

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего
образования
«Тольяттинский государственный университет»
Институт Машиностроения
Кафедра сварка, обработка металлов давлением и родственные процессы

22.04.01. Материаловедение и технологии материалов

(Код и наименование направления подготовки, специальности)

Сварка и пайка новых металлических и неметаллических неорганических
материалов

(Направленность (профиль))

МАГИСТЕРСКАЯ ДИССЕРТАЦИЯ

На тему Аналитическое исследование состава и свойств неметаллических
наплывов на швах при дуговой сварке сталей

Студент Малоземлина Д.В.

Фамилия, инициалы

Подпись

Научный руководитель Казаков Ю. В.

Фамилия, инициалы

Подпись

Консультанты Гилязов Э. С.

Фамилия, инициалы

Подпись

Фамилия, инициалы

Подпись

Фамилия, инициалы

Подпись

Руководитель
программы

Ковтунов А. И.

Учёная степень, звание, фамилия инициалы

Подпись

« » _____ 20__ г.

Допустить к защите

Заведующий
Кафедрой

Ельцов В. В.

Учёная степень, звание, фамилия инициалы

Подпись

« » _____ 20__ г.

Тольятти, 2017

Содержание

Введение.....	4
Глава 1. Состав и особенности возникновения наплывов на поверхности шва	5
1.1 Общие сведения	5
1.2 Особенности получения высокопрочных сталей и способы повышения их пластичности.....	7
1.3. Сварка низколегированных высокопрочных сталей	10
2. Экспериментальное исследование поверхностных дефектов	13
2.1 Общая характеристика дефектов.....	13
2.2. Влияние способа сварки на появление наплывов	21
2.3 Влияние параметров процесса сборки и аргонодуговой сварки на образование дефектов типа пленообразный наплыв.....	26
2.3.1 Подготовка поверхности	26
2.3.2 Зазоры и смещения в стыке.....	27
2.3.3 Ток сварки и длина дуги	27
2.3.4 Расход защитного газа	30
2.3.5 Диаметр и марка электрода.....	31
2.3.6 Способ сварки.....	31
3. Особенности процесса сварки, определяемые химической неоднородностью поверхности сварного шва.....	34
3.1 Спектральный анализ	34
3.2 Стабильность процесса горения дуги и величина проплавления.....	37
3.3 Объем сварочной ванны	44
3.4 Механизм образования пленообразного наплыва	47
4. Металлографические исследования	50
Глава 2 Структура и свойства сварных соединений	53
2. Состав сварного шва в месте расположения пленообразного наплыва	61
2.1 Пелнообразный наплыв.....	61
3. Промежуточный слой между шлаком и поверхностным слоем металла шва	64

4. Структура и свойства металла шва под наплывом	69
5. Влияние скорости сварки на место появления наплыва	75
6. Физическая модель перемещения активного пятна на детали при относительном движении электрода и детали	78
6.1 Упрощающие допущения и физические условия, определяющие поведение анодного пятна на детали	80
6.2 Метод расчета величины отставания анодного пятна.....	82
6.3 Влияние скорости движения электрода V и мощности вводимой в деталь на характер перемещения активного пятна и величину его отставания.....	84
Заключение.....	86
Библиографический список	88

Введение

Широкое применение различных способов сварки, в том числе и аргонодуговой, при этом непрерывно повышаются требования к качеству сварных соединений, важнейшим показателем которого является его стабильность.

Из исследований советских ученых известно, что процессы взаимодействия металла со шлаком и газами, кристаллизация металла во многом зависят от протекающих на поверхности раздела контактирующих фаз (металл - шлак, металл - газ, расплавленный металл - кристалл) [1, 18].

В свою очередь, хотя многие авторы и говорят о важной роли поверхностных явлений в сварочных процессах, до настоящего времени уделяются недостаточно внимания их изучению и не всегда учитывают влияние этих явлений на характер протекания тех или иных процессов при сварке. К таким явлениям можно отнести образование пленнообразных наплывов на поверхности малоуглеродистых среднелегированных высокопрочных сталях при аргонодуговой сварке, которые изучались в работах [3, 4, 31].

Такие наплывы вполне можно отнести к дефектам, т.к. при их образовании сварной шов становится неравномерным, присутствуют сужения или расширения ширины шва в местах образования наплывов, что показано в работе [3].

Известно также, что неравномерная ширина шва и неравномерная поверхность шва являются дефектами, следовательно, это подтверждает, что пленообразные наплывы являются дефектами [5].

Поэтому целью данной работы является повышение качества сварных соединений при дуговой сварке стали путем выявления направлений исследования причин влияния наплыва на свойства шва и разработки методов управлением образования наплывов.

Глава 1. Состав и особенности возникновения наплывов на поверхности шва

1.1 Общие сведения

Напльвы изучались ранее на высокопрочных малоуглеродистых среднелегированных и на хромистых сталях, в том числе и на стальных отливках [20, 22, 23, 26]. Высокопрочными сталями в современной инженерной практике называются стали с пределом прочности при растяжении $\sigma_{\text{в}} \geq 80 \text{ кг/мм}^2$. Эти стали разделяются на две большие группы:

- а) стали с $\sigma_{\text{в}} = 80-150 \text{ кг/мм}^2$;
- б) стали с $\sigma_{\text{в}} = 150-220 \text{ кг/мм}^2$.

Использование этих сталей в металлических конструкциях позволяет сократить расход металла не только при изготовлении их за счет утонения проката и снижения общего веса, но также и благодаря увеличению срока эксплуатации этих конструкций. Опыт эксплуатации сварных конструкций из высокопрочных сталей показывает, что срок их службы в сравнении с обычными увеличивается в 2-3 раза [2, 6], а эффективность применения высокопрочных сталей достаточно иллюстрируется графиком на рис.1 [6]. Следует отметить, что если первая группа сталей достаточно пластична ($\delta=10\%$, $\psi=40-50\%$), хорошо прокаливается и не разупрочняется, то вторая группа имеет более низкие показатели пластических свойств ($\delta=5-7\%$, $\psi=25-30\%$). Эта особенность определяется в значительной мере ограничением в использовании этих сталей, т.к. малый запас пластичности резко повышает чувствительность сталей к концентрации напряжений и хрупкому разрушению.

По данным, из которых приведен график на рис.2 видно, что с увеличением прочности основного металла конструктивная прочность, например, сосудов давления, особенно сферических, существенно понижается.

