоростей удаления окисных пленок на свободных и зажатых поверхностях (см. рис. 159). Так, для стали Ст. 3 суммарная скорость восстановления окисной пленки на свободной поверхности составит

$$v_{a(св)} = \dot{v}_c + \dot{v}_z = 3\dot{v}_c.$$

Для зажатой поверхности  $\dot{v}_z = 0$ . Тогда

$$v_{a(зж)} = \dot{v}_c$$

или

$$v_{a(зж)} = 1/3 v_{a(св)}.$$

Для стали X18H9T

$$v_{\gamma(св)} = 0,1\dot{v}_c + 0,7\dot{v}_z = 1,5\dot{v}_c = 0,5v_{a(св)}$$

и

$$v_{\gamma(зж)} = 0,1\dot{v}_c = \frac{1}{15} v_{\gamma(св)}.$$

Если при нагреве в вакууме карбонильного железа пренебречь восстановлением пленки углеродом из металла, так как для карбонильного железа  $v_c \approx 0,01v_c$ , то скорость удаления окислов на его свободной поверхности составит  $v_{Fe(св)} = \dot{v}_z = 2\dot{v}_c$ , что близко к  $0,7v_{a(св)}$ .

Полученные соотношения хорошо согласуются с результатами эксперимента и объясняют, в частности: а) относительно небольшое влияние зажатия поверхностей на условия их очистки для легированной стали; б) резкое уменьшение скорости очистки зажатых поверхностей для аустенитной стали; в) близкие скорости очистки поверхности низкоуглеродистой стали и карбонильного железа.

Однако на основе предположения о существенной роли в механизме очистки от окислов железа и стали процессов, идущих на внешней поверхности пленки в результате взаимодействия с газовой фазой, трудно объяснить затухающий характер этих процессов во времени, установленный по результатам измерения электросопротивления контакта. Скорее можно было бы ожидать, что удаление пленки должно подчиняться линейному закону. Не исключено, что наблюдаемое несоответствие — кажущееся и вызывается уже отмеченным отсутствием линейной зависимости между действительной толщиной пленки и ее электросопротивлением.

Как следует из теоретических соображений, очистка от окислов поверхности алюминия при нагреве в вакууме очень затруднена. Стержни из алюминия АД1 нагревали до  $500-550^\circ\text{C}$  при  $5 \times 10^{-6}$  мм рт. ст. в течение 20 мин. Образцы имели естественную пленку окислов толщиной порядка 45 Å, тонкую пленку (менее

20 Å), полученную после кратковременной выдержки на воздухе образцов, зачищенных стальной щеткой, и толстую пленку, образовавшуюся в результате предварительного нагрева в течение 1 ч на воздухе при  $350-400^\circ\text{C}$ . Во всех случаях при нагреве образца на экране, расположенном в вакуумной камере, не было замечено следов какого-нибудь налета. По-видимому, при температуре опыта плотная пленка  $\text{Al}_2\text{O}_3$  даже при ее малой толщине препятствует сублимации алюминия из твердой фазы. Следует отметить, что при нагреве алюминия до температуры плавления на экране быстро появлялся налет металла, испаряющегося из жидкой фазы.

Заметное понижение контактного сопротивления предварительно окисленных образцов меди (М2) при начальном сопротивлении около 15 000 мком в результате нагрева в вакууме порядка  $5 \cdot 10^{-5}$  мм рт. ст. в течение 32 мин наступает уже при  $400^\circ\text{C}$ , однако электросопротивление достигает установившегося значения через 32 мин только в случае нагрева до температуры  $800-900^\circ\text{C}$ . Осветление образца сопровождается появлением налета на экране, очевидно связанного с сублимацией. При нагреве в вакууме медных образцов с кольцевой выточкой (см. рис. 159), как и в аналогичных опытах с аустенитной сталью, на зажатых торцах (давлением  $0,4 \text{ кг/мм}^2$ ) оставались следы окислов, несмотря на полную очистку наружной поверхности. Это можно объяснить исходя из предположения, что в данном процессе так же, как и при очистке стали, существенное значение имеет восстановление окислов за счет их взаимодействия с элементами-восстановителями, содержащимися в газовой фазе.

Отжиг в вакууме  $5 \cdot 10^{-6}$  мм рт. ст. предварительно окисленных стержней из титана ВТ1 при температуре  $1000^\circ\text{C}$  в течение 15 мин сопровождался очисткой поверхности образца.

Таким образом, для всех изученных металлов, за исключением алюминия, нагрев в вакууме, достижимом в сварочных установках, до обычно применяемых при сварке температур порядка  $(0,7-0,8) T_{пл}$  приводит к очистке при нормальной продолжительности  $P, T, A, t$ -процессов (10—30 мин), в некоторых случаях — при условии обеспечения непосредственного контакта с газовой фазой в вакууме.

### § 3. ВЫРАВНИВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ПРИ $P, T, A, t$ -ПРОЦЕССАХ

Поверхность твердого тела после любой технологической обработки шероховатая (см. § 1, гл. II). Сближение соединяемых поверхностей до образования между ними физического контакта при сварке с кратковременным нагревом ( $P, T$ -процессы) достигается в основном за счет пластической деформации, которая может идти при любых температуре и скорости (меньшей скорости

распространения звука в металле). При этом выравнивание даже относительно небольших поверхностных выступов невозможно без значительной общей пластической деформации, распространяющейся в глубь тела (см. § 3 гл. III). В условиях  $P, T, A, t$ -процессов, когда стремятся осуществить сварку с минимальной макропластической деформацией и в связи с этим применяют низкие давления, выравнивание поверхности может идти в результате двух родственных процессов, протекающих одновременно, но с различными скоростями: ползучести и спекания.

Эти процессы, в частности, отличаются тем, что ползучесть вызывается напряжениями от внешней нагрузки, а спекание возможно и без такой нагрузки. Его движущая сила — стремление системы к состоянию с минимальной свободной энергией (за счет уменьшения поверхностной энергии). Роль ползучести и спекания в сглаживании поверхности и образовании соединения может существенно зависеть от рода свариваемого металла и от условий сварки (температуры и давления).

Некоторые исследователи исходят из предположения, что выравнивание поверхности при диффузионной сварке целиком определяется процессом ползучести, скорость которого резко возрастает с повышением давления и температуры [162]. При температуре, превышающей температуру начала рекристаллизации, скорость ползучести (в установившейся ее стадии).

$$v_1 = Bp^m \exp\left(-\frac{E}{kT}\right), \quad (52)$$

где  $B$  — постоянная величина;

$p$  — действующее напряжение;

$E$  — энергия активации ползучести;

$m$  — показатель степени, обычно равный 4—5.

Предложены [162] две схемы расчета длительности сглаживания неровностей исходя из предположения, что оно связано с ползучестью. По первой схеме сглаживание происходит путем выпрямления волны микронеровностей под действием напряжения  $\tau$ , развивающегося в контакте (рис. 160, а). Это напряжение связано сложной зависимостью с действующим в контакте нормальным напряжением  $p$ , которая в работе [162] не раскрыта.

При этом для выступа, который условно принимается треугольной формы (рис. 160, б), средняя скорость сглаживания (скорость относительной деформации растяжения) равна:

$$v = \frac{l_k - l_0}{l_k} \cdot \frac{1}{t_\phi}. \quad (53)$$

Приравняв  $v$  и  $v_1$ , т. е. основываясь на недостаточно очевидном предположении, что  $\tau = p$ , получим время сглаживания

$$t_\phi = \frac{l_k - l_0}{l_k} \cdot \frac{1}{Bp^m} \exp\left(\frac{E}{kT}\right). \quad (54)$$

Из простейших геометрических соображений следует, что

$$\frac{l_k}{2} = \frac{h_0}{2} \sqrt{n^2 - 1}, \quad (55)$$

где

$$n = \frac{l_0}{h_0} \text{ — чистота обработки.}$$

Окончательно получим

$$t_\phi = A \frac{1}{Bp^m} \exp \times \left(\frac{E}{kT}\right). \quad (56)$$

При  $n \gg 1$ , что соответствует обычной геометрии катаной или механически обработанной поверхности металла,

$A \approx \frac{2}{n^2}$ . Значения коэффициента  $A$  для различных классов чистоты поверхности приведены в табл. 36.

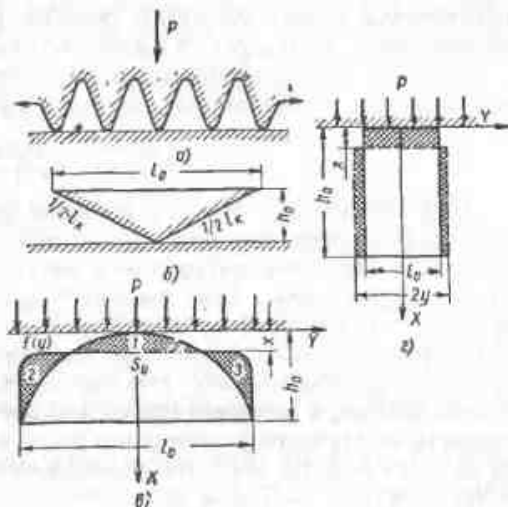


Рис. 160. К расчету длительности сглаживания микронеровностей на поверхности твердых тел в результате ползучести [162]

Таблица 36

Расчетные коэффициенты для определения длительности выравнивания поверхности при различных классах ее чистоты [162]

Чистота обработки $n$	$A$	Коэффициент ползоты $\mu$	Коэффициент чистоты $\epsilon$	$A_T$
10	$20 \cdot 10^{-2}$	0,82	0,90	$2,1 \cdot 10^{-2}$
20	$5,0 \cdot 10^{-3}$	0,87	1,00	$5,4 \cdot 10^{-3}$
30	$2,2 \cdot 10^{-3}$	0,90	1,10	$2,4 \cdot 10^{-3}$
50	$8,0 \cdot 10^{-4}$	0,92	1,30	$8,5 \cdot 10^{-4}$
100	$2,0 \cdot 10^{-4}$	0,94	1,65	$2,2 \cdot 10^{-4}$
150	$8,9 \cdot 10^{-5}$	0,95	1,85	$9,3 \cdot 10^{-5}$

По второй схеме расчета [162] принимается, что микровыступ имеет параболическую форму (рис. 160, в), которая тем ближе к прямоугольной, чем выше чистота обработки. Выравнивание выступа происходит путем смятия, причем по мере увеличения контактной площади непрерывно уменьшается действующее на этой площади напряжение. Очевидно, что для сглаживания микро-

неровностей параболического сечения достаточна осадка выступа на величину, меньшую половины его высоты.

Скорость деформации прямоугольного бруска (рис. 160, *з*) на жестком основании можно, пренебрегая трением, выразить как

$$v_0 = \frac{dx}{dt} \cdot \frac{1}{h_0 - x} \quad (57)$$

Уже отмечалось, что сглаживание выступов за счет пластической деформации сопровождается значительной общей деформацией тела. При этом допущение о жесткости основания (под выступами) неприемлемо. Оно вызывает меньшие возражения, когда процесс сглаживания контролируется ползучестью, скорость которой резко падает с уменьшением напряжения  $p$  [см. формулу (52)]. Действительно, сечение выступа у основания относительно велико, а развивающиеся здесь напряжения малы; поэтому скорость ползучести в основании выступа также очень мала. Так, по данным работы [84], на армо-железе и стали 20 при высоте микровыступов  $\sim 6$  мкм для достижения физического контакта, определяемого прекращением преимущественной деформации в приповерхностной зоне толщиной 100 мкм, при  $T = 1100^\circ \text{C}$ ,  $p = 1 \text{ кг/мм}^2$  и  $t = 1,5$  мин требовалась деформация порядка 7% (т. е. на 7 мкм), а в прилегающих к ней слоях металла всего на 1%. Однако такой критерий физического контакта даже при отсутствии несплошностей, обнаруживаемых металлографически, вряд ли является надежным.

Приравнивание  $v_0$  и  $v$  по формулам (57) и (52) дает

$$\frac{dx}{dt} \cdot \frac{1}{h_0 - x} = B p^m \exp\left(-\frac{E}{kT}\right) \quad (58)$$

Интегрирование этого выражения после подстановки переменного напряжения  $p = p_0 \frac{h_0 - x}{h_0}$  определяет длительность деформации на половину  $h_0$ :

$$t_\phi = \frac{2^m}{m B p_0^m \exp\left(-\frac{E}{kT}\right)} = \frac{2^m}{m v_1} \quad (59)$$

где  $v_1$  — скорость ползучести по формуле (52).

Вводится понятие: коэффициент полноты  $\mu$  — отношение площади параболического микровыступа высотой  $h_0$  с основанием  $l_0$  к площади соответствующего прямоугольника ( $h_0 l_0$ ).

Время сглаживания параболического выступа до  $h = \frac{h_0}{2}$  будет равно:

$$t_\phi = A_m \frac{1}{B p_0^m} \exp\left(\frac{E}{kT}\right) \quad (60)$$

В последнем уравнении  $p_0$  — среднее удельное давление, отнесенное к общей площади соединения. Изменение площади факти-

ческого контакта и действующего в нем давления по мере сглаживания выступов учитывается множителем  $A_r$ . Значения  $\mu$ , определенные по профилограммам, рассчитанные по ним величины  $s$ , а также расчетные значения  $A_r$  при различной чистоте обработки поверхности приведены в табл. 36. Значения  $A$  и  $A_r$  очень близки; таким образом, оба варианта расчета приводят к приблизительно одинаковым результатам. По-видимому, схема со смятием микронеровностей лучше отражает физические процессы, протекающие при выравнивании поверхности, тем более, что возможное в контакте напряжение  $\tau$  (см. рис. 160, *а*) не равно приложенному давлению  $p$ .

Исходное уравнение (52) справедливо для второй стадии ползучести, когда процесс идет с постоянной скоростью, в то время как при начальном смятии макровыступов должна играть существенную роль первая стадия ползучести, скорость которой значительно больше.

Из анализа приведенных формул вытекает, что если сглаживание неровностей контролируется ползучестью, будет справедливо следующее:

1. Повышение класса обработки поверхности должно существенно ускорять ее выравнивание (например, переход от точения к грубому шлифованию уже должен сократить время сглаживания приблизительно в 4 раза).

2. Увеличение давления  $p_0$  должно резко ускорять сглаживание — увеличение  $p_0$  вдвое уже при  $m = 4$  должно уменьшить  $t_\phi$  в 16 раз, а при  $m = 5$  — в 32 раза.

3. Повышение температуры должно оказывать решающее влияние на кинетику сглаживания поверхности.

Рассмотрим выравнивание поверхностных неровностей с учетом процесса спекания. Под действием давления  $p$  между нагретыми деталями в отдельных точках образуются более или менее многочисленные микроконтакты. Суммарная площадь этих контактов (на  $1 \text{ см}^2$  поверхности) пропорциональна  $p$  и зависит от температуры и механических свойств металла. Очевидно, что с повышением класса чистоты обработки, при одинаковой суммарной площади образующихся контактов, их количество будет увеличиваться, а среднее расстояние между соседними контактами уменьшаться. Площадь каждого микроконтакта в процессе спекания будет расти. Одновременно идущий процесс ползучести приведет к появлению дополнительных микроконтактов и, как следствие, новых очагов спекания.

Механизм спекания и его кинетику обычно изучают на простейших моделях. Одна из них — модель Кучинского со спеканием проволоки диаметром  $2a$  с пластинкой (рис. 161, *а*) — используется для экспериментального определения зависимости  $x = f(t)$ . Выдвигался ряд гипотез для объяснения механизма спекания, связывающих этот процесс: а) с вязким или пластическим течением

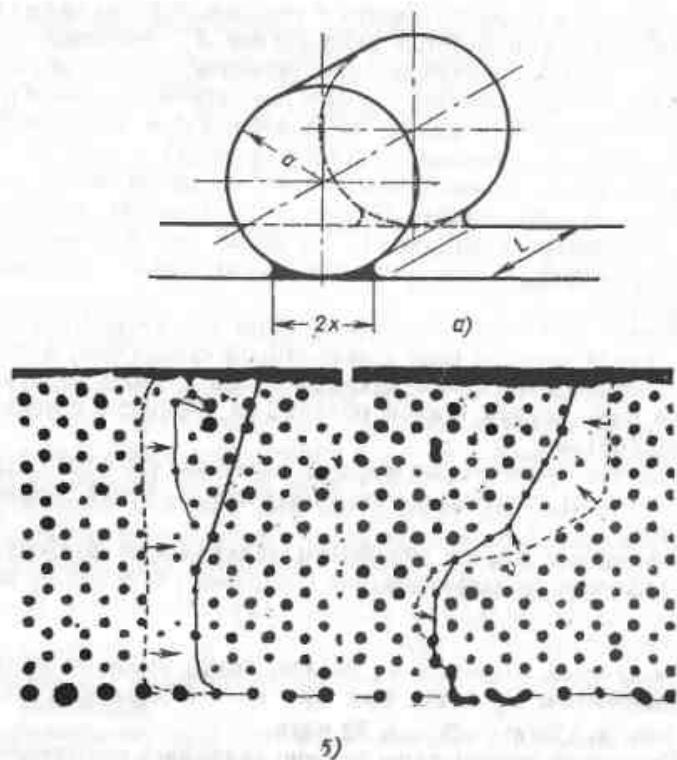


Рис. 161. К исследованию механизма спекания:

а — модель Кучинского (спекание проволоки с пластиной); б — преимущественное устранение пор вблизи движущейся межзеренной границы ( $\times 80$ )

металла (под действием сил поверхностного натяжения, стремящихся придать поре между спекаемыми частицами форму с минимальной поверхностью); б) с испарением и конденсацией (атомы относительно легко испаряются на выпуклой поверхности частицы и конденсируются в вогнутой «горловине»); в) с поверхностной диффузией в «горловину» и г) с объемной диффузией [47].

На основании анализа данных по энергии активации процессов спекания различных металлов Р. Бернард считает твердо установленным, что главным механизмом спекания является диффузия и в первую очередь объемная, т. е. индивидуальный переход атомов из одного положения в другое [169]. Перенос атомов большими группами, сопровождающий вязкое или пластическое течение, по-видимому, не играет существенной роли при спекании.

В «горловине» существует избыточная концентрация вакансий, что способствует диффузии в нее атомов. В опыте А. Кучинского,

описанном Дж. Нортонем в работе [207], дано прямое экспериментальное подтверждение этого. В опыте использовали проволоку из сплава, представляющего собой твердый раствор замещения предельной концентрации (при комнатной температуре), в котором растворенный элемент обладает большей скоростью диффузии, чем растворитель. После спекания и охлаждения до комнатной температуры в «горловине» была обнаружена вторая фаза. Диффузия избыточных вакансий в глубь металла привела к преимущественной диффузии атомов растворенного вещества к поверхности; твердый раствор здесь при комнатной температуре оказался пересыщенным, и из него выпала вторая фаза. Очевидно, что любой процесс, связанный с переносом больших объемов металла, не мог привести к его сегрегации.

Р. Бернард считает, что в первой стадии спекания, когда идут процессы адгезии и увеличения сечения «горловины», решающее значение имеет объемная самодиффузия, а в конечной стадии при устранении изолированных пор (а в условиях диффузионной сварки — микронесплошностей) основная роль принадлежит диффузии по границам зерен [169]. Роль границ при спекании подтверждается, в частности, тем, что как только изолированная пора попадает внутрь зерна и перестает сообщаться с его границей, дальнейшее уменьшение ее размеров резко замедляется или приостанавливается. Тщательное определение энергии активации процесса залечивания поры, пересекаемой границей зерна, показало, что эта энергия соответствует процессу поверхностной диффузии. В опытах [165] показано, как медленно перемещающаяся при рекристаллизации граница зерна (рис. 161, б) как бы растворяет мелкие поры на своем пути (начальное положение границ показано пунктиром, направление движения — стрелками).

Поскольку кинетика спекания определяется диффузионными процессами, энергия активации которых относительно мало зависит от давления (во всяком случае при малых давлениях и отсутствии существенных пластических деформаций), внешнее давление не должно сильно влиять на скорость спекания.

Вернемся к процессу выравнивания неровностей при диффузионной сварке. Если исходить из предположения, что этот процесс в основном определяется спеканием, а ползучесть имеет значение главным образом при образовании начальных микроконтактов, то длительность сглаживания поверхности должна была бы подчиняться следующим зависимостям:

1. Повышение класса обработки поверхности должно ускорять процесс ее выравнивания вследствие некоторого уменьшения среднего расстояния между отдельными микроконтактами, образующимися под действием давления  $p$ . Однако в связи с тем, что с улучшением качества обработки шаг микронеровностей уменьшается относительно медленно (растет отношение шага к высоте выступа, см. табл. 36), а между числом микроконтактов и шагом

поверхностных неровностей, по-видимому, нет прямой пропорциональности, это ускорение не может быть особенно резким.

2. Увеличение давления  $p$  должно влиять на процесс выравнивания поверхности в основном в той степени, в какой оно сказывается на размерах и особенно на количестве образующихся микроконтактов, являющихся центрами для последующего развития процесса спекания. Если суммарная площадь этих контактов пропорциональна  $p$ , то их количество  $N = A_0 p^k$ , где  $k$  — показатель, меньший единицы, и  $A_0$  — постоянная, зависящая от температуры, механических свойств металла и шероховатости поверхности. Можно ожидать, что время выравнивания и достижения физического контакта, в том случае если в этом процессе доминирующее значение действительно имеет спекание, будет обратно пропорционально  $p$ .

Ключ к определению главного механизма выравнивания микровыступов при диффузионной сварке может дать изучение особенностей кинетики образования соединения (см. § 4) и в первую очередь влияния на нее шероховатости поверхности и давления. Энергия активации как процесса ползучести, так и спекания (в его основной стадии) равна энергии активации самодиффузии, и, как следствие, влияние температуры на скорость обоих процессов должно быть практически одинаковым.

В условиях диффузионной сварки разноименных металлов выравнивание поверхности и образование физического контакта при преобладающем значении процесса ползучести будет определяться соотношением механических свойств этих металлов и в первую очередь их сопротивлением ползучести. В предельном случае, когда в принятом для сварки диапазоне температуры и давления один из соединяемых металлов можно считать абсолютно не деформируемым (скорость ползучести  $v = 0$ ), для достижения физического контакта за счет ползучести мягкий металл должен заполнить все неровности на поверхности более твердого. Если принять, что классе обработки поверхности у обоих металлов был одинаковым, то условная чистота поверхности для деформируемого мягкого металла как бы уменьшится вдвое, а необходимое по расчету время образования физического контакта возрастет в 4 раза (по сравнению с расчетным  $t_f$  для двух деталей из одинакового, мягкого металла).

Если при сварке разноименных металлов преобладает процесс спекания, то кинетика образования физического контакта может зависеть не только от механических свойств соединяемых металлов, но и от их природы. В частности, способность металлов к образованию твердых растворов облегчает их спекание вследствие дополнительного выигрыша в величине свободной энергии системы, связанного с ее уменьшением при образовании твердого раствора. В то же время спекание готовых твердых растворов, как правило, более затруднено, чем чистых металлов.

#### § 4. КИНЕТИКА ДИФфуЗИОННОЙ СВАРКИ ОДНОИМЕННЫХ МЕТАЛЛОВ

Выше отмечалось (см. § 2, гл. I), что при сварке в твердом состоянии любых металлов с чистой поверхностью всегда уменьшается свободная энергия системы, приближающейся к термодинамическому равновесию. Поэтому при диффузионной сварке одноименных металлов, когда длительный нагрев благоприятствует достижению такого равновесия, основной интерес представляет анализ кинетики формирования соединения. Такой анализ, как правило, основывается на изучении зависимости свойств соединения от продолжительности сварочного нагрева. При этом считают, что достижение контролируемым свойством высокого и установившегося значения свидетельствует о завершении формирования соединения. Однако характер кинетической кривой заметно зависит от принимаемого за основу свойства. Например, при сварке в вакууме  $5 \cdot 10^{-5}$  мм рт. ст. ( $T = 1000^\circ \text{C}$ ,  $p = 2 \text{ кг/мм}^2$ ) образцов из стали Ст.3 с предварительно окисленной поверхностью стабильные значения пределов прочности и текучести соединения достигались за 4–8 мин (рис. 162, а), в то время как его относительное удлинение росло вплоть до  $t = 16$  мин.

