

МИНИСТЕРСТВО ВЫСШЕГО И СРЕДНЕГО  
СПЕЦИАЛЬНОГО ОБРАЗОВАНИЯ РСФСР

КУЙБЫШЕВСКИЙ ордена ТРУДОВОГО КРАСНОГО ЗНАМЕНИ  
АВИАЦИОННЫЙ ИНСТИТУТ имени АКАДЕМИКА С. П. КОРОЛЕВА

Л. А. ДУДАРЬ

ОСОБЕННОСТИ СВАРКИ  
В ТВЕРДОМ СОСТОЯНИИ  
ДЕТАЛЕЙ И УЗЛОВ  
ЛЕТАТЕЛЬНЫХ АППАРАТОВ  
ИЗ РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Учебное пособие

УДК 621.791.12:621.643

*Особенности сварки в твердом состоянии деталей и узлов летательных аппаратов из разнородных материалов: Учебн. пособие / Л. А. Дударов; Куйбышевский авиационный институт. Куйбышев, 1988. 64 с.*

На основе современных представлений о получении неразъемных соединений из трудносвариваемых материалов в пособии изложены основные способы изготовления равнопрочных соединений.

Пособие предназначено для студентов дневного и вечернего обучения и слушателей ФПК специальностей: 0535, 0408, 0537.

Табл. 7. Ил. 33. Библиогр.: 78 назв.

Печатается по решению редакционно-издательского совета института

Рецензенты: М. Ф. Лизунов, В. В. Матвеев

## ВВЕДЕНИЕ

Основными направлениями развития народного хозяйства СССР на 1986—1990 годы, принятыми XXVII съездом КПСС, предусмотрен дальнейший рост производства алюминия, меди, никеля, титана и других материалов для создания прочных и легких конструкций, способных работать в различных сложных условиях.

К изготовлению деталей и узлов летательных аппаратов предъявляются требования повышенной прочности и надежности в эксплуатации при минимальной массе, в том числе и узлов из биметалла. Наиболее распространенными узлами ЛА из биметалла являются различные переходники преимущественно трубчатого сечения, которые изготавливаются из разнородных трудносвариваемых между собой материалов. Чаще всего необходимо сваривать биметаллические переходники из таких материалов, как алюминиевые сплавы с нержавеющей сталью и титаном. Изготавливаются также переходники из меди и ее сплавов со сталью аустенитного класса и другими материалами.

Получение сварных соединений алюминия с другими металлами представляет собой процесс, сопровождающийся сложными и многообразными явлениями на линии перехода, происходящими при сварке на границе с другими металлами.

Широко используемая сварка для соединения однородных металлов не получила распространения для соединения данных металлов в разнородном сочетании.

Многие теоретические вопросы сварки алюминия с другими металлами являются общими для всех способов соединения этих металлов: совместной деформацией с приложением статического и импульсного давления и плавлением.

В настоящем пособии кратко обобщены результаты теоретических и экспериментальных исследований механизма и кинетики образования соединений при сварке алюминиевых сплавов с другими металлами, выполненных в ИЭС им. Е. О. Патона, институте металлургии АН СССР им. А. А. Байкова, а также в других отечественных и зарубежных организациях.

Освещены процессы контактного взаимодействия, закономерности этих процессов с целью нахождения оптимальных условий сварки алюминия и алюминиевых сплавов со сталью, титаном и медью. Рассмотрены варианты технологии сварки различных сочетаний металлов, обеспечивающие изготовление прочных работоспособных соединений. Выбор наиболее эффективного способа получения трубных переходников из разнородных металлов, по-видимому, должен определяться технологическими особенностями конкретного способа получения неразъемного соединения, характером взаимодействия между металлами трубных элементов, конструктивными особенностями переходников, предъявляемыми к ним требованиями и т. д.

Конструкторам, технологам при выборе того или иного технологического процесса изготовления переходников следует руководствоваться обеспечением следующих условий: равнопрочности и надежности соединения, минимальной массы узла, максимального коэффициента использования материала и минимальных трудозатрат.

# 1. ФИЗИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ В МЕТАЛЛАХ ПРИ СВАРКЕ В ТВЕРДОМ СОСТОЯНИИ

## 1.1. ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ СХВАТЫВАНИЯ

Соединение идеальных кристаллов одноименных веществ. Электростатическая энергия взаимодействия между атомами решеток металлов является основной энергией образования молекул соединений металлов в твердой фазе.

Металлы обладают электроположительными (+), а металлоиды — отрицательными (—) свойствами. Взаимодействие между их атомами может происходить в трех различных сочетаниях: (— —), (+ +), (+ —). Эти сочетания образуют три основных типа связей: ковалентную (— —), металлическую (+ +) и ионную (+ —). Кроме того, в твердых телах существует молекулярная связь Ван-дер-Ваальса. Она обусловлена явлением поляризации, в силу которого электроны в сближаемых атомах начинают двигаться согласованно. Для металлов сила притяжения при расстоянии  $r = 1 \text{ мкм}$  имеет порядок  $1 \cdot 10^{-5} \text{ г/см}^2$ . С уменьшением она растет пропорционально сначала  $1/r^4$ , затем  $1/r^3$ . Прочность ван-дер-ваальсовской связи невелика. Энергия ее образования составляет 0,2—2 ккал/моль [1, 2], в то время как энергия химической связи, в том числе металлической, обычно лежит в пределах 20—200 ккал/моль. Связи атомов в твердых телах возникают в результате взаимодействия электронов.

Когда атомы приводятся в очень тесное соприкосновение, так что образуются кристаллы, энергетические их зоны расши-

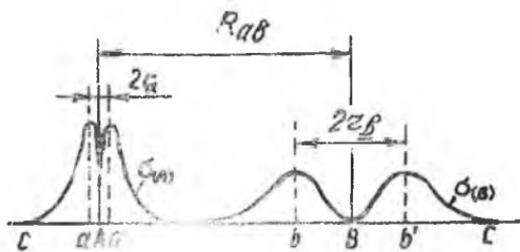


Рис. 1.1. Распределение плотности электронной энергии  $\sigma$  сближаемых атомов A и B

ряются, некоторые из них перекрываются и могут образовать смешанные «гибридные» орбиты, которые существенно влияют на силу межатомного взаимодействия в кристалле. На рис. 1.1 [3, 4, 5] показана схема взаимодействия двух атомов  $A$  и  $B$ , где:  $\sigma_r$  — максимальная плотность электронной энергии каждого из атомов;  $r_a$  и  $r_b$  — расстояния, на которых наиболее вероятно пребывание электрона данного атома.

Межатомное расстояние  $R_{ab}$  определяет силу их взаимодействия: если  $R_{ab} \gg r_a + r_b$ , атомы  $A$  и  $B$  не взаимодействуют; если  $R_{ab} \approx r_a + r_b$ , волновые функции валентных электронов данных атомов перекрываются и они вступают во взаимодействие.

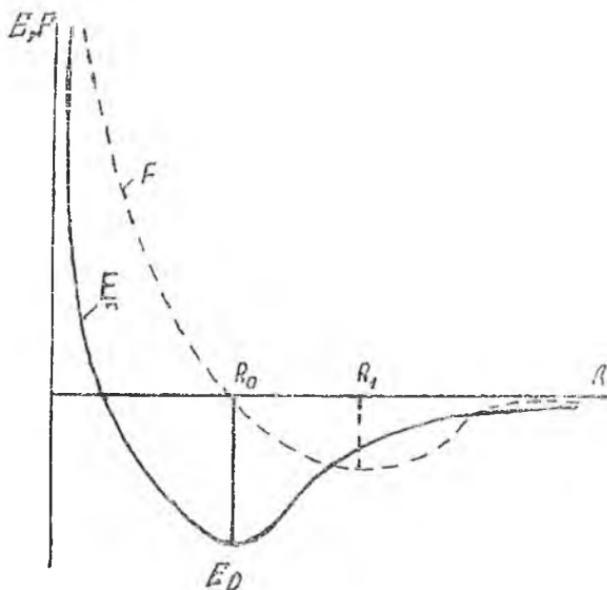


Рис. 1.2. Зависимость потенциальной энергии  $E$  и силы взаимодействия  $F$  от расстояния  $R$  между атомами

На рис. 1.2 показано, как с уменьшением межатомного расстояния  $R$  сила притяжения  $F$  возрастает, а потенциальная энергия системы уменьшается. При  $R=R_1$  достигается максимальная сила притяжения атомов. Дальнейшее уменьшение  $R$  вызывает уменьшение силы притяжения и когда  $R < R_0$ , сила  $F$  меняет свой знак, т. е. возникает отталкивание атомов друг от друга. При  $F=0$  сила притяжения равна силе отталкивания. При  $R=R_0$  достигается равновесная связь, характеризующаяся ростом потенциальной энергии системы  $E$  как при уменьшении, так и при увеличении  $R_0$ . Такое состояние достигается при

полной коллективизации электронов. Полная потенциальная энергия взаимодействия между атомами или кристаллами

$$E = E_{пр} + E_{от}, \quad (1.1)$$

где  $E_{пр}$ ,  $E_{от}$  — соответственно потенциальные энергии притяжения и отталкивания. Если энергия системы понижается  $E_c < E_a + E_b$ , между атомами возникают силы притяжения. Силы притяжения, образующиеся в процессе сближения атомов, называются силами сцепления или силами химической связи. Область действия данных сил определяется суммой радиусов свободных атомов и составляет  $1-3 \text{ \AA}$ .

Энергия химической связи  $E_x$  равна разности энергий свободных атомов и энергии образовавшейся молекулы  $E_{мин}$  [3]:

$$E_x = E_a + E_b - E_{мин}. \quad (1.2)$$

Большинство металлов образует простые симметричные решетки — куб, центрированный куб, гранецентрированный куб, гексагональную плотноупакованную решетку, однако отдельные металлы — галлий, индий, германий — имеют особо сложное кристаллическое строение. Степень заполнения решетки атомами и ее координационное число, по-видимому, влияют на свариваемость металлов в твердом состоянии. Металлы, имеющие плотноупакованную кубическую гранецентрированную решетку, обладают наиболее высокой свариваемостью в холодном и нагретом состояниях.

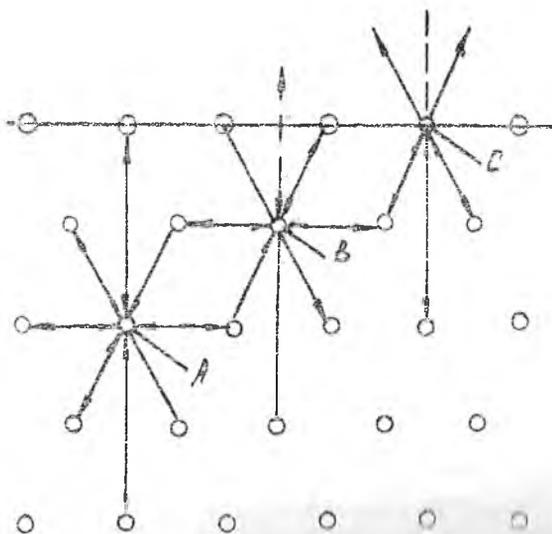


Рис. 1.3. Упрощенная схема, объясняющая возникновение поверхностной энергии

Образование прочных связей достигается при следующих условиях: энергии атомных уровней не должны существенно отличаться друг от друга; волновые функции валентных электронов обоих атомов должны перекрываться в максимальной степени и иметь определенную симметрию относительно линии связи [3, 6].

Энергетические спектры внутренних атомов кристалла взаимно уравновешены. Спектры подобных наружных атомов кристалла не уравновешены, они образуют силовое поле с повышенной потенциальной (свободной) энергией. Из рис. 1.3 [6] можно видеть, что для атома *A* имеет место симметричное расположение ближайших соседних атомов, в то время как для атомов *B* и *C* соседние атомы расположены несимметрично и поэтому обладают ненасыщенными связями, приводящими к возникновению поверхностной энергии. Такое упорядоченное расположение атомов в металлической решетке дает довольно точную картину внутренней структуры металлов.

При сварке свободная поверхность соединяемых частей и их свободная энергия уменьшаются. По термодинамической теории процесс сварки в связи с этим должен идти самопроизвольно (спонтанно) и не только не требовать затрат энергии, но даже освобождать некоторое ее количество. На практике сварка требует затрат энергии и часто значительных. Это кажущееся противоречие можно объяснить на энергетической модели процесса (рис. 1.4) [7].

На свободной поверхности металла в положении *I* атом имеет энергию *h*, атом в объеме металла, в положении *III* — мень-

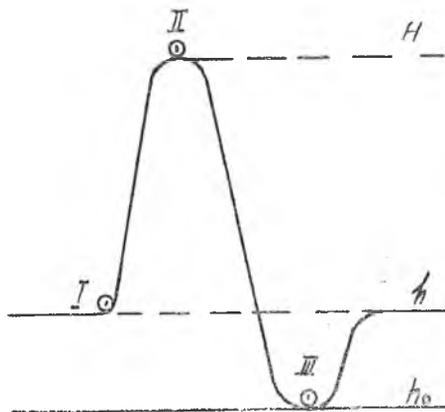


Рис. 1.4. Энергетическая модель процесса сварки

шую энергию  $h_0$ . Соединение объемов металла с уничтожением свободной поверхности сопровождается освобождением энергии на один атом  $\Delta h = h - h_0$ . Но чтобы переместиться из положения *I* в положение *III*, атом должен преодолеть энергетический барьер и пройти положение *II* с энергией  $H$ . Для этого атому нужно добавить энергию активации не менее  $\Delta H = H - h$ . Активация поверхности заключается в том, что поверхностным атомам твердого тела сообщается некоторая энергия, необходимая: для обрыва связей между атомами тела и атомами внешней среды, насыщающими их свободные связи; для повышения энергии поверхностных атомов до уровня энергетического барьера схватывания, т. е. для перевода их в активное состояние. Такая энергия активации может в общем случае сообщаться в виде теплоты (термическая активация), упругопластической деформации (механическая активация), электронного, ионного и других видов облучения (радиационная активация).

Предположим, что тем или иным способом на поверхностях монокристаллов созданы активные центры. Для этого потребуется энергия активации  $E_a$  (рис. 1.5) [2]. При сближении та-

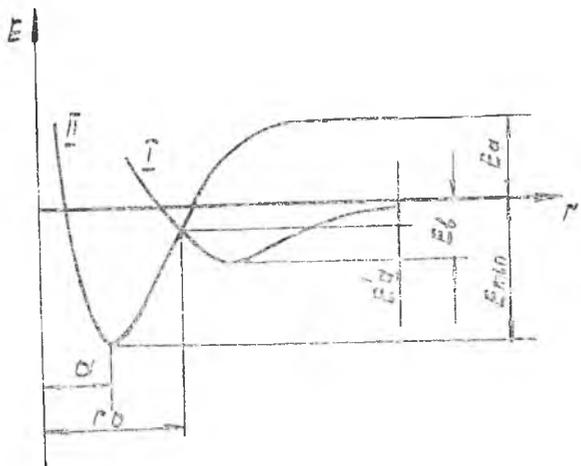


Рис. 1.5. Изменение потенциальной энергии при сближении двух кристаллов с атомно-чистыми поверхностями

ких монокристаллов в условиях, обеспечивающих сохранение активных центров, на расстоянии, соизмеримом 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) об-

разуются энергетически устойчивые конфигурации электронов, присущие невозбужденным атомам внутри тела. При  $r = a$  граница между двумя монокристаллами исчезает и они объединяются в один — происходит их схватывание (сварка), а потенциальная энергия системы достигает минимума  $E_{\text{мин}}$  (см. кривую *II* на рис. 1.5). Этот минимум соответствует равновесию системы, которая термодинамически всегда стремится к состоянию с минимальной свободной энергией. Энергия  $E_{\text{мин}}$  равна свободной энергии  $2E_n$  двух исчезающих поверхностей раздела. Высвобождаемая энергия  $2E_n$  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 [2].

Если создание активных центров на поверхности сближаемых тел идет одновременно с процессом их сближения до физического контакта, то при  $r > r_0$  потенциальная энергия изменится по кривой *I* (рис. 1.5), а при  $r < r_0$  — по кривой *II* и образование активных центров потребует энергии активации  $E_a' \ll E_n$ .

Энергия кристалла  $U$ , созданная силами металлической связи, выражается уравнением [3]

$$U = - \frac{A'e^2}{V^{1/3}} + \frac{B'}{V^{2/3}} + \frac{C'e^2}{V}, \quad (1.3)$$

где  $A', B', C'$  — коэффициенты;  $V$  — атомный объем;  $A'e^2/V^{1/3}$  — потенциальная энергия свободных электронов;  $B'/V^{2/3}$  — кинетическая энергия свободных электронов;  $C'e^2/V$  — кинетическая энергия электронов с более низким энергетическим состоянием [7, 8].

Свариваемость металлов в пластическом состоянии в значительной мере определяется их строением и свойствами. Для представления о механизме сварки в твердой фазе важно отметить, что в кристаллических структурах силы взаимодействия возникают только между ближайшими (соседними) атомами на расстоянии, примерно равном атомарному диаметру [4].

Выше рассматривалась термодинамика процесса схватывания монокристаллов одного и того же вещества без дефектов кристаллического строения, с одинаково ориентированными кристаллографическими осями и абсолютно ровными и чистыми поверхностями, сближающимися в вакууме так, чтобы атомы на этих поверхностях располагались точно друг против друга.

Проанализируем теперь термодинамические условия для идеализированного случая схватывания двух поликристаллов одного и того же вещества с равными (в пределах, допустимых расположением поверхностных атомов в узлах решетки) и

атомно-чистыми поверхностями. Рассмотрим также, как изменяются термодинамические условия схватывания (сварки) при переходе от соединения идеальных кристаллов одного и того же вещества к соединению таких же кристаллов разноименных веществ.