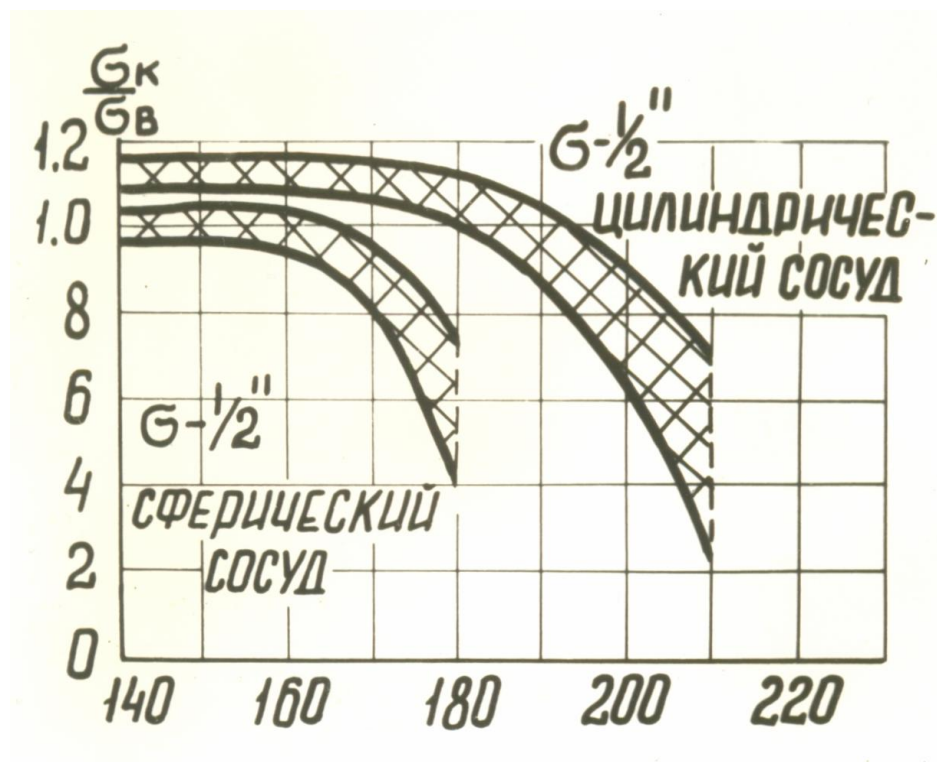


Рисунок 1 – Экономия металла при применении высокопрочной стали

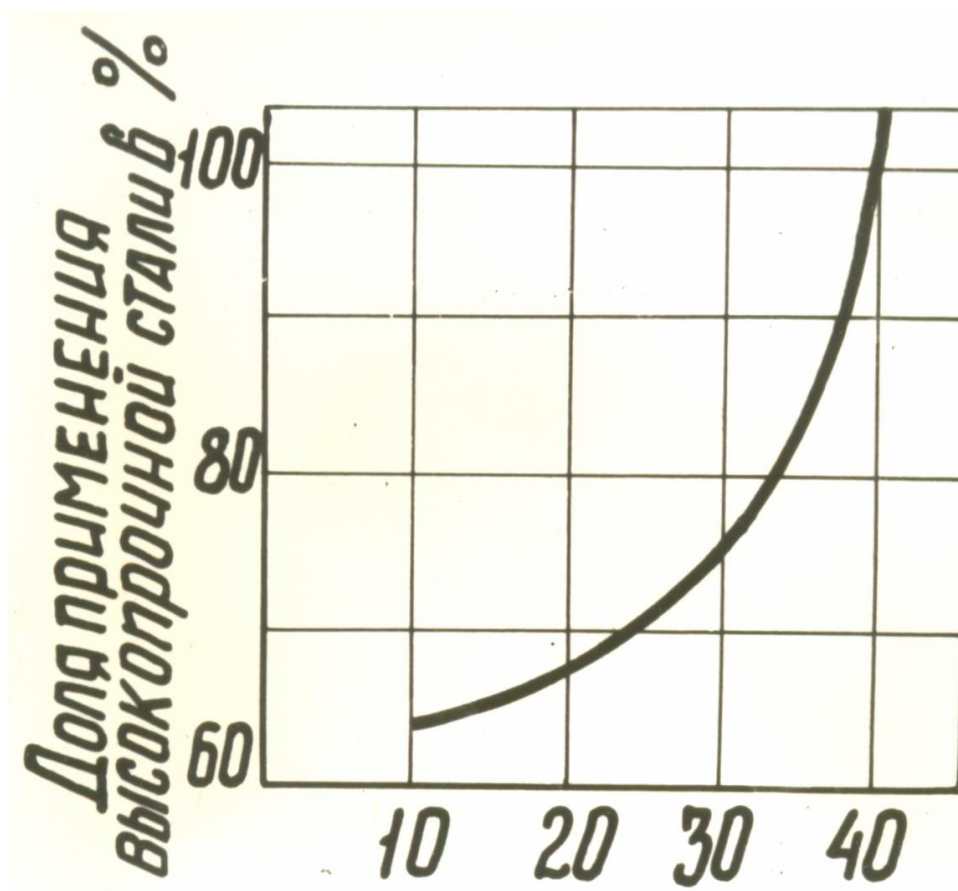


Рисунок 2 – Влияние прочности основного металла на чувствительность стали 17-17PM к концентраторам напряжений

Работами Б. А. Дроздовского [7], С. А. Куркина [8], С. В. Румянцева [9] также установлено, что основной причиной снижения конструктивной прочности сосуда давления, узлов транспортных сооружений и т.д. является их высокая чувствительность к концентрации напряжения. Показано также, что концентрация напряжений, вызываемая конструктивными формами изделий, может быть устранена правильным проектированием. Значительно сложнее устранить концентрацию напряжений, вызываемую различными технологическими дефектами и отклонениями от принятых геометрических форм. Как представлено в работах П. Н. Рендолла [10] при современном уровне производства создания конструкций без дефектов практически невозможно. Этим и объясняется обилие научных исследовательских работ, направленных на всестороннее изучение и оценку роли технологических дефектов в снижении конструктивной прочности металлоконструкций и сварных конструкций из высокопрочных сталей.

При этом особое внимание уделяется роли внутренних и внешних дефектов, вызывающих высокую степень концентрации напряжений (трещины, задиры, царапины, непровары, смещения и т.д.). Но недостаточно внимания уделялось и уделяется роли металлургических дефектов, таких, например, как структурная и химическая неоднородность металла. Важную роль играет также сочетание указанных факторов с геометрической неоднородностью (местные усиления и занижение трещин, сужение сварных швов и др.).

1.2 Особенности получения высокопрочных сталей и способы повышения их пластичности

Как известно [11], прочность реальных металлов определяется степенью искажений их кристаллической решетки, что наглядно иллюстрируется на рис.3. Состояние металлургического производства в настоящее время позволяет более эффективно использовать правую ветвь кривой на рис.3, т.е. повышение прочности эффективнее получать за счет создания

контролируемых дефектов кристаллического строения. Это осуществляется либо за счет легирования, либо за счет специальной термической обработке. Оба фактора создают препятствие на пути движения дислокации, тем самым повышает реальную прочность материала.

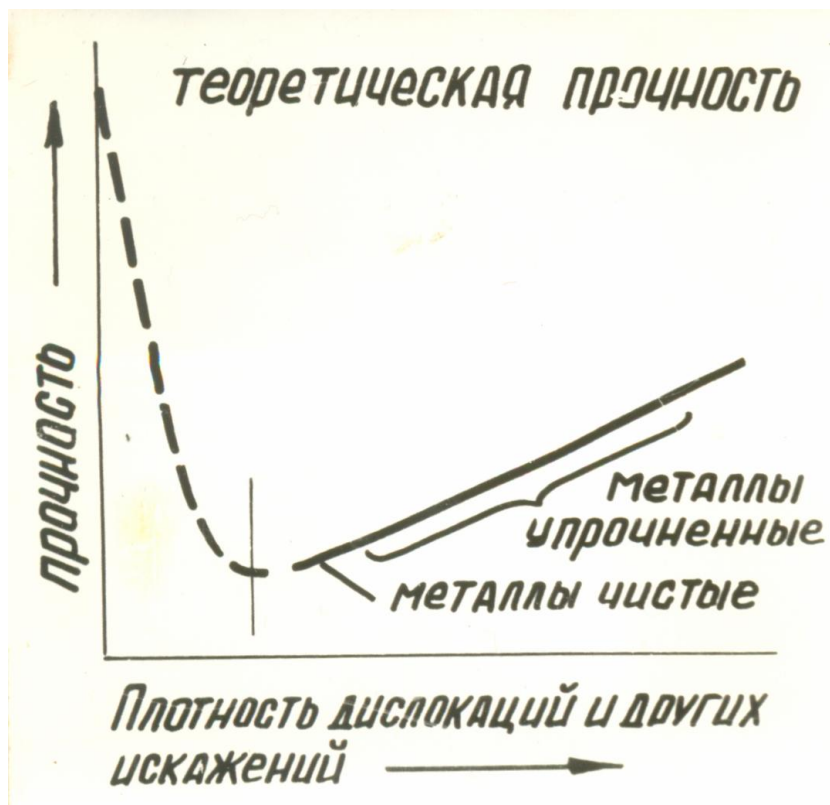


Рисунок 3 – Зависимость прочности металла от плотности дислокации

Однако для конструкции всегда важно, чтобы материал имел не только прочность, но и пластичность.

В последнее время для повышения прочности металлических материалов, в частности сталей, применяется легирование в малых дозах, т.е. суммарное содержание легирующих элементов должно находиться в пределах 4-7%. Основными легирующими элементами, входящие в состав сложных карбидов, упрочняющих сталь, являются Si, Mn, Cr, Mo, Ni, Co, W, V, B. Как правило, среднее их содержание составляет: Si-Mn – 0.5-0.7%; Mo, V, W – 0.2-0.3%; Ti – 1.0-1.5%; Ni – 1.0-3.0%.

Подавляющее большинство из них (кроме Ni) повышают прочность, но снижают пластичность. Кроме того, повышение прочности может быть

достигнуто повышением содержания углерода. Однако, содержание $C > 0,45\%$ также приводит к снижению пластичности стали, чувствительности ее к нагревам и концентраторам напряжений [25] .

Применение термообработки (закалки + отпуск) способствует в этом случае аустенизации металла и повышению ее пластических свойств. Комбинация термообработки с пластическим деформированием также приводит к повышению пластичности материала.

С технологической точки зрения повышение пластических свойств высокопрочных сталей может быть достигнуто за счет значительного сокращения посторонних примесей и неметаллических включений, попадающих в сталь при ее производстве. Эти примеси могут попадать в сталь из руды, через уголь, раскислители, за счёт разрушений стенок тигля и др. Одним из основных способов получения высокопрочных сталей, в частности стали типа КВК, является прямое восстановление. При этом брикеты (смесь: руда + кокс + флюсующие) расплавляются в мартеновской печи с образованием высокоуглеродистой стали, минуя доменный процесс. Далее в электропечи производится дальнейшее выжигание углерода и легирование стали. После этого сталь разливается в ковши. Для улучшения качества стали иногда брикеты помещают в кипящий шлак (CaO , MgO), где железо, восстанавливаясь, опускается на дно печи и затем скачивается. После разливки производится дополнительное раскисление, с целью удаление серы, фосфора и неметаллических включений. Механизм удаления неметаллических включений при этом рассматривается с двух сторон [12, 21, 24]:

- 1) неметаллические частицы поглощаются шлаком в период плавления металла из электрода печи;
- 2) неметаллические частицы всплывают на поверхность и ассимилируются шлаковым расплавом.