Что же следует считать при анализе кинетических зависимостей моментом завершения физического процесса сварки? Г. А. Короб и др. показали на примере диффузионной сварки арко-железа, что после прекращения преимущественной пластической деформации в зоне соединения в нем отсутствуют дефекты (обнаруживаемые под оптическим микроскопом) и достигается высокая прочность [84]. При этом прекращение преимущественной деформации отожде-

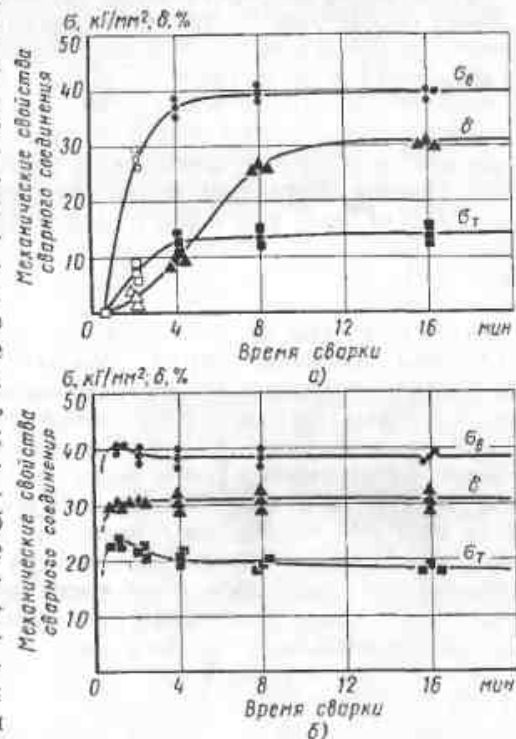


Рис. 162. Зависимость механических свойств соединения от продолжительности диффузионной сварки (сталь Ст. 3;  $T = 1000^\circ \text{C}$ ;  $p = 2 \text{ кг/мм}^2$ ; вакуум  $\sim 5 \cdot 10^{-5}$  мм рт. ст.): а — сварка образцов с предварительно окисленной поверхностью; б — сварка образцов после вакуумной очистки

Механические свойства соединений стали X18H10T при различном характере окислов в стыке

Характеристика соединения	$\sigma_{\phi}$ в кг/мм <sup>2</sup>	$\sigma_T$ в кг/мм <sup>2</sup>	$\delta$ в %	$\Phi$ в %	$a_H$ в кг/мм <sup>2</sup>
Почти сплошная пленка окислов	55—65	25—30	20—30	25—30	2—8
	60	27	25	27	5
Отдельные окисные включения	60—67	22—24	39—69	60—80	20—32
	64	23	54	70	26

ствляется с завершением образования физического контакта, т. е. по существу с окончанием физического процесса сварки. Это положение не носит общего характера, так как, с одной стороны, соединение с высокими механическими свойствами возможно даже при наличии в нем дефектов, например при сварке в вакууме ( $T = 1100^\circ$ ,  $p = 2,5 \text{ кг/мм}^2$ ,  $t = 16 \text{ мин}$ ) стали X18H10T с недостаточно чистой поверхностью (табл. 37), а с другой — высокая прочность соединения и отсутствие в нем видимых дефектов еще не гарантируют завершения физического процесса сварки. Так, в наших опытах при сварке в вакууме стали Ст. 3 ( $T = 1100^\circ \text{ C}$ ,  $p = 0,25 \text{ кг/мм}^2$ ) уже через 3 мин получили прочное соединение, представляющее сплошную границу зерен без видимых дефектов (рис. 163, а). Однако и после нормализации, при которой в соединении образовались общие зерна, сохранились следы границы раздела (рис. 163, б), свидетельствующие о незавершенности физического процесса сварки. Увеличение длительности сварки до 5 мин не устранило общей границы зерен по линии соединения; однако нормализация в этом случае уже привела к ликвидации такой границы (рис. 163, в). По-видимому, физический процесс сварки заканчивается где-то между моментами достижения высокой прочности и пластичности соединения. При анализе кинетики  $P$ ,  $T$ ,  $A$ ,  $t$ -процессов в первом приближении можно основываться на более изученных зависимостях типа  $\sigma_n = f(t)$ , поскольку «дозревание» соединения, в частности при рекристаллизации, идет уже после завершения сварки как процесса образования металлических связей между соединяемыми поверхностями.

Кинетику диффузионной сварки металлов (и неметаллов) Н. Н. Рыкалин, М. Х. Шоршоров и др. рассматривают исходя из двухстадийной схемы процесса: образование физического контакта в результате ползучести сопровождается созданием активных центров с квантовомеханическим взаимодействием между атомами на сближенных поверхностях [122]. Время, необходимое для завершения сварки, определяется как сумма:

$$t = t_{\phi} + t_x. \quad (61)$$

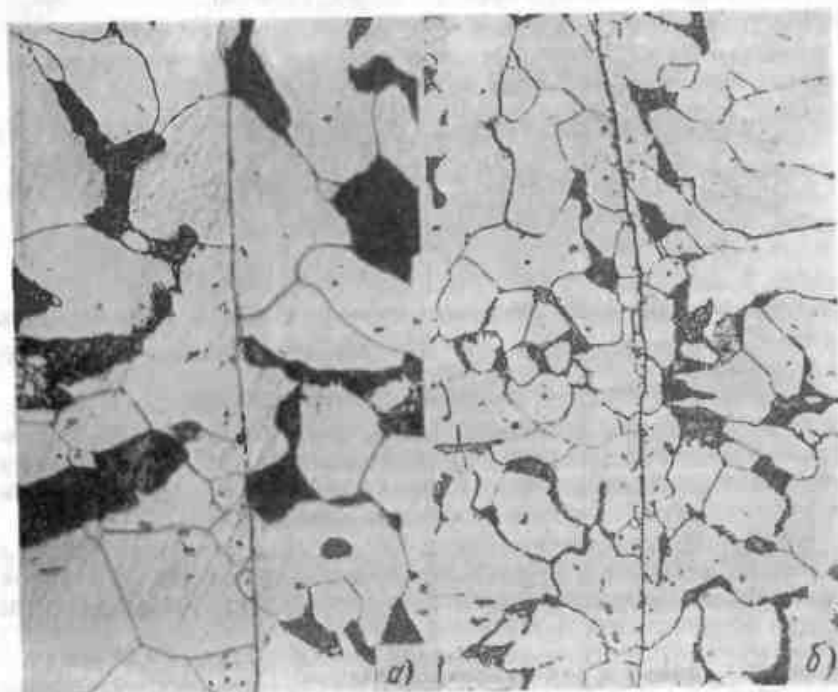


Рис. 163. Микроструктура зоны соединения при диффузионно-вакуумной сварке стали Ст. 3 с кратковременным нагревом;  $\times 500$ : а — после сварки; б и в — после нормализации



Расчетные методы определения времени сглаживания неровностей  $t_\phi$  были рассмотрены в § 3 [162]. Длительность активации поверхности можно ориентировочно оценить по уравнению [162]

$$t_x = \frac{1}{\nu(p, c)} \cdot \frac{N}{N_0} \exp\left(\frac{E_a}{kT}\right), \quad (62)$$

где  $\nu$  — частота собственных колебаний атомов или частота перемещения дислокаций при скорости ползучести порядка  $10^{-6}$  сек $^{-1}$  (что соответствует условиям диффузионной сварки);

$p$  — давление (напряжение);

$c$  — величина, зависящая от свойств металла;

$\frac{N}{N_0}$  — доля поверхностных атомов, которые должны быть активированы для получения прочного соединения; обычно  $\frac{N}{N_0} = 0,7 \div 0,9$ ;

$E_a$  — энергия единичной связи, энергия активации движения дислокации или образования и движения вакансий (в зависимости от природы вещества, типа химической связи, а также механизма активации).

В табл. 38 приведены опытные данные по длительности сварки некоторых металлов и отдельные результаты по сварке неметаллов с расчетными значениями  $t_\phi$  и  $t_x$  ( $t_x$  определяли по предельным

Таблица 38

Параметры процесса диффузионной сварки некоторых металлов и неметаллов в вакууме

Свариваемые материалы	Параметры режима сварки			Расчетные значения в сек	
	$T$ в °C	$p$ в кг/мм $^2$	$t$ в сек	$t_\phi$	$t_x$
Медь МБ+МБ	850	0,7	1200	1000	$5 \cdot 10^{-3} - 65$
Никель НПЦ+НПЦ	1000	1,5	600	500	$7 \cdot 10^{-2} - 17$
Никобиевый сплав ВН1+ВН1	1200	2,0	900	1000	—
Молибденный сплав ВМ2+ +ВМ2	1500	2,0	900	1150	—
Никель НПЦ+керамика А995 (99,5Al $_2$ O $_3$ ; 0,5% MgO)	1300	1,5	6600	3,7	6600—21 600
Медь МБ+керамика 22ХС (94% Al $_2$ O $_3$ ; 3,5% SiO $_2$ , 2,35% MnO)*	1000	1,6	700—900	0,9	670—4 200

\* Сварка в среде водорода.

величинам  $E_a$ ). При сварке неметаллов  $t_x$  велико и по существу определяет общую продолжительность процесса [162]. Однако для металлов  $t_x \ll t_\phi$ . Как подчеркивается в работе [162], при сварке одноименных металлов длительность периода активации мала ( $t_x < 10^{-3}$  сек). Поэтому в условиях диффузионной сварки металлов определяющим фактором в кинетике процесса должно быть выравнивание поверхности [162]. Э. С. Каракозов и др. теоретически проанализировали кинетику диффузионной сварки с учетом начальной деформации при нагружении и перекрытия во времени процессов образования физического контакта и активных центров (т. е.  $t_\phi$  и  $t_x$ ) на основе вероятностных представлений [76]. Кроме того, они учли особенности пластической деформации на различных стадиях ползучести, что позволило авторам работы [76], в частности, объяснить исходя из представлений о решающей роли ползучести в выравнивании поверхности ход кривой  $\sigma_a = f(t)$  при конечной прочности соединения в начальный момент и наличие на этой кривой перегиба (см. рис. 171, кривая 3).

Расчет кинетики сглаживания неровностей в результате ползучести (см. § 3) показал, что необходимое время выравнивания обратно пропорционально квадрату чистоты обработки  $n$  ( $A \approx \frac{2}{n^2}$ ) и удельному давлению в степени  $m$  ( $m = 4 \div 5$ ) [162]. Фактическая скорость сварки растет с повышением чистоты обработки поверхности, а также с ростом давления и температуры, однако имеющиеся ограниченные по объему опыты подтверждают теоретическую зависимость  $t = f(n, p, T)$  только качественно, без количественной корреляции.

Образцы из стали Ст.3 сваривали при  $T = 1000^\circ \text{C}$  и  $p = 2 \text{ кг/мм}^2$  с различной чистотой обработки поверхности (грубое и чистое точение, полирование соответственно при  $n \approx 10; 20$  и  $280$ ; см. § 3). До приложения нагрузки образцы выдерживали 2,5 мин в вакууме при  $1000^\circ \text{C}$  для удаления окислов. Длительность сварки изменяли от 6 до 240 сек. Полученные зависимости  $\sigma = f(t)$  и  $\delta = f(t)$ , приведенные на рис. 164, а, показали значительное влияние шероховатости поверхности на кинетику процесса. Например, установившиеся значения предела прочности и удлинения на полированных образцах были достигнуты соответственно через 6 и 15 сек, в то время как при грубой обработке ( $\nabla 3$ ) для этого потребовалось около 120 сек. В предположении, что главным процессом, определяющим время выравнивания поверхности ( $t_\phi$ , а также  $t$ ), является ползучесть,  $t_\phi$  должно изменяться обратно пропорционально  $n^2$ . Если  $n = 10$  соответствует  $t_\phi = 120$  сек, то для  $n = 20$  время  $t_\phi$  должно было бы понизиться приблизительно в 4 раза, т. е. до 30 сек. В действительности при переходе от обработки  $\nabla 3$  к  $\nabla 6$   $t_\phi$  сократилось всего на 25% (со 120 до 90 сек). Расхождение расчетных и экспериментальных данных связано либо с не вполне удовлетворительной методикой

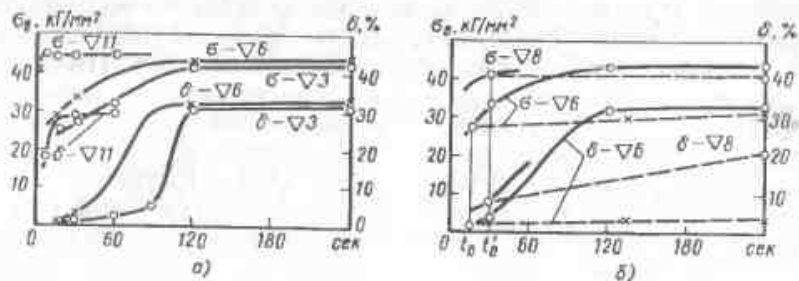


Рис. 164. Кинетические зависимости прочности и относительного удлинения соединений стали Ст. 3:

а — при различной частоте обработки поверхности; б — при проведении всего процесса или только его части (штриховая линия) с приложением  $p = 2 \text{ кг/мм}^2$

расчета, либо с существенной ролью в механизме образования физического контакта помимо ползучести еще и спекания.

Для прямой оценки роли спекания при формировании соединения поставим опыты, в которых часть образцов из стали Ст. 3, обработанных по ▽6 и ▽8, сваривали в вакууме при  $T = 1000^\circ \text{C}$ ,  $p = 2 \text{ кг/мм}^2$  и различных значениях  $t$  и по кинетическим кривым (рис. 164, б) находили  $t_0$ , соответствующее незавершенной стадии формирования соединения. После этого аналогичные образцы сваривали в течение  $t_0$  при тех же значениях  $T$  и  $p$ , а затем выдерживали различное время в вакууме при  $T = 1000^\circ \text{C}$ , но без нагрузки. Как видно на рис. 164, б, и после снятия нагрузки, т. е. в результате спекания (пунктирные линии), продолжается формирование соединения, но оно идет значительно медленнее, чем при наличии внешнего давления. Если в момент снятия нагрузки формирование соединения близко к завершению (например, при  $t = 30 \text{ сек}$  и обработке по ▽8) и в нем, по-видимому, уже имеется много сваренных микроучастков, дальнейшее его формирование в результате спекания протекает сравнительно быстро. Проведенные опыты показывают, что процесс спекания наряду с ползучестью может влиять на кинетику диффузионной сварки. Однако роль спекания в этих опытах очень незначительная; она должна расти с уменьшением давления и с повышением чистоты обработки. На нее может влиять и род свариваемого металла. Автором книги совместно с М. С. Барышевым была построена экспериментальная зависимость  $\sigma_s = f(t)$  для низкоуглеродистой стали при сварке в вакууме ( $T = 1000^\circ \text{C}$ ,  $p = 0,25 \text{ кг/мм}^2$ ), на которой при  $t = 3 \div 7 \text{ сек}$  обнаружена площадка. Одновременно измеряли увеличение диаметра  $D$  образцов в зоне сварки, характеризующего ход процесса ползучести на кривой  $AD = \varphi(t)$ ; типичный для кривой ползучести перегиб в интервале  $t = 3 \div 7 \text{ сек}$  подтверждает основную роль ползучести в изученных условиях сварки.

Влияние давления на кинетику диффузионной сварки изучено полнее. Характерная зависимость предела прочности соединения (сталь Ст.3,  $T = 800^\circ \text{C}$ , вакуум  $5 \cdot 10^{-6} \text{ мм рт. ст.}$ ) от времени при различных давлениях приведена на рис. 165 [31]. В этих опытах образцы предварительно нагревали 16 мин в вакууме при температуре  $900^\circ \text{C}$  для очистки поверхности от окислов, а затем сжимали заданным усилием (1 и 2 кг/мм<sup>2</sup>). При уменьшении давления вдвое необходимое время сварки увеличивалось также вдвое (с 8 до 16 мин), тогда как в соответствии с формулой (52) оно должно увеличиться в 16—32 раза. Сварку проводили на образцах с очищенной в вакууме поверхностью, поэтому полученная зависимость  $t_\phi = f(p)$  непосредственно характеризует кинетику выравнивания микровыступов и не связана с процессом очистки поверхности от окислов.

Относительно небольшое влияние давления на скорость образования соединения наблюдалось и при сварке в вакууме ( $10^{-6} - 10^{-4}$ ) мм рт. ст. алюминия [26] при  $T = 300 \div 600^\circ \text{C}$ . Например, с увеличением  $p$  в 4 раза (1—4 кг/мм<sup>2</sup>) при  $T = 400^\circ \text{C}$  и  $t = 1 \text{ ч}$  (рис. 166) прочность соединения повышалась всего вдвое (3—6 кг/мм<sup>2</sup>). Здесь могло сказаться влияние окисных пленок, практически не удаляемых на алюминии.

Отсутствие резко выраженного влияния давления на кинетику диффузионной сварки титана подчеркивают Г. Кинг и В. Овчарский [196]. Они пришли к выводу, что при диффузионной сварке титана ( $T = 760 \div 870^\circ \text{C}$ ) формирование соединения идет в три этапа: создание местных микроконтактов в момент начального сжатия; образование общих зерен в результате рекристаллизации с залечиванием несплошностей за счет стока вакансий по границам зерен и с сохранением отдельных, наиболее крупных пор внутри образовавшихся общих зерен и, наконец, медленное зарастание этих внутризеренных пор путем объемной диффузии вакансий

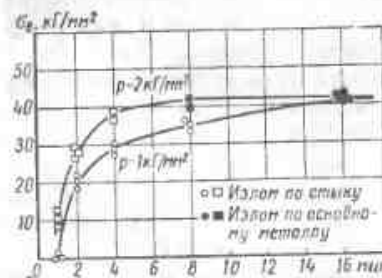


Рис. 165. Зависимость предела прочности соединения от длительности сварки при различных удельных давлениях (сталь Ст. 3;  $T = 800^\circ \text{C}$ ; вакуум  $5 \cdot 10^{-6} \text{ мм рт. ст.}$ )

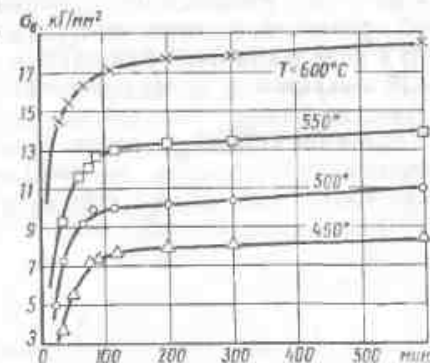


Рис. 166. Зависимость предела прочности соединения при сварке алюминия в вакууме  $10^{-6} - 10^{-8} \text{ мм рт. ст.}$  от времени ( $p = 2 \text{ кг/мм}^2$ ) [26]

к ближайшим границам. При этом температура является главным, а давление второстепенным параметрами процесса, и он идет, в основном подчиняясь закономерностям спекания.

Некоторые кинетические зависимости при сварке сталей требуют для объяснения привлечения трехстадийной схемы процесса, по которой диффузионная сварка металлов начинается с очистки их поверхности от окислов; до завершения очистки (или образования соединения между окисными пленками за счет медленного процесса трансляции связей в окислах) образование полноценного соединения невозможно [31].

Влияние окисных пленок на кинетику процесса специально изучали при сварке в вакууме  $\sim 5 \cdot 10^{-6}$  мм рт. ст. углеродистой и аустенитной стали [31]. Образцы из стали Ст.3 сваривали при  $p = 2$  кг/мм<sup>2</sup>,  $T = 1000^\circ$  С и  $t = 1 \div 16$  мин по двум вариантам: а) после предварительного окисления на воздухе при  $T = 400^\circ$  С с образованием окисной пленки толщиной около 600 Å образцы нагревали в вакууме в зажатом состоянии (см. рис. 162, а и б) с естественной окисной пленкой, образовавшейся после механической обработки торцов и вылеживания на воздухе (см. рис. 162, б).

Во втором варианте образцы при сварке зажимали после предварительного их вакуумного нагрева в разведенном состоянии для полной по возможности очистки соединяемых поверхностей до начала сварки. Если при сварке предварительно очищенных образцов установившиеся значения механических свойств, и в частности относительного удлинения, достигаются уже за  $t < 1$  мин, то при сварке предварительно окисленных образцов для этого требуется 4—12 мин (меньшее значение  $t$  соответствует получению установившихся показателей прочности). Наличие на соединяемых поверхностях в исходном состоянии сравнительно толстой пленки окислов не сказалось на установившихся значениях ни показателей прочности, ни относительного удлинения. Это указывает на то, что в ходе достаточно длительного нагрева (в проведенных опытах  $\sim 16$  мин) окислы успевают полностью восстановиться и, как следствие, не влияют на свойства соединения.

Влияние процесса очистки поверхности от окислов на кинетику формирования соединения отчетливо выявилось при сварке предварительно окисленных образцов из сталей Ст.3 и X18H9T. Для этого сопоставляли кинетические зависимости  $R = f(t)$ , где  $R$  — контактное электросопротивление образцов (см. § 2), с зависимостями предела прочности и ударной вязкости от  $t$ . На рис. 167 представлены зависимости  $R$ ,  $\sigma_B$  и  $a_n$  от  $t$  для стали Ст.3, сваренной при температуре  $1000^\circ$  С. Нагрев производили при зажатых торцах, так как ранее было показано (см. § 2), что восстановление окислов на низкоуглеродистой стали при ее нагреве в вакууме идет с близкими скоростями на свободной и зажатой поверхностях. Равнопрочность соединения достигается задолго до достижения

установившегося значения сопротивления, т. е. до полной очистки поверхности от окислов. Однако установившееся значение ударная вязкость приобретает намного позднее. Характерно, что момент достижения  $a_n = \text{const}$  совпадает по времени с завершением очистки поверхности от окислов, т. е. при  $R = R_{\text{мин}}$ .

Аналогичные опыты на стали X18H9T проводили в двух вариантах: а) предварительно окисленные образцы сначала нагревали в вакууме до  $T_{\text{св}}$  в незажатом состоянии (в течение  $t_0 = t_{\text{св}}$ ), а затем после приложения заданного давления ( $p = 2,5$  кг/мм<sup>2</sup>) выдерживали при  $T_{\text{св}}$  1—32 мин; б) такие же образцы нагревали до  $T_{\text{св}}$  в зажатом состоянии. Эти эксперименты подтвердили результаты, полученные в опытах со сталью Ст.3.