В процессе соединения, для чего требуется образование активных центров, а при жестконаправленных связях — и взаимная подстройка атомов на контактирующих поверхностях, исчезнут две поверхности раздела с высвобождением энергии  $2E_n$  и образованием границы между зернами с различно 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  $E_{гр}$ . Термодинамически схватывание (сварка) поликристаллов возможно в том случае, если оно приведет к уменьшению свободной энергии системы [2], т. е.

$$\Delta E = 2E_n - E_{гр} > 0. \quad (1.4)$$

Строение границы зерна и ее энергия  $E_{гр}$  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. 1.6) с шагом  $D = a/\Theta$ , где  $a$  — период решетки.

Энергия малоугольной границы изменяется почти пропорционально числу дислокаций на единицу ее длины  $n$ , как следствие, она растет с увеличением отношения  $\Theta/\Theta_{\max}$ , где  $\Theta_{\max}$  соответствует максимуму  $E_{гр}$ . Для металлов  $E_{гр} \approx (0,12 - 0,20) 2E_n$ , вследствие чего схватывание (сварка) поликристаллов одноименных металлов всегда сопровождается значительным уменьшением свободной энергии системы и является экзотермическим

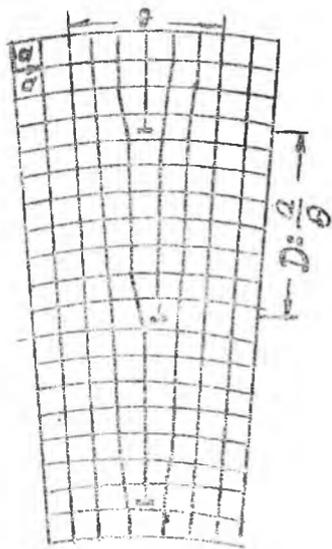


Рис. 1.6. Малоугольная граница между двумя симметрично наклонными кристаллами

процессом, выгодным в термодинамическом отношении. Образование сложной двумерной границы зерна связано с перегруппировкой атомов в поверхностных слоях. Этот процесс требует некоторой энергии активации.

Следует иметь в виду, что термодинамика процесса определяет лишь направление возможных процессов, но не позволяет оценить ее скорость (кинетику), зависящую от необходимой энергии активации. Рассмотрим только факторы, влияющие на соотношение величин в уравнении (1.4). Начнем с анализа размерного фактора, т. е. несоответствия периодов кристаллической решетки. Пусть в простейшем случае два идеальных, одинаково ориентированных монокристалла металлов  $M$  и  $N$  с периодами решетки  $Q_1$  и  $Q_2$  сблизятся до расстояния  $r = \frac{a_1 + a_2}{2}$  (рис. 1.7) при одновременном создании на контактирующих поверхностях активных центров. Если произойдет схватывание, то между эти-

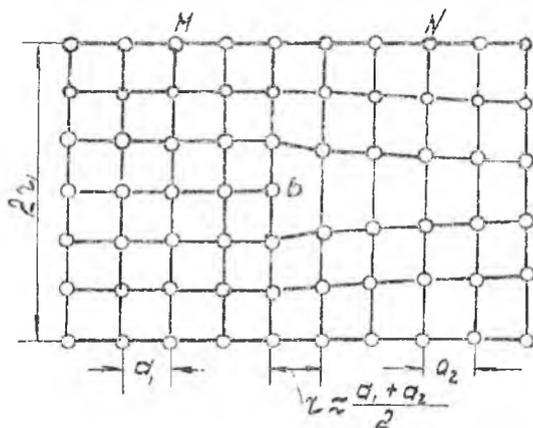


Рис. 1.7. Идеализированная схема схватывания разномерных веществ с образованием полукогерентной границы

ми кристаллами образуется так называемая полукогерентная граница, на которой возникнут краевые дислокации  $S$  с шагом

$$2r_1 = \frac{a_1 a_2}{a_2 - a_1} \quad (1.5)$$

Энергия упругого искажения решетки дислокаций длиной 1 см равна [9]

$$\frac{\mu b^2}{2\pi(1-\nu)} \ln \frac{r_1}{r_0} \quad (1.6)$$

где  $\mu$  — модуль упругости;  $\nu$  — коэффициент Пуассона;  $b$  —

вектор Бюргера (в рассматриваемом случае  $b \approx \frac{a_1 + a_2}{2}$ ;  $r_1$  — радиус распространения упругой деформации ( $r_1 = \frac{a_1 a_2}{2(a_2 - a_1)}$ );  $r_0$  — радиус центра дислокации.

Количество дислокаций на 1 см длины границы

$$n = \frac{1}{2 r_1} = \frac{a_2 - a_1}{a_1 a_2}, \quad (1.7)$$

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

$$\Delta E_{\text{гр}} = \frac{a_2 - a_1}{a_1 a_2} \frac{\mu b^2}{4\pi(1-\nu)} \ln \frac{r_1}{r_0}. \quad (1.8)$$

Характерно, что энергия границы между различными фазами в сплавах меньше или незначительно превышает энергию границы между зернами одной и той же фазы, невелика по сравнению с  $2E_{\text{п}}$  и существенно меньше энергии большеугольной границы зерна при соединении поликристаллов одноименных металлов [10].

*Соединение идеальных кристаллов разноименных веществ.* 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  $\Delta E$  в уравнении (1.4). 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 [11]. Если при схватывании разноименных металлов в результате электронного обмена между атомами соединяемых металлов повышаются статистический вес и устойчивость электронных конфигураций, то такой процесс идет с выигрышем энергии и его реализация термодинамически наиболее вероятна. Однако принципиальная возможность схватывания тех или иных металлов еще не означает, что всегда

можно получить их работоспособное сварное соединение. В результате недостаточной технологической прочности, возникающей из-за больших остаточных напряжений, хрупкости и по другим причинам, 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 отметить, что необходимость создания на соединяемых поверхностях активных центров при сварке металлов в твердом состоянии отмечали авторы работ [2, 12, 13].

### *1.2. СТРОЕНИЕ РЕАЛЬНОЙ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛОВ В ВОЗДУШНОЙ СРЕДЕ*

Строение реальной металлической поверхности весьма сложно и в значительной степени отличается от идеальной — ювенильной поверхности. Геометрия реальной металлической поверхности определяется ее волнистостью. Волнистость характеризует геометрию поверхности в макроскопическом, а шероховатость — в микроскопическом масштабе. Нужно также отметить ультрамикронеровности. Геометрию поверхности можно

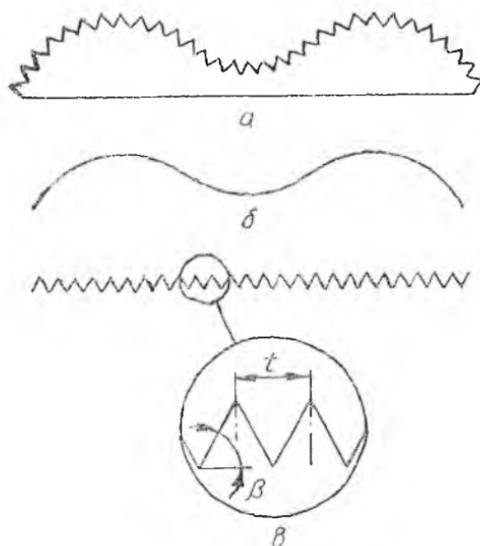


Рис. 1.8. Профилограмма волнистой и шероховатой поверхностей

представить в виде двух кривых [14, 15]: кривой волны (рис. 1.8,а) и частотной кривой шероховатостей (рис. 1.8,б,в), которые накладываются на кривую волны. Шероховатости могут быть весьма разнообразны по высоте микровыступов и расстоянию между их вершинами. Вследствие наличия главным образом микронеровностей действительная площадь поверхностей металла во много раз превышает площадь, замеренную обычными методами. В верхних слоях металла сосредоточена значительная поверхностная энергия, обусловленная наличием нескомпенсированных металлических связей, дислокаций, вакансий, что в совокупности с развитой поверхностью в микро- и ультрамикронеровности вызывает активное взаимодействие атомов металла, расположенных на поверхности, с внешней средой.

Над металлической поверхностью существует облако непрерывно движущихся свободных электронов, покидающих металл и снова возвращающихся в него. Благодаря этому процессу поверхность металла покрыта двойным электрическим слоем: минус — облако электронов и плюс — дырка верхних слоев металла (за счет покинувших металл свободных электронов). Плотность электрического заряда двойного электрического слоя постоянна по всей поверхности и зависит от ее микрогеометрии. Наибольший потенциал концентрируется на острых микровыступах. Поэтому микровыступы — наиболее активные участки поверхности.

Вследствие высокой активности поверхностных слоев металла поверхность всегда покрыта окислами, жидкими и газовыми пленками. Идеально чистая (ювенильная) металлическая поверхность, свободная от окисных пленок и адсорбированных слоев жидкостных и газовых молекул, может быть создана только в очень глубоком вакууме.

Из табл. 1.1 следует, что даже вакуум  $10^{-9}$  мм рт. ст. не предохраняет поверхности металла от воздействия на них слоев из молекул газа. Ювенильная металлическая поверхность может существовать очень короткие моменты времени в изломе метал-

Таблица 1.1

*Время, необходимое для образования мономолекулярного слоя газов на поверхности при 293 К в зависимости от давления воздуха [14]*

Давление, мм. рт. ст. (Н/м <sup>2</sup> )	Время, с	Давление, мм. рт. ст. (Н/м <sup>2</sup> )	Время, с
760 (10 <sup>5</sup> )	$2,4 \cdot 10^{-9}$	$10^{-6}$ (133·10 <sup>-6</sup> )	1,8
100 (133·10 <sup>2</sup> )	$1,8 \cdot 10^{-8}$	$10^{-7}$ (133·10 <sup>-7</sup> )	1,8
10 (133·10)	$1,8 \cdot 10^{-7}$	$10^{-8}$ (133·10 <sup>-8</sup> )	180
$10^{-2}$ (133·10 <sup>-2</sup> )	$1,8 \cdot 10^{-4}$		
$10^{-5}$ (133·10 <sup>-5</sup> )	0,18	$10^{-9}$ (133·10 <sup>-9</sup> )	$1,8 \cdot 10^3$

ла при совместном деформировании двух частей металла в местах их соприкосновения или после его механической обработки. После механической зачистки поверхности металла в атмосфере сухого воздуха на ней образуется окисная пленка (табл. 1.2).

Таблица 1.2

Толщина окисной пленки [14]

Металл	Толщина пленки, см	Время образования пленки, с
Алюминий	$12 \cdot 10^{-8}$	15
Медь	$3 \cdot 10^{-7}$	30
Железо	$2 \cdot 10^{-7}$	40
Молибден	$(2-3) \cdot 10^{-7}$	40
Германий	$(2-3) \cdot 10^{-7}$	80

На воздухе микровыступы и впадины поверхности многих металлов, кроме так называемых благородных (золото, платина и др.), мгновенно покрываются пленками окислов, а также слоями адсорбированных молекул газов, воды и жировых веществ. Толщина и последовательность расположения таких пленок может быть различной. Однако непосредственно на поверхности металла обычно находится пленка окислов (рис. 1.9, слой *а*).

Слой окислов сохраняет на границе с металлом отрицательный потенциал против положительного потенциала самого металла. Наружная поверхность слоя окислов имеет положительный потенциал и они адсорбируют кислород, имеющий отрицательный потенциал. Таким образом, поверхность металла (рис. 1.9) покрывается двумя двойными электрическими слоями. Окисные пленки обычно очень хрупкие и обладают высокой твердостью. Кроме пленки окислов поверхность металла покрыта газовыми молекулами, жировыми пленками и парами воды (рис. 1.9, слой *б*). Толщина этих пленок различна. Например, толщина пленки воды составляет 50—100 молекул. Жировые слои имеют большую толщину. Полностью удалить масляные пленки с металла практически невозможно никакими растворителями, поскольку адсорбционная связь жировых молекул и металла представляет собой чисто электрическую связь. Полярные жировые молекулы образуют с металлом двойной электрический слой, что обеспечивает весьма прочную связь металла и пленки одномолекулярной толщины. После промывки металла бензином слой органических молекул составляет 1—5 мкм, и только при особо тщательной обработке растворителями сохраняется жировая пленка толщиной 10—100 молекулярных слоев.

Сложное строение реальной металлической поверхности су-

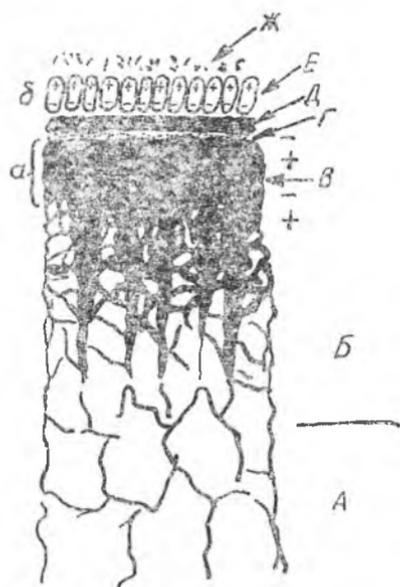


Рис. 1.9. Поверхность металла на воздухе: А — слой металла, пластически недеформированный; Б — поверхностный слой полностью разориентированных кристаллов с прослойками окислов; В — окисный слой, характерная полярность границ (внутренних и внешних), а также полярность верхних слоев показаны знаками  $\pm$ ; Г — адсорбированный слой кислородных попов и нейтральных молекул воздуха; Д — слой водяных молекул; Е — слой жирных молекул; Ж — ионизированные пылевые частицы

Факторами, затрудняющими сварку реальных металлов, являются окисные пленки, пленки жидкостей, газов и различного рода органических и иных загрязнений. Вследствие высокой относительной твердости окисных пленок образование между ними контакта значительной площади потребовало бы больших усилий. Соединение может возникнуть между окисными пленками, но из-за их высокой хрупкости оно обладает плохими прочностными свойствами (малой пластичностью, низким сопротивлением ударным нагрузкам и т. п.) и обычно легко разрушается. Поэтому для получения прочных соединений окисные пленки должны быть удалены из места сварки.

ущественно меняет картину взаимодействия поверхностей при их сближении.

Образование прочного сварного соединения реальных металлов при сварке в твердой фазе совместным деформированием происходит в три условных этапа: 1) сближение свариваемых поверхностей; 2) возникновение металлического контакта; 3) создание прочного сварного соединения.

Первый этап — сближение свариваемых поверхностей — характеризуется деформацией как микрошероховатостей, так и волнистостей. При сближении поверхностей с неровностями вначале возникает контакт в отдельных наиболее высоких точках. Для получения контакта по большей поверхности необходимо деформирование уже соприкасающихся участков. Чем больше должна быть площадь соприкосновения на поверхности сжимаемых металлов, тем, очевидно, больше нужно деформировать неровности, вступившие в контакт, и тем больше должна быть сжимающая сила.

Еще более нежелательное явление оказывают загрязняющие поверхность органические пленки (масла). Органические пленки достаточной толщины предотвращают возможность сварки контактирующих металлов и поэтому они также должны быть предварительно удалены со свариваемых поверхностей. Однако в зависимости от толщины слоев окислов и адсорбционных пленок в процессе сближения металлические связи могут создаваться на немногих микроскопических островах.

Второй этап начинается в процессе сближения и деформирования поверхностных слоев и неровностей. Этот этап характеризуется увеличением площади металлического контакта свариваемых поверхностей и возникновением общих кристаллов. В начале формирования металлического контакта кристаллы разделены пленками сложного состава. При деформировании сжатые свариваемые поверхности не контактируют с атмосферой, поэтому новых пленок не образуется, а имеющиеся хрупкие пленки вследствие увеличения площади контакта разрушаются, жидкие и газовые пленки вытесняются и частично диффундируют в глубь металла, в результате ювенильные поверхности приходят в непосредственное соприкосновение.

В контактах двух металлических поверхностей действие межатомных сил притяжения начинается на расстояниях  $(4-5) \cdot 10^{-8}$  см. При достижении таких расстояний уже возможен процесс, который мы называем сваркой. Таким образом, только при значительном сближении, разрушении и удалении поверхностных пленок границы раздела становятся сходными по структуре и природе с межкристаллическими прослойками.

Третий этап характеризуется различного рода перемещениями на определенные расстояния относительно больших масс частиц вследствие диффузии. Этот процесс требует значительного времени.

Рассмотренные этапы образования сварного соединения относятся к таким процессам сварки в твердой фазе, при которых можно выделить этапы: сближения, образования физического контакта и создания прочного сварного соединения.

### *1.3. ГРАНИЦА КОНТАКТА И ТИПЫ СВЯЗЕЙ МЕЖДУ РАЗНОРОДНЫМИ МЕТАЛЛАМИ. ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ МЕТАЛЛОВ В ТВЕРДОМ СОСТОЯНИИ*

Согласно современным представлениям физические основы процессов образования соединения и элементарные акты взаимодействия на границе раздела свариваемых металлов являются общими для всех видов сварки давлением. Различия состоят

лишь в кинетике процессов, т. е. в формах подвода внешней энергии к свариваемым металлам, в скорости и длительности протекания стадии образования физического контакта, активационной и релаксационной стадий.

Современные представления о физических основах соединения металлов в твердой фазе не являются окончательно установленными. На основании экспериментальных данных, разных подходов к протекающим явлениям и большой их сложности в настоящее время предложено восемь гипотез о природе и механизме взаимодействия металлов в твердой фазе. Однако эти гипотезы не согласуются между собой и часто противоречат практике. В работах [5, 16, 17] приведен краткий анализ этих гипотез.

Все способы сварки давлением можно разделить на три группы [19]: с низкоинтенсивным силовым воздействием (диффузионная сварка); со среднеинтенсивным силовым воздействием (сварка холодная, прокаткой, трением, стыковая электроконтактная); с высокоинтенсивным силовым воздействием (сварка взрывом и магнитно-импульсная).