Общим для двух способов удаления не металлических включений является тот факт, что с увеличением размеров включения и снижением

скорости плавки количество включений в стали уменьшается. Однако оказанная характеристика удаления включений не учитывает действительного разнообразия форм и составов включений, а также химического взаимодействия металла со шлаком. Кроме того, получение более чистого металла связано с уменьшением производительности. Из сказанного следует, что современные способы изготовления высокопрочной стали определяют то или иное содержание неметаллических включений.

Поэтому можно предположить, что при дуговой сварке этих сталей роль неметаллических включений в образовании внутренних и внешних дефектов значительна. Это тем более верно, что термодинамические условия протекания процесса расплавления сварочной ванны и ее перегрев могут определять образование целого комплекса соединений, которые не могли образоваться в процессе плавки металла и его последующего рафинирования. Очевидно, этим следует объяснить тот факт, что стали одной и той же марки при сварке в большей или меньшей степени склонны к образованию внутренних или внешних дефектов. По-видимому, листовой металл, полученный из верхних и боковых частей слитка, будет более загружен неметаллическими включениями. Следовательно, рациональным способом повышения пластичности сварных соединений и уменьшения дефектов в нем является строгая регламентация листового металла, поставляемого для изготовления сварных конструкций.

1.3. Сварка низколегированных высокопрочных сталей

Комплексное легирование низкоуглеродистый ($C < 0,4\%$) сталей позволяет получать высокую прочность с достаточной пластичностью. Эти стали наиболее экономичны и стабильны по своим свойствам. К типичным представителям этих сталей следует отнести стали типа КВК, СП и ВП. Механические свойства сталей типа КВК приведены в таблице 1.

Сталь обладает удовлетворительной свариваемостью, малопластична, имеет повышенную чувствительность к концентрации напряжений. Сталь

содержит, как правило, неметаллические включения, характер и величина которых по ГОСТ 1778-62 приведены в таблице 2. форма залегания этих включений оказывает существенную роль на образование металлургических дефектов и механические свойства сварных соединений [13].

Таблица 1

Марка стали	Содержание углерода, С%	Предел прочности, σ_b кг/мм ²	Конструктивная прочность, σ_m кг/мм ²
КВК-42	0,40-0,44	195-215	210-240
КВК-37	0,35-0,39	180-190	195-210
КВК-32	0,29-0,34	160-180	175-190
КВК-26	0,23-0,28	140-160	155-175

Таблица 2

Марка стали	Метод выплавки	Сульфиды	Оксиды	Силикаты	Глобули	Нитриды
КВК-42	Открытая	1,5	1,0	225/4,0	3,7	1,0/1,0
КВК-42	ВДП	1,0	0,5/0,5	1,5/2,0	1,0/1,5	0,5/1,0

В настоящее время разработаны и успешно используются способы сварки этой стали как под слоем флюса, так и в среде защитных газов (аргона, гелия, углекислоты). С целью улучшения свойств переходной зоны сварных соединений ИЭС им. Е. О. Патона совместно с предприятиями разработан способ сварки с поперечными колебаниями электрода и присадочной проволоки, являющихся для малых толщин основным средством повышения прочности соединений [14].

Однако, ряд исследований [15, 16, 17] указывает на некоторые специфические особенности, среди которых следует отметить нестабильность горения дуги, ее блуждание по поверхности сварных кромок, непостоянство глубины и ширины плавления и неравномерная чешуйчатость поверхности шва на сталях одной марки, но разных плавок. В свою очередь это приводит к дефектам сварного соединения в целом. Некоторые из этих дефектов, вызванные отклонениями в режиме сварки могут оказаться

неблагоприятное влияние на прочность конструкции даже в тех случаях, когда они не приводят к заметному уменьшению площади поперечного сечения элемента в месте соединения. Степень их влияния зависит от характера и ориентировки дефектов, размеров их и расположения относительно наиболее слабых сечений конструкций, характера нагружения и среды, в которой работает изделие.

Среди этих дефектов наиболее изученными являются трещины, поры, подрезы, несплавления, а наименее изученными оказались шлаковые включения, наплывы, завышенные размеры швов. В то же время, расширение области использования высокопрочных сталей находится в прямой зависимости от степени изучения причин появления этих дефектов и их влияние на снижение прочностных показателей.

2. Экспериментальное исследование поверхностных дефектов

2.1 Общая характеристика дефектов

При сварке плавлением образцов из стали типа КВК-32, КВК-42 на данных поверхностях сварного шва образуются пленообразные наплывы, прочно сцепленные с металлом шва (рис.4, 5, 6). Они имеют вид включений неправильной формы с «рваными краями» или округлыми в задней части сварочной ванны и частично повторяющими границы чешуек шва. Поверхность их гладкая с ярко выраженным металлическим блеском, без чешуйчатости. В большинстве случаев сварной шов в месте наплыва имеет выпуклость и покрыт темно-серым порошкообразным налетом, легко удаляющимся механически.

Одним из основных факторов, подлежащих исследованию, является определение характерных размеров и способов залегания поверхностных дефектов. Необходимо отметить, в настоящей работе рассматривался лишь один из наименее изученных дефектов при сварке плавлением, названным нами пленообразным наплывом. Такое название дефекта (в отличие от общепринятого, где под наплывом понимается чрезмерное уширение поверхности шва за счет расплывшегося, но не сплавившегося с кромками металла шва) было дано, исходя из металлургической природы его, и по аналогии с термином, используемым в литейном производстве («плёны», «бугристость») [18,19].

Предполагалось детальное изучение этого дефекта на сварных швах из высокопрочной стали КВК-32, КВК-42 и факультативное сравнение его с аналогичным дефектом на нержавеющей аустенитных сталях типа 10X18H9T.