В случае сварки с предварительным нагревом в незажатом состоянии (рис. 168, а) установившееся значение ударной вязкости было получено при  $t$ , соответствующем достижению  $R = R_{\text{мин}}$ . Таким образом, если предварительный нагрев (длительностью  $t_{\text{св}}$ )

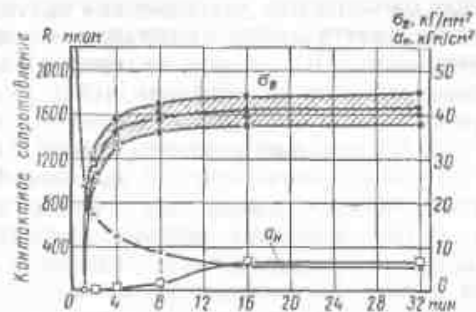


Рис. 167. Влияние длительности сварки на механические свойства соединения и контактное электросопротивление предварительно окисленных образцов из стали Ст.3:  $T = 1000^\circ$  С;  $p = 2$  кг/мм<sup>2</sup>; вакуум  $\sim 5 \cdot 10^{-6}$  мм рт. ст.:

○ — разрушение по стыку; ● — разрушение по основному металлу

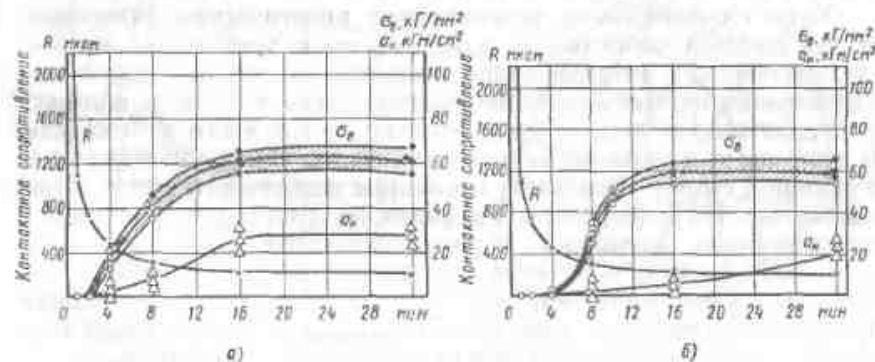


Рис. 168. Влияние длительности нагрева на механические свойства соединения и контактное сопротивление предварительно окисленных образцов из стали X18H9T:

а — сварка после нагрева в незажатом состоянии ( $T = 1100^\circ$  С;  $p = 2,5$  кг/мм<sup>2</sup>;  $t_0 = t_{\text{св}}$ ); б — то же, сварка с нагревом в зажатом состоянии (○ — разрушение по стыку; ● — разрушение по основному металлу)

был достаточным для удаления окисных пленок, то после зажатия и соответствующей выдержки обеспечивалось высокое качество соединения. При сварке с нагревом в зажатом состоянии (рис. 168, б) даже через 32 мин ударная вязкость еще оставалась существенно ниже своего предельного значения (см. рис. 168, а).

В нормальных условиях сварки в вакууме детали покрыты тонкой естественной пленкой окислов. Возникает вопрос: может ли время восстановления такой пленки существенно влиять на кинетику формирования сварного соединения? Принятая методика не позволила непосредственно изучить кинетику восстановления естественных окисных пленок при вакуумном нагреве, так как время, протекающее между извлечением образца из вакуумной камеры и моментом измерения контактного сопротивления, достаточно для образования новой пленки окислов. Однако ход кривых  $R = f(t)$ , асимптотически приближающихся к  $R_{\text{пред}}$ , указывает на то, что восстановление тонких пленок требует относительно большого времени.

Процессы восстановления окисных пленок и выравнивания соединяемых поверхностей идут одновременно. В зависимости от толщины пленок и трудности их удаления очистка поверхности может завершаться до или после ее выравнивания. Например, при сварке предварительно окисленных образцов с пленкой толщиной порядка 600 Å очистка шла медленнее образования физического контакта, и длительность сварки определялась временем восстановления окисных пленок. При сварке металлов с тонкой естественной пленкой восстановление, вероятно, идет намного быстрее создания физического контакта, и факторы, влияющие на сглаживание поверхностных неровностей, имеют основное значение в кинетике сварочного процесса.

Хотя окончательное установление кинетических закономерностей диффузионной сварки даже для стали требует дальнейших систематических исследований, приведенные данные достаточно убедительно подтверждают возможность трехстадийного процесса и существенную роль стадии очистки поверхности от окислов. В этой связи интересны результаты исследования кинетики диффузионной сварки алюминия, некоторые особенности которой уже отмечались [26]. Несмотря на высокую пластичность и малую жаропрочность алюминия, в результате чего время  $t_d$  должно быть очень малым, получение соединений высокой прочности потребовало длительного времени (см. рис. 166). Окисные пленки препятствуют прямому взаимодействию поверхностных атомов алюминия, и соединение, по существу, образуется между пленками  $Al_2O_3$ , создание активных центров на которых идет относительно медленно, что, вероятно, объясняется низкой температурой сварки ( $\leq 600^\circ\text{C}$ ) по сравнению с температурой плавления окисла ( $2030^\circ\text{C}$ ).

Несколько типичных кинетических кривых для диффузионной сварки металлов и сплавов представлено на рис. 169 [73]. Более

быстрое достижение установившихся значений  $\sigma_0$  в случае сварки стали 45 и титанового сплава, возможно, связано с относительной легкостью удаления окисных пленок на этих металлах (в первом случае за счет восстановления  $FeO$  углеродом, во втором — в результате интенсивного растворения кислорода титаном). Однако на кинетику сварки могли оказать существенное влияние и параметры самого процесса (температура, давление).

Иногда, в особенности для зависимостей пластичности, кинетические кривые носят экстремальный характер, по достижении установившегося максимального значения изучаемого показателя наблюдается его более или менее резкое падение. Например, так изменяется ударная вязкость соединения стали 2Х13 (пунктирная кривая на рис. 169). Сварка производилась в вакууме  $10^{-3}$  мм рт. ст. при  $T = 940^\circ\text{C}$  и  $p = 1,6$  кг/мм<sup>2</sup> [145].

Выше в опытах по сварке стали было показано, что при любых значениях давления в изученном диапазоне и достаточной длительности процесса достигаются практически одинаковые показатели свойств (см. например, рис. 165). Если же длительность нагрева ограничивается и для всех исследуемых температур и давлений остается неизменной, то, как правило, при более низких значениях  $T$  и  $p$  процесс сварки, по существу, не завершается. В результате этого механические свойства соединения оказываются пониженными. Типичная зависимость предела прочности соединения от температуры и давления (сварка в вакууме  $\sim 10^{-3}$  мм рт. ст. с нагревом в течение 5 мин) для образцов из стали 45 дана на рис. 170 [73]. Установившееся значение предела прочности

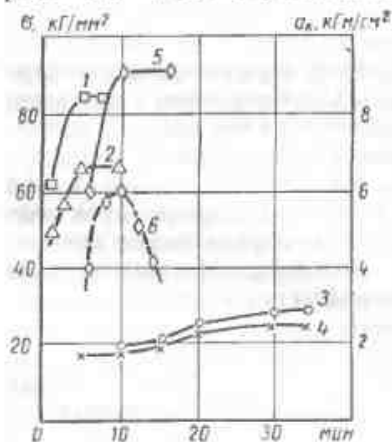


Рис. 169. Зависимость механических свойств сварного соединения от длительности нагрева:

предела прочности: 1 — сплав ВТ5; 2 — сталь 45; 3 — ковар Н29Н18А; 4 — медь М1 [73]; 5 — сталь 2Х13 [145] и ударной вязкости соединения (6) стали 2Х13 [145]

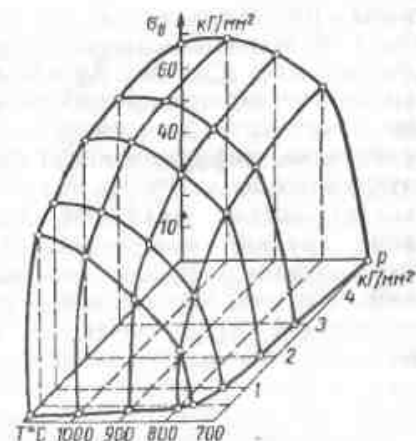


Рис. 170. Зависимость предела прочности соединения (сталь 45), сваренного в вакууме  $10^{-3}$  мм рт. ст. с нагревом в течение 5 мин, от температуры и давления [75]

в проведенных опытах достигалось только при  $p = 3 \div 5 \text{ кг/мм}^2$   $T = 1000 \div 1100^\circ \text{C}$ . Это, однако, не значит, что и при более низких значениях  $p$  и  $T$  нельзя получить высокопрочного соединения за счет удлинения времени сварки. В частности, выше было показано, что на стали Ст.3 такое соединение можно получить даже при  $T = 700^\circ \text{C}$ , если  $t$  достаточно велико (60 мин).

Таким образом, из анализа кинетики диффузионной сварки металлов следует, что в общем случае это трехстадийный процесс (очистка поверхности, образование физического контакта и химические взаимодействия). При этом последняя стадия у металлов протекает быстро и в общем балансе времени сварки не имеет существенного значения, а роль первой стадии зависит от толщины и свойств окисных пленок. В практических условиях сварки большинства металлов (кроме алюминия и его сплавов) время сварки определяется ее второй стадией, в которой одновременно протекают процессы ползучести и спекания.

#### § 5. НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ $P$ , $T$ , $A$ , $t$ -СВАРКИ РАЗНОИМЕННЫХ МЕТАЛЛОВ

Термодинамические условия образования соединения между разноименными металлами могут быть менее благоприятными, чем при сварке деталей из одинакового металла (см. § 2, гл. I). Однако множество данных по диффузионной сварке разноименных металлов (и неметаллических материалов) свидетельствуют о большой универсальности этого процесса [72]. Удастся сваривать между собой не только металлы, образующие твердые растворы и интерметаллидные фазы (Ti—Cu; Al—Cu; Cu—Fe, Cu—Ni и др.), но и металлы, практически взаимно нерастворимые в твердом состоянии (Cu—Mo; Ag—Fe и др.). Опубликовано очень мало данных о несваривающихся этим методом парах металлов или сплавов. В частности, легирование алюминия магнием резко ухудшает условия его диффузионной сварки с аустенитной сталью, а при содержании около 6% Mg получить прочное соединение практически невозможно [144]. Это связывают с образованием чрезвычайно хрупких интерметаллидных прослоек. Интерметаллиды могут появиться только в результате диффузии атомов одного металла в другой через границу раздела, т. е. после создания металлической связи. Однако не исключается существование пар металлов, которые не смачивают друг друга в твердом состоянии и для которых изменение свободной энергии при устранении поверхностей раздела отрицательно.

Для диффузионной сварки разноименных металлов характерны три типа кинетической зависимости  $\sigma_a = f(t)$ . При незначительном различии их физико-механических свойств предел прочности соединения, как и в случае сварки одноименных металлов, монотонно изменяется от начального, не всегда нулевого значения,

до некоторой установившейся величины (рис. 171, 2) [162]. Резкое различие свойств свариваемых материалов может приводить к появлению перегиба на кривой  $\sigma_a = f(t)$  (рис. 171, 3). По-видимому, он связан с кинетикой образования активных центров на соединяемых поверхностях. В начале процесса, когда площадь физического контакта мала, истинное давление в нем может быть настолько велико, что ползучесть, хотя и с резко отличающимися скоростями, идет в обоих металлах; в результате движения дислокаций появляются активные центры на обеих поверхностях с образованием отдельных участков прочного соединения (начальная восходящая ветвь на кривой 3, рис. 171).

С увеличением площади контакта давление в нем падает настолько, что ползучесть в более жаропрочном металле может практически прекратиться; в дальнейшем деформируется только мягкий материал, образование активных центров за счет действия дислокационного механизма идет в основном на одной поверхности, и процесс сварки тормозится (второй, пологий участок на кинетической кривой 3).

При достаточно высокой температуре начинает проявляться действие относительно медленных процессов термической активации сближенных поверхностей, а возможно, и процесса спекания, в результате которых заканчивается формирование соединения (третья, восходящая ветвь на кривой 3). Перегиб на кривой  $\sigma_a = f(t)$ , иногда наблюдавшийся и при сварке одноименных металлов, в работе [162] связывается с обычным трехстадийным ходом процесса ползучести. Это подтвердилось опытами автора и М. С. Барышева по сварке стали Ст.3 при  $p = 0,25 \text{ кг/мм}^2$  и  $T = 1000^\circ \text{C}$ , в которых выявилась хорошая корреляция кривых  $\sigma_a = f(t)$  и  $\Delta D = \varphi(t)$ , где  $\Delta D$  — приращение диаметра образца в месте соединения, характеризующее деформацию в процессе ползучести. Изложенные гипотезы требуют экспериментальной проверки при сварке различных одно- и разноименных материалов.

При сварке разноименных металлов и сплавов часто наблюдается экстремальный характер кинетической кривой, особенно резкий в случае, когда свариваемые металлы дают хрупкие интерметаллидные соединения, например,

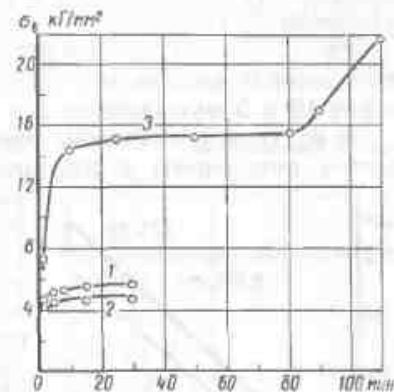


Рис. 171. Кинетика изменения прочности соединений при диффузионной сварке материалов [162] с одинаковой (ниобий ВН1 + ВН1, кривая 1) или близкой сопротивляемостью деформации (керамика  $ZnO + TiO_2$  с никелем, кривая 2) и при резко различной сопротивляемости деформации (керамика  $Al_2O_3 + 0,5 MgO$  с никелем, кривая 3)

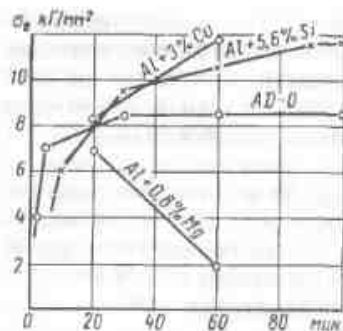
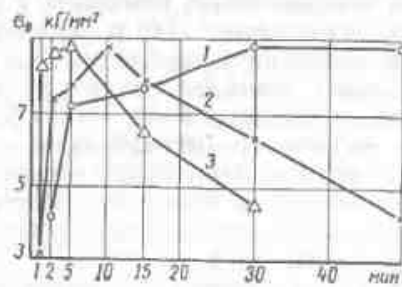


Рис. 172. Изменение предела прочности соединения в зависимости от длительности диффузионной сварки [144]:

а — сварка алюминия АД0 со сталью Х18Н10Т; б — сварка алюминия, легированного магнием ( $T = 525^\circ\text{C}$ ), кремнием ( $T = 500^\circ\text{C}$ ) и медью ( $T = 525^\circ\text{C}$ ), со сталью Х18Н10Т; 1 —  $T = 500^\circ\text{C}$ ,  $p = 0,75 \text{ кг/мм}^2$ ; 2 и 3 —  $T = 550^\circ\text{C}$  и  $575^\circ\text{C}$ ;  $p = 0,5 \text{ кг/мм}^2$

при сварке стали (Х18Н10Т) с алюминием и его сплавами [144]. Если диффузионная сварка алюминия (АД0) с аустенитной сталью при  $T = 500^\circ\text{C}$  и  $p = 0,75 \text{ кг/мм}^2$  дает нормальную кинетическую зависимость с достижением через 30 мин установившегося значения предела прочности (кривая 1, рис. 172, а), не изменяющегося в продолжение 120 мин [144], то сварка этих же металлов при  $T = 550^\circ\text{C}$  и  $575^\circ\text{C}$ ,  $p = 0,5 \text{ кг/мм}^2$  приводит к появлению резко выраженных максимумов на кинетических кривых соответственно через 10 и 5 мин (кривые 2 и 3).

В изученном диапазоне времени сварка при  $500^\circ\text{C}$  сопровождается появлением в соединении однородной переходной зоны

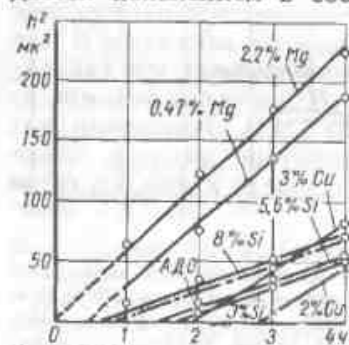


Рис. 173. Влияние времени нагрева на толщину интерметаллидной прослойки  $h$  при сварке ( $T = 525^\circ\text{C}$ ) со сталью Х18Н10Т алюминия АД0 и его двойных сплавов [144]

шириной до 6 мкм с относительно невысокой твердостью (50—140 кг/мм<sup>2</sup>). Повышение температуры на 50—75° уже приводит к быстрому образованию хрупкой интерметаллидной прослойки с твердостью 700—900 кг/мм<sup>2</sup>. Добавка к алюминию до 5,6% Si и 3% Cu повышает прочность соединения (рис. 172, б). По-иному влияет легирование алюминия магнием. Уже при 525°С, когда сварка чистого алюминия со сталью Х18Н10Т еще не сопровождается появлением максимума на кинетической кривой, достаточно добавить менее 0,5% Mg, чтобы привести к резкому снижению прочности соединений при затягива-

нии сварочного нагрева. При сварке сплава с 2,2% Mg через 60 мин прочность соединения падает почти до нуля.

В работе [144] это связывается с влиянием магния на ускорение образования интерметаллидов, которое при сварке со сталью Х18Н10Т сплавов Al—Mg идет очень быстро и практически без инкубационного периода (рис. 173). Кремний (до 5,6%) и медь (3%) такого влияния не оказывают. По-видимому, очень высокая скорость образования интерметаллидов и отсутствие инкубационного периода у сплавов Al—Mg ведут к тому, что процесс сглаживания поверхности в значительной степени перекрывается процессом образования хрупкой интерметаллидной прослойки с очень низкой прочностью (при испытании на отрыв).

При диффузионной сварке разноименных металлов с очень резко отличающимися свойствами легко представить случай, когда деформация будет идти целиком за счет более мягкого металла, а температура нагрева, при сварке в твердом состоянии всегда лежащая ниже солидуса этого металла, окажется недостаточной для заметной термической активации поверхности более тугоплавкого металла. В этом случае, даже при благоприятных термодинамических условиях, сварка будет неосуществимой из-за невозможности создания активных центров на поверхности более тугоплавкого металла ни в результате действия дислокационного механизма, ни вследствие термической активации. В свете этого можно ожидать, что такие пары металлов как, например, олово и железо, алюминий и молибден с очень большой разницей температур плавления не удастся сварить в твердом состоянии. Это предположение нуждается в прямом экспериментальном подтверждении.

## Глава IX

### СВАРКА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ТРЕНИЯ ( $P$ , $T$ , $f$ -ПРОЦЕССЫ)

#### § 1. ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА $P$ , $T$ , $f$ -ПРОЦЕССОВ

В настоящее время практически применяются два способа сварки, использующие процесс трения как один из основных факторов, обеспечивающих получение соединения. Это, собственно, сварка трением и ультразвуковая сварка. В общем, роль трения в этих процессах одинакова. С одной стороны, работа сил трения превращается в теплоту и обеспечивает нагрев зоны сварки; с другой, — при трении разрушаются поверхностные пленки окислов и обнажающиеся ювенильные поверхности металла, находящиеся в активном состоянии, легко соединяются; наконец, совместное действие нормальных и тангенциальных напряжений при трении облегчает пластическую деформацию в зоне соединения, что также может способствовать сварке (см. § 3, гл. III). Однако относительное влияние теплового, физико-химического и механического факторов при сварке трением и ультразвуковой сварке существенно отличается. Особенности этих процессов рассмотрены ниже (см. § 3 и 4).

#### § 2. СУХОЕ ТРЕНИЕ

При взаимном скольжении двух твердых тел, сжатых силой  $P$ , нормальной к поверхности их скольжения, всегда возникает сила трения  $S$ , для преодоления которой приходится прилагать равное ей тангенциальное усилие, увеличивающееся с ростом  $P$ . Под действием силы  $P$  неровности, всегда имеющиеся на поверхности твердого тела (см. § 1, гл. II), приходят в соприкосновение и упруго- или упругопластически деформируются с образованием отдельных пятен физического контакта (см. рис. бб). С ростом силы  $P$  количество и суммарная площадь пятен контакта увеличиваются. В результате совместной деформации одно тело как бы внедряется в другое.

В процессе скольжения отдельные пятна контакта образуются и исчезают. Работа, совершаемая силами трения при скольжении,

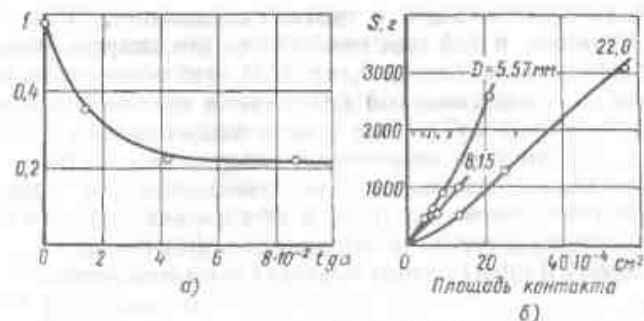


Рис. 174. Зависимость коэффициента сухого трения стальных шариков от угла наклона поверхностных неровностей на стальной пластине (а) и силы трения шарика и пластины от площади их контакта при различном диаметре шарика (б)

почти полностью превращается в тепло (за исключением небольшой ее части, расходуемой на увеличение свободной энергии пластически деформируемого металла в результате повышения в нем плотности дислокаций), что приводит к интенсивному нагреву трущихся поверхностей.

По современным представлениям, трение имеет двойственную молекулярно-механическую природу. Оно, с одной стороны, вызывается необходимостью преодоления адгезионных связей, возникающих в местах физического контакта между пленками, обычно покрывающими твердое тело (металл), а в случае разрушения пленок в процессе скольжения — между образующимися при этом ювенильными поверхностями, и с другой — объемным деформированием материала, связанным с взаимным внедрением трущихся тел (механический фактор).

Двойственная природа трения подтверждается множеством экспериментов. Например, коэффициент сухого трения  $f$  заметно растет с уменьшением угла наклона поверхностных неровностей (рис. 174, а). В опыте [86] определяли коэффициент трения покоя полированных стальных шариков по твердой стальной пластине с различной микрогеометрией поверхности (для плитки Иогансена условно  $\text{tg } \alpha = 0$ ). При чисто механической природе трения с уменьшением  $\text{tg } \alpha$  коэффициент трения должен был бы не расти, а уменьшаться.

В случае чисто адгезионной природы трения при равной площади физического контакта двух пар тел с идентичными свойствами сила трения для обеих пар должна быть одинаковой. В действительности (рис. 174, б) при вдавливании стальных шариков разного диаметра в стальную пластину сила трения растет не только с увеличением площади контакта, но и с уменьшением диаметра шарика, т. е. с увеличением глубины внедрения шарика в пластину.

Различают трение покоя и трение скольжения. Оба эти явления используются, в той или иной мере, при сварке. Выше было показано, в частности (см. § 5, гл. III), что совместное действие нормальной и тангенциальной сил даже в отсутствии взаимного макросмещения (т. е. в условиях трения покоя) приводит к резкому увеличению прочности соединения, получаемого при холодной сварке металлов с атомночистыми поверхностями. Здесь роль тангенциального усилия сводится к облегчению пластической деформации микровыступов и достижения физического контакта, что увеличивает площадь этого контакта (при неизменной нормальной силе).

Однако даже при трении покоя одновременное действие нормальной и тангенциальной сил всегда вызывает некоторое микросмещение трущихся тел, так называемое предварительное смещение, которое может играть существенную роль при ультразвуковой сварке (см. § 4). В простейшем случае при сжатии усилием  $P$  двух

сферических тел между ними образуется контактное пятно радиусом  $a$  (рис. 175, а) [193]. Если возникающие в контакте нормальные напряжения  $\sigma$  не превышают предела упругости, то их распределение приближается к параболическому с максимумом



Рис. 175. Предварительное смещение  $x$  при трении покоя [193]:

а — схема; б — предварительное смещение стальных шариков диаметром 10 мм при различной нормальной силе и статическом приложении тангенциальной силы  $S$ ; в — петли гистерезиса при статическом приложении тангенциальной силы, уменьшающейся от  $+S$  до  $-S$  (диаметр шариков 10 мм)

в центре. Приложение тангенциального усилия  $S$  приводит к взаимному смещению центров контактирующих сфер на величину  $x$ . При этом в плоскости контакта возникают касательные напряжения  $\tau$ . Если допустить, что по всему пятну контакта отсутствует взаимное смещение, то у края контакта  $\tau_1 = \infty$ . Так как здесь напряжения  $\sigma$  близки к нулю, а между нормальными и касательными напряжениями в контакте существует зависимость  $\tau \leq f\sigma$ , очевидно, что в некоторой области при  $a' < r < a$  напряжения  $\tau_2$  будут ограничены величиной  $\tau_2 = f\sigma$  и на участке между  $a'$  и  $a$  касательные напряжения (кривая  $\tau_2$ ) снизятся до  $\tau_2 = 0$ . На этом участке произойдет взаимное скольжение при отсутствии общего скольжения по всей площади контакта. Предварительное смещение для этого случая можно определить по формуле [193]

$$x = \frac{3(2-\mu)}{8Ga} fP \left[ 1 - \left( 1 - \frac{S}{fP} \right)^{\frac{2}{3}} \right], \quad (63)$$

где  $G$  — модуль сдвига;  
 $\mu$  — коэффициент Пуассона.