В самом общем случае процесс качественного соединения при сварке давлением может ограничиться схватыванием контактных поверхностей или получить дальнейшее развитие и закончиться образованием в зоне контакта общих зерен (при соединении однородных металлов, разнородных металлов с неограниченной растворимостью) или новых фаз (при соединении разнородных металлов). Необходимо, чтобы образование сварного соединения разнородных с ограниченной взаимной растворимостью металлов заканчивалось схватыванием контактных поверхностей. Это возможно при малой длительности либо при невысокой температуре ( $< 0,5 T_{пл}$ ) сварки: диффузионные процессы в зоне контакта прекращаются и сварное соединение образуется вследствие схватывания. Поэтому разнородные металлы с ограниченной взаимной растворимостью можно сваривать отдельными способами первой группы (например, при невысоких температурах), некоторыми способами сварки второй группы и всеми способами третьей группы [19, 20]. Условия получения качественной сварки давлением разнородных металлов с ограниченной взаимной растворимостью можно записать в виде

$$t_{в} \geq t_{с} \geq t_{р} , \quad (1.9)$$

$$t_{д} > t_{к} + t_{ох} , \quad (1.10)$$

где  $t_{в}$  — длительность силового взаимодействия при конкретном способе сварки;  $t_{с}$  — длительность схватывания контактных поверхностей по всей площади соединения (образование межатом-

ных связей всеми атомами контактных поверхностей);  $t_p$  — длительность релаксации напряжений в зоне контакта;  $t_d$  — длительность латентного периода (образование термодинамически устойчивого зародыша новой фазы в зоне соединения);  $t_k$  — длительность контактирования металлов при постоянной температуре, большей  $0,5 T_{пл}$ ;  $t_{ох}$  — длительность охлаждения металлов в зоне контакта после сварки до температуры  $\leq 0,5 T_{пл}$ .

Необходимость выполнения условий (1.9) и (1.10) очевидна: при  $t_b < t_c$  не все атомы контактных поверхностей успеют образовать межатомные связи; при  $t_c < t_p$  напряжения в зоне контакта частично или полностью разрушат образовавшиеся межатомные связи и схватывания контактных поверхностей не произойдет; если же не выполняется условие (1.10) и  $t_d < t_k + t_{ох}$ , то в зоне соединения образуются зародыши новой фазы, что при определенных условиях может привести к ухудшению качества сварного соединения.

При сварке импульсным воздействием длительность взаимодействия также зависит от технологических особенностей способа.

В частности, при сварке взрывом [19]

$$t_b = 2 S_{мин} / c, \quad (1.11)$$

а при магнитно-импульсной сварке

$$t_b = t_d - t_s, \quad (1.12)$$

где  $S_{мин}$  — толщина менее тонкого элемента;  $c$  — скорость звука в металле;  $t_d$  — длительностью действия магнитного импульса, являющаяся характеристикой установки;  $t_s$  — длительность движения метаемого элемента до момента соударения.

Длительность полного схватывания контактных поверхностей определяется длительностью их активации, так как атомы, достигшие требуемого энергетического барьера, «мгновенно» образуют межатомные связи, т. е.  $t_c = t_a$ .

Анализ приведенных уравнений показывает, что при сварке давлением разнородных металлов можно, варьируя режимы сварки, изменять  $t_b$ ,  $t_c$ ,  $t_d$ ,  $t_k$  и  $t_{ох}$ ; при сварке с постоянной скоростью деформирования можно в широком диапазоне изменять  $t_b$  и  $t_c$ , а выбрав подходящую температуру сварки, обеспечить выполнение правой части условий (1.9) и (1.10).

В заключение следует заметить, что деление процесса образования соединения на три стадии оправдано только для микроскопических участков контактов. Если рассматривать общую укрупненную картину процесса, то могут встречаться случаи, когда вследствие медленного растекания одного из соединяемых металлов по поверхности другого в первых по времени образования участках контакта уже будет заканчиваться вторая ста-

дия, а в последних — только еще будет протекать первая стадия. Поэтому в зависимости от соотношения длительности отдельных стадий в ряде случаев общую длительность процесса образования соединения нельзя представить в виде алгебраической суммы длительностей этих стадий без учета общей кинетики растекания контакта по всей площади соединения.

## *2. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЯГКИХ ПРОСЛОЕК ПРИ ОБРАЗОВАНИИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ В ТВЕРДОМ СОСТОЯНИИ*

### *2.1. ПРЕДПОСЫЛКИ К ПРИМЕНЕНИЮ МЯГКИХ ПРОСЛОЕК*

Мягкой прослойкой при диффузионной сварке называют вкладываемый между свариваемыми поверхностями материал, обладающий пониженным по сравнению с основным металлом сопротивлением пластическому деформированию.

Рациональный выбор материала прослойки позволяет избежать образования в зоне соединения хрупких фаз — интерметаллидов. В этом случае прослойка выполняет «барьерную роль», ограничивая диффузию некоторых элементов.

Прослойки могут наноситься на свариваемые поверхности с целью предотвращения окисления в условиях сварки.

При диффузионной сварке в качестве мягких прослоек применяются сплавы или чаще чистые металлы, наносимые на обе или одну из свариваемых поверхностей гальваническим или химическим осаждением, термическим испарением в вакууме или в виде фольги и порошка.

Мягкие прослойки применяют для интенсификации образования физического контакта и в целом процесса образования сварного соединения. Правильный выбор материала прослойки позволяет значительно уменьшить или полностью исключить пластическую деформацию основного металла при сварке. Для выполнения этой задачи весьма перспективно использование прослоек из сверхпластического металла [15].

Анализ работ [12, 16, 20, 21] показывает, что кинетика образования соединения весьма существенно зависит от скорости деформации. Однако применяемые схемы процесса пластического деформирования материалов в условиях сварки давлением с подогревом и с малой пластической деформацией аналогичны схеме деформирования металла при ползучести с постоянной нагрузкой, поэтому кинетику образования соединения в этих условиях анализируют на основе характеристик ползучести сое-

двух материалов. Влияние трех стадий ползучести подробно проанализировано в работах [20, 21, 22], в которых показано, что наиболее интенсивный рост прочности соединения происходит за период активного деформирования и при неустановившейся ползучести, т. е. в случае, когда скорость деформации в данных условиях деформирования максимальна. При этом кривые роста прочности соединения повторяют характер кривых ползучести в этих условиях, т. е. после первой стадии ползучести наступает определенное «насыщение», при котором начинается вторая стадия ползучести, оказывающая незначительное влияние на увеличение прочности соединения. Это обстоятельство реализовано в способе сварки с циклическим приложением нагрузки с подогревом, при котором с целью интенсификации процесса соединения сварочные давления изменяют на каждой начальной стадии установившейся ползучести.

Необходимость поиска новых схем деформирования при соединении металлов в твердом состоянии приводит к целесообразности анализа условий интенсификации деформаций с использованием эффекта сверхпластичности [23].

Имеется в виду, что если для обработки металлов давлением важны такие показатели сверхпластичности, как возможность большой деформации без разрушения и минимальные значения сопротивления деформации, то для соединения металлов в твердом состоянии они, как следствие общего состояния системы, играют второстепенную роль, а сам процесс соединения будет протекать под влиянием того особо активированного состояния агрегата, которое наблюдается во время деформации в режимах проявления эффекта сверхпластичности. При этом также предпочлагается возможность использования интенсификации таких важных с точки зрения сварки процессов, как движение структурных дефектов, межзеренное проскальзывание, диффузия и др., для успешного протекания которых при деформации в режимах сверхпластичности требуется затрата меньшей энергии, чем при обычных условиях деформации.

Анализ изменения энергии активации пластического течения был получен в работе [23] для сплава титана OT4 (3,2% Al; 1,6% Mn), у которого минимальные значения энергии активации соответствовали условиям проявления эффекта сверхпластичности и составляли 60—80 ккал/моль. При этом в однофазной  $\beta$ -области наблюдалось увеличение энергии активации пластического течения в 2—3 раза. Эти данные подтверждают целесообразность поиска новых режимов сварки при гораздо более низких температурах, чем при тех, которые применяются в настоящее время в промышленности в обычных процессах типа диффузионной сварки.

Сущность воздействия режимов сверхпластичности на кинетику образования соединения, видимо, заключается в том, что постоянное действие оптимальной скорости деформации обеспечивает протекание активной деформации на всех стадиях процесса. При этом обеспечивается действие механизмов с низкой энергией активации. Следовательно, не происходит затухания процесса роста прочности соединения, как это наблюдается в условиях деформирования по схеме ползучести [22], и отпадает необходимость циклического изменения сварочного давления.

В установках для соединения металла в твердом состоянии в режимах сверхпластичности рабочим параметром должна быть скорость деформации, а не давление, а также должна быть обеспечена возможность регулирования скорости деформации в широком диапазоне. В некоторых случаях целесообразно автоматизировать установки путем монтажа высокочувствительных датчиков для измерения сопротивления деформации и величины пластической деформации.

В заключение можно проанализировать характер влияния эффекта сверхпластичности на развитие отдельных стадий процесса. На первой стадии образования соединения ввиду облегчения деформации микровыступов, а также наложения эффекта превращения происходит приспособление зерен и развитие максимальной поверхности контакта. На второй стадии облегчена активация контактных поверхностей за счет интенсивного выхода большого количества структурных дефектов, сопровождающих деформацию в условиях сверхпластичности, на поверхность соединения. Повышенная энергия полей упругих искажений и активное состояние атомов вокруг этих дефектов создают энергетические условия для протекания взаимодействия на второй и третьей стадиях процесса. При этом в силу повышения на несколько порядков коэффициента диффузии особо увеличивается диффузионная подвижность атомов, благодаря чему ускоряется образование общих зерен в зоне контакта и обеспечивается высокая прочность соединения за весьма короткое время процесса.

При сварке в режимах сверхпластичности ввиду оптимальной скорости деформации и квазивязкого течения металла прочностные характеристики соединения проявляют склонность к линейной зависимости от времени сварки вплоть до образования соединения с механическими свойствами, близкими основному металлу. Таким образом, эффект сверхпластичности, наблюдаемый на ряде металлов и сплавов, может быть использован в процессе соединения металлических материалов в твердом состоянии. При этом требуются значительно меньшие температура, напряжения и временные циклы, которые применяются в обычных промышленных процессах типа диффузионной сварки.

## 2.2. СУЩНОСТЬ И ФИЗИЧЕСКИЙ СМЫСЛ ЯВЛЕНИЙ, ПРОИСХОДЯЩИХ ПРИ НАГРУЖЕНИИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИИ С МЯГКОЙ ПРОСЛОЙКОЙ

Механические свойства металла в относительно тонкой прослойке могут значительно отличаться от его свойств в свободном состоянии. Это определяется прежде всего локализацией в них пластических деформаций и сдерживающим действием соседних участков материала с более высоким сопротивлением деформированию [24, 25].

Как показано в [24, 33], свойства сварных соединений существенно зависят (рис. 2.1) от относительной толщины мягкой прослойки  $\kappa = h/d$ , а также от степени компактности  $b/d$  и

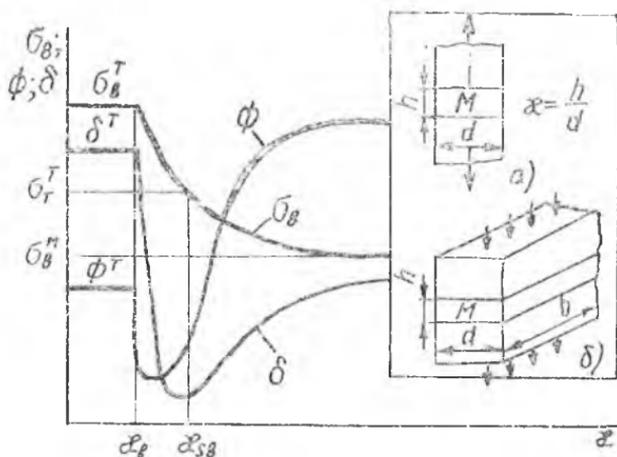


Рис. 2.1. Зависимость свойств сварных соединений от относительной толщины мягкой прослойки для компактного сечения (а) и пластины (б)

соотношения прочностных свойств металла прослойки и прилегающего более прочного (твёрдого) металла  $K_b = \sigma_B^T / \sigma_B^M$ . Физический смысл зависимости свойств прослойки от величины состоит в том, что развитие пластических деформаций мягкого материала сдерживается вблизи граничных поверхностей, по которым прослойка контактирует с более прочным металлом. По мере сближения граничных контактных поверхностей (уменьшения  $\kappa$ ) течение прослойки все более затрудняется, что проявляется в увеличении деформирующего и разрушающего условий (при одновременном снижении пластических свойств про-

слойки и изменении характера ее разрушения от вязкого к хрупкому). Описанные явления получили название эффекта контактного упрочнения, так как обусловлены процессами, протекающими вблизи контактных поверхностей. На основе теоретического анализа напряженно-деформированного состояния мягкой прослойки, скрепленной с абсолютно упругим основным металлом, были выведены и экспериментально подтверждены зависимости, позволяющие оценивать прочность прослойки при различных видах деформации и способах нагружения [25—35].

На основе анализа напряженного состояния таких соединений в условиях растяжения (сжатия) О. А. Бакши получил следующие зависимости для оценки свойств мягкой прослойки, жестко скрепленной с недеформируемыми частями:

$$\sigma_T = \sigma_T^M K_x; \quad \sigma_B = \sigma_B^M K_x, \quad (2.1)$$

где  $\sigma_T$  — предел текучести мягкой прослойки при появлении в ней развитых пластических деформаций;  $\sigma_B$  — временное сопротивление (вязкая прочность) мягкой прослойки;  $K_x$  — коэффициент контактного упрочнения.

При осесимметричной деформации

$$K_x = \frac{\pi}{4} + \frac{1}{3\sqrt{3}}. \quad (2.2)$$

Область значений  $x$ , в которой экспериментальные значения прочности мягкой прослойки хорошо совпадают с расчетными, тем шире, чем больше отличается прочность металла мягкой прослойки от прочности прилегающего металла  $\sigma_B^T$ . Там, где прочность прослойки превышает предел текучести прилегающего металла  $\sigma_T^T$ , создаются условия, в силу которых экспериментальная прочность оказывается ниже расчетной. Это явление неполной реализации контактного упрочнения обусловлено вовлечением в пластическую деформацию прилегающего к прослойке металла, что ослабляет сдерживание им деформаций прослойки. Реализация контактного упрочнения в этом случае будет тем меньше, чем быстрее с ростом нагрузки увеличивается пластическая деформация прочного металла. Таким образом, влияние уровня прочности соседнего с прослойкой металла сказывается на степени реализации контактного упрочнения. Это влияние предложено учитывать введением в соответствующие расчетные формулы коэффициента реализации контактного упрочнения  $K_p$ , представляющего собой отношение фактической прочности прослойки к расчетной. Статистическая обработка обширного экспериментального материала, проведенная Т. В. Кульневич, показала [34], что величина  $K_p$  находится в тесной корреляционной связи с параметром  $K_B/K_x$ , где  $K_x$  — теорети-

ческий коэффициент контактного упрочнения. Минимальное значение ( $K_p^{\min}$ ) коэффициент реализации имеет при  $\lambda$ , близких к  $\lambda_B$ , когда прочность прослойки приближается к уровню прочности прилегающего металла и последний деформируется особенно интенсивно. Для приближенного построения кривой прочности прослойки с учетом степени реализации ее контактного упрочнения, как видно из рис. 2.2, достаточно знать: а) ве-

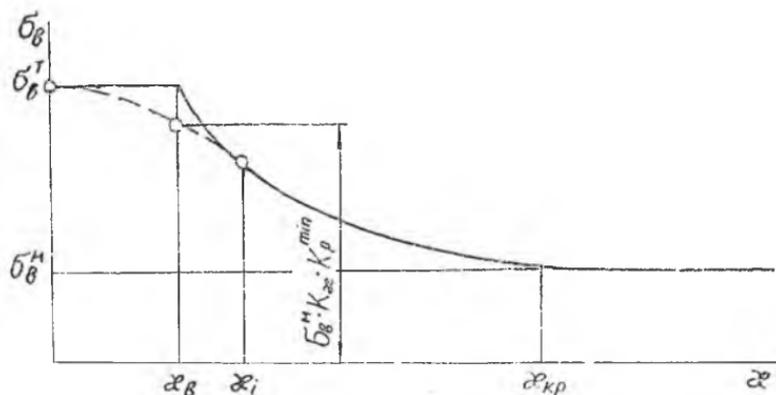


Рис. 2.2. К определению расчетной прочности сварных соединений с учетом неполной реализации контактного упрочнения мягкой прослойки. Пунктир — расчетная прочность с учетом  $K_p$

личину  $\lambda_i$ , начиная с которой при уменьшении  $\lambda$  практически проявляется неполная реализация контактного упрочнения; б) минимальное значение коэффициента реализации  $K_p^{\min}$  и в) уровень прочности прилегающего к прослойке металла  $\sigma_B$ . Величины  $\lambda_i$  и  $K_p^{\min}$  определяются из формул, полученных статистической обработкой экспериментальных данных. Например, для изготовления из углеродистых и низколегированных сталей круглых сварных образцов с мягкой прослойкой, имеющих значения  $K_p$  в пределах 1,1—2,1, получены выражения [34]:

$$\lambda_i = \frac{0,12 K_p + 0,08}{0,53 K_p - 0,035} ; \quad (2.3)$$

$$K_p^{\min} = 1,25 - 0,25 K_B . \quad (2.4)$$

Таким образом, применительно к случаю статического растяжения формула для оценки вязкой прочности мягкой прослойки в общем виде записывается так:

$$\sigma_B = \sigma_B^M K_z K_p . \quad (2.5)$$

Коэффициент контактного упрочнения с учетом уточненных решений [28, 29] равен

$$K_{\kappa} = \frac{\pi}{4} + \frac{1}{3\sqrt{3}} \quad (2.6)$$

для сварных соединений компактного сечения ( $b \approx d$ ) и для сварных соединений из пластин ( $b \geq 5d$ ) равен

$$K_{\kappa} = \frac{2}{\sqrt{3}} \left( \frac{\pi}{4} + \frac{1}{4\kappa} \right) \quad (2.7)$$

Хрупкая прочность мягкой прослойки определяется по расчетной схеме, изложенной в [27], которая в работе [35] получила экспериментальное подтверждение.