Рисунок 4 — Пленообразные наплывы

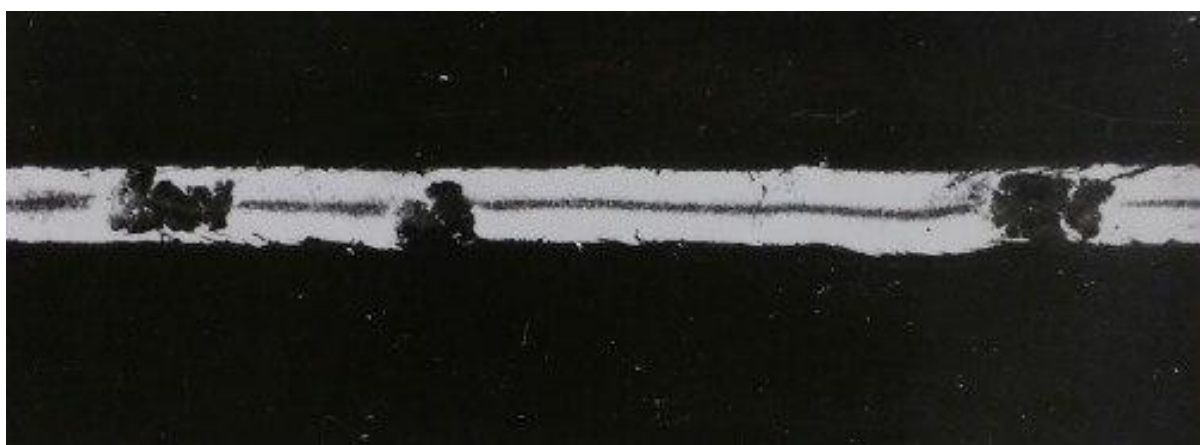


Рисунок 5 — Пленообразные наплывы

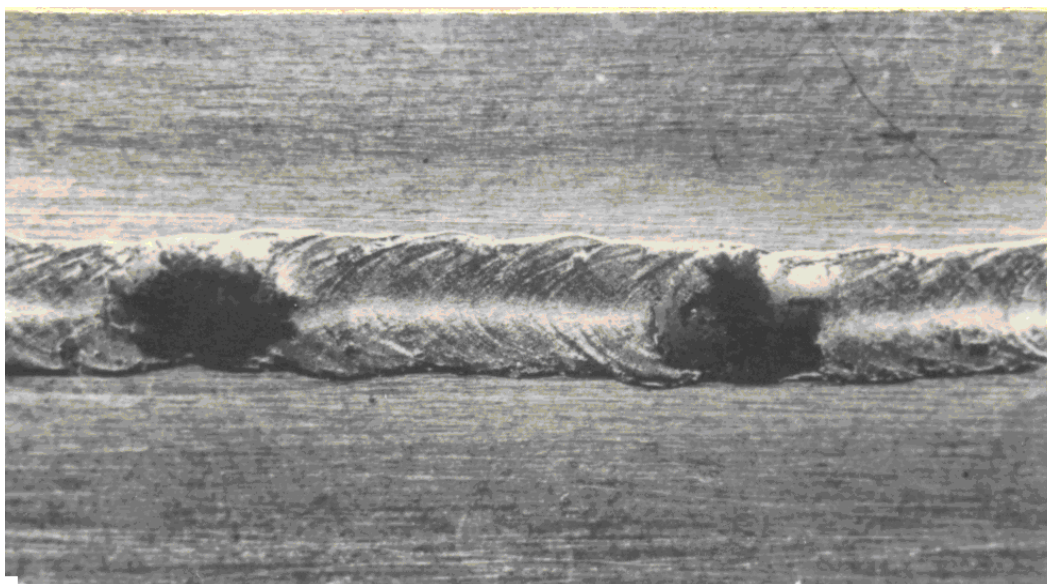


Рисунок 6 — Пленообразные наплывы

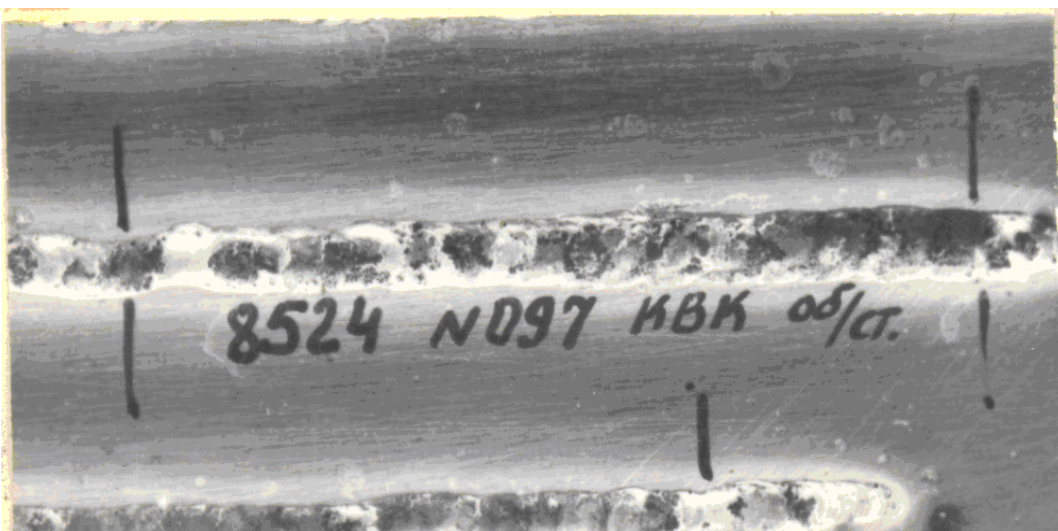
Наплывы равновероятно обнаруживаются как на лицевой так и на обратной сторонах шва, так и на одной из них. Опытным путем установлено, что наплывы по форме и размерам могут быть:

1. Произвольной неправильной формы, расположенные либо на центральной части шва, либо примыкающие к линии сплавления: отдельные в виде точечных вкраплений, или достигающие по ширине - ширины шва, а по длине – пятикратной ширины; иногда такой наплыв сплошь покрывает сварной шов на участке длиной 10-18мм, внешний вид подобный наплывов показан на рис.7 а,б;
2. Произвольной неправильной формы, расположенные в любой части шва, или слегка округлой формы, повторяющей с одной стороны линию фронта кристаллизации сварочной ванны, максимальные размеры так наплывов в поперечнике, как правило, не превосходят однократной ширины шва (рис.8 а,б);
3. Повторяющие фронт кристаллизации, расположенные у линии сплавления, по форме напоминающие сечение сабли или серпа, однако, чаще всего подобные наплывы по размерам малы (в виде точек) и не превышают половины ширины шва (рис.9 а,б).

Тем не менее саблевидная форма наплывов была замечена только на сталях 10X18Н9Т. Если рассмотреть рис.12 можно предположить, что такие наплывы образуются по нормали к фронту затвердевания сварного шва.



а)



б)

Рисунок 7 – Внешний вид наплывов: а) отдельно; б) сплошное

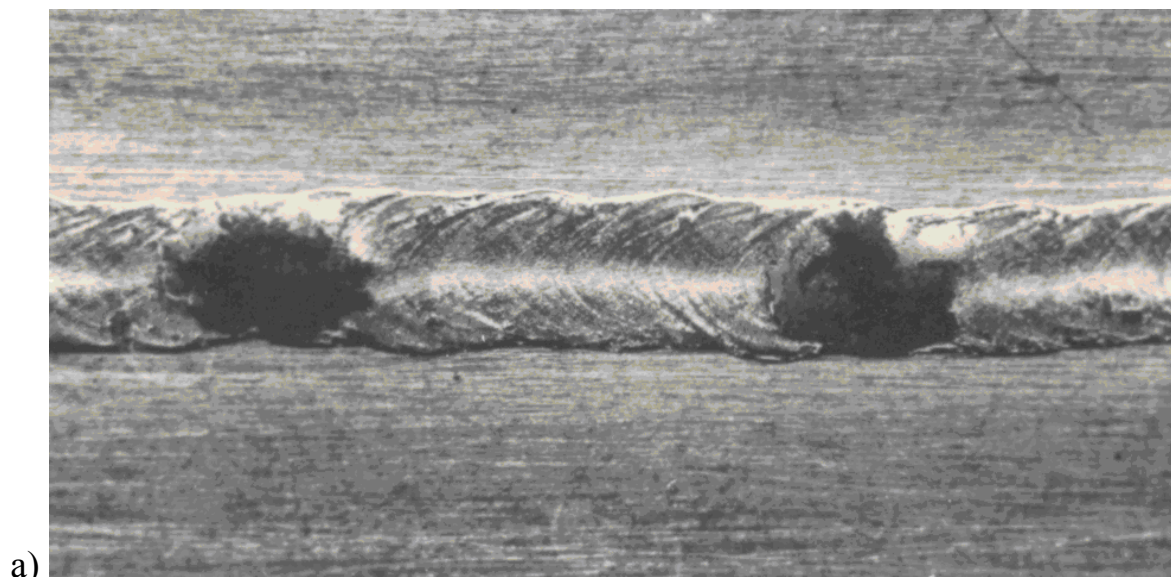


Рисунок 8 – Внешний вид наплывов: а) форма неправильная; б) округлая

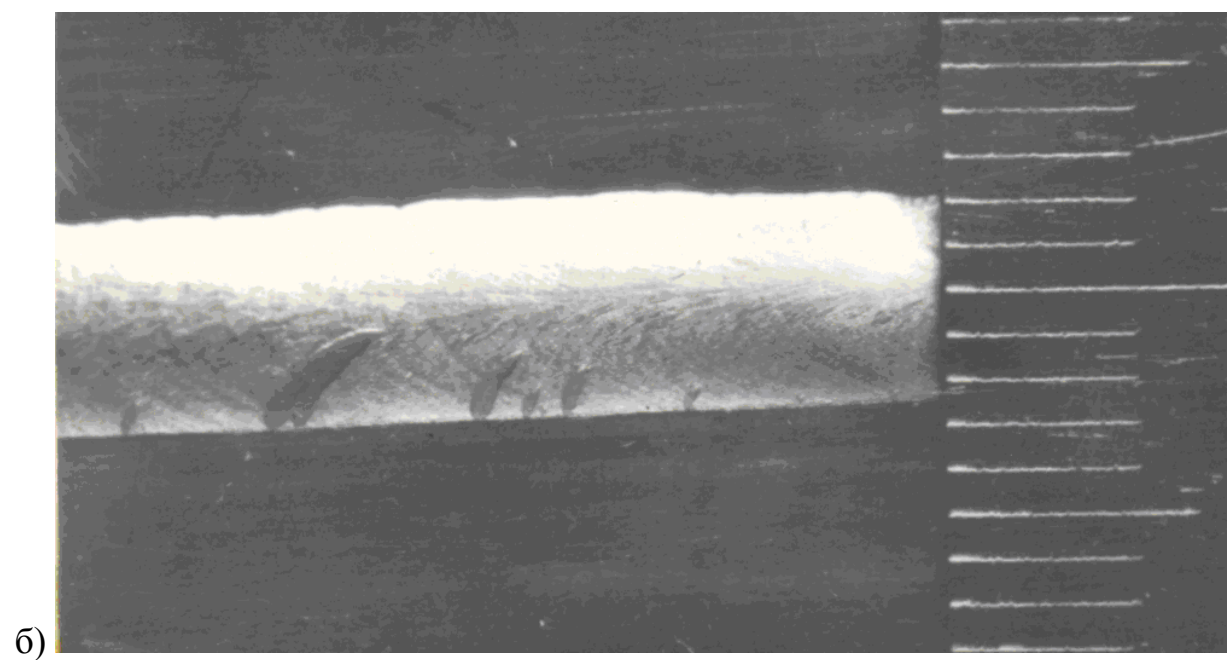
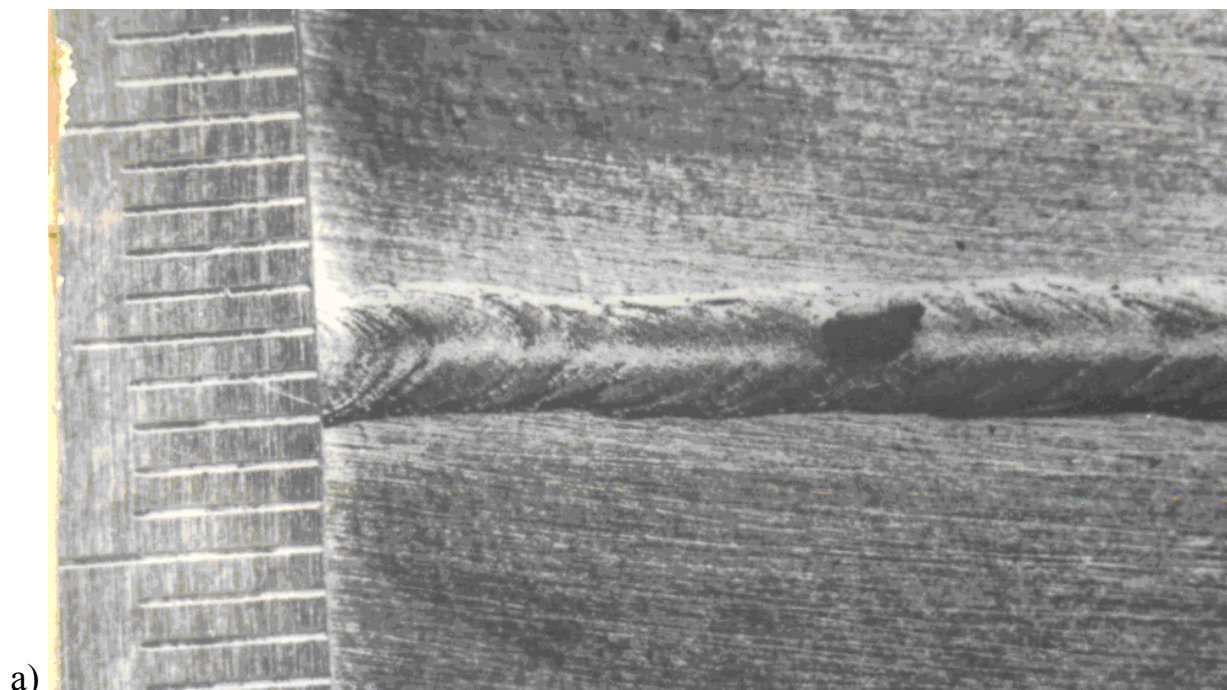