Поскольку предварительное смещение связано с локальным проскальзыванием и местной пластической деформацией, оно сопровождается необратимой затратой энергии.

При сжатии шариков диаметром 10 мм коэффициент трения достигал 0,5–0,6 и в зависимости от действующих сил  $P$  и  $S$  максимальное значение предварительного смещения лежало в пределах 2–2,5 мкм (рис. 175, б). Статическое приложение тангенциальной силы переменного направления (шарик диаметром 10 мм,  $P = 5250$  Г) выявляет петлю гистерезиса (рис. 175, в), указывающую на необратимые потери энергии при предварительном смещении: однако небольшая площадь петли свидетельствует о том, что смещение носит в основном упругий характер. Интересны результаты измерения предварительного смещения при динамическом приложении знакопеременного усилия  $\pm S$ . Опыты показали, что с уменьшением диаметра шарика при неизменных значениях  $P$  и  $S$  предварительное смещение растет (например, при  $S = 1800$  Г и  $P = 3200$  Г уменьшение  $D$  с 25 до 5 мм ведет к росту  $x$  от 1 до ~2 мкм). Увеличение  $P$  при неизменных  $S$  и  $D$  приводит к заметному уменьшению  $x$ . Как и при статическом нагружении, увеличение усилия  $P$  в условиях динамического приложения силы  $S$  вызывает существенное увеличение предварительного смещения. Например, при  $S = \pm 1800$  Г и  $D = 10$  мм увеличение  $P$  приблизительно в 3 раза (от 3200 до 9200 Г) повысило  $x$  от 0,7 до ~1,5 мкм. При циклическом приложении силы  $\pm S$  в зоне микроскольжения (при  $a' < r < a$ ) наблюдается повреждение поверхности контактирующих тел. Очевидно, что чем ближе отношение  $S/P$  к коэффициенту трения покоя, тем шире эта зона (при  $S/P = f$  она захватывает



всю поверхность контакта, так как процесс предварительного смещения переходит в обычное трение скольжения).

В первом приближении величину предварительного смещения в случае образования между сжатыми телами большого количества микроконтактов радиусом  $a$  можно определить по формуле (63) в предположении, что  $\frac{S}{fP} \approx 1$ , т. е. когда предварительное смещение достигает максимальной величины непосредственно перед переходом к скольжению ( $\frac{S}{fP} > 1$ ). При этом

$$x = \frac{3(2-\mu)}{8G} \cdot \frac{fP}{a}. \quad (64)$$

Если принять далее, что нормальное напряжение в контакте равно утроенному пределу текучести ( $\sigma_T$ ), то

$$\frac{P}{\pi a^2} = 3\sigma_T \text{ или } \frac{P}{a} = \frac{3\pi\sigma_T}{4} a. \quad (65)$$

После подстановки в формулу (64) получим

$$x = \frac{3(2-\mu)}{8G} f \frac{3\pi\sigma_T}{4} a. \quad (66)$$

Таким образом, для данных металлов предварительное смещение пропорционально радиусу контактных пятен. Если для стали принять  $\mu = 0,3$ ;  $G = 8 \cdot 10^5 \text{ кг/см}^2$ ;  $f = 0,5$  и  $\sigma_T = 4000 \text{ кг/см}^2$ , то  $x = 4 \cdot 10^{-2} a$ . При  $a = 0,1 \text{ мм}$   $x = 4 \cdot 10^{-4} \text{ см} = 4 \text{ мкм}$ . Ряд исследователей определяли величину предварительного смещения при трении металлов экспериментально. Обычно она не превышает 2,5–3 мкм. Однако по сводным данным в работе [86], предварительное смещение стальных образцов (при нормальной нагрузке до 20–30 кг) достигает 15–20 мкм. Таким образом, величина предварительного смещения соизмерима с амплитудой ультразвуковых колебаний, применяемой при сварке (см. § 4).

При  $\frac{S}{fP} > 1$  начинается скольжение, в ходе которого из-за адгезии и взаимного внедрения трущихся тел возникают и разрушаются фрикционные связи, обуславливающие появление сил трения. Это приводит к изменению геометрии трущихся поверхностей, их нагреву и износу, изменению свойств металла в приповерхностных слоях и другим явлениям, влияющим на  $P$ ,  $T$ ,  $f$ -процессы сварки.

П. В. Крагельский различает пять видов нарушения фрикционных связей (рис. 176), возникающих при воздействии нормальных и тангенциальных сил и исчезающих после снятия нагрузки [86]. Связи адгезионного характера могут и не исчезать после снятия нагрузки, что, собственно, и лежит в основе  $P$ ,  $T$ ,  $f$ -процессов сварки.

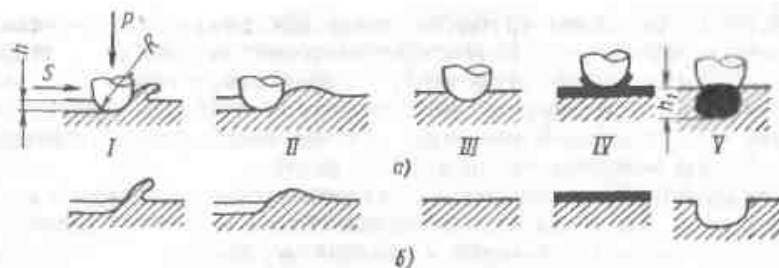


Рис. 176. Типы фрикционных связей:

а — в момент приложения нагрузки; б — после ее снятия и разрушении связей

В первых трех видах связей преобладает механический фактор, в двух последних — молекулярный. В зависимости от степени развития адгезионных процессов и относительной глубины взаимного внедрения  $\frac{h}{R}$  ( $h$  — глубина внедрения и  $R$  — радиус внедрившегося выступа) возможно срезание металла (рис. 176, а, I); его пластическое оттеснение (рис. 176, а, II); упругое оттеснение (рис. 176, а, III), схватывание и разрушение поверхностных пленок или ювенильных поверхностей металла (рис. 176, а, IV) и, наконец, схватывание поверхностей, сопровождаемое глубинным вырыванием (рис. 176, а, V).

При сухом трении резание материала возможно при  $\frac{h}{R} > 0,1$ , что в обычных условиях сварки практически исключено. Пластическое оттеснение, приводящее при длительном процессе к разрушению поверхностного слоя в результате многократного повторного передеформирования, при сухом трении возможно в случае  $\frac{h}{R} < 0,1$ . Однако при  $\frac{h}{R} < 0,01$  (для стали) и 0,001 (для цветных металлов) пластическое оттеснение переходит в упругое.

При преобладающей роли адгезионного фактора переход от разрушения связей по поверхности трения к глубинному вырыванию определяется градиентом механических свойств в приповерхностных слоях металла. Если сопротивление срезу  $\tau$  с увеличением расстояния  $h_1$  от поверхности трения в глубь металла растет, то разрушение произойдет в плоскости трения (т. е. при  $\tau_{\min}$ ). Наоборот, при уменьшении  $\tau$  с ростом  $h_1$  следует ожидать разрушения с глубинным вырыванием. Последнее, в частности, возможно в случае упрочнения приповерхностного слоя в результате наклепа, а при трении разноименных металлов — вследствие образования прослоек твердого раствора или интерметаллидов высокой прочности, для чего обычно необходим нагрев трущихся поверхностей до достаточно высокой температуры.

Относительная роль механического и адгезионного факторов при образовании и разрушении фрикционных связей определяется

свойствами металлов трущейся пары (их механическими свойствами, характером и прочностью поверхностных пленок), температурой в зоне трения, геометрией поверхности, а также удельным давлением на этой поверхности. В общем случае, с повышением температуры и удельного давления, т. е. факторов, способствующих схватыванию металлов, роль адгезии растет.

Образование и разрушение фрикционных связей ведут к местному выделению тепла в очень малом объеме металла приповерхностного слоя, что приводит к локальному скачку температуры. Интенсивный теплоотвод в окружающий, более холодный металл, может приводить к очень быстрому снижению температурного пика. Например, запись изменения температуры в трущемся контакте сталь — константан с использованием принципа естественной термопары обнаружила отдельные пики температуры до  $700^{\circ}\text{C}$  с продолжительностью менее  $10^{-4}$  сек. [172]. Предельная температура, достижимая при сухом трении, равна температуре плавления более легкоплавкого металла трущейся пары. В отдельных случаях температура на поверхности трения может быть и значительно выше, если металл (например, алюминий) способен вступать в экзотермические реакции с окружающей атмосферой. По мере выделения тепла на трущихся поверхностях оно распространяется в глубь металла и происходит более или менее равномерный нагрев трущихся тел по всей приповерхностной области. Максимальный градиент температуры у поверхности трения зависит от теплофизических свойств металла и продолжительности процесса. Чем выше теплопроводность и чем медленнее процесс, тем меньше этот градиент. Если не учитывать локальные всадески температуры, то нагрев при трении можно рассматривать как процесс линейного распространения тепла, генерируемого плоским источником, расположенным на трущихся поверхностях.

При трении с глубинным вырыванием мгновенная поверхность трения не совпадает с его начальной поверхностью. Это может заметно повлиять на распределение температуры в приповерхностных слоях.

Сложная природа трения приводит к тому, что величина коэффициента трения весьма непостоянна и зависит не только от свойств металла, геометрии и чистоты поверхности, но и от параметров процесса трения (давления, скорости скольжения и температуры).

Выше было показано (см. рис. 174, а), что с уменьшением степени шероховатости поверхности сильнее проявляется адгезионная природа трения и коэффициент трения растет. Как правило, наличие на металле поверхностных пленок, в первую очередь окисных, снижает коэффициент трения. Повышение  $f$  в результате разрушения окисных пленок показано в работе [50] (см. рис. 43) при взаимном перемещении образцов из многих металлов.

Показательные результаты опытов по трению железа с поверхностью, тщательно очищенной в вакууме [175]. Через 10 сек

после впуска в вакуумную камеру небольшого количества паров воды коэффициент трения понизился от  $f > 3$  (схватывание) до  $f = 2,2$ , а через 10 мин до 1,4. Вымораживание влаги вновь подняло  $f$  до 2,1. При повторном впуске и вымораживании влаги коэффициент трения изменялся от 1,4 до 2,1. Очевидно, вымораживание удаляло только адсорбированную влагу, а хемосорбированная пленка, образовавшаяся при первичном впуске паров воды в камеру, сохранялась (что соответствует  $f = 2,1$ ).

Опыты по трению на воздухе с неудаленной окисной пленкой и в вакууме  $10^{-6}$  мм рт. ст. после ее удаления высокотемпературной прокалкой показали, что рост коэффициента трения в результате удаления пленок может быть очень большим (табл. 39) [171].

Как отмечается в работе [86], такой значительный рост  $f$  при удалении окислов в проведенных опытах связан с применением ничтожных нормальных усилий и, как следствие, с очень большой ролью сил адгезии, мало зависящих от нормальных усилий. Обычно коэффициент трения после удаления пленок растет в 2—3 раза, а иногда при толстых пленках, когда проявляются фрикционные свойства самих пленок,  $f$  для чистых поверхностей может быть и ниже, чем для окисленных (табл. 40).

По данным работы [158], для отожженной в вакууме меди  $f = 0,36$  (испытание на воздухе), а после образования на меди толстой окисной пленки  $f = 0,90 \div 0,97$ .

Исследования А. Коффина по трению на воздухе и в гелии разноименных металлов показали (табл. 41), что разрушение окисных пленок в гелии наиболее закономерно влияет на  $f$  у металлов, обладающих неограниченной взаимной растворимостью (класс А) — коэффициент трения в гелии существенно выше; при трении в гелии металлов, образующих интерметаллиды (класс С),  $f$ , наоборот, понижается (вероятно, из-за легкого разрушения тончайших хрупких интерметаллидных прослоек), и, наконец, для металлов, практически нерастворимых (класс Д),  $f$  при трении в гелии иногда растет, а иногда понижается [178].

Роль окисных пленок хорошо выявляется по показателям износа при трении в различных средах. При некоторой критической скорости скольжения (для стали 45 около 2 м/сек), когда исходная окисная пленка в процессе трения разрушается, в аргоне или особенно в вакууме износ резко возрастает, в то время как на

Таблица 39

Коэффициент сухого трения некоторых металлов на воздухе и в вакууме

Металлы	Коэффициент трения	
	на воздухе	в вакууме (после удаления пленки)
Ni+W	0,3	0,6
Ni+Ni	0,6	4,6
Cu+Cu	0,5	4,8
Au+Au	0,6	4,5

Таблица 40

Коэффициенты трения для металлов с чистой поверхностью и для их окислов [176]

Металл	Коэффициент трения		Нагрузка в Г на конический индентор, выше которой появляется металлический контакт	Металл	Коэффициент трения		Нагрузка в Г на конический индентор, выше которой появляется металлический контакт
	Металл — металл	Окисел — окисел			Металл — металл	Окисел — окисел	
Au	2,0	—	0	Zn	0,8	1,2	0,5
Ag	1,0	0,6	0,003	Cu	1,6	0,6	1,0
Sn	1,0	1,0	0,02	Fe	0,8	1,0	10,0
Al	1,2	0,8	0,2	Cr	—	0,4	>1000

Таблица 41

Коэффициент трения разноименных металлов на воздухе и в гелии [178]

Класс	Металлы трущейся пары	Среда	Коэффициент трения после		Класс	Металлы трущейся пары	Среда	Коэффициент трения после	
			5 оборотов диска	100 оборотов диска				5 оборотов диска	100 оборотов диска
A	Cu+Ni	Воздух He	0,28	1,00	D	Pb+Al	Воздух He	0,95	1,30
			0,58	5,25				0,50	0,49
B	Ti+Zr	Воздух He	0,69	0,64		Cd+Fe	Воздух He	0,39	1,45
			0,92	1,23					
C	W+Al	Воздух He	1,24	1,60		W+Cu	Воздух He	0,15	0,32
			1,05	1,31					
	Sn+Cu	Воздух He	1,44	1,63					
			0,48	1,00					

воздухе или в кислороде, обеспечивающих быстрое образование новой пленки, износ остается умеренным (рис. 177). Соответственно изменяются и коэффициенты трения.

Зависимость коэффициента трения от давления очень сложна. При единичном пятне контакта, например при трении конического индентора по пластине из того же материала, по данным, приведенным в работе [175], возможны три типичных случая (рис. 178, а): а) во всем изученном диапазоне нагрузок (от  $1 \cdot 10^{-3}$  до 1000 Г) окисная пленка разрушается и трение идет между чистыми металлическими поверхностями при высоком  $f$ , например, в случае

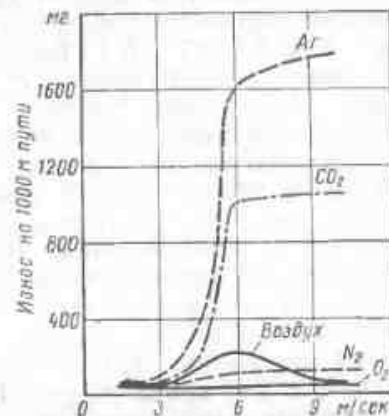


Рис. 177. Зависимость весового износа от скорости скольжения при трении стали 45 по стали 45 в различных газовых средах [80]

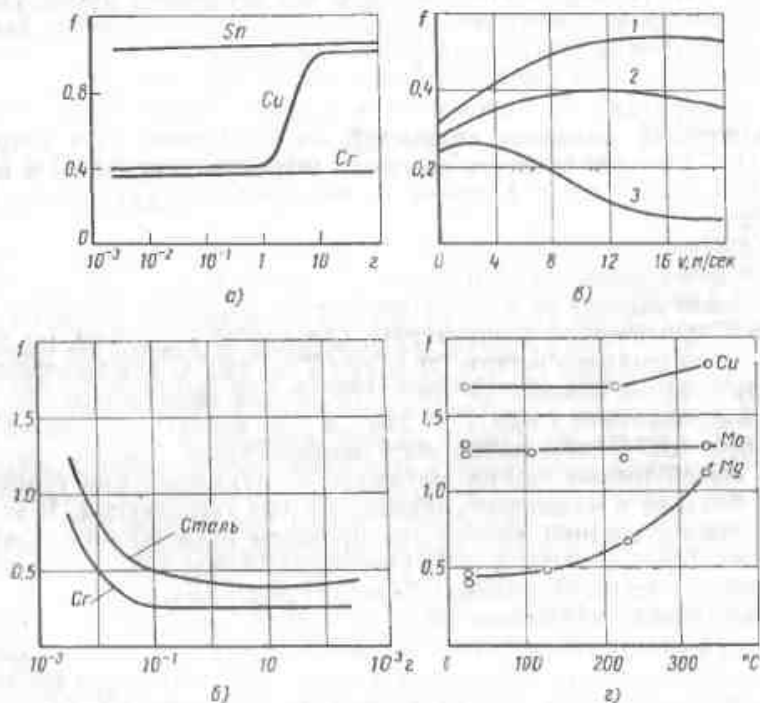


Рис. 178. Зависимость коэффициента трения:

а — от нагрузки для металлов с различными свойствами окисной пленки (схема по [175]); б — то же, для стали и хрома; в — от скорости скольжения; г — от температуры (по данным Эрикса и Мерцента); 1, 2 и 3 — при малом, среднем и большом давлении

олова (образование металлического контакта устанавливалось измерением электросопротивления); б) при некоторой нагрузке (для меди в диапазоне 1—10 Г) разрушается пленка и резко растет  $f$  и в) пленка настолько прочна, что она в ходе опыта вообще не разрушается и  $f$  остается относительно низким для всех изученных значений  $P$  (например, для хрома). Следует отметить, что аналогичные опыты по трению алюминия показали зависимость первого типа, однако более поздние измерения сопротивления выявили переход от неметаллического к металлическому контакту при нагрузке 0,2 Г. Для алюминия высокое  $f$  определялось близкими его значениями для чистого металла и окислов. Приведенные на рис. 178, а зависимости являются схемами. Реальный коэффициент трения с увеличением нагрузки, как правило, понижается (до момента разрушения окисной пленки), что показано для стали с 0,3% С и для хрома на рис. 178, б.

Типичные зависимости  $f$  от скорости скольжения приведены на рис. 178, в. Они имеют экстремальный характер с максимумом, находящимся в области тем меньших скоростей, чем выше давление. В опытах по трению на больших скоростях нельзя исключить фактор нагрева; тем более трудно оценить роль локальных вспышек температуры. Из приведенного графика, охватывающего весь практический диапазон скоростей, используемых при сварке, следует, что с увеличением давления (переход от кривой 1 к кривой 3)  $f$  уменьшается, особенно на больших скоростях (более 4—8 м/сек).

Коэффициент трения металлов с чистой поверхностью, для которых фрикционные связи имеют в основном адгезионную природу, мало зависит от температуры до тех пор, пока она ниже некоторой критической температуры, близкой к  $T_{\text{рекр}}$ . Так, по данным, приведенным в работе [86], при  $T \leq 340^\circ \text{C}$  для молибдена  $f$  практически не изменяется (рис. 178, г); для меди начинается некоторое повышение  $f$  при  $T = 210^\circ$ , а для магния с низкой  $T_{\text{рекр}}$  уже при  $100^\circ \text{C}$  начинается рост коэффициента трения.

В общей теории трения процессы, протекающие при температуре, близкой к плавлению, обычно не рассматриваются. В условиях сварки трением именно эти процессы представляют особый интерес. Как показано в § 3, при высокой температуре  $f$  может понижаться до очень низких значений: порядка 0,01. При непрерывной очистке трущихся поверхностей от окислов, благоприятствующей схватыванию, такой низкий коэффициент трения можно объяснить только переходом к режиму полирования, при котором тончайший поверхностный слой металла разогревается до температуры плавления или перехода в твердо-жидкое состояние. При этом между трущимися поверхностями твердого металла появляется пленка жидкого расплава и сухое трение переходит в полужидкостное, для которого характерны низкие коэффициенты трения. Можно предположить, что при сварке процесс трения обладает

способностью саморегулирования — толстая пленка жидкого металла вытесняется из зазора, а при чрезмерном уменьшении толщины пленки (например, в случае мгновенного увеличения давления) в результате нарушения режима полужидкостного трения резко увеличивается коэффициент трения и, как следствие, растет тепловыделение в контакте. Это приводит к быстрому восстановлению жидкой пленки до толщины, достаточной для обеспечения полужидкостного трения.

Как отмечалось выше, процесс трения может идти в режиме глубинного вырывания, что при сварке технологически иногда очень желательно. Для этого необходимо, чтобы металл в зоне трения упрочнялся. Одним из путей для создания благоприятного градиента механических свойств является наклеп поверхностных слоев металла, возможный в случае трения без значительного нагрева, при котором рекристаллизация протекает медленно или не идет вовсе. Для этого процесс должен идти при относительно малой скорости скольжения. При трении разноименных металлов или сплавов повышение прочности в зоне контакта может быть также следствием образования твердых растворов и интерметаллидных фаз.

### § 3. СВАРКА ТРЕНИЕМ

В простейшем случае трением сваривают по торцу круглые детали сплошного или трубчатого сечения. В процессе сварки их вращают относительно друг друга и сжимают осевой силой. Обычно вращается только одна деталь, причем число ее оборотов в процессе сварки, как правило, остается постоянным (до момента остановки системы, т. е. фактического осуществления сварки). Осевое усилие может в ходе сварки изменяться. Часто при ее окончании прикладывается увеличенное ковочное усилие. Иногда усилие изменяют и в процессе трения; сварку начинают при малом усилии, которое затем плавно или ступенчато увеличивают.

Нагрев при сварке трением осуществляется теплом, генерируемым за счет работы сил трения. Это тепло выделяется (см. § 2) в плоскости стыка или в случае, когда трение идет в режиме глубинного выравнивания, в слое некоторой конечной толщины (по данным работ [155, 156], при сварке стержней диаметром до 14 мм из стали 45 с быстрорежущей сталью в слое толщиной 0,3—0,7 мм).