Как следует из (2.6) и (2.7), чем меньше величина  $\kappa$ , тем больше различия в прочности сварных образцов компактного (круг, квадрат) сечения и сварных образцов из пластин.

Работоспособность сварных соединений с мягкой прослойками существенно зависит от их геометрических параметров [36].

Результаты теоретического анализа напряженно-деформированного состояния мягких прослоек с шевронной формой границ раздела металлов  $M$  и  $T$  приведены в [37]. Анализ выполнен, как и в работе [36], методом линий скольжения при аналогичных условиях и допущениях.

### *3. ХАРАКТЕРИСТИКА АЛЮМИНИЯ И ОСОБЕННОСТИ ЕГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ С ДРУГИМИ МЕТАЛЛАМИ В ТВЕРДОМ СОСТОЯНИИ*

#### *3.1. ДИФФУЗИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ НА ЛИНИИ АЛЮМИНИИ С ДРУГИМИ МЕТАЛЛАМИ. ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ АЛЮМИНИЯ СО СТАЛЯМИ*

Основные физико-химические и технологические свойства алюминия и других металлов, применяемых для соединений с алюминием, приведены в табл. 3.1. Отличительной особенностью алюминия является его способность энергично взаимодействовать с кислородом. Время, необходимое для создания мономолекулярного слоя кислорода на алюминии, при заданной температуре зависит от окружающего давления атмосферы, а на воздухе при комнатной температуре при  $1,013 \cdot 10^5$  Па по данным работы [38] оно составляет  $2,4 \cdot 10^{-9}$  с.

При наличии в атмосфере паров воды на поверхности алю-

Физико-химические и технологические свойства алюминия и других металлов

Свойства	Al	Cu	Fe	Ti	Ni	Ag	Au	Mg	Be
Плотность при 20°C, г/см <sup>3</sup>	2,699	8,94	7,87	4,50	8,90	10,5	19,32	1,7	1,845
Температура, °C:									
плавления	660,2	1083	1539	1668	1455	960,8	1063	651	1284
кипения	2493	2360	2880	3260	2900	2184	2677	1107	2450
Удельная теплоемкость при 20°C, кДж/(кг·°C)	0,90	0,385	0,640	0,54	0,445	0,259	0,134	1,03	2,129
Удельная теплопроводность при 20°C, Вт/(м·K)	225,4	387	77,0	18,85	92,5	423	311	157	188,6
Коэффициент линейного термического расширения при 25°C, C <sup>-1</sup> ·10 <sup>6</sup>	24,3	16,8	11,9	8,15	13,7	19,9	14,2	26	11
Удельное электросопротивление при 20°C, Ом·см·10 <sup>6</sup>	2,66	1,72	9,7	45	8,70	1,47	2,25	4,7	3,6
Атомный номер	13	20	26	22	28	47	79	12	4
Атомная масса	26,98	63,54	55,84	47,00	58,70	107,87	196,97	24,32	9,01
Предел прочности при растяжении, МПа	78—108	216—235	245	245—345	393—491	98—147	138—157	176—245	138

Относительное удлинение, %	40	60	30	40—55	40	40—50	30—50	8—17	2
Модуль норм. упругости, МПа	70600	128700	196000	108000	201900	74500	7750	42800	295000
Твердость по Бриннелю, МПа	196	343	686	784	588	245	186	294	1372

Таблица 3.2

*Механические и физико-химические свойства  $Al_2O_3$*

Температура, °С	Плотность, г/см <sup>3</sup>	Коэффициент теплопроводности, Вт/(м·°С) при t, °С	Температурный коэффициент линейного расширения 2-20°С, при t, °С	Удельное электрическое сопротивление, Ом·см при t, °С	Временное сопротивление при t, °С	Предел прочности при сжатии, МПа при t, °С	Модуль упругости при 25°С, МПа	Твердость по шкале Мооса						
									плавления	кипения				
2047	2979	3,79	100	30,145	100	6,0—7,1	20	3,2·10 <sup>12</sup>	20	25,86	25	29,292	3,8	9
—	—	—	400	19,979	500	8,9—9,7	350	3,0·10 <sup>10</sup>	300	23,128	400	14,70	—	—
—	—	—	600	9,179	—	—	500	1,0·10 <sup>10</sup>	—	—	600	13,72	—	—

миния прежде всего адсорбируются молекулы влаги, так как, в отличие от неполярных молекул азота, водорода и кислорода, молекулы воды являются диполями, имеющими значительно большую адсорбционную способность. Водяной пар, адсорбированный окисленной поверхностью алюминия, удерживается до высоких температур (при выдержке в вакууме до 623 К).

Оксид  $Al_2O_3$  отличается большой химической стойкостью, устойчив против диссоциации и реакций с другими металлами. Механические и физико-химические свойства  $Al_2O_3$  приведены в табл. 3.2 [39].

Химический состав свариваемых марок

Стандарт	Марка	Al	Легирующие		
			Mn	Fe	Li
					Деформируемые
ГОСТ 11069-74	A99	99,99	—	—	—
	АДО	99,50	—	—	—
	АД1	99,30	—	—	—
	АМц	Основной компонент	1,0—1,5	—	—
ГОСТ 4784-74	АМцС	То же	1,0—1,4	0,25—0,45	0,15—0,35
	АМг1	То же	—	—	—
	АМг2	То же	0,2—0,6	—	—
	АМг3	То же	0,3—0,6	—	0,5—0,8
	АМг5	То же	0,3—0,8	—	—
	АМг6	То же	0,5—0,8	—	—
					Деформируемые
ОСТ1-90048-7	1201	Основной компонент	0,3	—	—
ТУ92-28-76	1420	То же	1,6—2,3	—	1,7—2,3

В табл. 3.3 приведены составы свариваемых марок алюминия и деформируемых алюминиевых сплавов, применяемых в конструкциях. Изготовление сварных конструкций узлов летательных аппаратов из алюминия и его сплавов, соединяемых с другими металлами, особенно целесообразно, так как в этом случае наиболее полно реализуются свойства, присущие каждому металлу в отдельности. Например, разработка методов соединения алюминиевых сплавов со сталью или титаном позволяет резко снизить массу изделия, а в соединении алюминия

с медью дает возможность существенно сократить расход дефицитной меди.

Диффузионные процессы, развивающиеся на границе алюминия с другими металлами при их взаимодействии, играют решающую роль как в формировании сварного соединения, так и в определении его свойств: прочностных, электрических, коррозионных и др. К сожалению, эти процессы приводят к образованию в зоне сварного стыка разнородных соединений ряда интерметаллидных соединений, которые обладают свойствами, резко отличающимися от свойств соединяемых материалов.

Таблица 3.3

алюминия и деформируемых сплавов, %

компоненты							
Mg	Ti	Be	Cu	Zn	Cr	Zr	Сумма примесей
термически неупрочняемые							
—	—	—	—	—	—	—	0,01
—	—	—	—	—	—	—	—
—	—	—	—	—	—	—	—
—	—	—	—	—	—	—	0,1
—	—	—	—	—	—	—	0,1
0,4—1,7	—	—	—	—	—	—	0,1
1,8—2,6	—	—	—	—	—	—	0,1
3,2—3,8	—	—	—	—	—	—	0,1
4,8—5,8	—	—	—	—	—	—	0,1
5,8—6,8	0,2—0,10	0,0002-0,005	—	—	—	—	0,1
термически упрочняемые							
—	0,06	—	6,3	—	0,1	0,17	
4,5—6,0	—	—	—	—	—	0,09—0,15	

Диффузия некоторых металлов, и в том числе железа, в чистый алюминий методом радиоактивных изотопов в диапазоне температур 350—600°C исследована в работе [40].

Общие закономерности диффузионных процессов при сварке в твердой фазе подробно рассмотрены в работе [41].

Установлено, что при каждой температуре существует некоторый промежуток времени (латентный период), в течение которого реакция заметно не развивается.

Детальный анализ микроструктуры зоны сварного стыка разнородных соединений позволил авторам [41] представить на-

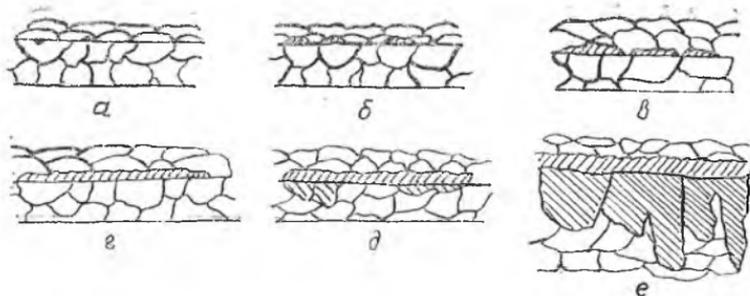


Рис. 3.1. Схемы образования и роста интерметаллической прослойки при взаимодействии алюминия с другими металлами

начальные стадии образования и роста интерметаллидных фаз следующей схемой (рис. 3.1): взаимная диффузия контактирующих металлов с различной скоростью; возникновение локально пересыщенных твердых растворов вокруг дефектов кристаллического строения (а); образование первых центров новой фазы в дефектных участках с повышенной концентрацией диффундирующего элемента (б); поперечный рост центров интерметаллидной фазы вдоль плоскости стыка (в); смыкание и нормальный рост первой сплошной интерметаллидной прослойки (г); образование первых центров второй интерметаллидной фазы, продолжение нормального роста первой интерметаллидной прослойки (д); смыкание центров второй интерметаллидной прослойки за счет поперечного роста ее (е).

Эта схема реализуется в системах Al—Fe, Al—Cu; по-видимому, пригодна и для других систем, хотя в конкретных системах могут иметься свои особенности.

Необходимо отметить, что механические свойства сварных соединений существенно зависят от степени формирования интерметаллидной фазы. Механические свойства сохраняют удовлетворительный уровень лишь на начальных стадиях процесса, когда происходит только поперечный рост интерметаллидной фазы. С образованием сплошного слоя этой фазы механические свойства быстро ухудшаются по мере ее нормального роста.

Рассмотренные закономерности определяют выбор технологических параметров процессов сварки биметаллических изделий. На рис. 3.2 в качестве примера приведена схема температурно-временных условий, определяющих возможность соединения алюминия со сталью с помощью биметаллической вставки. По-видимому, одним из путей предотвращения образования интерметаллических прослоек в биметалле при сварке является поднятие нижнего температурного порога образования интер-

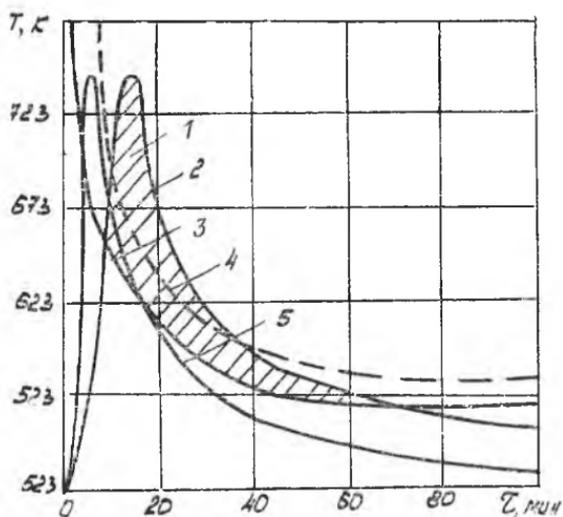


Рис. 3.2. Температурно-временные условия, определяющие возможность получения соединения алюминия с другими металлами: 1 — зона возникновения интерметаллидов; 2 — реальный термический цикл; 3 — кривая, определяющая область образования интерметаллидов; 4 — теоретическая кривая; 5 — необходимый термический цикл, исключающий образование интерметаллидов

металлидов (кривая 4), а также применение таких режимов, техники сварки и конструкции вставки, которые либо исключают образование интерметаллидов (кривая 5), либо вызывают их появление в минимальном количестве.

Таким образом, исходя из основных особенностей механизма воздействия алюминия с другими металлами и учитывая при этом, что процесс образования интерметаллидов характеризуется наличием латентного периода [42, 12], обусловленного возникновением зародыша новой фазы, установлено, что получить качественные соединения разнородных металлов можно лишь теми способами сварки, при которых основные технологические параметры (температура, время сварки) не превосходят температурно-временных условий образования интерметаллидов. Следовательно, для получения качественного соединения разнородных металлов температура и время процесса сварки должны строго регламентироваться, регулироваться и контролироваться.

Одним из наиболее перспективных способов, позволяющих воспрепятствовать диффузии одного или двух находящихся

в контакте металлов или хотя бы замедлить ее, является создание диффузионного барьера в виде дополнительной прослойки (прослойки) между ними. При этом наиболее благоприятным является применение прослойки, создающих диффузионный барьер для металла, диффузия которого в другой металл приводит к образованию интерметаллидов.

Обработка многочисленных данных прочностных испытаний и связь их с микроструктурой переходной зоны позволили установить [42], что прочность сварного соединения стали с алюминием тем выше, чем меньше толщина слоя интерметаллидного соединения. Опыт показывает, что высокую прочность сварных сталесилициевых соединений можно получить при толщине слоя, не превышающей 10 мкм.

В работах Хофмана по клиновой сварке давлением [43] были применены клиновидный срез соединения стальных элементов для увеличения поверхности соединения и металлическое цинковое покрытие на клиновых поверхностях. В этих экспериментах стальной клин, нагретый до температуры 500—600°C, вдавли-

вается в холодный алюминий. Так как в указанных условиях не может происходить расплавление стали, получали соединение удовлетворительного качества. Этот способ нашел применение и в отечественной промышленности при изготовлении трубчатых переходников (клинопрессовая сварка) [44, 45].

На рис. 3.3 показано соединение алюминиево-магниевого сплава АМг3 с хромоникелевой сталью, выполненное холодной сваркой давлением [46, 47]. Деформация осуществляется в процессе вдавливания. Максимальное усилие вдавливания пуансона 2305 Н. При сварке диффузионной, ультразвуковой, а также трением, т. е. при способах, которые также позволяют получить соединение за счет

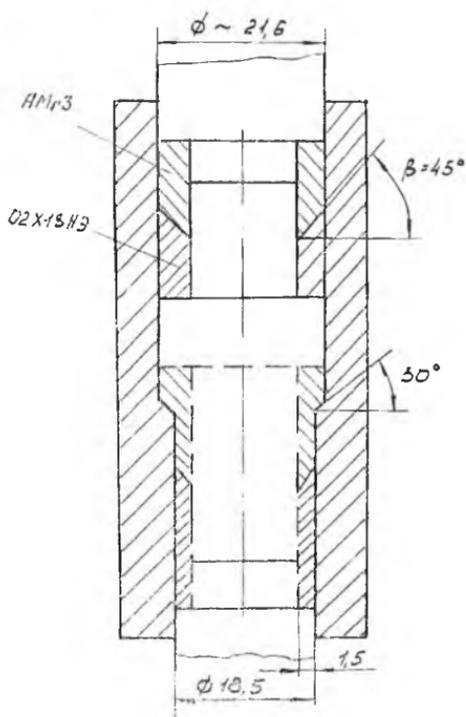


Рис. 3.3. Соединение алюминия со сталью, выполненное холодной сваркой давлением

теплоты и давления без расплавления основного материала, возможно создание соединения, прочность которого при статических нагрузках соответствует значениям основного материала.

### 3.2. ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ АЛЮМИНИЯ С ТИТАНОМ

Алюминий с титаном и его сплавами успешно соединяют холодной сваркой, при которой соединение металлов осуществляется в результате совместного деформирования. Взаимодействие этой пары металлов в условиях нагрева и зависимость времени зарождения интерметаллида, соответствующего соединению  $TiAl_3$ , подчиняются общему уравнению химической кинетики [31, 48].

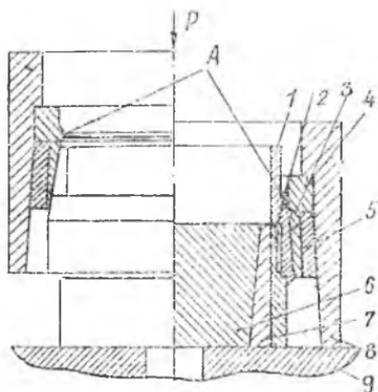


Рис. 3.4. Схема изготовления переходника: 1 — заготовка из алюминиевого сплава; 2 — заготовка из титана (из нержавеющей стали); 3 — конусное обжимное кольцо; 4 — вставка; 5 — конусная обойма; 6 — конус; 7 — разрезная вставка; 8 — стакан; 9 — основание пресса

Для соединения криогенной аппаратуры разработан способ получения алюминий-титановых переходных элементов трубопроводов с помощью холодной сварки путем совместного деформирования заготовок [49, 50]. Технологический процесс холодной сварки алюминий-титановых переходников заключается в следующем (рис. 3.4): алюминиевую заготовку совмещают

с титановой, цилиндрическая поверхность которой имеет кольцевые канавки и выступы. По торцу стального кольца прикладывают осевое усилие, которое обжимает заготовку при перемещении кольца в заданное положение. Алюминий заполняет канавки при обжатии, создавая контакт между соединяемыми заготовками. Исследования проводились на натуральных алюминиетитановых переходниках с внутренним диаметром 10 — 100 мм. Экспериментальным и расчетным путями были определены степень деформации, размеры алюминиевых трубчатых заготовок и угол конуса обжимного кольца. Алюминиетитановые сварные соединения, выполненные по указанной технологии, характеризуются высокой работоспособностью. Они сохраняют герметичность после 1000 циклов охлаждения в жидком азоте с последующим нагревом до 100°C со скоростью 200—450 град/мин (4,0—7,8 град/с). При циклических испытаниях от нуля до 981 Н с периодической проверкой герметичности гелнем соединения не имели потери герметичности. При испытании сварных алюминиетитановых переходников разрушение наблюдается по алюминиевой трубе около переходника.