Рисунок 9 – Внешний вид наплывов: а) точечный (сталь КВК); б)
саблевидный (сталь 10Х18Н9Т)

Установлено, что указанное разнообразие форм наплывов характерно для лицевой стороны шва, с обратной же стороны они чаще всего имеют вид округлых включений.

В месте расположения наплывов линия сплавления шва, как правило, изогнута, причем впереди наплыва шов всегда несколько уже, а в месте наплыва или позади его – шире.

Шлифование на наждачном полотне показало высокую твердость и хрупкость поверхности наплыва по сравнению с металлом шва (наплыв скалывается, а не истирается). Это обстоятельство затрудняет измерение толщины наплыва обычными способами.

Сравнительные эксперименты, проведенные по сварке нержавеющей стали типа 10X18H9T показали, что форма и характер расположения наплывов в основном соответствуют описанным (рис.10а, б, в). Особенностью их внешнего вида является золотисто с медным оттенком цвет и менее выраженная выпуклость шва в месте расположения наплыва, как на лицевой так и на обратной стороне. Визуально наблюдается в процессе сварки, что поверхность жидкой ванны становится более вязкой, особенно у краев.

Характерен тот факт, что наплывы в виде колец и полуколец всегда наблюдаются в кратерах швов как на высокопрочных, так и нержавеющей сталях. В тоже время установлено, что не всегда появление наплывов начинается с момента конца сварки. При рабочей длине образцов $L=250\text{мм}$ чаще всего наплывы появляются после прохождения дугой расстояния 50-70мм.

Замечено, что при практически одинаковых режимах (колебаний по току $\pm 5\%$) общее количество наплывов, определяемое по суммарной площади их на лицевой и обратной сторонах шва, неодинаково.

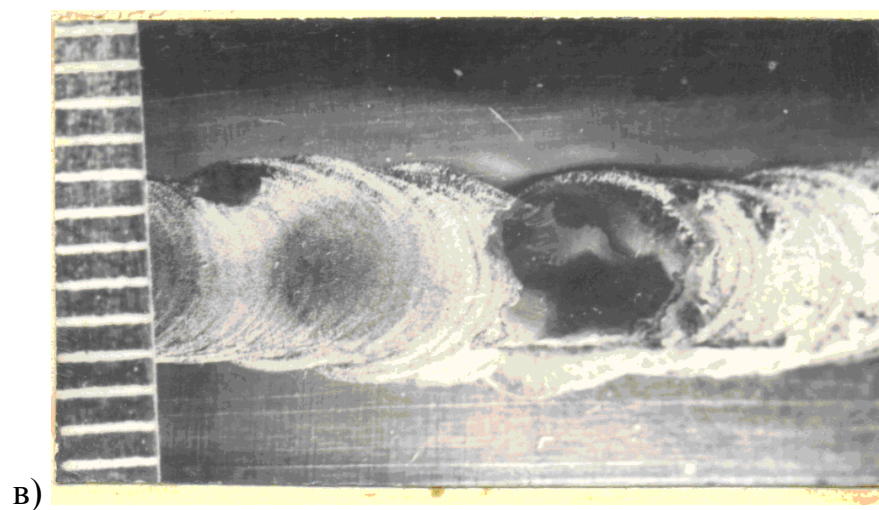
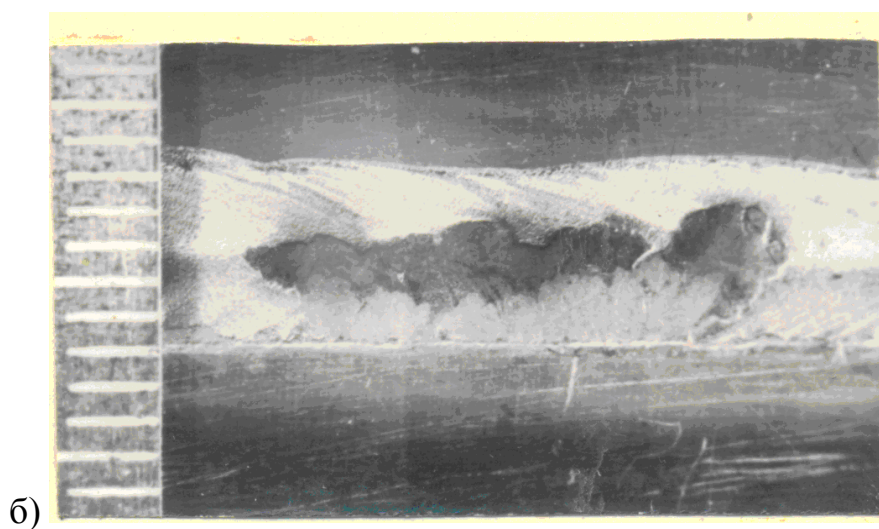
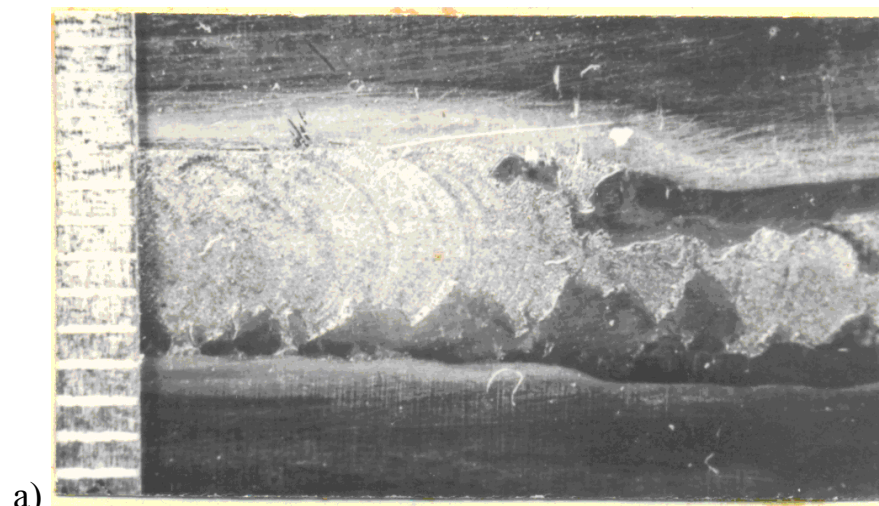


Рисунок 10 – Внешний вид наплывов на швах стали 10X18Н9т: а), б) лицевая сторона шва; в) обратная сторона шва