Интенсивность тепловыделения определяется мощностью, расходуемой на преодоление крутящего момента сил трения. Даже при неизменных значениях числа оборотов  $n$  и осевого усилия  $P$  момент сил трения  $M$  и, как следствие, потребляемая мощность  $W$  не остаются в ходе сварки постоянными. Типичный график изменения момента сил трения и числа оборотов с периодами разгона и торможения двигателя показан на рис. 179 [23]. В. И. Вилль

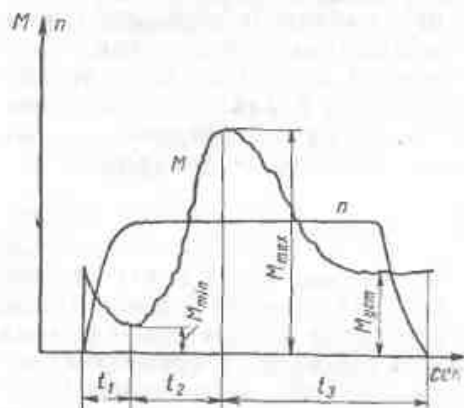


Рис. 179. Изменение момента сил трения  $M$  и числа оборотов вращающейся детали  $n$  в процессе сварки трением [23]

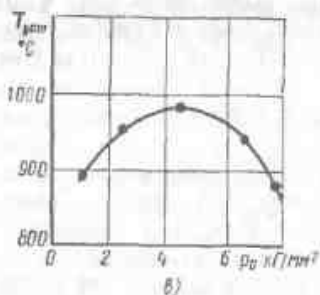
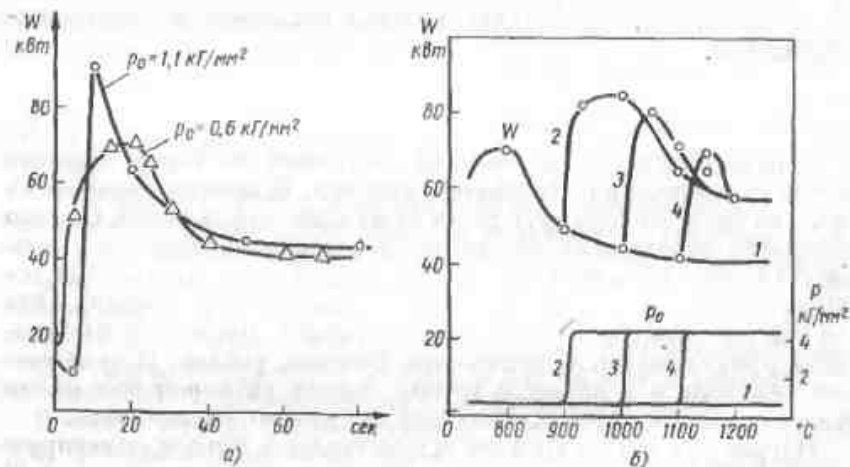


Рис. 180. Влияние давления на параметры процесса сварки трением:

а — изменение потребляемой мощности во времени (сварка труб из стали 45 размером  $160 \times 20$  мм при  $v = 4,85$  м/сек); б — зависимость потребляемой мощности от температуры на торцах при постоянном  $p_0$  (1) и резком увеличении  $p_0$  (2—4) при сварке труб из стали 45 размером  $160 \times 20$  мм и  $v = 4,85$  м/сек [42]; в — изменение установившейся температуры [24]

различает три стадии процесса: приработку торцов в течение времени  $t_1$ , когда крутящий момент падает от значения, соответствующего трению покоя, до некоторой минимальной величины  $M_{\min}$ ; переход к режиму глубинного вырывания в течение  $t_2$  с повышением крутящего момента до  $M_{\max}$  (в этой стадии в результате разрушения поверхностных пленок и нагрева интенсивно образуются узлы схватывания) и, наконец, переход к режиму полирования вследствие нагрева до высоких температур, сопровождаемого постепенным снижением крутящего момента от  $M_{\max}$  до установившегося значения  $M_{уст}$  (отрезок  $t_3$ ). Продолжительность отдельных стадий процесса зависит от его параметров. Увеличение удельного давления ускоряет нагрев и сокращает  $t_1$  и  $t_2$ . Например, при сварке трением труб из стали 45 размером  $160 \times 20$  мм  $M_{\max}$  достигался за 10 сек при  $p_0 = 1,1$  кг/мм<sup>2</sup> и за 20 сек при  $p_0 = 0,6$  кг/мм<sup>2</sup> (рис. 180, а) [41]. С увеличением  $p_0$  растет и пик потребляемой мощности, причем в большей степени, чем значение установившейся мощности (табл. 42) [24].

Таблица 42

Удельная мощность и время достижения ее пика при сварке трением прутков диаметром 20 мм из низкоуглеродистой стали

$p_0$ и кг/мм <sup>2</sup>	$t_1$ и сек	$N_{\max}$ и вт/мм <sup>2</sup>	$N_{уст}$ и вт/мм <sup>2</sup>	$\frac{N_{\max}}{N_{уст}}$
1	1	62	21	2,9
4	0,4	130	30	4,3
8	0,3	180	42	4,3

Увеличение момента сил трения и соответственно потребляемой мощности с ростом  $p_0$  приводит к повышению интенсивности источника тепла, действующего в зоне соединения. Как следствие, увеличивается скорость нагрева этой зоны и должна повышаться ее предельная установившаяся температура  $T_{уст}$ . Однако, как показал В. П. Воинов, фактическая зависимость  $T_{уст}$  от  $p_0$  имеет экстремальный характер [24]. Например, для стержней из низкоуглеродистой стали диаметром 20 мм при  $n = 2800$  об/мин ( $v \approx 2,8$  м/сек) и увеличении  $p_0$  от 1 до 4 кг/мм<sup>2</sup>  $T_{уст}$  растет, а затем снова падает (рис. 180, в). Это связано с вытеснением горячего металла из зоны соединения.

Резкое повышение осевого усилия (удельного давления) при трении ведет к росту потребляемой мощности (рис. 180, б) тем более заметному, чем ниже температура на торцах в момент повышения  $p_0$  (увеличение  $p_0$  от 0,7 до 4,4 кг/мм<sup>2</sup> при  $T = 900^\circ$  С повышало  $W$  на 35 кВт, в то время как такое же изменение давления при  $T = 1100^\circ$  С повышало  $W$  всего на 27 кВт). Через

некоторое время после увеличения давления вновь достигается установившееся значение  $W$ , не зависящее от температуры, при которой увеличивали  $p_0$ .

Для более эффективного использования мощности двигателя, особенно при сварке трением деталей большого сечения, стремятся уменьшить пик мощности и начинают процесс при малом  $p_0$ , а затем по мере нагрева трущихся торцов, т. е. после прохождения пика  $M_{\max}$  (см. рис. 179), плавно или ступенями увеличивают осевое усилие.

При сварке трением, как и при любом другом способе сварки давлением в твердом состоянии, важнейшим условием получения соединения высокого качества является равномерный нагрев по всей поверхности соединения. По своей природе нагрев трением должен быть неравномерным. Действительно, если в первом приближении принять, что осевое усилие распределяется по торцу равномерно ( $p_0 = \text{const}$ ) и коэффициент трения не зависит от  $p$ ,  $v$  и  $T$  ( $f = \text{const}$ ), то по мере увеличения расстояния  $r$  от оси вращения до нагреваемой точки удельная работа сил трения, т. е. интенсивность источника тепла, будет увеличиваться пропорционально  $r$ . Как следствие, если пренебречь теплопередачей, температура торца будет изменяться от  $T_{\max}$  на поверхности свариваемых деталей до  $T = T_0$  на их оси. При таком распределении температуры сварка трением без дефектов, во всяком случае сварка деталей компактного сечения, была бы практически невозможна. В действительности при сварке трением достигается относительно равномерный нагрев. Этому способствуют два фактора: выравнивание температуры за счет теплопередачи в плоскости нагреваемых торцов и, что, по-видимому, имеет главное значение, выравнивание интенсивности источника тепла в результате саморегулирования процесса тепловыделения при трении.

Саморегулирование связано с уменьшением коэффициента трения при увеличении скорости скольжения и температуры, во всяком случае выше некоторой критической (рис. 181); в результате более интенсивного нагрева и большей скорости на периферии нагрев здесь автоматически замедляется. Кроме того, в наиболее нагретой зоне падает удельное давление в связи с более высоким сопротивлением деформированию центральной, относительно холодной части сечения. Это также ведет к замедлению нагрева на периферии сечения. Из анализа приведенных графиков, в частности, следует, что коэффициент трения даже в условиях сварки металлов, очень близких по своим свойствам (сталь 20 и 45), может изменяться в чрезвычайно широких пределах от  $f = 1 \div 2$  при низкой температуре и малой скорости (при  $D = 20$  мм и  $n = 700$  об/мин максимальная окружная скорость  $v = 0,7$  м/сек), а также малом удельном давлении до  $f = 0,02$  при  $v = 7 \div 8$  м/сек,  $T = 1000^\circ\text{C}$  и  $p_0 = 4,3$  кг/мм<sup>2</sup>.

Высокие значения  $f$ , очевидно, соответствуют режиму трения с глубинным вырыванием, а низкие — режиму полирования. По-

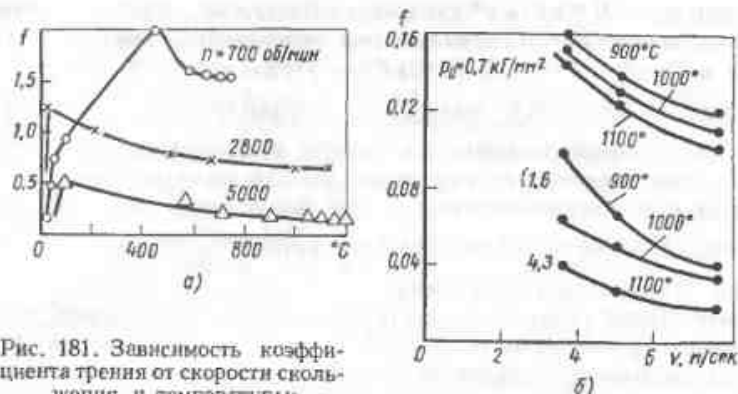


Рис. 181. Зависимость коэффициента трения от скорости скольжения и температуры:

а — стержни на стали 20 диаметром 20 мм [24]; б — трубы из стали 45 размером 160×20 мм

следнее указывает на вероятность достижения в отдельных точках на трущихся поверхностях температуры плавления металла и перехода к полужидкостному трению.

Для того чтобы процесс саморегулирования нагрева при трении шел с практически необходимой быстротой, следует применять достаточно большое давление. На рис. 182 показано изменение в процессе нагрева трением труб из стали 45 размером 160×20 мм отношения минимальной температуры к максимальной для двух точек, расположенных на наружной и внутренней поверхностях невращающейся трубы на расстоянии 2 мм от ее торца. В начальный момент, естественно,  $T_{\min} = T_{\max} \approx 20^\circ\text{C}$  и  $\frac{T_{\min}}{T_{\max}} = 1$ . В силу неизбежной непараллельности торцов и непостоянной интенсивности источников тепла в начальной стадии процесса появляется значительная неравномерность нагрева, тем большая и тем более длительная, чем меньше удельное давление.

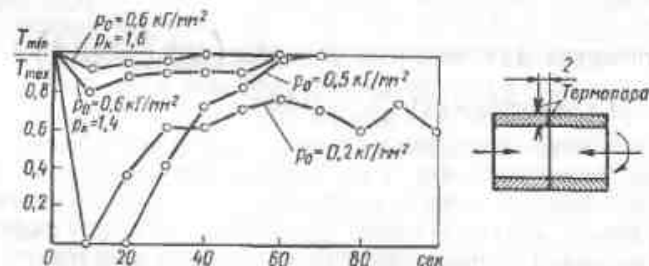


Рис. 182. Изменение отношения  $\frac{T_{\min}}{T_{\max}}$  в процессе нагрева трением труб из стали 45 размером 160×20 мм [42] на их наружной и внутренней поверхностях

Так, при  $p_0 = 0,2 \text{ кг/мм}^2$  даже через 100 сек не достигается выравнивания температуры. Однако при переменном давлении ( $p_0 = 0,6 \text{ кг/мм}^2$ ;  $p_k = 1,4 \div 2,4 \text{ кг/мм}^2$ ) уже через 40—50 сек температура практически полностью выравнивается ( $\frac{T_{\min}}{T_{\max}} = 1$ ). Явно выраженное влияние удельного давления на условия выравнивания температуры подтверждает большую роль саморегулирования при сварке трением. Если бы главное значение имела теплопередача по торцу, то характер кривой  $\frac{T_{\min}}{T_{\max}} = f(t)$  не зависел бы от удельного давления.

Полученные результаты дают основание рассматривать нагрев при сварке трением как линейный процесс распространения тепла плоского источника одинаковой интенсивности по всему сечению. Во всяком случае, для трубчатых деталей ошибка, вызываемая таким допущением, невелика.

По обычной расчетной схеме ( $p = \frac{P}{F} = \text{const}$ ;  $v = \omega r$  и  $f = \text{const}$ ), не учитывающей явления саморегулирования, суммарная мощность теплового источника определяется по формуле

$$W_1 = \frac{2fP\omega (r_1^2 + r_1r_2 + r_2^2)}{r_1 + r_2} = k_1 f P \omega, \quad (67)$$

где  $P$  — осевое усилие;  $\omega$  — угловая скорость;  $r_1$  и  $r_2$  — наружный и внутренний радиус сечения трубы (для стержня  $r_2 = 0$ ) и  $k_1$  — коэффициент.

При таком расчете удельная интенсивность источника пропорциональна расстоянию рассматриваемой точки от оси вращения. Постоянная удельная интенсивность источника при  $f = \text{const}$  обеспечивается в случае  $p v = \text{const}$ . При этом суммарная его интенсивность

$$W_2 = f P \omega \frac{r_1 + r_2}{2} = k_2 f P \omega. \quad (68)$$

Для относительно тонкостенной трубы (при  $\frac{r_2}{r_1} > 0,8$ )  $k_2 \approx k_1$ . При  $\frac{r_2}{r_1} = 0$  (для стержня)  $\frac{k_2}{k_1} = 0,78$ .

Хотя, как отмечалось выше, при трении в режиме глубинного вырывания тепловыделение идет в слое конечной толщины, без большой погрешности можно рассматривать процесс нагрева как распространение тепла плоского источника. В общем случае этот источник является подвижным, так как нагрев при трении всегда сопровождается некоторым укорочением свариваемых деталей (на 2—10 мм в зависимости от длительности процесса, рода материала и удельного давления). Однако скорость перемещения источника, при сварке трением редко превышающая 0,5—1 мм/сек, по сравне-

нию, например, со сваркой оплавлением невелика (скорость оплавления перед осадкой может достигать 5—10 мм/сек).

Хотя в отдельных точках на трущихся поверхностях температура может повышаться до солидуса, средняя температура торцов ограничивается условиями вытеснения горячего металла приложенной осевой силой. Изменение схемы деформирования, например применение формирующих оправок, затрудняющих свободную деформацию металла в зоне соединения, позволяет существенно повысить (на 100—150°) предельную температуру на трущихся торцах. Это в ряде случаев используется для получения бездефектного соединения, в частности, при сварке деталей из металлов с резко отличающимися механическими свойствами.

Нагрев при сварке трением имеет еще одну особенность. Так как обычно только одна из свариваемых деталей вращается, создаются неодинаковые условия их охлаждения за счет теплоотдачи с наружной поверхности. Опыты на трубах из стали 45 размеров 146×9 мм показали, что через 40—50 сек температура вращающейся трубы на расстоянии около 10 мм от торца была ниже, чем неподвижной при окружной скорости  $v = 4,75 \text{ м/сек}$ , на 20—30° С, а при  $v = 15 \text{ м/сек}$  — даже на 100—120° С [42]. Однако в практически применяемом диапазоне скоростей ( $v \leq 5 \text{ м/сек}$ ) влиянием конвективных потерь на нагрев можно пренебречь.

Предельная температура в стыке при трении разноименных металлов, очевидно, ограничивается температурой плавления более легкоплавкого из них. Если учесть вытеснения наиболее нагретого металла из зоны соединения, то средняя максимальная температура в этой зоне будет еще ниже. Применение оправок, ограничивающих свободную деформацию, позволяет повысить эту температуру, однако не выше точки плавления более легкоплавкого металла.

Итак, несмотря на казалось бы особенно неблагоприятные условия для равномерного нагрева при сварке трением, благодаря саморегулированию интенсивности источника тепла температура на трущихся поверхностях автоматически выравнивается. В связи с этим степень равномерности нагрева при сварке трением не только не ниже, а, как правило, выше, чем в ряде других способов сварки давлением (в частности, при контактной сварке сопротивлением и др.). Условия нагрева при сварке трением сильно зависят от применяемого давления: при малом давлении затрудняется саморегулирование; при чрезмерно большом снижается средняя температура в зоне соединения (и очень велико укорочение деталей). Оптимальное давление обеспечивает равномерный и интенсивный нагрев без большого укорочения деталей.

Нагрев соединяемых торцов трением сопровождается разрушением окисных пленок и непрерывным износом материала. Все это должно приводить к созданию большого количества активных

центров и способствовать формированию соединения. Тем не менее соединения с высокими прочностными и в особенности пластическими свойствами могут быть получены только в том случае, если прекращение трения (остановка системы) сопровождается достаточной пластической деформацией. По-видимому, это объясняется тем, что при трении физический контакт достигается только в отдельных дискретных точках, положение которых при взаимном скольжении непрерывно изменяется. Если в момент остановки системы пластическая деформация не идет или протекает медленно, физический контакт по всей поверхности не достигается или он создается после значительного остывания торцов. Все это ведет к понижению качества соединения.

Из опыта по резанию металлов, при котором существенную роль играет трение, известно, что окружающая атмосфера (воздух, инертный газ) существенно влияет на ход процесса, несмотря на ее затрудненное взаимодействие с трущимися поверхностями при очень высоком давлении в контакте резец — обрабатываемый металл. При сварке трением удельное давление значительно ниже, что должно облегчить проникновение в зону стыка окружающего газа. Этим можно объяснить появление окислов в стыках, сваренных трением при неудовлетворительном режиме, и положительный эффект применения защитной атмосферы при сварке некоторых металлов.

Хотя иногда, как это уже отмечалось можно получить хорошие соединения и без проковки (т. е. при  $P = \text{const}$ ), такой процесс имеет ряд недостатков, и, в частности, большое давление, требующееся для получения соединения необходимого качества (рис. 183, а), вызывает в значительной мере бесполезную деформацию при нагреве. Роль давления особенно наглядно выявляется

при сварке с проковкой, когда нагрев проводится при низком давлении. Например, при сварке труб из стали 45 удовлетворительная пластичность соединения и отсутствие в нем дефектов достигались только при  $p_{oc} \geq 12 \text{ кг/мм}^2$  (рис. 183, б). Большое значение имеет момент приложения ковочного давления. Необходимо, чтобы вся или большая часть пластической деформации при проковке протекала после прекращения взаимного перемещения свариваемых деталей. Если из-за преждевременного начала проковки или медленного торможения системы в конце сварочного нагрева деформация идет в основном до остановки системы, то положительный эффект проковки снижается. Например, если при сварке труб из стали 45 размером  $146 \times 9 \text{ мм}$  ( $v = 4,7 \div 15 \text{ м/сек}$ ,  $p_0 = 0,6 \div 3,9 \text{ кг/мм}^2$ ,  $p_{oc} = 12,4 \text{ кг/мм}^2$ ,  $t = 21 \div 24 \text{ сек}$ ) из общей деформации осадки ( $\Delta_{oc} = 9 \div 10 \text{ мм}$ ) не менее 50—60% проходило после полной остановки системы, то в соединении отсутствовали дефекты и средний угол загиба термически необработанных стыков был близок к  $60^\circ$ . Если же только 25% общей осадки осуществлялось после остановки системы, то в соединении наблюдались дефекты [41].

Существенное значение может иметь и то, что при трении деформация приповерхностного слоя идет с очень большой скоростью, при которой релаксация не успевает протекать. В связи с этим удельное давление, необходимое для смятия выступов и достижения физического контакта, растет в несколько раз по сравнению с давлением, достаточным для этой цели в условиях статического приложения нагрузки к неподвижным поверхностям. Как следствие, практически применяемое ковочное давление, вызывающее большую пластическую деформацию в макрообъемах, может оказаться совершенно недостаточным для выравнивания резко упрочненного поверхностного слоя до тех пор, пока система полностью не остановится и процесс упрочнения этого слоя, связанный со скольжением при трении, не будет исключен.

Роль деформации проковки в формировании соединения иллюстрируется опытом, поставленным П. М. Сутовским совместно с автором, по сварке стержня с дном полый детали (сталь 45). Опыт провели в трех вариантах (рис. 184): а) стержень входил в гладкое цилиндрическое отверстие — ни при нагреве, ни в момент приложения ковочного усилия существенной пластической деформации не было; б) стержень входил в постепенно расширяющееся отверстие; режим сварки выбрали таким, чтобы все это отверстие было заполнено деформирующимся металлом стержня во время нагрева трением, а при проковке деформация практически отсутствовала и в) сварка производилась также, как во втором случае, но часть деформации осуществлялась в момент проковки. Торцы во всех случаях нагревали примерно до одинаковой температуры.

При сварке без макродеформации (табл. 43) в момент проковки ( $\Delta_{oc} = 0$ ) качество соединений понизилось.

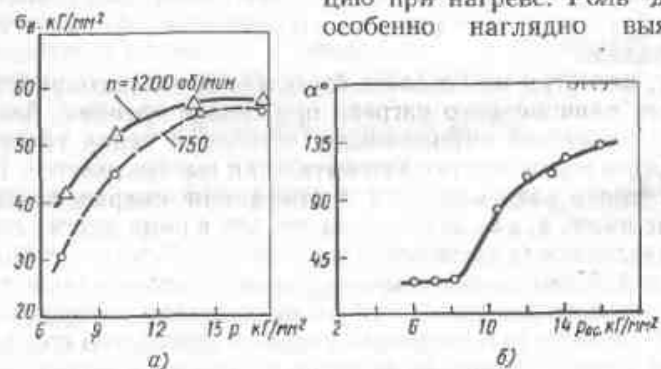


Рис. 183. Зависимость механических свойств соединения от удельного давления при сварке трением:

а — предел прочности соединения стержней диаметром 10 мм (Ст.3 + Р18) при  $p = \text{const}$  [165]; б — угол загиба стыка труб размером  $146 \times 9 \text{ мм}$ , сваренных при  $p_0 = 0,6 \div 2,4 \text{ кг/мм}^2$  и различном давлении проковки  $p_{oc}$  [41]



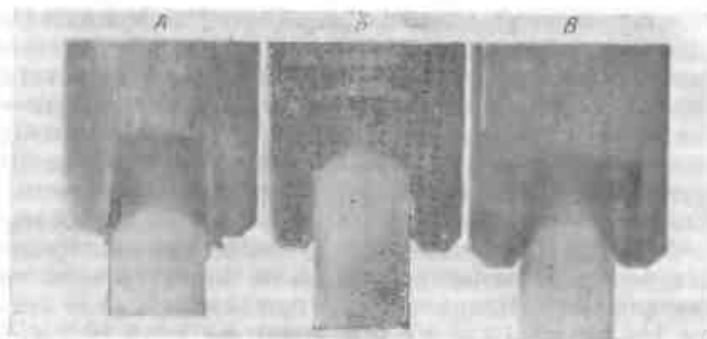


Рис. 184. Макроструктура соединений, сваренных трением без деформации в зоне соединения (А); с деформацией только во время нагрева (Б) и с деформацией как при нагреве, так и при проковке (В)

Известно, что при сухом трении образование узлов схватывания, приводящих к задирам поверхности, возможно при относительно низкой температуре. Однако для получения бездефектного сварного соединения по всей поверхности трения, как правило, необходим нагрев до достаточно высокой температуры. Например, в опытах по сварке труб из стали 45, выполненных совместно с М. П. Сандером, соединения без дефектов в изломах были получены только при  $T \geq 1100-1200^\circ \text{C}$  (рис. 185) во всем диапазоне обследованных скоростей скольжения (3,9—7,5 м/сек). Можно было ожидать, что при сварке трением минимальная температура образования прочного соединения для стали должна быть значительно ниже, если учесть, с одной стороны, опыт сварки в вакууме, когда

Таблица 43

Режимы сварки трением с различными условиями осадки и механические свойства соединений

Характер деформации	Параметры режима				Механические свойства		Место разрушения
	Нагрев		Проковка		$\sigma_{\text{в}}$ в кг/мм <sup>2</sup>	$\delta$ в %	
	$P_{\text{н}}$ в кг/мм <sup>2</sup>	$\Delta_{\text{н}}$ в мм	$P_{\text{к}}$ в кг/мм <sup>2</sup>	$\Delta_{\text{ос}}$ в мм			
Деформация при нагреве и проковке	4—5	8	14—16	4	62—65	14,0	Вне шва
Деформация только при нагреве . . .	4—5	8	14—16	0	60—63	9,5—13,0	Вне шва и по шву
Без макродеформации	3—5	1	13—15	0	58—63	2,6—4,5	По шву

удаётся получить бездефектное соединение нелегированной стали уже при  $700-800^\circ \text{C}$  и, с другой, непрерывный процесс очистки трущихся поверхностей от окислов. По-видимому, полезность высокотемпературного нагрева и значительной деформации проковки связана с одной и той же причиной — необходимостью быстрого достижения физического контакта по всей поверхности трения.