В работе [51] определены оптимальные параметры клинопрессовой сварки алюминиевых сплавов АД1, АМгЗ, АМгб с титановым сплавом ОТ4. Сочетания высоких степеней пластической деформации, температуры нагрева и достаточного времени процесса создают благоприятные условия для получения надежного соединения алюминиевых сплавов с титаном.

При диффузионной сварке алюминия с титаном, выполненной по технологии, предложенной в работах [45, 52, 53], получены соединения алюминия АД1 с титаном ВТ4-0 и алюминием АД1 при режиме сварки:  $T = 520\text{—}540^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 60$  мин. Указанные соединения имели  $\sigma_b \leq 90$  МПа и  $\alpha = 180^\circ$ .

### 3.3. ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ АЛЮМИНИЯ С МЕДЬЮ

Взаимодействие алюминия с медью исследовалось в ряде работ [41, 54, 55, 56]. Методика исследования заключалась в построении кинетических кривых роста интерметаллидов при взаимодействии алюминия с медью по результатам металлографических исследований структуры переходной зоны биметаллических соединений, подвергнутых изотермической обработке при различных температурах. Кинетика роста интерметаллидов при взаимодействии алюминия АД1 с медью М1 изучалась на образцах диаметром 16 мм, полученных холодной сваркой.

По экспериментальным данным работы [45] были определены энергия активации образования зародышей промежуточной фазы в соединении меди с алюминием и энергия ее дальнейшего

роста. Эти энергии соответственно составляют 130,4 и 100,3 кДж/(г·атом).

Температурная зависимость латентного периода для соединения алюминий—медь удовлетворительно описывается уравнением  $\tau_u = 3,8 \cdot 10^{-8} \exp(130/RT)$ . Температурная зависимость коэффициента, характеризующего скорость роста промежуточной фазы в соединении, также подчиняется экспериментальному закону  $K = 9,1 \cdot 10^5 \exp(-100/RT)$ .

Применительно к взаимодействию меди и алюминия кинетика роста промежуточных фаз выражается уравнением

$$y = 9,1 \cdot 10^5 \exp(100/RT) \tau - 3,46 \cdot 10^{-2} \exp(30/RT). \quad (4.1)$$

На рис. 3.5 приведены кинетические кривые, построенные по этому уравнению. Наличие латентного периода указывает на возможность получения качественного соединения меди с алю-

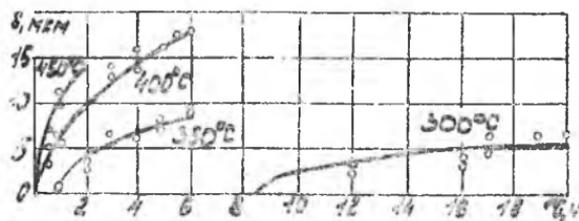


Рис. 3.5. Кинетика роста интерметаллов в соединении алюминий—медь

минием сваркой в твердом состоянии. Однако малая его продолжительность при сравнительно невысоких температурах значительно ограничивает число возможных способов сварки этих материалов, а в пределах того или иного способа существенно сужает диапазоны технологических параметров сварки, а также температурно-временные условия эксплуатации соединения.

Особенности формирования структуры соединений материалов с резко отличающимися свойствами могут быть объяснены в соответствии с существующими представлениями об образовании соединения в твердой фазе [13, 57, 58].

Необходимым условием образования соединения разнородных металлов в твердой фазе является активация поверхности более прочного металла [12]. Она происходит в результате локальной деформации поверхностных слоев, заключающейся в выходе на нее сдвигов. Деформация металлов в поликристаллическом состоянии носит неоднородный характер, она локализуется в наиболее благоприятно ориентированных зернах. В связи с этим появляются периодически расположенные очаги де-

формации, которые закрепляются на самой ранней стадии пластического деформирования.

При сварке материалов с резко отличающимися свойствами следует ожидать, что более прочный материал будет деформироваться неравномерно. Шероховатость поверхностей свариваемых материалов, наличие на них выступов и впадин, оставшихся от резца после точения, еще более углубляют неоднородный характер деформирования.

В точках контакта свариваемых материалов и возникновения на более прочном из них активных центров будет образовываться металлическая связь. Между очагами активного взаимодействия с образованием металлических связей на свариваемых поверхностях расположены участки, где металлическая связь не реализовалась. Эти участки являются несплошностями.

С увеличением давления проковки процесс выхода сдвигов в зону сварки интенсифицируется и таким образом благодаря расширению очагов деформации и увеличению их количества металлическая связь распространяется почти на всю свариваемую поверхность. Качество сварного соединения заметно улучшается.

#### *4. СПОСОБЫ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ТРУБЧАТЫХ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПЕРЕХОДНИКОВ В ТВЕРДОМ СОСТОЯНИИ*

##### *4.1. ИЗГОТОВЛЕНИЕ ТРУБЧАТЫХ ПЕРЕХОДНИКОВ ИЗ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОГО ЛИСТА*

За последние годы широкое распространение получил способ соединения алюминия со сталью путем их совместной пластической деформации — прокатка биметаллов. Биметаллы являются самостоятельной группой промышленных материалов, позволяющих сочетать наиболее ценные свойства металлов, из которых они состоят (высокую пластичность с высокой сопротивляемостью действию агрессивных сред, высокую прочность с хорошей электропроводностью и т. д.).

Трубчатые переходники из биметаллических листов получают штамповкой, что является самой трудоемкой и ответственной операцией, определяющей дальнейшее их качество (в некоторых случаях при штамповке возникает расслоение биметаллического листа).

Во избежание расслоения в процессе изготовления переходников выполняются следующие требования:

1) )заготовку под штамповку перед запуском в производство необходимо подвергнуть контролю ультразвуком на предмет выявления несплошности сцепления;

2) вырезку заготовок под штамповку производить фрезеро-  
ванием;

3) резка заготовок на карточки допускается на гильотинных  
ножницах;

4) запрещается какая-либо правка заготовок.

Перед началом штамповки и после каждого перехода необ-  
ходимо проводить отжиг заготовок по следующему режиму: на-  
грев до  $300\text{--}310^\circ\text{C}$  в селитровой ванне (выдержка один час)  
или нагрев до  $340^\circ\text{C}$  в электропечах (с выдержкой один час).

Затем переходники механически обрабатываются до получе-  
ния формы и размеров чертежа.

Последовательность изготовления переходника из биметал-  
лического листа приведена на рис. 4.1, где *a* — раскрой кар-

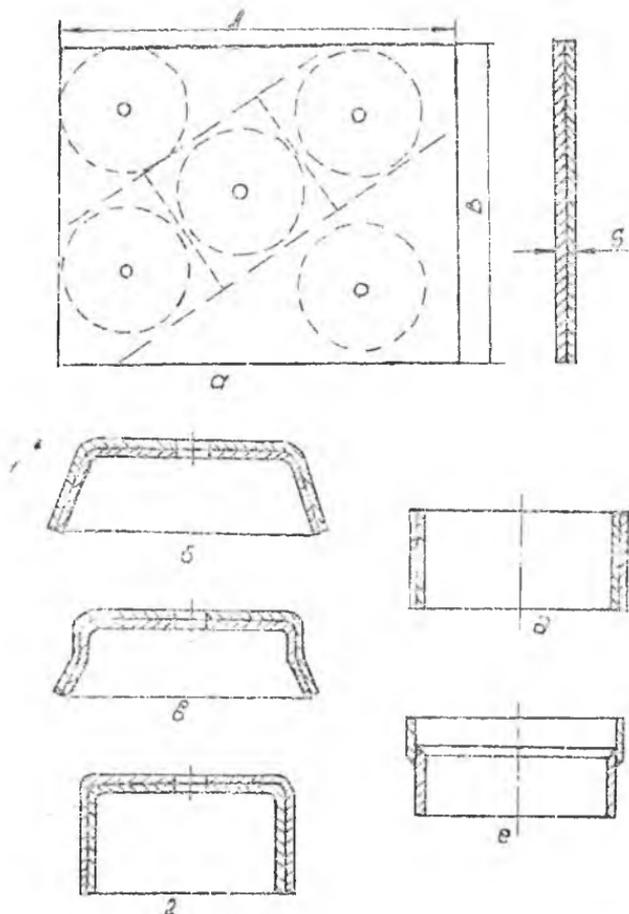


Рис. 4.1. Последовательность изготовления пере-  
ходников из биметаллического листа X18H10T

— АМг6

точки из биметалла на заготовки фрезерованием; б, в, г — операция вытяжки стакана по переходам; д — удаление доньшка стакана с выдерживанием размера переходника по длине; е — окончательная проточка стенок переходника в соответствии с размерами чертежа.

Каждый переходник подвергается испытаниям на прочность, герметичность в соответствии с требованиями чертежа.

#### 4.2. ИЗГОТОВЛЕНИЕ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПЕРЕХОДНИКОВ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ

В последнее время для соединения разнородных металлов наряду с другими способами сварки все более широкое применение находит сварка трением. Сварка трением отличается от других способов сварки давлением с применением нагрева тем, что для образования сварного соединения используется тепловая энергия трения, выделяющаяся непосредственно в объеме металла, прилегающего к сопряженным и подлежащим соединению поверхностям [59].

При таком способе сварки один из основных параметров процесса — температура зоны контакта во время нагрева — непосредственно не задается и не контролируется, а является произвольной от других параметров. Это значительно осложняет задачу разработки технологии сварки трением ряда разнородных металлов. В работе [63] исследованы условия и наме-

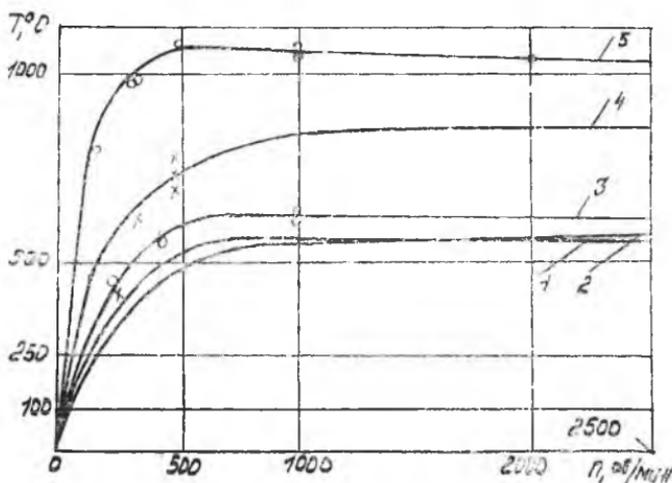


Рис. 4.2. Установившиеся температуры в стыке при трении с различной скоростью вращения шпинделя машины для различных сочетаний: 1 — АД1 + X18H10T; 2 — АМг6 + X18H10T; 3 — АД1 + (Cu + 20% Ni); 4 — ВТ1 + (M1); 5 — ВТ1 + X18H10T при  $P = 5$  кгс/мм<sup>2</sup>.

цены пути регулирования температуры при сварке трением ряда разнородных металлов.

Проведенные в работе [64] исследования показывают, что наиболее радикальным способом регулирования максимальной температуры при сварке трением является изменение скорости относительного вращения заготовок, что подтверждается также экспериментальными данными.

На рис. 4.2 приведены результаты измерения максимальных температур в стыке при трении прутков диаметром 30 мм из разнородных материалов: АД1 + Х18Н10Т (кривая 1); АМгб + Х18Н10Т (кривая 2); АД1 + (Сп + 20% Ni) (кривая 3);  $P = 2$  кгс/мм<sup>2</sup>; ВТ1 + (М1) (кривая 4); ВТ1 + Х18Н10Т (кривая 5) при  $P = 5$  кгс/мм<sup>2</sup> и при различных скоростях вращения шпинделя.

При уменьшении скорости вращения имеется возможность существенно снизить максимальную температуру в стыке, однако интервал скоростей, в котором представляется возможным эффективно регулировать температуру в стыке для данных сочетаний материалов, является сравнительно узким.

Для снятия эффекта нагартовки и стабилизации механических свойств все детали из алюминия и его сплавов перед сваркой подвергаются термообработке по режимам, приведенным в табл. 4.1.

Таблица 4.1

*Рекомендуемые режимы термообработки*

Марка сплава	Температура отжига, °С	Время выдержки после прогрева в зависимости от толщины стенки, мин		Охлаждающая среда
		менее 6 мм	6 мм и более	
АД1, АМц	370—450	8—10	20—30	Воздух или вода
АМг3	350—420	8—10	20—30	Воздух
АМгб	310—330	60—100	60—150	Воздух

Детали из сталей перед сваркой обезжириваются бензином, детали из алюминия и его сплавов подвергаются травлению. Немедленно перед сваркой сталь или алюминиевый сплав, устанавливаемые во вращающийся патрон передней бабки, должны быть отторцованы резцом, а алюминий АД1 — тщательно вычищен с торца стальной щеткой.

Для осуществления соединения целесообразно применять пластические материалы из свариваемой пары несколько боль-

шего сечения, что обеспечивает более равномерную пластиче-скую деформацию свариваемых материалов. Длина заготовок должна быть не менее 40—45 мм с припусками, приведенными в табл. 4.2.

Таблица 4.2

Технологические припуски на размеры деталей

Назначение припуска	Материалы		
	Сталь	Алюми- ний АД1	Алюминиевые сплавы АМг3, АМг6, АМц и др.
Припуск по длине на осадку, мм	—	18—20	—
Припуск по диаметру, обуслов- ленный родом материала, мм	—	1—2	—
Припуск по диаметру для ком- пенсации смещения центров и механической обработки после сварки, мм	1,5—2	2—3	2—3

Сварка сталей и титана с алюминиевыми сплавами через прослойку АД1 производится в последовательности, представленной на рис. 4.3.

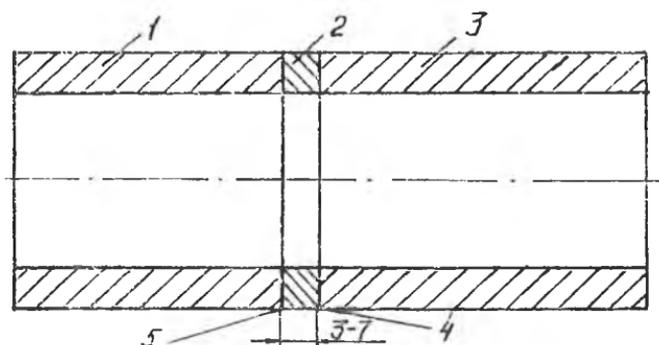


Рис. 4.3. Последовательность сварки переходников: 1 — сталь или титан; 2 — АД1; 3 — АМг6; 4 — первая операция сварки; 5 — вторая операция сварки

Для выполнения второй операции сварки предусматривается припуск АД1, который складывается из припуска на осадку и остающейся прослойки в 3—7 мм.

Все сварные узлы после обработки в местах сварки проверяются: на прочность, герметичность и вакуумную плотность.

#### 4.3. ПРЕССОВАЯ СВАРКА СТАЛЕАЛЮМИНИЕВЫХ ПЕРЕХОДНИКОВ

В работе [65] исследована возможность изготовления стале-алюминиевых трубчатых переходников на прессе. В качестве исходных заготовок использованы трубчатые детали из стали X18H10T и сплава АМг6 толщиной стенки 8 мм с внутренним диаметром 100 мм и длиной 60 мм.

Предварительные исследования проводились на цилиндрических образцах диаметром 9 мм, которые плакировали и сваривали на лабораторном прессе (50 тс) со скоростью движения бойка 0,5—2 мм/с в приспособлении, схема которого показана на рис. 4.4.

Исследованиям предшествовало математическое моделирование совместной деформации разных металлов при плакировании и сварке на прессе с использованием вариационных методов теории обработки металлов давлением [65].

Сварка натуральных переходников осуществлялась с соблюдением последовательности операций, установленных оптимальной технологией для сплошных образцов, но с увеличением усилия пресса пропорционально сечению трубчатых заготовок и величины вылета заготовок в соответствии с геометрическими размерами и формой заготовок.

Переходники диаметром 100 мм были изготовлены в следующей последовательности: холодное плакирование, горячее плакирование, сварка со сплавом АМг6.

На рис. 4.5 показано распределение деформаций в ходе плакирования и сварки. При плакировании вначале обжимается только Al, затем оба металла деформируются совместно. Возникающая разнотолщинность Al сначала усиливается, затем постепенно исчезает (рис. 4.5,а). При сварке сталь не обжи-

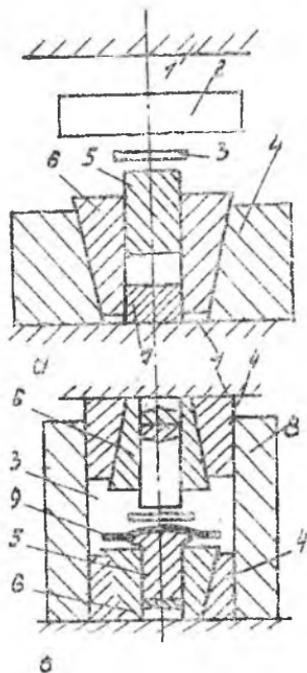


Рис. 4.4. Приспособление для проведения опытов по плакированию (а) и сварке (б) образцов диаметром 9 мм: 1 — боек пресса; 2 — нагреваемая деталь из стали; 3 — алюминиевая прокладка; 4 — обоймы; 5 — стальной образец; 6 — разъемные секторы-вкладыши; 7 — подкладка для изменения вылета; 8 — центрирующая втулка; 9 — обойла после планирования

мается (рис. 4.5,б), удается сохранить постоянство толщины алюминиевого слоя в пределах 0,15—0,25 мм.