2.2. Влияние способа сварки на появление наплывов

Известно [14], что в настоящее время для сварки листовых конструкций используются аргонодуговая, гелиево-дуговая и электронно-лучевая способы. Кроме того, широко используется способ сварки под флюсом. Каждый из этих способов имеет технологические преимущества и недостатки в определенной области свариваемых толщин. Однако, наиболее общей и сравнимой характеристикой всех способов является эффективность защиты жидкого металла сварочной ванны от взаимодействия с атмосферой. Естественно, что и появление различного рода металлургических дефектов прямо связано с чистотой атмосферы. Учитывая природу пленообразного наплыва и характер среды указанных способов сварки, были проведены опыты по сварке образцов из стали КВК электронным лучом, в вакууме испаряющимся молибденовым катодом, в камере под давлением аргона и в гелии. Полученные данные сравнивались с результатами по сварке аналогичных образцов аргонодуговым способом. Основной рабочей гипотезой при этом было предположение о том, что наиболее чистая атмосфера исключит окисление легирующих элементов стали КВК при плавлении ванны и тем самым уменьшит вероятность образования наплывов. В качестве основных легирующих элементов в эту сталь входят Cr, Ni, Mn, Si, Mo, В и др., многие из которых обладают большим сродством к кислороду и способны даже при небольших парциальных давлениях образовывать стойкие и тугоплавкие, простые и сложные окислы. Кроме того, снижение содержания C_2 , N_2 в атмосфере сварочной ванны, должно содействовать выходу газов из металла частичной или полной диссоциации неметаллических включений, изменению уровня межфазного напряжения на границе неметаллической и металлической фаз и выходу последней в шлак. Разный уровень удельного тепловложения также способствует этому.

Режимы сварки приведены в таблице 3, а внешние виды швов, выполненных указанными способами на рис. 11-14. анализ сварных швов и

характеры дефектов на них позволяет заключить следующее:

1. При всех способах сварки наплыв в швах имеет место, что свидетельствует о существенном влиянии неметаллических включений (главным образом оксидных и карбонитридных) в исходном металле на процесс образования дефекта;

2. Размеры наплывов в плане колеблется от 0,5-0,7 до 7,0-8,0мм, т.е. находятся в пределах размеров ширины шва, а характер и внешний вид их залегания в большинстве случаев аналогичен наблюдаемому при аргонодуговой сварке;

3. При сварке в гелии (рис.11 а,б) с лицевой стороны шва наплывы носят точечный характер и расположены по границе сплавления с основным металлом вдоль чешуек, а на обратной стороне шва их расположение обычное. Это, по-видимому, объясняется более высоким направлением на дуге, что создает условия для термической диссоциации под дугой образовавшихся наплывов, содержащих тугоплавкие составляющие и оттеснению оставшейся части к периферийным частям ванны, где физическое переохлаждение ванны способствует скоплению дефектов;

4. При сварке в вакууме молибденовым испаряющимся катодом (рис.13) основная часть наплывов скапливается в срединной части шва, а сами швы, в силу особенностей процесса получились в 2,5-3,5 раза шире, чем швы, выполненные аргонодуговым или гелиево-дуговым способами ($B_{шв} = 9,0-11,0\text{мм}$). Вероятно, увеличение размеров сварочной ванны способствует более полному выходу на поверхность из основного металла всех легирующих компонентов стали и примесей в ней, а меньшая по сравнению с аргонодуговым способом, сосредоточенность дуги и ее конусообразная форма не могут оттеснить скапливающиеся пленку к краям ванны. Характерной внешней особенностью является сравнительно светлый цвет шва и наплывов. Установлено также, что остывание шва в месте наплыва происходит в последнюю очередь и сопровождается рассредоточенными по поверхности наплыва яркими точечными вспышками. Их появление можно

объяснить дополнительными порциями теплоты, поступающей из закристаллизовавшегося под наплывом металла шва. Косвенным подтверждением этого является особенность структуры металла шва под наплывом, описания ниже;

5. При сварке в камере под давлением аргона (рис.14) с лицевой стороны шва на поверхности наплывов отмечалось наличие мелких раковин, что, вероятно, связано с интенсивной деградацией сварочной ванны.

Таблица 3

Вид сварки	Аргоно- дуговая	ЭЛС	Гелиево- дуговая	В вакууме	Под давлением
$I_{св}, A$	90	0,02-0,025	50	70	60
$U_{д}, B$	7,5-10,0	15000	16,0	21,0	9,0
$V_{св}, м/час$	8,0	27,0	16,8	75	12,5
№ плавки	3713	1924	1924	3713	3713

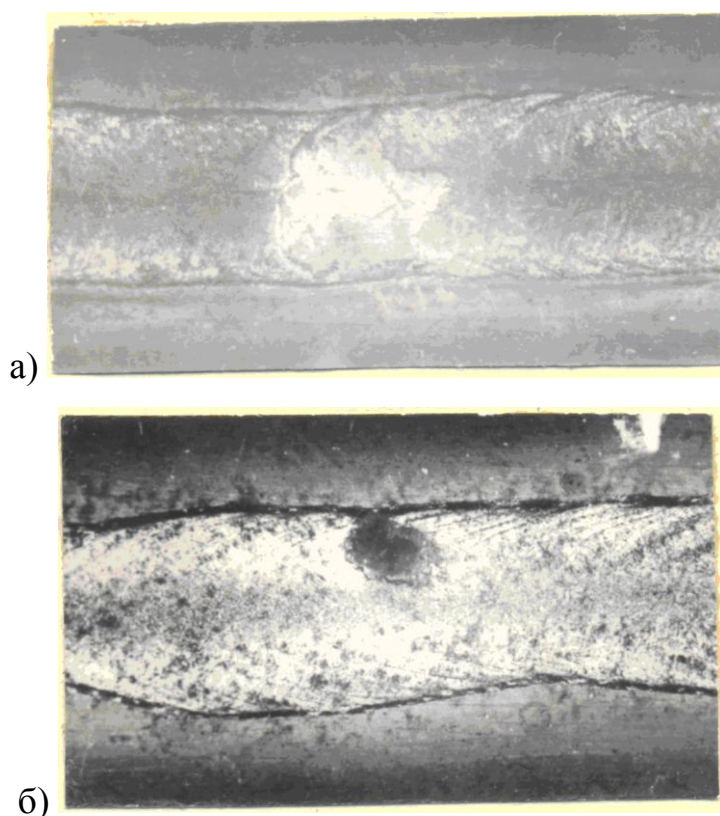
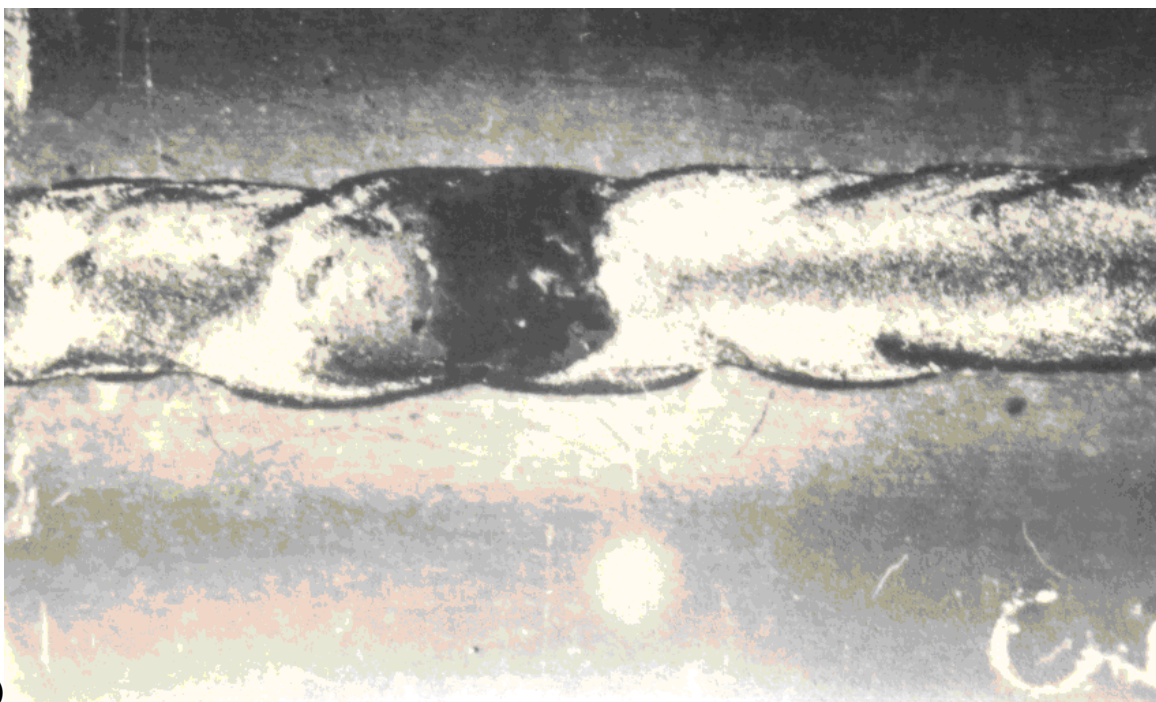


Рисунок 11 – Сварка в He: а) лицевая сторона; б) обратная



а)



б)

Рисунок 12 – Сварка электронным лучом: а) лицевая сторона шва; б) обратная сторона шва