При сварке трением металлов, очень пластичных при высокой температуре (например, сталей), свободное течение в зоне стыка при нагреве и проковке приводит к характерной деформации с образованием кольцевых «воротников» (рис. 186). Сварка трением малопластичных металлов завершается без образования «воротников»; при этом из стыка при проковке часто выдавливается расплавленный металл. Образование «воротников» приводит к искривлению волокон, часто понижающему пластичность и ударную вязкость соединения. Например, при сварке труб из стали 45 даже после высокотемпературной термической обработки ударная

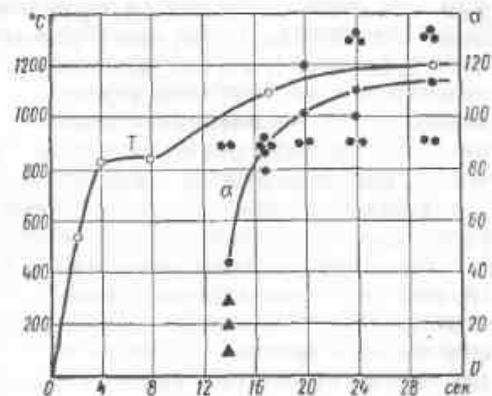


Рис. 185. Зависимость средней температуры в стыке и угла загиба сварного соединения от длительности нагрева (сварка труб размером  $146 \times 9$  мм из стали 45 при  $v = 4,75$  м/сек и  $P_{\text{ос}} = 12,4$  кг/мм<sup>2</sup>):

● — соединение без дефектов; ▲ — соединение с дефектами и изломе

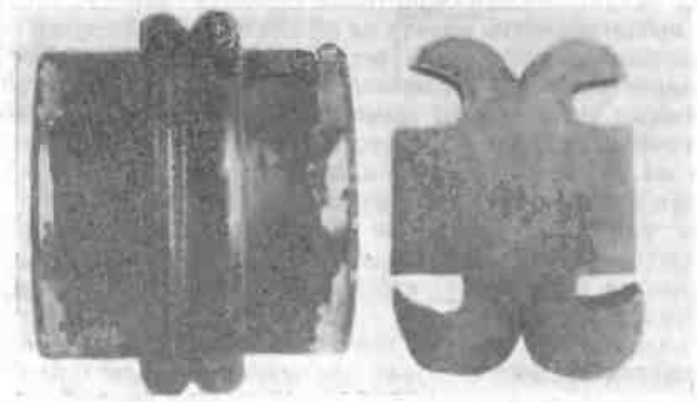


Рис. 186. Стык труб из стали 45, сваренных трением, и макро-структура соединения;  $\times 2$

вязкость соединения (на образцах с надрезом в плоскости стыка) была значительно ниже, чем у основного металла (соответственно 4,4 и 7,4 кгМ/см<sup>2</sup>) [41]. Существенно, что низкая ударная вязкость связана не с какими-либо дефектами самого соединения, а с отмеченным выше искривлением волокон, так как при смещении надреза из плоскости стыка на 1,5—2 мм еще наблюдается заметное понижение показателей ударной вязкости как до, так и после термической обработки стыка, полностью снимающей эффект охрупчивания, возможный в результате подкалки во время сварки.

Большое значение имеет вопрос о влиянии параметров процесса трения на условия формирования и качество соединения. Простейшее представление о сварке трением как о процессе, состоящем из двух этапов — собственно трения, в задачу которого входит только нагрев свариваемых деталей с получением требуемого температурного поля, и проковки, обеспечивающей образование соединения, противоречит ряду экспериментально установленных факторов. Роль трения в формировании соединения особенно резко выявляется при сварке разноименных металлов, например, алюминия со сталью. Получение соединения в этом случае возможно только при относительно небольшой скорости скольжения, когда процесс идет с глубинным вырыванием и сопровождается «намазыванием» алюминия на относительно твердую сталь практически без образования хрупкой интерметаллидной прослойки. При проковке, по существу, происходит сварка алюминия с алюминием. При большой скорости скольжения процесс, по-видимому, переходит в режим полирования с нагревом поверхностного слоя алюминия до температуры плавления. Это сопровождается растворением алюминия в стали и образованием интерметаллидной прослойки, препятствующей формированию прочного соединения.

При сварке трением разноименных металлов с резко отличающимися механическими свойствами большая скорость скольжения может неблагоприятно влиять на процесс еще и по другой причине. При нагреве трением таких металлов один из них будет сильно деформироваться под действием осевого усилия, а другой может практически не изменять свою форму. Вследствие неизбежного биения трущихся торцов даже после механической обработки торца детали из более твердого металла непосредственно в сварочной машине в процессе трения поверхность детали из мягкого металла должна при каждом обороте шпинделя передеформироваться. При большой скорости скольжения такое передеформирование затрудняется и возможно нарушение равномерности нагрева по периметру трущихся торцов.

Из изложенного следует, что по своей природе сварка трением среди других процессов сварки давлением наиболее близка к контактной сварке оплавлением; если при трении очистка и обновление соединяемых поверхностей идет за счет образования и разрушения дискретных фрикционных связей с местными всплесками

температуры до точки плавления, то при оплавлении эти же процессы являются результатом возникновения и взрыва отдельных перемычек жидкого металла. В обоих случаях недостаточно быстрое доведение нагретых торцов до состояния физического контакта (медленная осадка, проковка с малой пластической деформацией) ведет к появлению в стыках окислов и непрочаров (если нет защитной атмосферы). Однако эти процессы имеют и принципиальные отличия. Главное из них состоит в том, что сварка трением может завершаться в твердом состоянии, в то время как сварка оплавлением по самой своей природе обязательно требует нагрева до температуры, лежащей выше  $T_{пл}$  обоих металлов. В частности, поэтому при сварке трением легче предупредить образование хрупких интерметаллидных прослоек и получить прочное соединение разноименных металлов.

#### § 4. УЛЬТРАЗВУКОВАЯ СВАРКА

Простейшая схема ультразвуковой сварки металлов представлена на рис. 187, а. Свариваемые детали 4 помещают на массивной опоре 5. Наконечник 6 рабочего инструмента 3 соединен с двигателем магнитострикционного преобразователя 1 через трансформатор 2 продольных упругих колебаний, представляющий вместе с рабочим инструментом волновод. При включении преобразователя в цепь высокочастотного генератора (обычно 18—30 кГц) создающееся в нем переменное магнитное поле приводит к периодическому удлинению и укорочению сердечника. Продольные упругие колебания усиливаются в волноводе и через наконечник 6 передаются в свариваемые детали в виде сдвиговых колебаний. Амплитуда этих колебаний обычно не превышает 20—30 мкм. Ее максимальное значение ограничивается усталостной прочностью материала волновода,

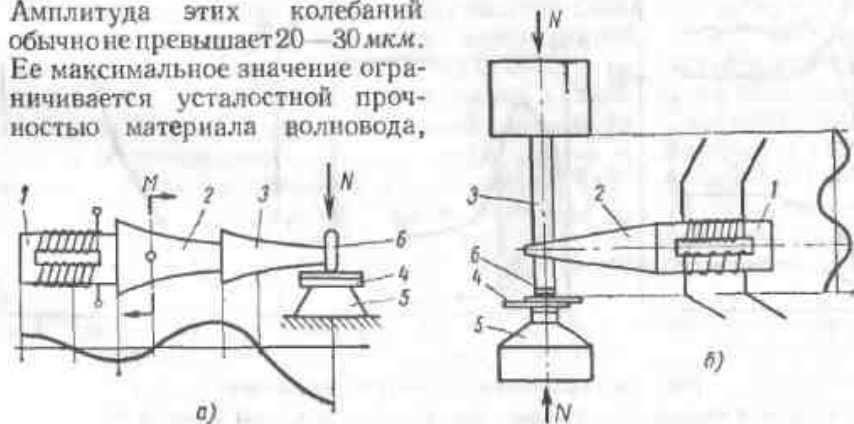


Рис. 187. Схемы ультразвуковой сварки металлов:

а — инструментом, совершающим продольные колебания; б — инструментом, нагруженным присоединенной массой и совершающим изгибные колебания

испытывающего знакопеременные напряжения, пропорциональные амплитуде колебаний.

При ультразвуковой сварке соединяемые детали должны быть сжаты нормальной силой  $N$ . В рассматриваемой схеме эта сила создается моментом  $M$  в узле колебаний. Дополнительные изгибные напряжения понижают работоспособность волновода. Этот недостаток устраняется в схеме (рис. 187, б) с инструментом 3, передающим изгибные напряжения, к концу которого в узле колебаний присоединяется масса, создающая усилие  $N$ .

Колебания инструмента передаются свариваемым деталям и опоре. Однако амплитуды колебаний инструмента  $\xi_u$ , верхней и нижней деталей  $\xi_{\sigma, \delta}$  и  $\xi_{\kappa, \delta}$  и опоры  $\xi_0$ , естественно, различны. В зависимости от материала свариваемых деталей, состояния поверхности и формы рабочего инструмента, а также параметров процесса (в первую очередь амплитуды  $\xi_u$  и усилия  $N$ ) распределение этих амплитуд различно. Изменение амплитуд колебаний в ходе сварки константана ( $\delta = 1,6$  мм) с железом ( $\delta = 8$  мм) при  $N = 200$  кг и  $\xi_u = 12 \div 14$  мкм показано на рис. 188, а [13]. Разности амплитуд  $\xi_u - \xi_{\sigma, \delta}$ ,  $\xi_{\sigma, \delta} - \xi_{\kappa, \delta}$  и  $\xi_{\kappa, \delta} - \xi_0$  соответствуют взаимному смещению инструмента по отношению к верхней детали, свариваемых деталей между собой и нижней детали по отношению к опоре. В рассматриваемом частном случае  $\xi_u - \xi_{\sigma, \delta} \approx 2 \div 4$  мкм;  $\xi_{\sigma, \delta} - \xi_{\kappa, \delta} \approx 5 \div 8$  мкм и  $\xi_{\kappa, \delta} - \xi_0 \leq 2$  мкм. В зависимости от величины взаимного смещения оно может сопровождаться общим проскальзыванием одного элемента относительно другого или соответствовать стадии предварительного смещения (см. § 2), при котором одновременное приложение нормальной и танген-

циальной сил приводит только к местному проскальзыванию в ограниченной зоне контакта (при  $a > r > a'$ , см. рис. 175, а). Некоторые исследователи в зависимости от наличия или отсутствия общего проскальзывания между свариваемыми деталями различают два варианта процесса [46, 107, 205]. Однако, как отмечается в работе [107], для образования прочного соединения и в режиме предварительного смещения необходимо, чтобы его амплитуда ( $\xi_{\sigma, \kappa} - \xi_{\kappa, \delta}$ ) приближалась к пороговому значению, т. е. к переходу в режим общего скольжения. При этом почти вся поверхность контакта деталей охватывается процессом трения.

Ультразвуковая сварка начинается со сглаживания поверхностных неровностей. Например, при сварке меди толщиной  $1 + 1$  мм ( $N = 400$  кг,  $\xi_u = 13 \div 14$  мкм и  $\xi_{\sigma, \delta} - \xi_{\kappa, \delta} = 5$  мкм) уже через 0,1 сек заметно сглаживание поверхности (рис. 189). Пластическая деформация при этом способствует разрушению окисных пленок, фрагменты которых остаются в соединении в виде отдельных включений. В зависимости от свойств окислов и температуры эти включения имеют округлую форму, например при сварке меди (рис. 190, а), или представляют собой плоские осколки [9]. При турбулентном характере деформации (см. ниже) окисные включения внедряются в металл на большую глубину. Рассошинский А. А. и др. отмечают, что толщина включений на несколько порядков больше толщины исходной пленки [119]. Это свидетельствует об одновременном разрушении пленок и интенсивном окислении, которому способствует активное состояние трущихся металлических поверхностей. Таким образом, при ультразвуковой сварке, как и при сварке трением, защита от окисления отсутствует — создаются лишь благоприятные условия для удаления окислов.

Условия формирования соединения при ультразвуковой сварке зависят от распределения амплитуды колебаний инструмента в системе инструмент—свариваемые детали—опора. Эту зависимость легко проследить при анализе температурного поля в свариваемых деталях и характера их пластической деформации.

Одна из схем измерения температуры представлена на рис. 191, а [134]. В тело свариваемых деталей были зачеканены хромель-

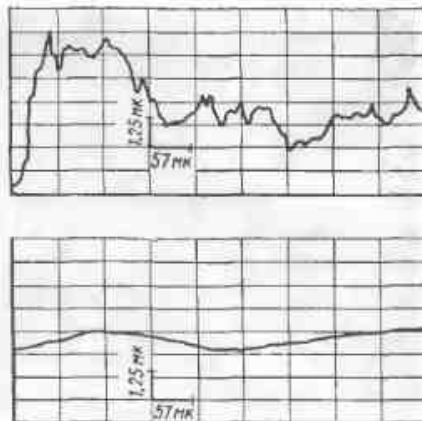


Рис. 189. Профилограммы поверхности свариваемых деталей (медь) до сварки (вверху) и через 0,1 сек после включения ультразвуковых колебаний [107]

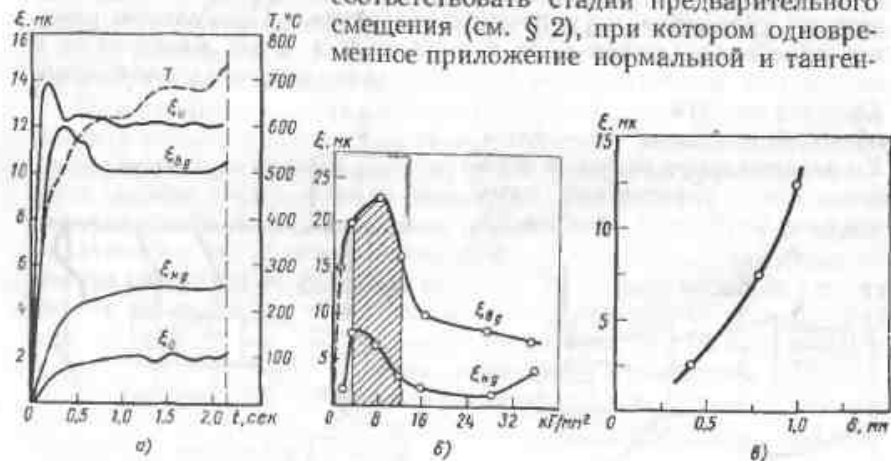


Рис. 188. Изменение амплитуды колебаний:

а — в процессе ультразвуковой сварки константана ( $\delta = 1,6$  мм) и железа ( $\delta = 8$  мм) при  $N = 200$  кг ( $\xi_u$  — амплитуда колебаний инструмента;  $\xi_{\sigma, \delta}$  и  $\xi_{\kappa, \delta}$  — то же, верхней и нижней деталей;  $\xi_0$  — то же, опоры;  $T$  — температура в контакте между деталями); б — в зависимости от удельного давления при сварке меди  $\delta = 1 + 1$  мм и неизменной амплитуде  $\xi_u$  [13]; в — в зависимости от толщины свариваемых деталей (алюминий) [217]

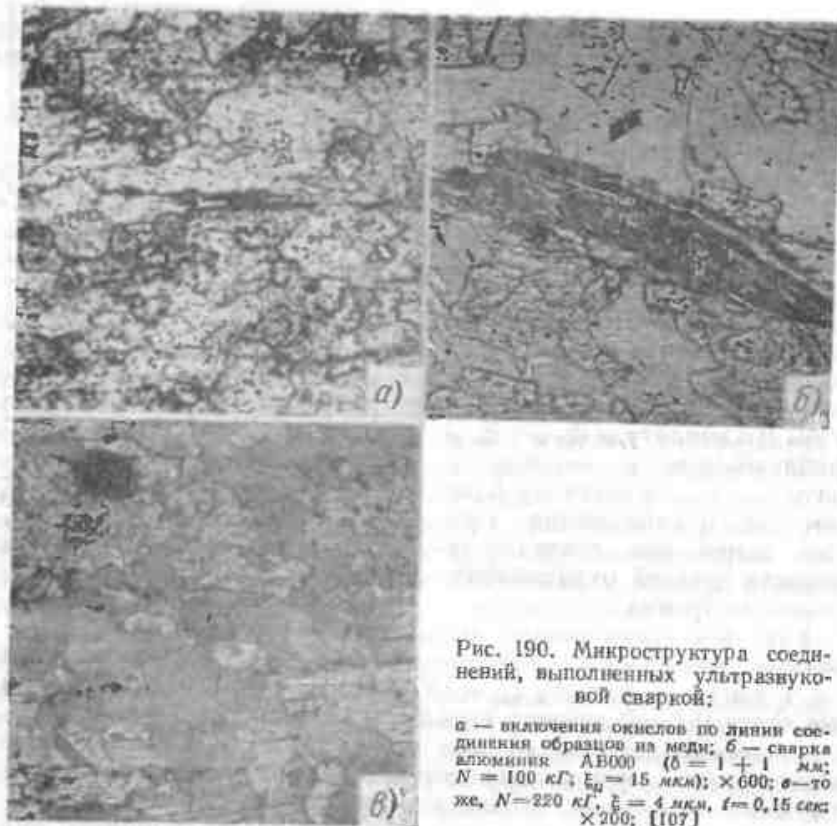
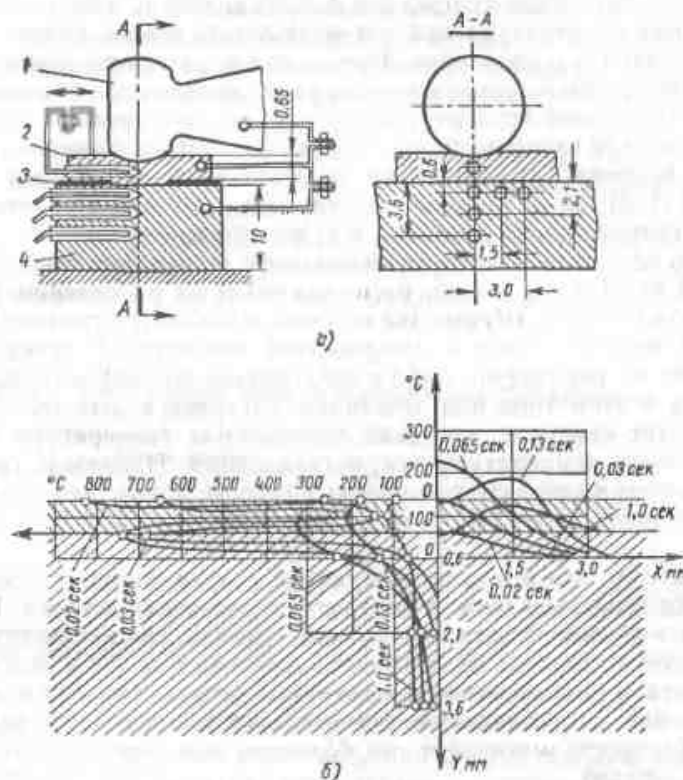


Рис. 190. Микроструктура соединений, выполненных ультразвуковой сваркой:

а — включения окислов по линии соединения образцов из меди; б — сварка алюминия АВ000 ( $\delta = 1 + 1$  мм;  $N = 100$  кг;  $f_{\text{из}} = 15$  мкс);  $\times 600$ ; в — то же,  $N = 220$  кг,  $f_{\text{из}} = 4$  мкс,  $t = 0,15$  сек;  $\times 200$ ; [107]

копелевые термопары диаметром 0,2 мм, а температура в контактах инструмента с верхней деталью и между деталями измерялась естественной термопарой железо—константан. При этом удалось измерить усредненную температуру контакта, а не ее максимальное значение в месте фактического контакта между трущимися поверхностями. Для устранения шунтирования термоэлектродвижущей силы случайными контактами, лежащими вне центральной зоны, за её пределами между свариваемыми деталями прокладывали тонкую изоляцию.

Истинную температуру при ультразвуковой сварке оценивали на образце из исследуемого металла (алюминия, меди, молибдена), зажатым на сварочной установке в паре с пластинкой из прозрачного материала так, чтобы через нее можно было видеть нагретые точки на трущихся поверхностях при включении ультразвука [217]. Наблюдаемая температура достигла у молибдена  $1400^{\circ}\text{C}$ , а у меди и алюминия в зависимости от параметров процесса она



б)

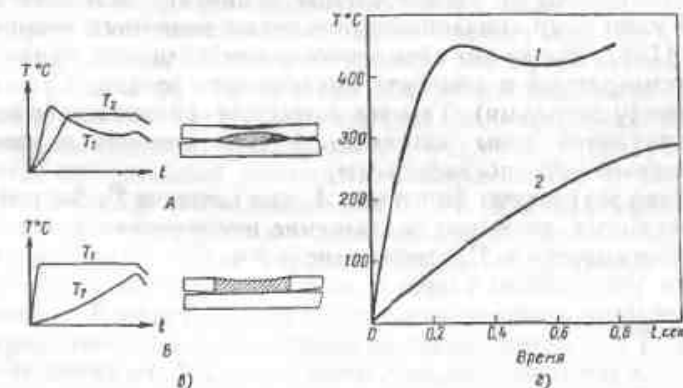


Рис. 191. Нагрев при ультразвуковой сварке:

а — расположение термопар (1 — сталь; 2 — константан; 3 — тефлоновая прокладка; 4 — вилко-железо); б — распределение температуры в верхней (константан  $\delta = 0,65$  мм) и нижней (железо  $\delta = 10$  мм) деталях (железо); в — типы термических циклов [134]; г — изменение температуры в контакте деталей (1 — при наличии общего скольжения в контакте деталей; 2 — без общего скольжения) [107]

лежала в интервале красного и белого каления. Таким образом, локальная температура при ультразвуковой сварке может достигать температуры плавления. При сварке меди по периферии соединения обнаружили шарики закристаллизовавшегося металла [217].

Распределение температуры при сварке константана с железом, полученное ее измерением по схеме на рис. 191, а в различные моменты времени, указывает на наличие трех источников тепла (рис. 191, б): а) в контакте инструмент—деталь; б) в контакте между свариваемыми деталями и в) по наружному периметру контакта, о чем свидетельствует интенсивное повышение температуры через 0,13—1,0 сек в зоне, расположенной на расстоянии 1,5 мм от оси соединения. Первые два источника связаны с трением в контактах; третий — либо с увеличенной амплитудой проскальзывания на их периферии, либо с энергичным передеформированием металла в этой зоне под действием ультразвуковых колебаний.

Следует отметить, что даже усредненная температура в зоне сварки выше температуры рекристаллизации. Например, средняя температура в контакте свариваемых деталей равна: для алюминия и его сплавов 300—350° С; меди 400—450° С; титана 500—600° С [134].

Очевидно, что при ультразвуковой сварке наиболее полезным является тепловыделение в контакте соединяемых деталей. Интенсивный нагрев контакта инструмент—деталь, свидетельствующий о большой амплитуде их взаимного смещения, ведет к износу инструмента и повреждению поверхности детали. Обычно взаимное скольжение сопровождается значительной пластической деформацией, распространяющейся на большую или меньшую глубину в тело деталей.

В зависимости от распределения температуры в зоне сварки Л. Л. Силин и др. различают несколько типичных термических циклов [134]. Два из них схематически представлены на рис. 191, в ( $T_1$  — температура в контакте инструмент—деталь;  $T_2$  — в контакте между деталями). Там же схематически показаны контуры соответствующей зоны интенсивной пластической деформации, определенные металлографически.

Лучшие результаты дает цикл А, при котором  $T_1$  быстро достигает максимума, взаимное скольжение инструмента и верхней детали прекращается и  $T_2$  стабилизируется. При этом получают соединения устойчивого качества при малом износе инструмента и незначительном повреждении поверхности верхней детали. Повышение  $T_1$  к концу процесса можно объяснить теплопередачей из зоны соединения через верхнюю деталь. Совершенно неприемлем цикл Б, при котором, по существу, взаимное скольжение идет только в контакте инструмент—деталь и полностью отсутствует в зоне сварки, нагрев которой осуществляется только за счет теплопередачи. В этом случае получить прочное соединение не удастся, несмотря на затрату большой энергии и широкую зону пластиче-

ской деформации. Тип термического цикла зависит от многих параметров: амплитуды  $\xi_m$ ; усилия  $N$ ; материала, состояния поверхности и формы наконечника инструмента; материала и состояния поверхности свариваемых деталей и др. Очень существенна роль  $\xi_m$  и  $N$ .