Переходники при испытании на прочность показали  $\sigma_B = 120 - 180$  МПа, удовлетворительно прошли испытания на вакуумную плотность.

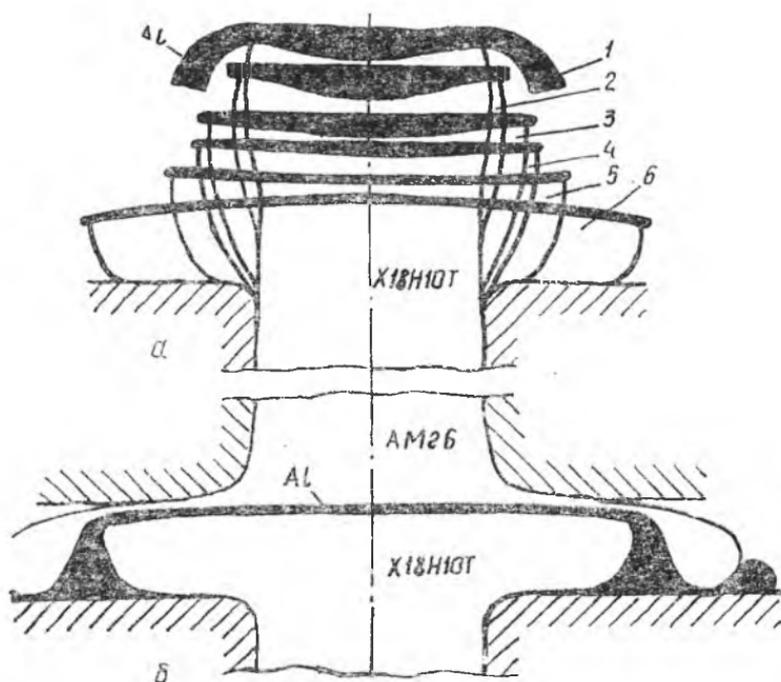


Рис. 4.5. Деформированное состояние: а — при планировании; б — после завершения сварки (1—3 — без подогрева; 4—6 — с подогревом)

Микроструктурный и фрактографический анализ показали результаты, близкие к данным по листовому триметаллу X18H10T + АД1 + АМг6 [67].

#### 4.4. ИЗГОТОВЛЕНИЕ ПЕРЕХОДНИКОВ ХОЛОДНОЙ СВАРКОЙ

Предложенный в работах [68—73] способ и описанная в работе [74] технология изготовления переходника используют более прочную охватываемую заготовку, например, из стали 12Х18Н10Т или титана ВТ1-0, которая имеет кольцевые канавки

и бурт (рис. 4.6,а). Для выполнения роли опоры ее фиксируют в приспособлении от осевого перемещения.

Охватывающая заготовка, например из сплава АМц, выполняется в форме колокола с двумя заходными конусами по наружному диаметру (рис. 4,6,б). При сварке она деформируется обжимным конусным кольцом (рис. 4,6,в).

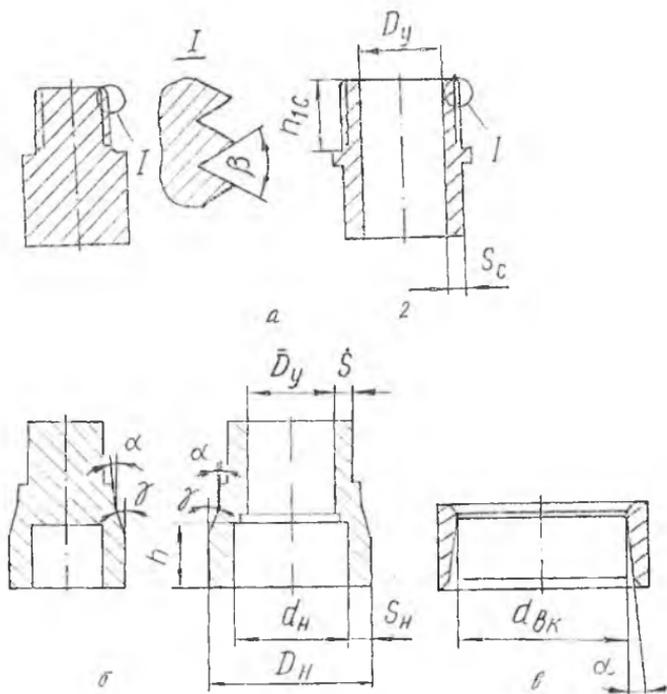


Рис. 4.6. Форма заготовок для получения трубных переходников: а — из менее пластичного металла; б — из более пластичного металла; в — обжимное конусное кольцо; 1 — для трубных переходников внутренним диаметром до 18 мм; 2 — для трубных переходников внутренним диаметром более 18 мм

Для переходников с внутренним диаметром до 18 мм используют сплошные заготовки 1. В соответствии со схемой процесса сварки (рис. 4.7,а) алюминиевую заготовку 1 совмещают со стальной (титановой) заготовкой 2. По торцу стального кольца 3 прикладывают осевое усилие, которое обжимает алюминиевую заготовку при перемещении кольца в заданное положение. В результате пластической деформации алюминий заполняет канавки на стальной заготовке, образуя сварное соединение. Последующей механической обработкой сварных заготовок

(рис. 4.7,а) получают алюминиево-стальные переходники необходимых геометрических форм и размеров.

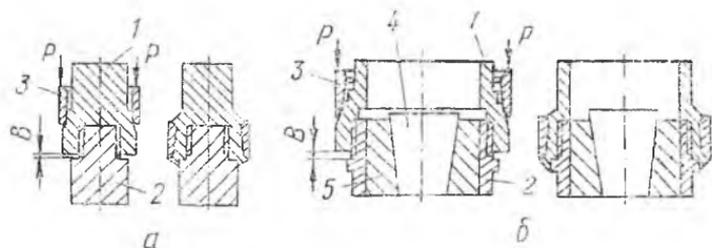


Рис. 4.7. Схема процесса сварки переходников диаметром до 18 мм

Представленные на рис. 4.7,б схемы сборки и процесс изготовления переходников применяют в основном для сварки готовых трубчатых элементов без последующей механической обработки, что является существенным преимуществом такой технологической схемы. Для предотвращения искажения геометрии свариваемых трубчатых элементов применяют соответствующие внутренние оправки 4 и 5 (рис. 4.7,б).

Высота деформируемой части охватывающей заготовки должна быть такой, чтобы при сборке обеспечивался зазор  $B$  (рис. 4.7,б) между торцом охватывающей и буртом охватываемой заготовок. Зазор  $B$  выбирается в зависимости от толщины стенки, свариваемой с трубопроводом алюминиевой части переходника. При наличии зазора  $B$  и бурта свариваемые заготовки деформируют (рис. 4.8), первая стадия соответствует волочению (рис. 4.8,а), а вторая — прессованию (рис. 4.8,б) при упоре алюминиевой заготовки в бурт стальной (титановой) заготовки.

Физический контакт возникает в результате интенсивной деформации более пластичного металла при вдавливании его в кольцевые выступы из менее пластичного металла. Кроме того, силы контактного трения вызывают пластическую деформацию менее пластичного металла в тонких поверхностных слоях. Эта деформация активизирует контактную поверхность менее пластичного металла. Так как сварка осуществляется при комнатной температуре, то на стадии объемного взаимодействия происходит только схватывание контактных поверхностей без дальнейшего развития диффузионных процессов. Упругие напряжения, достаточные для разрушения сварного соединения, успевают релаксировать в зоне контакта свариваемых материалов.

Количество канавок зависит от геометрической формы, размеров и условий эксплуатации переходников и лежит в преде-

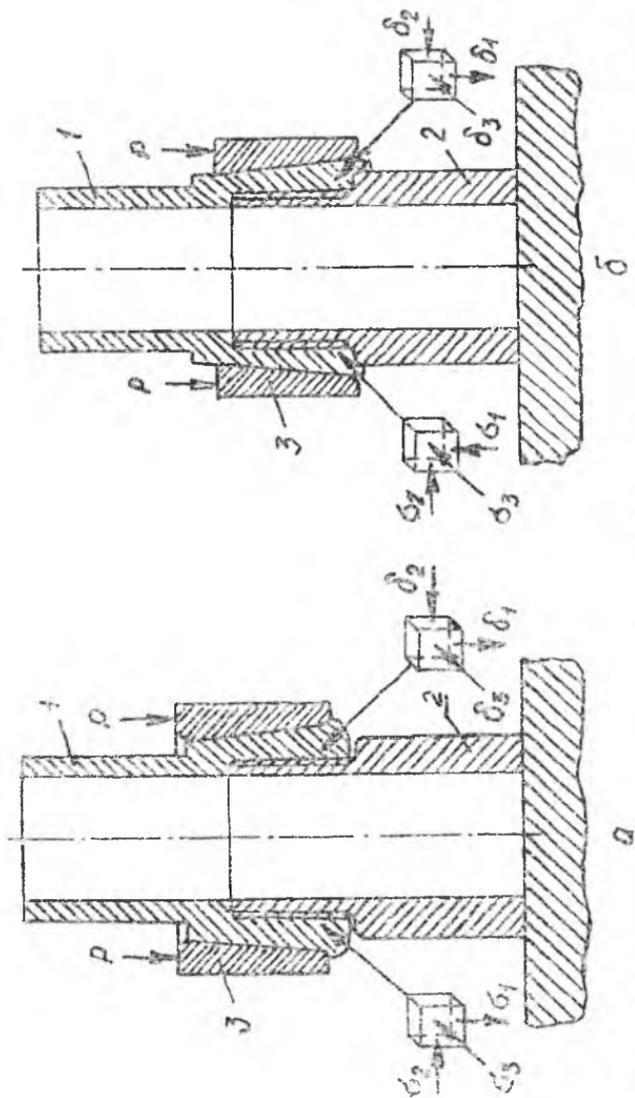


Рис. 4.8. Схема главных напряжений и деформаций при холодной сварке трубных заготовок на начальной (а) и конечных (б) стадиях деформирования

лах 12—35 для переходников с внутренним диаметром от 20 до 250 мм.

Обработка поверхностей выступов стальной (титановой) заготовки с шероховатостью чистого точения достаточна для получения качественного соединения. Чистота обработки рабочей поверхности алюминиевых заготовок существенного влияния на качество соединения не оказывает.

Преимуществом предлагаемой конструкции переходника являются выступы в зоне соединения, а также бурт на стальной (титановой) заготовке, который обеспечивает развитую поверхность соединения. Замкнутые кольцевые выступы на соединяемой поверхности заготовки из менее пластичного металла при холодной сварке с заготовкой из более пластичного металла образуют автономные зоны сварных соединений, каждая из которых при эксплуатации переходника работает самостоятельно. Заготовка из более пластичного металла защемляется между составляющими, выполненными из менее пластичного металла, что обеспечивает надежную работу переходников в условиях термоциклических воздействий. Заполнение канавок более пластичным металлом, сварка по кольцевым выступам заготовки из менее пластичного металла и защемление заготовки из более пластичного металла обеспечивают надежную работу переходников при воздействии осевых радиальных, вибрационных и других видов нагрузок.

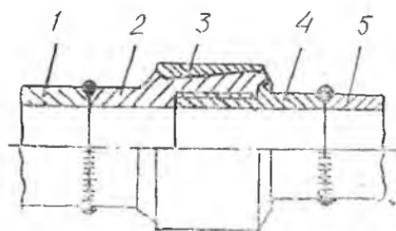


Рис. 4.9. Пример использования трубных алюминиево-стальных переходников при соединении труб: 1 — алюминиевая труба; 2 — алюминиевая часть переходника; 3 — обжимное конусное кольцо; 4 — стальная часть переходника; 5 — стальная труба

На рис. 4.9 показан пример использования трубных переходников при соединении труб из разнородных металлов.

Высокая технологичность данных переходников применительно к серийному производству изделий обеспечивает совокупность конструктивных характеристик и технологических режимов в результате подробного исследования конструкции; изучение механизма соединения различных пар металлов и проектирования разнобразной оснастки.

#### 4.5. КЛИНОПРЕССОВАЯ СВАРКА БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПЕРЕХОДНИКОВ

Клинопрессовый способ (рис. 4.10) позволяет сваривать разнородные металлы, отличающиеся своими физико-механическими свойствами (алюминиевые или медные сплавы со сталями

или титановыми сплавами), а также разнородные металлы, мало отличающиеся указанными свойствами (сталь с титановым сплавом, молибденом, ниобием и т. п.). В зависимости от диа-

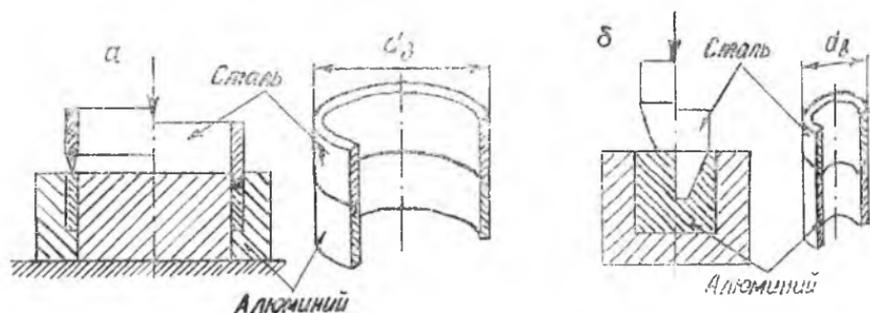


Рис. 4.10. Схема клинопрессовой сварки алюминивно-стальных переходников: а — малого диаметра ( $bd = 2...20$  мм); б — большого диаметра ( $db > 20$  мм)

метра биметаллического переходника применяют полые (рис. 4.10,а) или сплошные (рис. 4.10,б) заготовки.

В работе [44] исследованы влияние основных технологических факторов и параметров режима клинопрессовой сварки на прочность соединений алюминиевых сплавов АД1, АМгЗ и АМгб с нержавеющей сталью Х18Н9Т и титановым сплавом ОТ4; меди М1 со сталями У8, Х18Н9Т и сплавом ОТ4.

Основными параметрами твердофазной сварки являются температура, давление, время. При клинопрессовой сварке разнородных металлов эти параметры определяются температурой предварительного нагрева соединяемых деталей, величиной угла заточки детали из более твердого металла и скоростью впрессовывания. Определение оптимальной величины основных параметров, характера их взаимодействия и влияния на прочность соединения металлов при клинопрессовой сварке является необходимым условием для успешного внедрения этого способа сварки в производство. В качестве критерия оценки влияния того или иного технологического параметра на качество сварки была принята прочность сварного соединения образцов, изготовленных при одних и тех же технологических условиях, но при различных значениях изучаемого параметра. Сварку образцов выполняли на воздухе с раздельным нагревом алюминиевой и стальной (титановой) деталей или в среде аргона с одновременным нагревом соединяемых деталей.

Согласно современным представлениям о механизме образования соединения при сварке металлов в твердом состоянии процесс сварки состоит из трех стадий: развития физического контакта, активации контактных поверхностей и объемного взаимодействия.

При клинпрессовой сварке алюмининево-стальных переходников физический контакт между металлами образуется путем деформации более пластичного металла — алюминия. Активация контактных поверхностей обеспечивается предварительным нагревом деталей перед сваркой (термическая активация) и пластической деформацией в процессе сварки (механическая активация). Пластическая деформация контактных поверхностей соединяемых деталей происходит при внедрении стальной детали в алюминиевую. При этом контактное смещение и течение алюминия по поверхности стальной детали вызывает пластическую деформацию в ее тонких приповерхностных слоях.

Экспериментально установлено, что на величину пластической деформации приповерхностных слоев стальной детали, а следовательно, и на прочность алюмининево-стального соединения большое влияние оказывают температура нагрева соединяемых деталей и величина угла заточки.

Электронно-микроскопические исследования на просвет показали, что глубина пластической деформации приповерхностных слоев стальной детали находится в пределах  $500\text{--}10000 \text{ \AA}$  и полностью обеспечивает образование сварного соединения, равнопрочного алюминиевому сплаву.

Влияние температуры предварительного нагрева деталей из алюминиевого сплава и нержавеющей стали отражено на рис. 4.11.

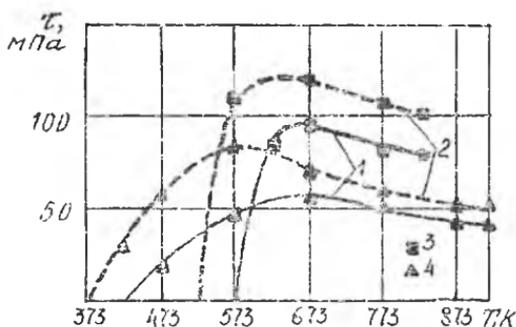


Рис. 4.11. Зависимость прочности на сдвиг ( $\tau$ ) соединений алюминиевых сплавов АД1 и АМгЗ с нержавеющей сталью Х18Н9Т от температуры нагрева алюминиевой детали при сварке на воздухе (1) и от температуры одновременного нагрева соединяемых деталей (сварка — в аргоне) (2); ■ 3—АМгЗ+Х18Н9Т; ▲ 4—АД1+Х18Н9Т

Величина угла заточки стальной (титановой) детали на прочность соединения отражена на рис. 4.12. Сварка образцов выполнялась при оптимальных режимах для данной пары металлов.