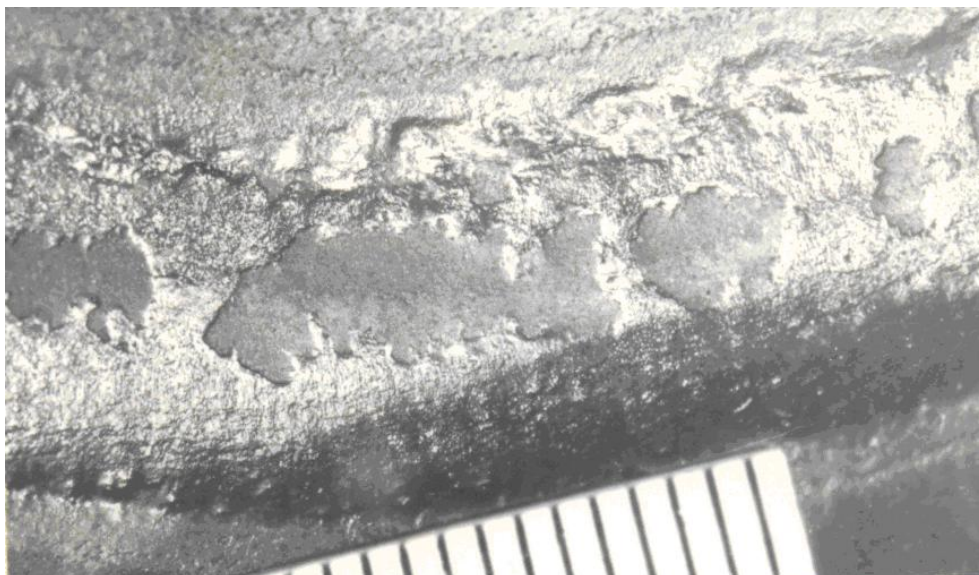


Рисунок 13 – Сварка в вакууме молибденовым электродом



Рисунок 14 – Сварка в камере под давлением

Таким образом, следует признать, что снижение окислительных свойств и использование нейтральной среды не может однозначно объяснить образование наплывов. По-видимому значительную роль в этом процессе должно играть избирательное окисление быстроокисляющихся элементов.

При избирательном окислении легирующих элементов с большим сродством к кислороду в многокомпонентных сталях степень чистоты атмосферы и наличие в ней кислорода даже в малых долях оказывает существенную роль на процессы шлакообразования как за счет собственного кислорода среды, так и за счет взаимодействия кислорода с продуктами

диссоциацией неметаллических включений имеющихся в основном металле.

Исходя из изложенного и учитывая, что аргонодуговой способ является наиболее распространенным при сварке тонкостенных элементов в дальнейшем нами проведены исследования применительно к этому виду сварки.

2.3 Влияние параметров процесса сборки и аргонодуговой сварки на образование дефектов типа пленообразный наплыв

На критерий оценки качества сварного шва при изучении влияния любых параметров принималось суммарная площадь шва, покрытого дефектом.

В настоящем разделе исследованы следующие параметры:

- Подготовка поверхности;
- Зазоры и смещения в стыке;
- Величина тока и длина дуги;
- Диаметр и марка электрода;
- Расход защитного газа на сварку и на поддув;
- Скорость сварки.

2.3.1 Подготовка поверхности

Для проверки качества поверхности образцы сваривали на одном и том же режиме в состоянии: без зачистки, зачистка наждачной бумагой, зачистка стальной щеткой, зачистка наждачной бумагой или стальной щеткой с последующим обезжириванием, шлифование обеих поверхностей образцов на глубине 0,05-0,1мм. Для каждого вида подготовки поверхности направляли по 3-5мм валиков длиной 200-270мм. Опыты показали, что ощутимого влияния на общую площадь дефектов степень подготовки поверхности не оказывает, однако более стабильные результаты по числу дефектов получены при подго-

товке образцов последними двумя способами: в относительно широком диапазоне режимов ($I=50-80\text{A}$, $V_{\text{св}}=4,5-8,5\text{ м/ч}$) площадь дефектов составляла 20-35мм². Поэтому в дальнейшем был принят способ зачистки стальной щеткой с последующим обезжириванием ацетоном. Проверка состояния поставки образцов (нормализованные, закаленные и отпущенные) также не показала никаких различий.

2.3.2 Зазоры и смещения в стыке

Согласно существующих требований для сборки под сварку конструкций толщиной $\delta \leq 2,0\text{мм}$, зазоры не должны превышать 0,5-0,6мм. Поэтому образцы предварительно совместно обрабатывались по торцам и затем сваривались. Установлено, что зазоры в пределах 0,5-0,8мм не изменяют общего количества дефектов типа наплывов. Однако, появляются другие характерные дефекты (занижения, провисания шва, местные подрезы и т. д.). Кроме того, наблюдался переброс дуги с кромки на кромку, что приводило к искривлению линии шва и различному оплавлению кромок, периодическим обрывам дуги и т.д.

Имитированные с помощью планок смещения кромок до 30% от толщины также не позволили определить заметного влияния этого фактора на образование пленообразных наплывов. Поэтому в дальнейшем все эксперименты проводились при наплавке валика на пластины.

2.3.3 Ток сварки и длина дуги

При выборе режимов сварки были использованы литературные данные [6, 14, 15], и полученные в лаборатории сварки в защитных газах РИСХМа. Основным критерием качества при выборе режимов, в частности тока сварки были наличие сквозного и постоянного по длине образца проплавления, отсутствие оплавления вольфрамового электрода, стабильное горение дуги. Значение токов при трех различных скоростях, охватывающих весь диапазон

практически применяемых режимов для сварки реальных конструкций, приведены в таблице 4, а эмпирическая взаимосвязь общей площади наплывов с величиной тока показана на рис.15.

Увеличение общей площади дефектов на образцах плавки 7324 с током тока при $V_{св} = \text{const}$ следует объяснить возрастанием площади жидкого металла ванны с лицевой и обратной сторон.

Идентичные эмпирические зависимости получены были и для плавов 3713, 5013, 2313. следовательно при заданной скорости сварки для снижения числа наплывов необходимо подбирать режим таким, который бы обеспечивал минимальную погонную энергию и минимальные размеры ванны. Однако, этот путь не может быть всегда оптимальным решением, т.к. дуга на токах 30-35А горит весьма неустойчиво, блуждая по поверхности с неравномерными задержками в отдельных местах. Как указывается в работе [16] и установлено на стали КВК такие задержки при существующий технологии производства листового металла объясняются наличием на его поверхности поверхностно-активных веществ с пониженным потенциалом ионизации. Кроме указанного, процессе становится весьма непроизводительным за счет низкой скорости сварки.

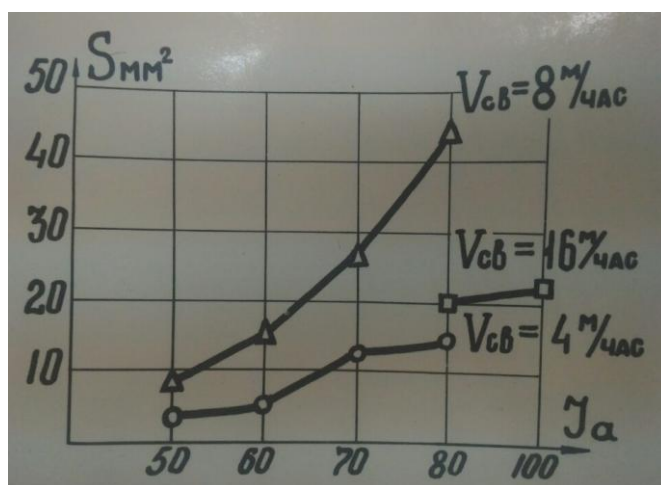


Рисунок 15 — Зависимость площади наплыва на шве от силы сварочного тока при разных скоростях сварки

Таблица 4

I _{св} , А	U _{св} , В	V _{св} , м/час	ØW, мм	L _д , мм	Расход аргона, л/мин		Ширина шва, мм	Ширина обрат- ной стороны, мм
					горел- ка	под- дув		
50	7,0- 7,5	4,0- 5,0	3,0	1,5	8,0	3,0	4,0	2,5
60							5,4	4,7
80								
40	8,0	8,0	3,0	1,5	8,0	3,0	2,0	-
60							3,5	0,5
80							4,5	2,9
100							5,4	4,8
80	7,0- 7,5	16,0	3,0	1,5	3,0	3,5	3,2	-
100							4,3	1,5

Учитывая встречающиеся в практике случаи колебания длины дуги при сварке (волнистость кромок, неточность элементов оснастки, условия наблюдения за дугой и т.д.) было проверено влияние длины дуги на интенсивность и общее число наплывов в сварных швах. Сварка производилась на 10 образцах (по 5 образцов на плавку 7324 и 3713) на режимах, указанных в таблице 5.