Уже упоминалось, что иногда различают два типа процесса в зависимости от наличия или отсутствия общего скольжения в контакте свариваемых деталей. При достаточно высоком усилии  $N$  и умеренной амплитуде  $\xi_m$  удается получить соединения повышенной прочности (табл. 44). При этом усредненная температура в контакте свариваемых деталей растет медленно (кривая 2, рис. 191, з)

Таблица 44

Режимы ультразвуковой сварки и прочность соединений (медь,  $\delta = 1 + 1$  мм) [107]

Тип режима	Режим сварки			Диаметр сварки точки в мм	Средняя разрушающая нагрузка на точку в кг
	$N$ в кг	$\xi_m$ в мм	$t$ в сек		
Без общего скольжения	440	13	1,1	6	320 ± 45 (по результатам испытания 25 образцов)
С общим скольжением	320	17	5,35	6—7	200

и остается существенно ниже, чем при сварке с общим скольжением (кривая Л). Однако во всех случаях кинетика формирования соединения имеет близкий характер: после сглаживания и очистки контактирующих поверхностей между ними образуются узлы схватывания, площадь которых по мере разогрева контакта увеличивается, пока она не охватит всю контактирующую поверхность. Как показал Н. А. Ольшанский, увеличение разрушающей нагрузки соединения с удлинением времени сварки связано не с повышением его удельной прочности (которая почти не меняется), а с ростом площади этого соединения [111]. Обычно установившаяся прочность соединения получается вскоре после достижения максимальной температуры в зоне контакта свариваемых деталей (рис. 192).

Возникает принципиальный вопрос: когда формируется соединение — еще в процессе действия ультразвуковых колебаний или только в момент их прекращения. По-видимому, как при наличии общего проскальзывания, так и, тем более, при сварке в условиях предварительного смещения соединение начинает формироваться еще в процессе ультразвуковых колебаний. Узлы схватывания, образующиеся между контактирующими поверхностями после достаточного их нагрева (а локальная температура в контакте может

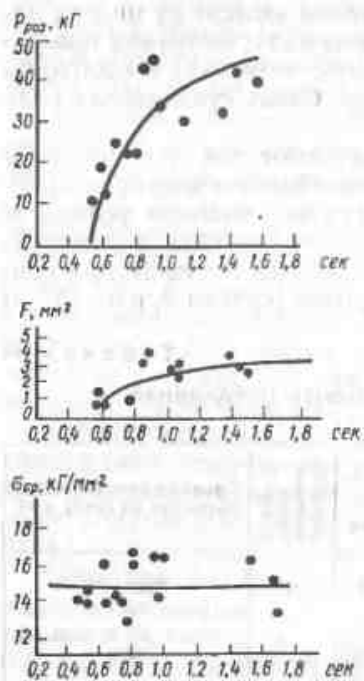


Рис. 192. Зависимость разрушающей нагрузки  $P_{раз}$ , площади соединения  $F$  и предела прочности при срезе  $\sigma_{ср}$  от длительности процесса при ультразвуковой сварке меди ( $\delta = 0,35 + 0,35$  мм) [111]

пропорционального ей удельного давления  $p$  в зоне соединения), что показано на рис. 188, б для сварки меди толщиной 1 + 1 мм. В этом случае рабочий диапазон удельных давлений, обеспечивающий  $\xi_{н.д} - \xi_{н.д} = 12 \div 13$  мкм и получение прочного соединения, оказался равным 4—12 кг/мм<sup>2</sup> (при  $\xi_{н.д} \approx 25$  мкм).

Значительная пластическая деформация в зоне соединения при воздействии ультразвуковых колебаний приводит к возникновению и движению множества дислокаций и к образованию большого количества вакансий. Все это способствует резкому ускорению диффузии в этой зоне, которое наиболее заметно проявляется при сварке разноименных металлов. Ряд исследований на микрорентгеновском анализаторе показал, что в зависимости от характера процесса диффузия проявляется в различной степени. Так, при сварке титана с медью было установлено проникновение меди в титан на глубину до 4 мкм от линии соединения и соответственно титана в медь на 2,5 мкм с образованием твердых растворов и интер-

приближаться к точке плавления), могут не разрушаться в результате пластической деформации окружающего их металла. Эта деформация существенно облегчается благодаря одновременному действию нормальной и тангенциальной сил. В зависимости от амплитуды взаимного смещения деталей ( $\xi_{н.д} - \xi_{н.д}$ ) деформация в зоне соединения меняет свой характер. При значительном смещении наблюдается турбулентная деформация (см. рис. 190, б); при относительно малом смещении деформация равномерна. В структуре при этом хорошо видны общие зерна (см. рис. 190, в). Характер деформации обычно различен в центральной зоне и на периферии соединения [19]. В центре, где велики нормальные напряжения сжатия, а смещение относительно мало, турбулентной деформации нет и осколки раздробленной окисной пленки постепенно перемещаются к краю; на периферии напряжения сжатия могут переходить в растягивающие.

При одной и той же амплитуде колебаний инструмента ( $\xi_{н.д}$ ) амплитуда взаимного смещения деталей ( $\xi_{н.д} - \xi_{н.д}$ ) зависит от силы  $N$  (или

металлидной фазы [57]. В то же время Х. Даниэльс, осуществляя сварку разнородных металлов с относительно малой амплитудой, не обнаружил диффузии (при разрешающей способности микроанализатора 1 мкм) [183]. Следует отметить, что в работе [107] даже при сварке по «оптимальному» режиму, т. е. при умеренной амплитуде колебаний и большой силе  $N$  в соединении меди с алюминием, наблюдалась интерметаллидная прослойка, свидетельствующая об относительно высокой температуре в их контакте при сварке.

Нагрев и значительная пластическая деформация, сопровождаемые разрушением окисных пленок, способствуют образованию прочных соединений. Возможна ультразвуковая сварка (рис. 193) как взаимно растворимых (Cu—Ni и др.), так и нерастворимых металлов (Fe—Ag, Cu—Mo и др.), а также металлов, образующих интерметаллиды (Cu—Al, Fe—Ti и др.).

Необходимая амплитуда колебаний быстро растет с увеличением толщины свариваемых деталей [217]. Максимальная амплитуда этих колебаний, как правило, ограничивается прочностью волновода при действии циклических напряжений. В результате этого ультразвуковая сварка практически применима для присоединения детали небольшой толщины (обычно до 1—1,5 мм) к нижней детали любой толщины. Несмотря на существенные достоинства (отсутствие небольшой макропластической деформации, возможность соединения одноименных и разнородных металлов при резком различии деталей по толщине), ультразвуковая сварка пока получила ограниченное применение. Это связано с некоторой неустойчивостью распределения колебаний в системе инструмент—свариваемые детали—опора, понижающей стабильность качества соединений, а также с наличием взаимного смещения между инструментом и верхней свариваемой деталью, иногда ведущего к повреждению поверхности этой детали.

Выдвинут ряд объяснений механизма образования соединения при ультразвуковой сварке. Их различие в основном касается деталей процесса. Общим для всех гипотез является признание того, что при ультразвуковой сварке в результате сухого трения (как при наличии общего скольжения, так и в случае работы в режиме предварительного смещения) разрушаются поверх-

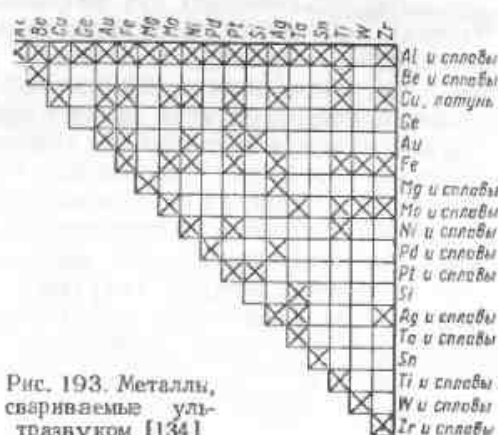


Рис. 193. Металлы, свариваемые ультразвуком [134]

ностные пленки и между чистыми металлическими поверхностями, интенсивно нагреваемыми со значительной пластической деформацией, способствующей их выравниванию, возникают узлы схватывания. Л. Л. Силли и др. считают, что в конечной стадии процесса эти узлы могут подвергаться значительной деформации турбулентного характера без разрушения и сварное соединение, таким образом, уже существует до прекращения ультразвуковых колебаний [134]. Этой же точки зрения придерживаются А. А. Алов и В. Байер, которые для объяснения относительно легкого взаимного перемещения уже соединенных деталей в процессе действия ультразвуковых колебаний вводят понятие о квазжидком состоянии поверхностных слоев металла [9]. Вряд ли можно ожидать, что в условиях ультразвуковой сварки при действии небольших нормальных и тангенциальных сил твердый металл может перейти в квазжидкое состояние, возможное только в условиях чрезвычайно высоких трехосных напряжений (например, в условиях сварки взрывом). Однако в ряде случаев вероятно образование тонкой пленки жидкого или полужидкого металла.

Отсутствие прямых экспериментальных данных оставляет вопрос о моменте формирования соединения (при действии ультразвуковых колебаний или после их прекращения) открытым.

Положительный эффект ковочного давления, показанный в работе [9], свидетельствует о том, что завершающая стадия процесса, протекающая после отключения ультразвуковых колебаний, также играет важную роль в формировании соединения. Это все же не дает основания считать, что при ультразвуковой сварке роль колебаний сводится только к нагреву поверхностных слоев металла и разрушению окисных пленок [1]. По-видимому, еще при действии этих колебаний начинается формирование соединения.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Анализ основных технологических процессов сварки давлением в твердом состоянии показал, что при сварке металлов разрушение поверхностных окисных пленок является одним из обязательных условий образования соединений с высокими механическими свойствами, хотя при достаточно продолжительном нагреве возможно ее осуществление и через окисные пленки, но, как правило, при пониженных пластических свойствах соединения.

Второе, достаточно очевидное условие выполнения сварки давлением — образование между соединяемыми поверхностями физического контакта. Однако даже наличия физического контакта между чистыми поверхностями реальных металлических тел еще недостаточно для их сварки в твердом состоянии; для этого необходима некоторая активация атомов на соединяемых поверхностях; механическая за счет движения дислокаций и вакансий при пластической деформации или термическая. Нельзя считать вполне установленным, нужна ли такая активация для взаимной «подстройки» атомов на соединяемых поверхностях или также для частичного разрыва связей этих атомов со своими соседями.

Способность к схватыванию и к сварке в твердом состоянии как одноименных, так и разноименных металлов и сплавов весьма различна и зависит от рода соединяемых металлов, а также от особенностей применяемого технологического процесса. Нет экспериментальных оснований для того, чтобы считать невозможным схватывание в твердом состоянии тех или иных разноименных металлов, тем более это справедливо для одноименных металлов. Ни резкое различие в размерах атомов, ни отсутствие взаимной растворимости, ни различие в типе кристаллической решетки не являются препятствием для схватывания разноименных металлов. Трудности, нередко встречающиеся на пути получения прочного соединения при сварке давлением как одноименных металлов (например, железа при холодной сварке), так и разноименных, по-видимому, связаны не с их неспособностью к схватыванию, а с невозможностью сохранения образовавшихся узлов схватывания при возврате к нормальным условиям (снятии внешнего давления, охлаждении до комнатной температуры). Однако необходимы дальнейшие исследования для того, чтобы однозначно установить взаимосвязь условий образования прочных соединений при сварке давлением с теми или иными физическими свойствами и особенностями строения соединяемых металлов и сплавов.

## ЛИТЕРАТУРА

- Айнбиндер С. Б. Некоторые вопросы ультразвуковой сварки. «Сварочное производство», 1959, № 12.
- Айнбиндер С. Б. Новые способы сварки давлением. Рига, Изд. АН Латв. ССР, 1960.
- Айнбиндер С. Б., Глуде К. Г., Логикова А. Д., Праич А. С., Растригина Э. Ф. Основы теории сварки давлением. «Автоматическая сварка», 1964, № 5.
- Айнбиндер С. Б., Дзинитор Р., Клокова Э. Ф., Упит Ж. Холодная сварка металлов. «Известия АН Латв. ССР», 1955, № 6.
- Айнбиндер С. Б., Клокова Э. Ф. Некоторые особенности сварки давлением. «Известия АН Латв. ССР», 1958, № 12.
- Айнбиндер С. Б., Растригина Э. Ф. Холодная точечная сварка тонкого листового металла. «Сварочное производство», 1963, № 7.
- Айнбиндер С. Б., Упит Ж. Н. Сцепление металлов при пластической деформации. «Известия АН Латв. ССР», 1953, № 9 (74).
- Алов А. А. Вопросы теории сварочных процессов. М., Машиз, 1959.
- Алов А. А., Байер В. Некоторые вопросы образования соединения при сварке ультразвуковыми колебаниями. «Автоматическая сварка», 1963, № 11.
- Арман Г., Лавужолад Ж. Взаимодействие между нержавеющей сталью и оксидом углерода в условиях низких давлений и высоких температур. В сб. «Сорбционные процессы в вакууме». М., Атомиздат, 1966.
- Астров Е. И. Плакированные многослойные металлы. М., Изд. «Металлургия», 1965.
- Ахматов А. С. Молекулярная физика граничного трения. М., Физматгиз, 1963.
- Баладин Г. Ф., Кузнецов В. А., Силин Л. Л. Об относительных перемещениях деталей при ультразвуковой сварке металлов. «Сварочное производство», 1967, № 10.
- Баранов И. Б. Холодная сварка пластичных металлов. Л., Машиз, 1962.
- Баум Ф. А. Физика взрыва. М., Воениздат, 1959.
- Бердичевский Г. И., Соболенко Т. М. Исследование зоны соединения при сварке металлов взрывом. «Автоматическая сварка», 1968, № 9.
- Бокштейн С. З., Губарева М. А., Кишкин С. Т. Влияние состояния поверхности на процессы самодиффузии и диффузии в поверхностном слое сплавов. В сб. «Процессы диффузии, структура и свойства металлов». М., «Машиностроение», 1964.
- Бродский А. И. Курс физической химии. Т. 1., М., Госхимиздат, 1944.
- Брук М. В. Распределение окисных пленок в зоне контакта при ультразвуковой сварке. «Автоматическая сварка», 1962, № 3.
- Брум Т., Хэм Р. К. Влияние точечных дефектов решетки на некоторые физические свойства металлов. В сб. «Вакансии и другие точечные дефекты в металлах и сплавах». М., Металлургия, 1961.
- Веркин Б. И., Кравченко Е. Л., Люличев А. Н. Исследование схватывания алюминия и меди в глубоком вакууме. «Автоматическая сварка», 1966, № 2.
- Вильямс Э. К., Хайфильд П. К. Точечные дефекты вблизи поверхности металла. В сборнике: «Вакансии и другие точечные дефекты в металлах и сплавах». М., Металлургия, 1961.
- Вилль В. И. Сварка металлов трением. М., Машиз, 1961.
- Воинов В. П. Влияние параметров режима на мощность и нагрев стержней при сварке трением. «Сварочное производство», 1966, № 5.
- Гарбер Л. И., Дьяченко С. С. Исследование процессов спекания электролитической меди. «Журнал технической физики», 1952, № 7.
- Гарбер Л. И., Поляков Р. М. Исследование процессов припекания металлов. «Физика металлов и металловедение», 1961, № 5.
- Гегузин Я. Е. Макроскопические дефекты в металлах. М., Металлургия, 1962.
- Гельман А. С. О природе сварки трением. «Автоматическая сварка», 1965, № 3.
- Гельман А. С. Начальное электрическое сопротивление при точечной сварке. «Автоматическая сварка», 1961, № 7.
- Гельман А. С. Тепловые процессы при точечной сварке. Труды ЦНИИТМАШ, 1946, № 14.
- Гельман А. С., Большаков М. В. Влияние окисных пленок на формирование соединения при сварке металлов давлением. «Сварочное производство», 1967, № 10.
- Гельман А. С., Большаков М. В., Семенов А. П. Влияние текстуры проката на условия холодной сварки алюминия. «Сварочное производство», 1967, № 4.
- Гельман А. С., Большаков М. В. Некоторые особенности холодной сварки металлов. Труды IV конференции молодых научных сотрудников. ЦНИИТМАШ, 1969.
- Гельман А. С., Большаков М. В. Процесс очистки металлов от окисных пленок в вакууме. В сб. «Научно-исследовательская информация ЦНИИТМАШ, 1967, № 74.
- Гельман А. С., Имшенник К. П., Кабанов Н. С. Природа и роль процесса оплавления при стыковой сварке. «Автогенное дело», 1951, № 11.
- Гельман А. С., Кабанов Н. С., Слепак Э. С. Контактная стыковая сварка труб. М., Машиз, 1957.
- Гельман А. С., Мельбард С. Н. Влияние на свойства соединения распределения тока по сечению при сварке оплавлением. «Сварочное производство», 1963, № 3.
- Гельман А. С., Мельбард С. Н. Некоторые особенности стыковой сварки оплавлением. «Автоматическая сварка», 1964, № 6.
- Гельман А. С., Павличенко В. С. Влияние активного и индуктивного сопротивления стыковой машины на процесс сварки оплавлением. «Сварочное производство», 1961, № 4.
- Гельман А. С., Попов В. С. Влияние исходной структуры стали 12Х2МФБ на ее свариваемость оплавлением. «Сталь», 1956, № 3.
- Гельман А. С., Саидер М. П. Сварка трением толстостенных труб. «Технология машиностроения», 1960, № 3.
- Гельман А. С., Саидер М. П. Мощность и нагрев при сварке трением толстостенных труб. «Сварочное производство», 1959, № 10.
- Гельман А. С., Слепак Э. С. Особенности стыковой сварки оплавлением труб из жаропрочных аустенитных сталей. «Сварочное производство», 1959, № 5.
- Гельман А. С., Слепак Э. С., Смирнова Е. К., Ханкин В. И. Фрактографическое исследование стыков труб, сваренных оплавлением. «Сварочное производство», 1969, № 3.



45. Гельман А. С., Ханкин В. И. Сварка труб поверхностей нагрева из перлитных сталей с продувкой газа при оплавлении. В сб. «Научно-исследовательская информация ЦНИИТМАШа», 1967, № 74.
46. Гинзбург С. К., Мицкевич А. М., Носов Ю. Г. К вопросу об образовании соединений при ультразвуковой сварке металлов. «Сварочное производство», 1967, № 5.
47. Гич Г. А. Теория спекания. «Успехи физики металлов», т. 1. М., Metallurgizdat, 1956.
48. Глуханов Н. П., Богданов В. Н. Сварка металлов при высокочастотном нагреве. М., Mashiz, 1962.
49. Голего Н. Д. Схватывание металлов в глубоком вакууме. «Автоматическая сварка», 1965, № 3.
50. Голего Н. Л. Схватывание металлов и его предупреждение. Киев, «Техника», 1965.
51. Головкин Р. В., Лукин П. В. Радиочастотная сварка прямошовных труб. М., Mashiz, 1961.
52. Грдина Ю. В., Неверов В. В. О перестройке атомов при схватывании металлов. «Известия вузов. Черная металлургия», 1967, № 12.
53. Грейль Е. А. Исследование случаев разрушения сварных рельсовых стыков. В сб. «Новое в сварке на железнодорожном транспорте». М., Трансжелдориздат, 1963.
54. Губкин С. И. Пластическая деформация металлов, т. 2. М., Metallurgizdat, 1961.
55. Гудремон Э. Специальные стали, т. 1. М., Metallurgizdat, 1959.
56. Гуннов Р. Использование вакуумных печей для дегазации металлов в твердом состоянии, пайки, отжига и других операций. В сб. «Вакуумная металлургия». М., Metallurgizdat, 1959.
57. Гуфельд П. Л., Матаева М. И. О возникновении соединения при ультразвуковой сварке металлов. В сб. «Металловедение и физика металлов». Вып. 4. М., Metallurgizdat, 1964.
58. Гюнтер Г. Методы и приборы для измерения парциальных давлений. В сб. «Сорбционные процессы в вакууме», М., Атомиздат, 1966.
59. Демьянчук А. С. Одновременное определение углерода и других примесей в сталях и чугунах спектральным методом. «Автоматическая сварка», 1958, № 8.
60. Дерibas А. А., Кудинов В. М., Матвеев Ф. П. Влияние начальных параметров на процесс волнообразования при сварке металлов взрывом. «Физика горения и взрыва», 1967, № 4.
61. Дерibas А. А., Кудинов В. М., Соболенко Т. М. Упрочнение малоуглеродистой стали в процессе соударения пластин при переменном угле встречи. «Физика горения и взрыва», 1967, № 3.
62. Дерibas А. А., Кудинов В. М., Матвеев Ф. П., Симонов В. А. Сварка взрывом. «Физика горения и взрыва», 1967, № 1.
63. Дерibas А. А., Кудинов В. М., Матвеев Ф. П., Симонов В. А. Определение параметров соударения плоских тел, метаемых ВВ, в условиях сварки взрывом. «Физика горения и взрыва», 1967, № 2.
64. Жуковский Б. Д., Зильберштейн Л. И., Осада Я. Е. Производство труб электросваркой методом сопротивления. М., Metallurgizdat, 1952.
65. Забурдин М. К., Захаренко В. Ф., Шестаков С. Н., Третьяков Ф. Е. Стыковая сварка титана и его сплавов на модернизированных машинах МСГА-300. «Сварочное производство», 1958, № 9.
66. Зайков М. А. Режимы деформации и усилия при горячей прокатке. Свердловск. Metallurgizdat, 1960.
67. Зайцев Г. З., Гельман А. С., Пономарев В. А., Цемахович Б. Д. Усталостная прочность стали, облицованной сваркой взрывом. «Сварочное производство», 1966, № 10.
68. Зельдович Я. Б., Кампанец А. С. Теория детонации. М., Гостехиздат, 1955.