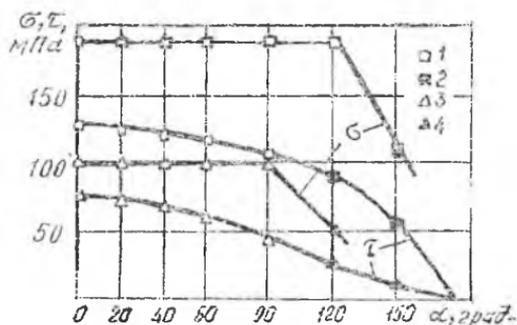


Рис. 4.12. Зависимость прочности на сдвиг ( $\tau$ ) и на растяжение ( $\sigma$ ) соединений АД1 и АМгЗ с нержавеющей сталью Х18Н9Т от величины угла заточки стальной детали при сварке в среде аргона с одновременным нагревом соединяемых деталей ( $t_{ал} = t_{ст} = 400^\circ\text{C}$ ): 1—2 — соединение сплавов АМгЗ и стали Х18Н9Т; 3—4 — соединение сплавов АД1 и стали Х18Н9Т; 1—3 — разрушение по алюминию; 2—4 — разрушение по сварному шву

В работе [75] приводятся также результаты исследования прочности алюминиево-стальных соединений на растяжение при конкретных режимах сварки и углах заточки стального клина, при которых прочность соединений была выше, чем соответствующая прочность алюминиевой части образца.

*Клинопрессовая сварка меди М1 со сталями У8, Х18Н9Т и сплавами ОТ4.* Исходя из условий большей прочности меди и пластичности ее окисной пленки по сравнению с алюминием, сварку образцов выполняли при малых углах заточки стальной (титановой) детали с нагревом до высоких температур ( $900^\circ\text{C}$ ). Чтобы исключить рост окисных пленок на деталях из меди и стали (титана), сварку образцов выполняли в среде аргона.

Установлено, что при оптимальной температуре сварки ( $700\text{—}800^\circ\text{C}$ ) сварное соединение медь+сталь (титан) обладает достаточной прочностью и при испытании на растяжение биметаллические переходники разрушаются по их медной части.

Испытания сварных образцов на срез при выдавливании стальной (титановой) детали из массивной медной заготовки показали, что разрушение происходит по приграничному слою

меди при напряжении ( $\tau$ ) 15—18 кгс/мм<sup>2</sup>. Последующий нагрев (870°С) и охлаждение в воде сварных образцов У8+М1 не оказали влияния на прочность сварного соединения. С увеличением угла заточки стальной (титановой) детали прочность соединения медь—сталь (титан) уменьшается. Изменение скорости прессования стальной (титановой) детали в пределах от 4 до 200 мм/мин не оказывает влияния на прочность сварки.

#### 4.6. ТЕРМОВАКУУМНАЯ КЛИНОВАЯ СВАРКА ТРУБЧАТЫХ ПЕРЕХОДНИКОВ ИЗ СТАЛИ Х18Н10Т И СПЛАВА АМг6

В лаборатории сварки КуАИ разработана технология получения стальноалюминиевых переходников для высоконагруженных трубопроводов. В основе процесса лежит принцип термовакуумной клиновой (ТВК) сварки разнородных материалов [76]. Его высокая эффективность достигается:

а) созданием интенсивной пластической деформации (порядка сотен процентов) сплава АМг6 в зоне контактирования со стальным клином, что приводит к механическому дроблению и частичному выдавливанию окислов алюминия, формированию физического контакта поверхностей;

б) превышением температуры стали над температурой алюминиевого сплава, что обеспечивает высокую тепловую эффективность процесса ( $T_{св}$  близка к  $T_{пл}$  АМг6) при локальности и малой длительности (2—3 с) перегрева сплава АМг6 в зоне соединения;

в) созданием вакуума (не ниже  $10^{-4}$  мм рт. ст.), что исключает интенсивное окисление металлов при сварке и позволяет проводить предварительную очистку поверхности стального клина при его высокотемпературном (1000—1100°С) нагреве.

Предварительный нагрев контактирующих поверхностей обеспечивает термическую активацию, а пластическая деформация обеспечивает механическую активацию.

Для характеристики процесса сварки давлением с нагревом не могут быть использованы только те показатели, которые характерны для отдельно рассматриваемых металлофизических процессов. Для него должны учитываться два одновременно действующих показателя: энергия тепловая и энергия механическая, так как они действуют одновременно в одном и том же направлении получения качественного соединения. Раздельные поверхности металла в начале процесса превращаются в непрерывную структуру сварного соединения в зоне плоскости контакта.

Работа выполнялась на серийной установке для сварки типа А306-08 с применением специального сборочно-сварочного при-

способления, принципиальная схема которого приведена на рис. 4.13. Нагрев деталей осуществляется токами высокой частоты поэтому в комплекте со сварочной установкой используется ламповый высокочастотный генератор ЛЗ-67В.

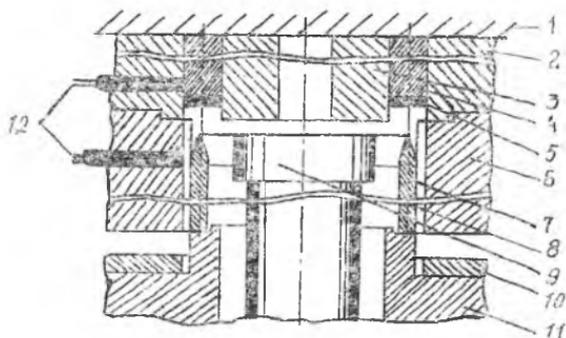


Рис. 4.13. Принципиальная схема сборочно-сварочного приспособления

Приспособление легко монтируется в вакуумной камере совместно с высокочастотным индуктором (нагревателем) и обеспечивает: дифференцированный нагрев деталей; внедрение клина точно по оси симметрии стенки трубы из АМгб; получение прецизионных клиновых соединений тонкостенных переходников с отсутствием грата и минимальной деформацией после сварки.

Приспособление крепится на неподвижной опорной плите 1 верхней стенки вакуумной камеры. Наружная 2 и внутренняя 3 разъемные втулки образуют жесткий контейнер, в который помещается свариваемая деталь 4 из алюминиевого сплава АМгб (толщина стенки  $2a$ ). Размер детали из алюминиевого сплава ограничивается, чтобы в зоне сварки между стенами контейнера образовалась свободная полость 5, заполняемая при внедрении клина двумя встречно пабегающими потоками деформируемого металла, что исключает образование грата при сварке.

Совместно с контейнером для алюминиевой детали конструктивно выполнена направляющая втулка 6 для сохранения устойчивости стальной трубы 7 при внедрении ее конической кромки в алюминиевую деталь 4. Для снижения теплопередачи от нагреваемой стальной детали к втулке на контактной поверхности последней профрезерованы продольные пазы 8, которые не оказывают отрицательного влияния на устойчивость стальной детали. Разогрев деталей под сварку осуществляется внутренним нагревателем 9 и контролируется термопарами 12. После разогрева деталей до заданных температур отключается источник

нагрева и от гидросистемы сварочной установки прикладывается давление  $P$ , контролируемое манометром.

Подставка *II* с ограничительной прокладкой *10* перемещается вверх вместе со стальной деталью. После того как выбирается зазор между соединяемыми деталями, заточенная на клин стальная труба внедряется в торцевую поверхность алюминиевой на некоторую глубину. Полный термический цикл сварки иллюстрирует схема (рис. 4.14).

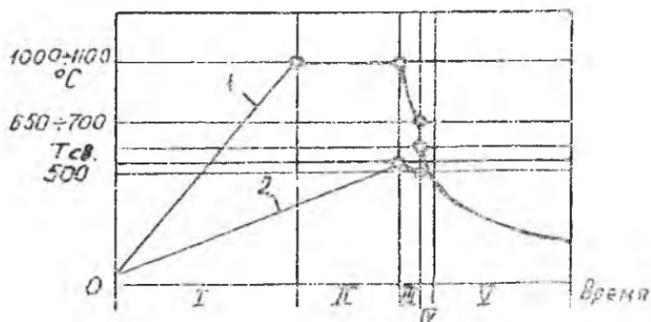


Рис. 4.14. Схема полного термического цикла сварки: 1 — нагрев стали; 2 — нагрев алюминия; I — нагрев; II — очистка; III — остывание; IV — сварка; V — охлаждение

Рассмотренная схема процесса позволяет интенсифицировать термический и механический факторы активации контактных поверхностей, ограничить развитие объемной диффузии и сохранить качество алюминиевого сплава.

Всесторонние натурные испытания партии переходников диаметром 59/55 мм проводились по специальной программе, включающей гидроневмоиспытания, испытания на статическую и динамическую прочность с воздействием вибрационных и ударных нагрузок, воздействие коррозионных сред и т. д. Испытания переходников проводились при криогенных, комнатных и повышенных температурах как непосредственно после сварки, так и после 50 термоциклов ( $-106 - +350^{\circ}\text{C}$ ).

Комплексные испытания показали высокую работоспособность переходников, изготовленных по предлагаемой технологии. По своей высокой эффективности, коэффициенту использования металла и другим показателям они выгодно отличаются от аналогичных переходников, полученных сваркой трением, штамповкой из биметалла и другими технологическими приемами.

*Анализ силовых условий при клиновой сварке труб.* Решение пластической задачи погружения твердого клина в деформируемую среду позволяет выявить важнейшие параметры процессов



приводит к выражениям (4.3) и (4.4) для нормальных напряжений соответственно на наружной и внутренней поверхности клина:

$$\frac{\sigma_R}{\sigma_s^*} = 1 + (1 + \mu_2 \operatorname{ctg} \gamma) \ln \frac{r^2 - R_2^2}{R_b^2 - R_2^2} + \mu_1 \operatorname{ctg} \gamma \ln \frac{(R_2 - r)(R_b - R_2)}{(r + R_2)(R_2 - R_b)}, \quad (4.3)$$

$$\frac{\sigma_R'}{\sigma_s^*} = 1 + (1 + \mu_2 \operatorname{ctg} \gamma) \ln \frac{r^2 - R_1^2}{R_1^2 - R_1^2} + \mu_2 \operatorname{ctg} \gamma \ln \frac{(R_1 - r)(R_1 + R_b^1)}{(R_1 + r)(R_1 - R_b^1)}. \quad (4.4)$$

Решение учитывает наличие сил контактного трения по Зибелю ( $r = \mu \frac{\sigma_s^*}{2}$ ) на твердых поверхностях контейнера и клина.

В соответствии с принятыми допущениями: очаг деформации ограничен сечениями, перпендикулярными оси клина и проведенными через его вершину и основание; в очаге наблюдается плотное деформированное состояние материала, находящегося под большим гидростатическим сжатием в условиях, когда температура сварки выше температуры его рекристаллизации ( $T_{\text{св}} \gg T_{\text{рекр}}$ ) — наблюдается равновесное действие всех сил на клин, угол заточки которого  $\gamma \leq 20^\circ$ .

Минимально необходимое сварочное усилие  $P$  в момент полного погружения клина в деформируемую среду уравнивается реактивными силами, в том числе реологическими силами, силами трения на боковых поверхностях клина  $T_2$  и силами трения на стенках контейнера  $T_3$ . Следовательно,

$$P = T_1 + T_2 + T_3. \quad (4.5)$$

Интегрированием соответствующих элементарных сил в пределах от  $r = r_n$  до  $r = R_b$  (соединение тонкостенных труб  $b \leq 0,04 r_n$ ) получим:

$$T_1 = 2 \pi \sigma_s^* \left[ R_b^2 - r_n^2 + \lambda \left( \ln \lambda + \frac{1}{\lambda} - 1 \right) (1 + \mu_1 \operatorname{ctg} \gamma + \mu_2 \operatorname{ctg} \gamma) \times \right. \\ \left. \times (R_2^2 - R_b^2) \right], \quad (4.6)$$

$$T_2 = 2 \mu_2 \sigma_s^* \pi (R_b^2 - r_n^2) \operatorname{ctg} \gamma, \quad (4.7)$$

$$T_3 = 2 \mu_1 \sigma_s^* \pi (R_1 - R_2) h_k, \quad (4.8)$$

где  $\sigma_s^*$  — сопротивление деформированию при температуре сварки;  $\mu_1$  и  $\mu_2$  — коэффициенты трения соответственно на стенках контейнера и клина;  $\lambda = \frac{R_2^2 - r_n^2}{R_2^2 - R_b^2}$  — коэффициент вытяжки материала при установившемся его течении.

На основании (4.5 — 4.8)

$$\frac{P}{\sigma_s^*} = (1 - \mu_1 \operatorname{ctg} \gamma + \mu_2 \operatorname{ctg} \gamma) \left[ 1 + \frac{\sigma}{57 b} (59 + a) \times \right.$$

$$\times \left( \ln \frac{1}{1-b/a} - \frac{b}{a} \right) + 0,035(1 + \mu_2 \operatorname{ctg} \gamma) . \quad (4.9)$$

Таким образом, сварочное давление при клиновой сварке является линейной функцией термомеханических характеристик деформируемого материала ( $\sigma_s^*$ ), функцией (гиперболического типа) геометрии клина ( $\gamma$ ) и контейнера ( $b/a$ ). Оно связано также с характеристиками трения на контактных поверхностях ( $\mu_1$  и  $\mu_2$ ).

Представленная на рис. 4.16 расчетная оценка минимально необходимого сварочного давления (при  $b = 1$ ,  $r_{II} = 28,5$  мм;  $\mu_1 = 0,15$ ;  $\mu_2 = 0,5$ ) по (4.9) подтверждается опытными данными.

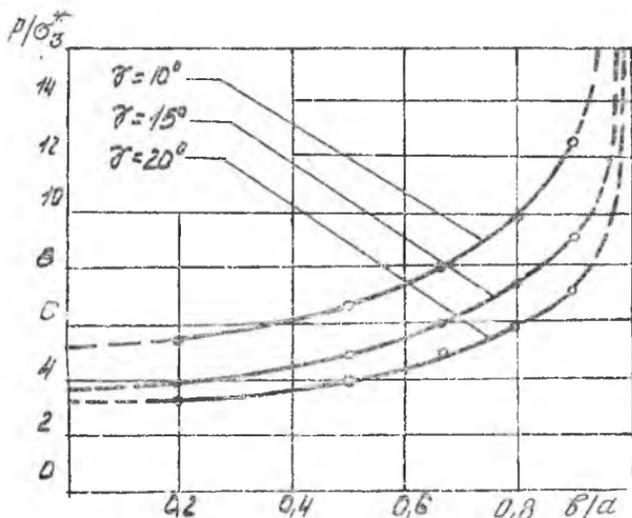


Рис. 4.16. Расчетная оценка минимально необходимого сварочного давления

*Повышение прочности и надежности биметаллического сварного соединения.* При исследовании процесса ТВК сварки биметаллических сталеалюминиевых трубчатых переходников из стали Х18Н10Т и сплава АМгб были выявлены случаи нарушения продольной устойчивости (загиб) клина в очаге деформации. Причинами такого дефекта были отклонения геометрии клина, смещения оси симметрии клина по отношению к заготовке из АМгб при внедрении и образовании вследствие этого в двух диаметрально противоположных секторах разного зазора между клином и обоймой (контейнером) приспособления, отклонение режима нагрева и др. Для того, чтобы сделать процесс ТВК сварки менее критичным к таким отклонениям технологии, необ-

ходимо повысить устойчивость клина при внедрении, например, за счет увеличения угла заточки клина. При этом уменьшается длина сопряжения стального клина с АМг6 и, следовательно, увеличивается удельная нагрузка по линии сопряжения при работе соединения на полезные нагрузки. В целях уменьшения удельной нагрузки по линии сопряжения принята геометрия клина с двойным углом заточки.

В работе [78] исследовано напряженное состояние в зоне сопряжения двух материалов с различной формой клина при растяжении. Установлено, что новая форма изменила характер распределения напряжения. Напряженное состояние, возникающее при одноосном растяжении клинкового соединения, исследовалось методом фотоупругости на плоских моделях из оптически чувствительного материала на основе эпоксидной смолы ЭД-16; толщина и ширина моделей соответственно 3,5 и 30 мм.

Оптически чувствительный материал подбирался из условий соотношения моделей упругости клина  $E_1$  и матрицы  $E_2$ , близких к трем.

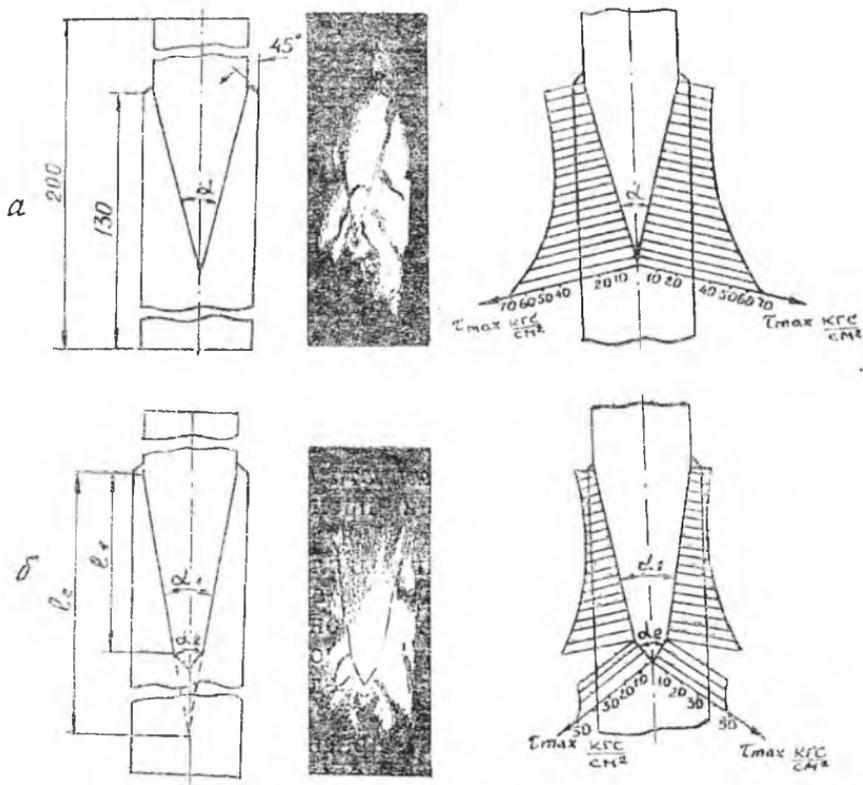


Рис. 4.17. Форма и размеры моделей клиновых соединений

Из отожженных пластин выпиливались модели и склеивались клеем холодного отверждения на основе эпоксидной смолы ЭД-16. Напряжения измерялись с помощью прибора КСП-7, интерференционная картина фотографировалась на установке ИС-1.