69. Исаев А. И. Влияние технологических факторов на остаточные напряжения в поверхностном слое. М., ИТЭИИ, 1957.
70. Кабанов Н. С. Сварка сопротивлением труб в защитной среде. «Сварочное производство», 1955, № 4.
71. Кабанов Н. С., Слепак Э. С. Технология стыковой контактной сварки. М., Mashiz, 1961.
72. Кабанов Н. С., Слепак Э. С. Сварка непрерывным оплавлением котельных труб из малоуглеродистой и низколегированной стали. «Сварочное производство», 1955, № 8.
73. Казакон Н. Ф. Диффузионная сварка в вакууме стали. «Сварочное производство», 1962, № 8.
74. Казакон Н. Ф. Диффузионная сварка в вакууме металлов, сплавов и неметаллических материалов. М. Изд. Моск. Технологич. Института мясной и молочной промышленности, 1965.
75. Казакон Н. Ф. Диффузионная сварка в вакууме. М., «Машиностроение», 1968.
76. Каракозов Э. С., Карташкин Б. А., Шоршоров М. Х. О кинетике процесса образования соединения при сварке в твердом состоянии однородных материалов. «Физика и химия обработки металлов», 1968, № 3.
77. Касаткин Б. С., Кораб Г. Н. Формирование соединения при сварке без оплавления. «Автоматическая сварка», 1967, № 4.
78. Ковальчук Г. В., Лев И. Е., Куцов Ю. Г., Долинская В. З. О химической неоднородности зоны шва при стыковой сварке арматурной стали. «Сварочное производство», 1966, № 3.
79. Корсунов В. М. Стыковая сварка труб с нагревом токами высокой частоты. «Сварочное производство», 1968, № 8.
80. Костецкий Б. И. Сопротивление изнашиванию деталей машин. М., Mashiz, 1959.
81. Костецкий Б. И., Ивженко И. П. Дислокационная модель процесса холодной сварки металлов. «Автоматическая сварка», 1964, № 5.
82. Котрелл А. Х. Точечные дефекты и механические свойства металлов и сплавов при низких температурах. В сб. «Вакансии и другие точечные дефекты в металлах и сплавах». М., Metallurgizdat, 1961.
83. Котрелл А. Х. Дислокации и пластическое течение в металлах. М., Metallurgizdat, 1958.
84. Кораб Г. Н., Касаткин Б. С., Назарчук А. Т. Образование физического контакта при сварке без оплавления. «Автоматическая сварка», 1968, № 2.
85. Кочановский Н. Я., Федер Е. С., Катлер С. М. Сварка электрической дугой, вращающейся в магнитном поле. «Сварочное производство», 1959, № 8.
86. Крагельский И. В. Трение и износ. М., Mashiz, 1962.
87. Красулин Ю. Л. Дислокации как активные центры в топочимических реакциях. «Теоретическая и экспериментальная химия», 1967, № 1.
88. Красулин Ю. Л., Иванов В. Д., Круглов Л. М. Роль дислокаций в процессе образования соединения при сварке давлением с подогревом металла с полупроводником. «Известия АН СССР. Неорганические материалы», 1965, № 7.
89. Кубашевский О., Голкинс Е. Окисление металлов и сплавов. М., «Металлургия», 1965.
90. Куликов И. С. Термическая диссоциация соединений. М., «Металлургия», 1966.
91. Кучук-Яценко С. И., Касаткин Б. С., Казымов Б. И., Оноприенко В. П. Контактная стыковая сварка толстостенных труб из теплоустойчивых сталей. «Автоматическая сварка», 1966, № 3.
92. Кучук-Яценко С. И., Лебедев В. К. Контактная стыковая сварка непрерывным оплавлением. Киев, «Наукова думка», 1965.
93. Лаврентьев М. А. Кумулятивный взрыв и принципы его работы. «Успехи математических наук», 1957, № 4.

94. Лашко Н. Ф., Лашко-Авакян С. В. *Металловедение сварки*. М., Машгиз, 1954.
95. Лебедев А. М., Павлов Н. В. Контактная сварка рельсов с поверхностной закалкой. В сборнике: «Новое в сварке на железнодорожном транспорте». М., Транскеллориздат, 1963.
96. Лебедев В. К., Горбунов Г. В. Сопротивление короткого замыкания стыковой машины и устойчивость процесса оплавления. «Автоматическая сварка», 1958, № 3.
97. Лебедев В. К., Сахацкий Г. П., Черненко И. А. Прессовая сварка равномерно нагретых стальных заготовок большого сечения. «Автоматическая сварка», 1967, № 1.
98. Лебедев В. К., Кузук-Яценко С. И. Интенсификация нагрева металла при стыковой контактной сварке путем усиления окислительных реакций. «Автоматическая сварка», 1956, № 3.
99. Логниова А. Я., Макаров В. А., Растрюгина Э. Ф. Холодная сварка сталей. «Сварочное производство», 1966, № 9.
100. Макара А. М. и Назарчук А. Т. Повышение ударной вязкости соединений при диффузионной сварке. «Автоматическая сварка», 1969, № 2.
101. Манквилл А. Д., Манквилл М. К., Титан. М., *Металлургия*, 1958.
102. Мак Лин Д. Границы зерна в металлах. М., *Металлургия*, 1960.
103. Малышев К. А., Павлов В. А., Садовский В. Д. Влияние скорости нагрева на превращения в стали. Труды института физики металлов, вып. 9. Изд. Уральского филиала АН СССР, Свердловск, 1946.
104. Мальцев М. В., Байков А. И., Соловьев В. А. Молибден. М., «Металлургия», 1966.
105. Мельбард С. Н., Слепак Э. С. Остатки В. С. Лифшица и О. С. Папкова: «Влияние закона перемещения изделей в процессе оплавления на нагрев при стыковой сварке». «Сварочное производство», 1967, № 9.
106. *Металловедение и термическая обработка*. Справочник, стр. 602. Изд. 1-е, М., *Металлургия*, 1956.
107. Мицкевич А. М., Гинзбург С. К., Холопов Ю. В. О механизме процесса ультразвуковой сварки металлов. «Ультразвуковая техника», 1966, № 2.
108. Мицкевич А. М., Холопов Ю. В. Влияние внешнего трения на прочность ультразвуковых сварных соединений. «Ультразвуковая техника», 1965, № 4.
109. Никифоров Г. Д., Дьяченко В. В., Орлов Б. Д., Долгов Ю. С., Никитин В. М. О механизме образования соединений при сварке и пайке. «Сварочное производство», 1967, № 12.
110. Ниссенштейн Х. Электронная эмиссия с поверхности твердых тел после механической обработки и облучения. В сб. «Экзоэлектронная эмиссия». М., Изд-во иностр. лит., 1962.
111. Ольшанский Н. А. К вопросу образования соединения при ультразвуковой сварке металлов. «Автоматическая сварка», 1961, № 3.
112. Пихтовиков Р. В., Завьялова В. М. Штамповка листового металла взрывом. М., «Машиностроение», 1964.
113. Преснов В. А., Новодворский Ю. Б., Якубеня М. П. Основы техники и физики сварки. Изд-во Томского Университета, 1961.
114. Пугачев А. И. Технология подготовки алюминиевых сплавов под контактную сварку. «Сварочное производство», 1950, № 2.
115. Пугачев А. И., Демкин Н. В., Рязанцев В. И. Размеры начального контакта при точечной сварке легких сплавов. «Сварочное производство», 1968, № 4.
116. Пугин А. И. Нагрев стержней при сварке встык сопротивлением. В сб. «Тепловые процессы при контактной сварке». М., Изд. АН СССР, 1959.
117. Пугин А. И. Прерывистый подогрев круглых стержней большого диаметра при сварке встык оплавлением. В сб. «Тепловые процессы при контактной сварке». М., Изд. АН СССР, 1959.
118. Райнхард Д. С., Пирсон Д. Ж. Взрывная обработка металлов. М., Изд. «Мир», 1966.
119. Россинский А. А., Лебига В. А., Кислицыи В. М. Некоторые особенности ультразвуковой сварки. «Автоматическая сварка», 1958, № 9.
120. Ростовцев С. Т. Теория металлургических процессов. М., *Металлургия*, 1955.
121. Рыкалин Н. Н. Расчеты тепловых процессов при сварке. М., *Машгиз*, 1951.
122. Рыкалин Н. Н., Шоршоров М. Х., Красулин Ю. Л. Физические и химические проблемы соединения разнородных материалов. Изв. АН СССР: «Неорганические материалы», № 1, 1965.
123. Самсонов Г. В. Роль образования стабильных электронных конфигураций и формирование свойств химических элементов и соединений. «Украинский химический журнал», 1965, № 12.
124. Самсонов Г. В., Бурьякина А. Л., Евтушенко С. В. Электронный механизм диффузионной сварки. «Автоматическая сварка», 1966, № 10.
125. Сахацкий Г. П. Исследование контактной стыковой сварки оплавлением и сопротивлением. «Автоматическая сварка», 1963, № 10.
126. Сахацкий Г. П. Контактная стыковая сварка меди и никеля оплавлением. «Автоматическая сварка», 1962, № 6.
127. Сахацкий Г. П., Черненко И. А. Исследование прессовой стыковой сварки сталей. «Автоматическая сварка», 1965, № 9.
128. Седых В. С., Бондарев М. П. Основные параметры сварки взрывом и прочностные характеристики сварных соединений. «Сварочное производство», 1963, № 2.
129. Седых В. С., Дерibas А. А., Биченков Е. И., Гришин Ю. А. Сварка взрывом. «Сварочное производство», 1962, № 5.
130. Семенов А. П. Схватывание металлов. М., *Машгиз*, 1958.
131. Семенов А. П. Исследование схватывания металлов при совместном пластическом деформировании. М. Изд. АН СССР, 1953.
132. Семенов А. П. Схватывание металлов — основа холодной сварки. «Автоматическая сварка», 1964, № 5.
133. Сидоров Б. А. Пластичность и хрупкость металлов при низких температурах. В сб. «Физическая природа хрупкости металлов». Киев, «Наукова думка», 1965.
134. Силин Л. Л., Баландин Г. Ф., Коган М. Г. Ультразвуковая сварка. М., *Машгиз*, 1962.
135. Славинский М. П. Физико-химические свойства элементов. М., *Металлургия*, 1952.
136. Слепак Э. С., Мельбард С. Н., Гельман А. С. Автоматизированное оборудование для стыковой сварки. В сб. «Автоматизация процессов сварки и обработки давлением». М., Изд. «Наука», 1966.
137. Слепак Э. С., Овчинников А. С. Стыковая сварка толстостенных труб поверхностей нагрева с использованием токов высокой частоты. В сб. «Научно-исследовательская информация ЦНИИТМАШ», № 74, М., 1967.
138. Слепуха В. Т. Образование поверхностей, свободных от окисных пленок, при диффузионной сварке в вакууме. «Сварочное производство», 1965, № 5.
139. Соболев Н. Н. Разрушение током тонких проволок. «Журнал экспериментальной и теоретической физики», 1947, № 11.
140. Твердые тела при высоком давлении. М., «Мир», 1966.
141. Теснер П. А., Рабинович С. Я., Матюшенко Л. А. Изучение процесса сажеобразования при термическом разложении разбавленных смесей углеводородов. «Труды ВНИИГАЗ», вып. 12/20. М., *Гостоттехиздат*, 1961.
142. Титченер Э. Л., Бевер М. Б. Скрытая энергия при наклепе. «Успехи физики металлов», т. IV, М., *Металлургия*, 1961.

143. Трефидов В. И. Роль типа межатомной связи при хрупком разрушении. В сб. «Физическая природа хрупкого разрушения». Киев, «Наукова думка», 1965.
144. Трутнев В. В., Шоршоров М. X. Диффузионная сварка аустенитной стали с алюминием и его сплавами. «Сварочное производство», 1967, № 10.
145. Ушакова С. Е. Исследование диффузионной сварки в вакууме нержавеющей стали 2Х13. «Автоматическая сварка», 1963, № 6.
146. Форостовец Б. А., Демьянчук А. С. Химическая неоднородность соединения при контактной стыковой сварке сталей большого сечения. «Автоматическая сварка», 1967, № 6.
147. Фридель Ж. Дислокации. М., «Мир», 1967.
148. Фрост А. В. Избранные научные труды. М., Изд. Моск. Университета, 1960.
149. Хазов Я. В. Стыковая сварка оплавлением алюминиевых сплавов. «Авиационная промышленность», 1961, № 1.
150. Харченко К. Г., Гурский П. И., Гордония А. А. Холодная сварка титана со сталью. «Автоматическая сварка», 1965, № 9.
151. Хольм Р. Электрические контакты. М., Изд-во иностр. лит. 1961.
152. Хренов К. К., Балакин В. И. Роль вакуума при холодной сварке. «Автоматическая сварка», 1966, № 2.
153. Хренов К. К., Гурский П. И., Балакин В. И. Холодная сварка разнородных металлов. «Автоматическая сварка», 1965, № 3.
154. Хренов К. К., Сахадкий Г. П. Холодная сварка металлов. В сб. «Новые способы сварки и резки металлов». Киев, Гостехиздат УССР, 1953.
155. Христофоров А. И., Нова Н. А. Влияние параметров сварки трением на качество сварного соединения. «Сварочное производство», 1966, № 3.
156. Христофоров А. И. Сварка трением заготовок режущего инструмента. «Сварочное производство», 1965, № 5.
157. Чалмерс Б. Физическое металловедение. М., Металлургиздат, 1963.
158. Чертаевских А. К., Кан К. Н. Влияние природы окисла и смазки на внешнее трение металлов при их пластической деформации. В сб. «Трение и смазка при обработке цветных металлов». М., Изд. АН СССР, 1945.
159. Шестаков А. И., Россошинский А. А. Прессовая сварка катаных профилей из алюминиевомагниевого сплава. «Автоматическая сварка», 1962, № 5.
160. Шмелева И. А., Лившиц Л. С., Ситнова Н. В. Особенности строения соединений, выполненных дугоконтактной сваркой. «Сварочное производство», 1967, № 12.
161. Шмыков А. А., Малышев Б. В. Контролируемые атмосферы. М., Машгиз, 1953.
162. Шоршоров М. X., Красулин Ю. Л., Дубасов А. М. и др. К вопросу расчетной оценки режимов сварки давлением. «Сварочное производство», 1967, № 7.
163. Юм-Розери В. Атомная теория для металлургов. М., Металлургиздат, 1955.
164. Эрлих Г. Атомная адсорбция. В сб. «Взаимодействие газов с поверхностями». М., «Мир», 1965.
165. Alexander B. H., Balluffi R. W. Mechanism in sintering of copper. «Acta Metallurgica», 1957, N 11.
166. Aylmore D. W., Gregg S. T., Jepson W. B. Oxidation of aluminium in dry oxygen. «Journal of the Institute of Metals», 1960, N 1.
167. Bahrani A. S., Black T. S., Crossland B. The mechanics of wave formation in explosive welding. «Proceedings of the Royal Society», 296A, 1967, N 1445.
168. Bahrani A. S., Crossland B. Explosive cladding «Welding and Metal Fabrication», 1966, N 7.
169. Bernard R. G. Processes involved in sintering «Powder Metallurgy», 1959, N 3.
170. Boes P. J., Rosenstiel A. P., Verbroek C. K. Zum Sprengschweissen von Metallen. «Bänder, Bleche, Röhren», 1965, N 5.
171. Bowden F. P., Hughes T. R. The friction of clean metals and the influence of adsorbed gases. «Proceedings of the Royal Society» 172A, 1939, N 949.
172. Bowden F. P., Ridler K. R. Physical properties of surfaces. «Proceedings of the Royal Society», 154A, 1936, N 883.
173. Bowden F. P., Rowe G. W. The adhesion of clean metals. «Proceedings of the Royal Society», 233A, 1956, N 1195.
174. Bowden F. P., Tabor D. Properties of metallic surfaces. Reprint N 13, London, 1953.
175. Bowden F. P., Tabor D. Friction and lubrication, London, 1956.
176. Bowden F. P., Tabor D. Friction and lubrication of solids. Oxford, 1950, 1962.
177. Chironis N. P. Designing for zero wear — or predictable minimum. «Product Engineering», 1966, N 17.
178. Coffin L. F. Study of the sliding process of metals with particular preference to atmosphere. «Lubrication Engineering», 1956, N 1.
179. Cold Welding under high vacuum «Metalworking Production», 1962, N 10.
180. Cook L. A., Shafer D. T. Now forge welding of aluminium and magnesium alloys «The Welding Journals», 1958, N 4.
181. Cowan G. R., Holzmann A. H. Flow configurations in colliding plates: explosive bonding. «Journal of applied Physics», 1963, N 4.
182. Crossland B., Bahrani A. S., Williams J. D., Shribman V. Explosive welding of tubes to tube-plates. «Welding and Metal Fabrication», 1967, N 3.
183. Daniels H. P. C. Ultrasonic welding. «Ultrasonics», Oct.-Dec., 1965.
184. Durst J. A. new development in metal cladding. «Journal of Metals», 1956, N 3.
185. Esser H. Über die Pressschweißbarkeit des Eisen. «Archiv für das Eisenhüttenwesen», 1930, N 4.
186. Evans D. N., Lyton D. H., Wilman H. The deformation of copper and iron crystals by unidirectional abrasion. «Proceedings of the Royal Society» 205A, N 1080, 1951.
187. Ham J. L. Mechanisms of surface removal from metals in space. «Aerospace Engineering», 1961, N 5.
188. Ham J. L. Metallic cohesion in high vacuum. «A. S. L. E. Transactions», 1963, N 1.
189. Hauser D., Kammer P. A., Dedrick J. H. Solid-state welding of aluminium. «The Welding Journals», 1967, N 1.
190. Hofmann W., Kirsch J. Zur Frage der Platzwechsel bei der Kaltpressschweißung der Metalle. «Zeitschrift für Metallkunde», 1966, N 4.
191. Hofmann W., Ruge J. Die Kaltpressschweißung als neuartiges Verbindungsverfahren. «V. D. I. Zeitschrift», 1953, N 8.
192. Holzmann A. H., Rudershausen C. G. Recent advances in metal working with explosives. «Sheet Metal Industry», 1962, N 6.
193. Johnson K. L. Surface interaction between elastically loaded bodies under tangential forces. «Proceedings of the Royal Society», 230A, 1955, N 1183.
194. Johnson K. L., Keller D. V. Effect of contamination on the adhesion of metallic couples in ultra-high vacuum. «Journal of applied Physics», 1967, N 4.
195. Juster A. The partial pressure of gases in high vacuum. «Proceedings of annual technical meeting of the Institute of Environmental Sciences», New York, 1964.
196. King W. H., Owczarsky W. A. Diffusion welding of commercially pure titanium. «The Welding Journals», N 7. 1967.
197. Kinzel A. B. The solid-phase welding. «The Welding Journals», 1944, N 12.
198. Klein W. Verbindungsmechanismus beim Explosionsweissen. «Schweissen und Schneiden», 1967, N 4.
199. Kramer J. Der metallische Zustand, Göttingen, 1950.

200. Lieberman E., Kennedy J. R. Joining cylinders of Ta-10W and 4340 Steel by explosion welding. «The Welding Journals», 1967, N 11.
201. McEvan K. J. B., Milner J. R. Pressure welding of dissimilar metals. «British Welding Journals», 1962, N 7.
202. MacFarlane J. S., Tabor D. Adhesion of solids and the effect of surface films. «Proceedings of the Royal Society», 202A, 1950, N 1069.
203. Martin D. E. Plastic strain fatigue in air and vacuum «Transactions of ASME. Journal of Basic Engineering», 1965, N 4.
204. Meleka A. H., Barr W. A possible origin of exo-electron emission in plastically deformed metals. «Nature», 1960, N 4733.
205. Neppiras E. A. Ultrasonic welding of metals. «Ultrasonics», July-Sept., 1965.
206. Nippes E. F., Savage W. F., Chang W. H., Suzuki H. A mathematical analysis of the temperature distribution during flash welding. «The Welding Journals», 1955, N 6.
207. Norton J. T. Current progress in theories of sintering in USA. «Powder Metallurgy», 1959, N 3.
208. Parks J. M. Recrystallization welding. «The Welding Journals», 1953, N 5.
209. Pocalyko A., Williams C. P. Clad-plate products by explosion bonding. «The Welding Journals», 1964, N 10.
210. Rabinovich E., Tabor D. Metallic transfer between sliding metals: an autoradiographic study. «Proceedings of the Royal Society», 208A, 1951, N 1095.
211. Riegelmeier P. Thermodynamische Vorgänge beim Explosionschweißen. «Schweissen und Schneiden», 1967, N 4.
212. Rolston R. F., Hopkins A. K., Dean W. A., Hunt H. H. Effects of oblique shocks produced at metal interfaces by hypervelocity particles impact. «The Welding Journals», 1967, N 11.
213. Spalvins T., Keller D. V. Adhesion between atomically clean metallic surfaces. «Transactions of Vacuum Metallurgy conference. New York, 1962», Boston, 1963.
214. Studer F. T. Contact resistance in spot welding. «The Welding Journals», 1939, N 10.
215. Thomson E. G., Binder H., Collins H. Properties of flash-welded molybdenum. «The Welding Journals», 1961, N 4.
216. Tyflocote R. F. Investigation of pressure welding. «British Welding Journals», 1954, N 3.
217. Weare W. E., Antoneych J. N., Monroe R. E. Fundamental studies of ultrasonic welding. «The Welding Journals», 1960, N 8.
218. Whitehead J. R. Surface deformation and friction of metals at light loads. «Proceedings of the Royal Society», 201A, 1950.
219. Zener C., Hollomon J. Effect of strain rate upon plastic flow of steel. «Journal of applied Physics», 1944, N 1.

## ОГЛАВЛЕНИЕ

Введение	3
Глава I. Физические основы процессов схватывания и сварки	4
§ 1. Строение твердого тела и природа связей в нем	4
§ 2. Термодинамика процесса схватывания	11
§ 3. Кинетика процесса схватывания	19
§ 4. Классификация и основные параметры процессов сварки давлением металлов	24
Глава II. Техническая поверхность металлических тел	27
§ 1. Шероховатость поверхности	27
§ 2. Строение и свойства поверхностных слоев металла	30
§ 3. Поверхностные пленки	34
Глава III. Холодная сварка (P-процессы)	44
§ 1. Схема процесса	44
§ 2. Сварка внахлестку одноименных металлов	47
§ 3. Теория холодной сварки	55
§ 4. Холодная сварка разнородных металлов (при деформировании нормальными силами)	73
§ 5. Холодная сварка при действии нормальных и тангенциальных усилий	79
Глава IV. Сварка с кратковременным нагревом без оплавления (P, T-процессы)	82
§ 1. Основные технологические процессы и их классификация	82
§ 2. Влияние температуры на условия сварки давлением без защиты (при P, T-процессах)	83
§ 3. Условия получения прочных соединений при сварке без оплавления	95
§ 4. Прессовая сварка с общим нагревом	106
§ 5. Контактная стыковая сварка сопротивлением	107
§ 6. Сварка с нагревом токами высокой частоты	117
Глава V. Сварка с оплавлением при кратковременном нагреве на воздухе (P, T-процессы)	127
§ 1. Радиочастотная сварка	127
§ 2. Стыковая сварка оплавлением	130
§ 3. Дуго-контактная сварка	173
Глава VI. Сварка взрывом	176
§ 1. Схема процесса	176
§ 2. Распространение детонации и взаимодействие ее продуктов с металлом	178
§ 3. Параметры процесса сварки взрывом	187
§ 4. Структура и свойства соединений, сваренных взрывом	195

Глава VII. Сварка с кратковременным нагревом в защитной атмосфере ( <i>P, T, A</i> -процессы) . . . . .	207
§ 1. Классификация и область применения . . . . .	207
§ 2. Взаимодействие металлов с некоторыми газами . . . . .	208
§ 3. Сварка с газовой защитой без оплавления . . . . .	212
§ 4. Сварка оплавлением в защитной среде . . . . .	224
Глава VIII. Сварка с длительным нагревом в вакууме ( <i>P, T, A, t</i> -процессы) . . . . .	231
§ 1. Общая характеристика <i>P, T, A, t</i> -процессов . . . . .	231
§ 2. Очистка поверхности металла при нагреве в вакууме . . . . .	233
§ 3. Выравнивание поверхности при <i>P, T, A, t</i> -процессах . . . . .	245
§ 4. Кинетика диффузионной сварки одноименных металлов . . . . .	253
§ 5. Некоторые особенности <i>P, T, A, t</i> -сварки разноименных металлов . . . . .	264
Глава IX. Сварка с использованием трения ( <i>P, T, f</i> -процессы) . . . . .	268
§ 1. Общая характеристика <i>P, T, f</i> -процессов . . . . .	268
§ 2. Сухое трение . . . . .	268
§ 3. Сварка трением . . . . .	279
§ 4. Ультразвуковая сварка . . . . .	291
Заключение . . . . .	301
Литература . . . . .	302

Александр Самуилович Гельман  
ОСНОВЫ СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ

Редактор издательства Т. Е. Черешнева  
Технический редактор Т. Ф. Соколова Корректор Н. Н. Шаруника  
Переплет художника Ю. И. Соколова

Сдано в производство 5/VI 1969 г. Подписано к печати 5/II 1970 г.  
Т-01406. Тираж 14 000 экз. Печ. л. 19,5. Бум. л. 9,75. Уч.-изд. л. 21. Формат 60×90<sup>1/16</sup>.  
Цена 1 р. 30 к. Зак. № 224

Издательство «МАШИНОСТРОЕНИЕ», Москва, Б-66, 1-й Басманный пер., 3

Ленинградская типография № 6 Главлитиздатпрома  
Комитета по печати при Совете Министров СССР  
Ленинград, С-144, ул. Менделеева, 10