На рис. 4.17,а показана форма и размеры моделей клиновых соединений с одинарным ( $30, 40, 50^\circ$ ), а на рис. 4.17,б — двойным углом заточки. В последнем случае принята геометрия клина с постоянным углом заточки  $\alpha_1 = 20^\circ$ , у которого на одной трети от первоначальной длины производилась заточка острия под углом  $\alpha_2$ , равным  $50, 60, 70^\circ$ .

Интерференционная картина полос исследуемых образцов и эпюры напряжений показали, что при одноосном растяжении моделей клиновых соединений с различными модулями упругости клина и матрицы наибольшие касательные напряжения действуют в зоне вершины клина.

Так, при исследовании соединения с одинарным углом заточки  $\alpha$ , равным  $30, 40, 50^\circ$ , касательные напряжения были соответственно  $69, 58$  и  $48$  МПа. Исследования соединения с двойным углом заточки  $\alpha_1$ , равным  $20^\circ$ , и  $\alpha_2 = 50, 60$  и  $70^\circ$ , показали касательные напряжения соответственно  $56, 53$  и  $49$  МПа.

Проведенные исследования распределения напряжений в клиновом соединении подтвердили целесообразность выбора двойного угла заточки клина для ТВК сварки биметаллических переходников как более прочных и надежных.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шоршоров М. Х., Каракозов Э. С., Фоменко В. А. Особые виды сварки // Итоги науки и техники: Сб. научн. тр. / Сер. Сварка. М.: ВИНТИ. 1972. Т. 5. С. 46—152.
2. Гельман А. С. Основы сварки давлением. М.: Машиностроение, 1970. 312 с.
3. Жданов Г. С. Физика твердого тела: Учебное пособие для вузов и втузов. М.: изд-во Московского университета, 1962. 501 с.
4. Физическое металловедение / Под ред. Р. Кана // Атомное строение металлов и сплавов // М.: Мир, 1968. Вып. 1. 333 с.
5. Сахацкий Г. П. Технология сварки металлов в холодном состоянии. Киев: Наукова думка, 1979. 296 с.
6. Манко Г. Пайка и припой. М.: Машиностроение, 1988. 322 с.
7. Багрянский К. В., Добротина З. А., Хренов К. К. Теория сварочных процессов. Киев: Высшая школа, 1976. 424 с.
8. Халл Д. Введение в дислокации: (Структура и свойства дислокаций) / Пер. с англ. В. С. Хаймович. М.: Атомиздат, 1968. 280 с.
9. Котрелл А. Х. Дислокации и пластическое течение в металлах. М.: Металлургиздат, 1958.
10. Мак Лин Д. Границы зерна в металлах. М.: Металлургиздат, 1960. 322 с.
11. Самсонов Г. В., Бурыкина А. Л., Евтушенко С. В. Электронный механизм диффузионной сварки // Автоматическая сварка. 1966. № 10. С. 30—34.

12. Рыкалин Н. Н., Шоршов М. Х., Красулин Ю. Л. Физические и химические проблемы соединений разнородных материалов // Изв. АН СССР. Неорганические материалы. 1965. № 1. С. 29—36.

13. Никифоров Г. Д., Дьяченко В. В., Орлов Б. Д. и др. О механизме образования соединений при сварке и пайке // Сварочное производство. 1967. № 12. С. 4—7.

14. Николаев Г. А., Ольшанский Н. А. Специальные методы сварки. М.: Машиностроение, 1975. 232 с.

15. Каракозов Э. С., Орлова Л. М., Пешков В. В. Диффузионная сварка титана. М.: Металлургия. 1977. 272 с.

16. Красулин Ю. Л. Взаимодействие металла с полупроводником в твердой фазе. М.: Наука, 1971. 119 с.

17. Мазур А. М., Алехин В. П., Шоршов М. Х. Процессы сварки и пайки в производстве полупроводниковых приборов. М.: Радио и связь, 1981. 224 с.

18. Красулин Ю. Л., Назаров Г. В. Микросварка давлением, М.: Металлургия, 1976. 160 с.

19. Каракозов Э. С., Спрыгин В. Д. Холодная сварка труб. М.: Металлургия, 1978. 176 с.

20. Шоршов М. Х., Каракозов Э. С. Расчеты режимов сварки давлением. Л.: ЛДНТИ, 1969. 31 с.

21. Шоршов М. Х., Каракозов Э. С. К вопросу о необходимости активации при сварке металлов в твердом состоянии // Сварочное производство. 1971. № 1. С. 51—53.

22. Абрамов В. В., Каракозов Э. С., Петров А. В. Кинетика образования соединений при сварке в твердом состоянии // Физика и химия обработки материалов. 1970. № 4. С. 107—113.

23. Шоршов М. Х., Тихонов А. С., Булат С. И. и др. Сверхпластичность металлических материалов. М.: Наука, 1973. 259 с.

24. Немчинский А. Л. Об одном механическом источнике упрочнения металлов при сварке высокопрочной стали // Сварка: Сб. научн. тр. / Л.: Судпромгиз, 1958. Т. 1. С. 95—103.

25. Бакиш О. А., Шрон Р. З. Прочность при статическом растяжении сварных соединений с мягкой прослойкой // Сварочное производство. 1962. № 5. С. 6—10.

26. Бакиш О. А., Шрон Р. З. К вопросу об оценке прочности сварных соединений с мягкой прослойкой // Сварочное производство. 1962. № 9. С. 11—15.

27. Бакиш О. А., Шрон Р. З. О хрупких разрушениях сварных соединений // Автоматическая сварка. 1966. № 2. С. 20—24.

28. Бакиш О. А. О напряженном состоянии мягких прослоек в сварных соединениях при растяжении (сжатии) // Тр. ЧПИ. Челябинск. 1965. № 33. С. 5—26.

29. Качанов Л. М. О напряженном состоянии пластичной прослойки // Изв. АН СССР. Механика и машиностроение. 1962. № 5. С. 63—67.

30. Бакиш О. А. Работоспособность сварных соединений с мягкой прослойкой при кручении // Сварочное производство. 1964. № 5. С. 1—4.

31. Бакиш О. А., Кульневич Б. Г. Расчетная оценка прочности и энергоемкости сварного стыкового соединения при нагреве // Автоматическая сварка. 1965. № 12. С. 46—51.

32. Бакиш О. А., Монашков А. Н. Прочность механических микросоединений сварных соединений при ударном растяжении // Сварочное производство. 1965. № 7; С. 28—31.

33. Кудрявцев П. И., Гельман А. С. Влияние механической неоднородности на усталостную прочность сварных соединений // Сварочное производство. 1964. № 11. С. 1—4.

34. *Бакиш О. А.* Оценка прочности сварных соединений из термоупрочняемых сталей // Тр. ЧПИ: Челябинск. 1968. № 63. С. 84—93.
35. *Бакиш О. А., Мошаков А. Н., Анисимов Ю. И.* Влияние низких температур на работоспособность сварных соединений при статическом растяжении // Проблемы прочности материалов. 1970. № 8. С. 74—79.
36. *Бакиш О. А., Ерофеев В. П.* Напряженное состояние и прочность сварных соединений с X-образной разделкой // Сварочное производство. 1971. № 1. С. 4—7.
37. *Ерофеев В. П., Тюпышев Ю. А.* Напряженно-деформированное состояние и прочность соединений с шевронной формой мягкой прослойки // Сварочное производство. 1979. № 11. С. 1—4.
38. *Балакин В. И., Хренов К. К.* Роль вакуума при холодной сварке // Автоматическая сварка. 1966. № 2. С. 7—9.
39. Физико-химические свойства окислов: Справочник / Под ред. *Г. В. Салсонова*. М.: Металлургия, 1969. 454 с.
40. *Hirano K., Agarwala R., Cohen M.* Diffusion of iron, nickel and cobalt in aluminium, — Actamet, 1962, 10, № 9, p. 857—863.
41. *Ларионов Л. Н., Рябов В. Р., Фальченко В. М.* Диффузионные процессы в твердой фазе при сварке. М.: Машиностроение, 1975. 192 с.
42. *Рябов В. Р.* Сварка плавления алюминия со сталью. Киев: Наукова думка. 1969. 232 с.
43. *Рабкин Д. М., Рябов В. Р.* Сварка алюминия и его сплавов со сталью и медью. М.: Машиностроение, 1965. 95 с.
44. *Шоршоров М. Х., Шнырев Г. Д., Колесниченко В. А.* Клинопрессовая сварка алюминиево-стальных переходников. М.: Ин-т Металлургии им. А. А. Байкова. АН СССР, 1971. 24 с.
45. *Рябов В. Р.* Сварка алюминия и его сплавов с другими металлами. Киев: Наукова думка, 1983. 264 с.
46. *Гриценко А. Ф., Шестаков А. Н., Ермоленко О. Е.* Холодная сварка давлением разнородных металлов // Сварочное производство. 1963. № 2. С. 32—33.
47. *Simm P., Ruge I.* Kaltpreßschweißen von Stahe / Kupfer und Niskel / Stahl Verbundkorpem, durch Flie pressen—Werkstatt—technik, 1968, 58 H. 8. 313—317.
48. *Де Бур Я.* Динамический характер адсорбции. Е.: ИЛ, 1962. 300 с.
49. *Сапрыгин В. Д., Березников Ю. И., Лоцманов С. Н.* Соединение алюминисво-стальных, титано-алюминиевых трубопроводов для работы при криогенных температурах: Лекции по сварке разнородных и разнометных металлов. М.: Моск. Дом науч.-техн. пропаганды. 1973. Ч. 1. С. 72—77.
50. *Сапрыгин В. Д., Каракозов Э. С., Березников Ю. И.* Сварка давлением алюминисво-стальных и титано-алюминиевых элементов для работы при низких температурах // Сварочное производство. 1975. № 6. С. 21—22.
51. *Колесниченко В. А., Шнырев Г. Д., Алехин В. П.* Клинопрессовая сварка разнородных металлов, резко отличающихся и близких по твердости: Лекции по сварке разнородных и разнометных материалов. М.: Моск. Дом науч.-техн. пропаганды. 1973. Ч. 1. С. 68—71.
52. Диффузионная сварка материалов: Справочник / Под ред. *Н. Ф. Казакова*. М.: Машиностроение, 1981. 271 с.
53. Металлургия и технология сварки титана и его сплавов / Под ред. *С. М. Гуревича*. Киев: Наукова думка, 1976. 299 с.
54. *Веркин Б. И., Кравченко Б. А., Любичев А. Н.* Исследование схватывания алюминия и меди в глубоком вакууме: Автореферат // Автоматическая сварка, 1966. № 2. С. 10—14.
55. *Рабкин Д. М., Рябов В. Р., Гуревич С. М.* Сварка разнородных металлов. Киев: Техника, 1975. 208 с.
56. *Трутнев В. В., Якушин А. Ф., Якушина Г. В.* Кинетика роста про-

межуточных фаз в соединении меди с алюминием // Сварочное производство. 1971. № 1. С. 15—16.

57. *Рохлин Э. А.* Анализ температурно-временных условий взаимодействия расплавленного материала с твердым при сварке—пайке разнородных металлов // Сварка. 1968. Вып. 11. С. 99—107.

58. *Семенов А. П.* Схватывание металлов. М.: Машгиз, 1958. 280 с.

59. *Виль В. И.* Сварка металлов трением. М.: Машиностроение, 1970. 176 с.

60. *Гинзбург С. К., Прокофьев С. П., Штернин П. А.* Условия образования прочного соединения при сварке трением алюминия со сталью // Сварочное производство. 1962. № 12—14.

61. *Гельман А. С.* О природе сварки трением // Автоматическая сварка. 1965. № 3. С. 5—10.

62. *Гельман А. С. К* вопросу о механизме образования соединений при сварке давлением металлов // Сварочное производство. 1969. № 2. С. 46—48.

63. *Потапов Ю. Д., Трутнев В. В., Якушин А. Ф. и др.* О возможности регулирования температуры при сварке трением разнородных материалов // Сварочное производство. 1971. № 2. С. 1—3.

64. *Трутнев В. В., Шоршоров М. Х.* Диффузионная сварка аустенитной стали с алюминидом и его сплавами // Сварочное производство. 1967. № 10. С. 11—13.

65. *Полухин П. И., Мухин С. В., Мастеров В. А.* Прессовая сварка сталей-алюминиевых переходников // Сварочное производство. 1970. № 10. С. 19—20.

67. *Сизова Р. М., Король В. К., Лукашкин Н. Д.* Структура переходной зоны биметаллических листов сталь X18H10T — сплав АМг6 // Металловедение и термическая обработка. 1967. № 4. С. 45—47.

68. *Сапрыгин В. Д., Каракозов Э. С., Березников Ю. И.* Соединение алюминиево-стальных, титано-алюминиевых трубопроводов для работы при криогенных температурах // Сварочное производство. 1975. № 6. С. 21—23.

69. *Сапрыгин В. Д., Березников Ю. И., Лоцманов С. Н.* Сварка разнородных и разноименных металлов. М.: МДНТП, 1973. Т. 1. С. 72—77.

70. *Сапрыгин В. Д., Каракозов Э. С.* Холодная сварка алюминиево-стальных и титано-алюминиевых переходных элементов // Автоматическая сварка, 1976. № 10. С. 38—39.

71. *Сапрыгин В. К., Березников Ю. М., Каракозов Э. С.* Проектирование и технологичность сварных и паяных конструкций: М.: МДНТП, 1976. С. 137—144.

72. *Сапрыгин В. Д., Каракозов Э. С., Березников Ю. М.* Холодная сварка разнородных металлов. Информационный листок № 0071—75. Серия 10.07. М.: ИИНТИ химнефтемаш, 1975. 4 с.

73. А. с. 486836 СССР. Открытия, изобретения, промышленные образцы, товарные знаки. / *Афанасьев А. М., Березников Ю. М., Лоцманов и др.* Оpubл. 1975. Бюл. № 37.

74. *Каракозов Э. С., Сапрыгин В. Д.* Холодная сварка труб. М.: Металлургия, 1978. 176 с.

75. *Колесниченко В. А., Шоршоров М. Х., Шнырев Г. Д.* Клинопрессовая сварка разнородных металлов. Информац. листок. М.: Наука, 1972. С. 1—4.

76. *Дударь Л. А., Воронов В. М.* Новая технология соединения нержавеющей стали X18H10T и алюминиевого сплава АМг6. М.: МДНТП. Т. 1. С. 78—82.

77. *Дударь Л. А., Воронов В. М., Каргин В. К.* Анализ силовых условий при клиновой сварке труб // Тез. докл. научн.-техн. конф. Куйбышев, 1972. С. 271—274.

78. *Дударь Л. А., Нозиков Б. Е.* Повышение прочности и надежности биметаллического сварного соединения // Докл. II Всесоюзн. конф. / Редкол. *М. М. Героденко* (отв. ред.) и др. Киев: Наукова думка, 1985. 464 с.

## СОДЕРЖАНИЕ

Введение	3
1. Физические процессы в металлах при сварке в твердом состоянии	
1.1. Термодинамические процессы схватывания	5
1.2. Стрессе реальной металлической поверхности металлов в воздушной среде	14
1.3. Граница контакта и типы связей между разнородными металлами. Взаимодействие металлов в твердом состоянии	18
2. Использование мягких прослоек при образовании сварных соединений в твердом состоянии	21
2.1. Предпосылки к применению мягких прослоек	21
2.2. Сущность и физический смысл явлений, происходящих при нагружении сварных соединений с мягкой прослойкой	24
3. Характеристика алюминия и особенности его взаимодействия с другими металлами в твердом состоянии	27
3.1. Диффузионные процессы на линии алюминий с другими металлами. Взаимодействие алюминия со сталями	27
3.2. Взаимодействие алюминия с титаном	35
3.3. Взаимодействие алюминия с медью	36
4. Способы изготовления трубчатых биметаллических переходников в твердом состоянии	38
4.1. Изготовление трубчатых переходников из биметаллического листа	38
4.2. Изготовление биметаллических переходников сваркой трением	40
4.3. Прессовая сварка стал-алюминиевых переходчиков	43
4.4. Изготовление переходников холодной сваркой	44
4.5. Клинопрессовая сварка биметаллических переходников	48
4.6. Термовакuumная клиновая сварка трубчатых переходников из стали X18H10T и сплава АМг6.	52
Библиографический список	59

*Леонид Арсеньевич Дударь*

ОСОБЕННОСТИ СВАРКИ  
В ТВЕРДОМ СОСТОЯНИИ ДЕТАЛЕЙ  
И УЗЛОВ ЛЕТАТЕЛЬНЫХ АППАРАТОВ  
ИЗ РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Редактор Т. К. Кретьниппа  
Техн. редактор Н. М. Калениук  
Корректор Н. С. Курьянова

Св. тем. пл. № 88.

Сдано в набор 4.10.88 г. Подписано в печать 22.11.88 г.  
ЕО 00329. Формат 60×84 1/16. Гарнитура литературная.  
Печать высокая. Усл. п. л. 3,5. Уч-изд. л. 3,0.  
Т. 500 экз. Заказ 1026. Цена 15 к.

Куйбышевский ордена Трудового Красного Знамени  
авиационный институт имени академика С. П. Королева.  
443001 Куйбышев, ул. Молодогвардейская, 151.

---

Тип. ЭОЗ Куйбышевского авиационного института.  
443001 Куйбышев, ул. Ульяновская, 18.