Таблица 5

I _д , А	U _д , В	U _{св} , м/час	ØW, мм	L _д , мм	Расход Раг л/мин	
					На свар- ку	На под- дув
50	8,5- 9,0	4,5	3,0	1,0	12,0	5,5
				1,5		
				2,0		
				3,0		

Установочная длина дуги выставялась щупом. Результаты экспериментов представлены на рис.16 из которого следует, что оптимальные результаты можно получить при $l_d=1,0-1,5$ мм. Снижение количества дефектов при $l_d=3,0$ мм объясняется отсутствием сквозного проплавления, уменьшением объема ванны и меньшим перемешиванием металла, а значит меньшей степенью шлакообразования за счет поверхностно-адсорбционных явлений.

В более высоколегированной стали 10X18H9T характер влияния длины дуги сохраняется, хотя общее количество пленообразного наплыва значительно выше.

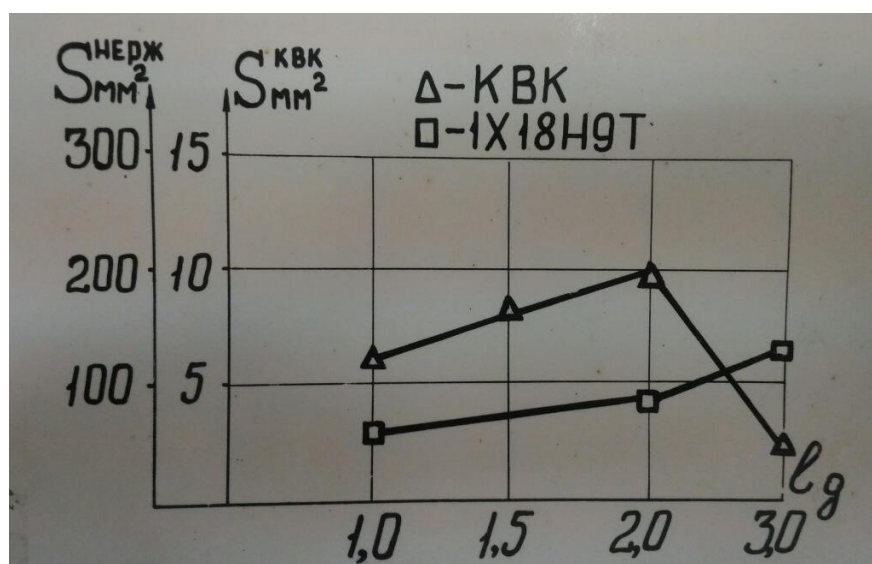


Рисунок 16 — Влияние длины дуги на площадь наплывов

2.3.4 Расход защитного газа

Определение оптимального расхода газа производилось на образцах плавки 7324, дающей наибольшее число пленообразных наплывов. Изменение общего расхода газа и защищаемой поверхности производилось путем изменения скорости подачи газа и использованием различных диаметров сопел при постоянном расходе. Установлено, что в интервале расходов от 2,7 до 20,0 л/мин и при диаметре сопла 4,8 и 18мм количество дефектов на поверхности не изменяется и в среднем составляет 2,5-3,0 мм²/см.шва. Использо-

ние специальной насадки, позволяющей защищать зону сварки общей площадью $100 \times 20 \text{ мм}^2$, также не привело к положительным результатам. Поэтому для всех остальных экспериментов был установлен следующий режим расхода аргона:

$$P_{\text{ар.св.}} = 7-9 \text{ л/мин. } P_{\text{ар.поддув.}} = 3,5-6,0 \text{ л/мин.}$$

Такая защита обеспечивала также сохранение и длительное использование вольфрамовых электродов.

2.3.5 Диаметр и марка электрода

Указанные в методике работы марки электродов, как показали опыты, прямого влияния на образование наплывов не оказывает. Отмечен лишь тот факт, что при токах $I = 40-60 \text{ А}$, электроды марки ВТ обеспечивают меньшее блуждание дуги по поверхности по сравнению с электродами ВЛ.

Незначительно снижает пленообразование, особенно на стали 10Х18Н9Т, заточка электрода под углом $\alpha = 30^\circ$. Однако это наблюдается только в начальной стадии процесса до образования на конце электрода шаровидной поверхности. После сварки 150-250 мм шва ощутимого эффекта от заточки под различными углами не наблюдается.

Стабильное протекание процесса наблюдается при диаметре 2,5-3,0 мм и использовании других размеров не целесообразно.

2.3.6 Способ сварки

Этот параметр процесса весьма своеобразно влияет на интенсивность и общее количество дефектов. Это достаточно иллюстрируется графиком на рис.17. Интересным фактом в этих экспериментах оказался тот, что при $I_d = 80 \text{ А}$ на образцах стали КВК плавок 8524 и 3713 максимальное (хотя и различное для каждой плавки) число наплывов наблюдается в интервале скоро-

стей от 4,5 до 8,0 м/час (рис.20). Для плавки 8524 удельная площадь наплывов составила 10-28 мм²/см, а для плавки 3713 — 3-5 мм²/см. При дальнейшем повышении скорости сварки до 13-16 м/час площадь наплывов резко снижается. Подобные результаты наблюдались также и в плавках 7423, 5013 и др. Оказалось также, что при увеличении тока до 120А для скорости 5,5 м/час на плавке 3713 общее число дефектов составило 0,35 мм²/см шва.

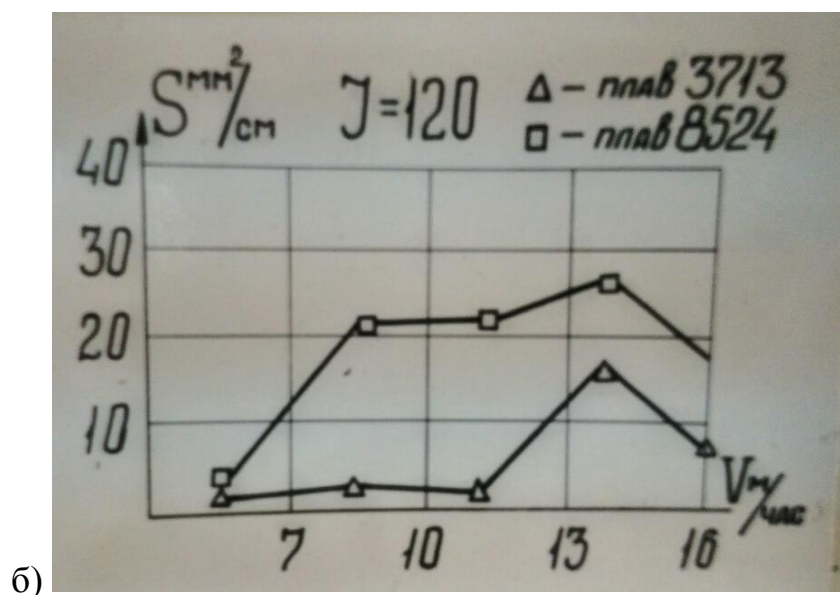
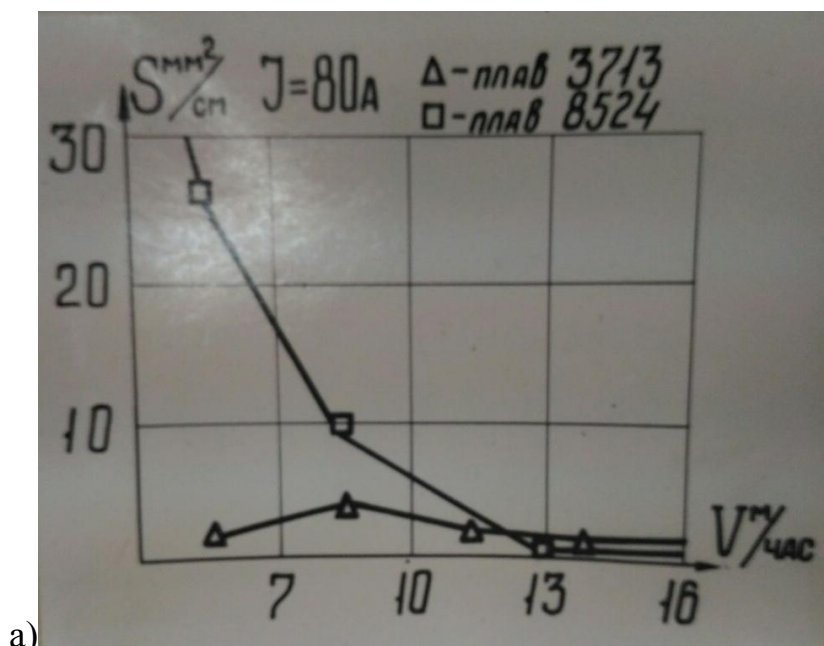


Рисунок 17 (а, б) — Зависимость количества наплывов от скорости сварки

Однако, при этом же режиме сварки на плавке 8524 количество дефектов увеличилось в 4 раза до $1,5 \text{ мм}^2/\text{см}$ шва.

Увеличение скорости от $5,50 \text{ м/час}$ до $10\text{-}14 \text{ м/час}$ привело к общему возрастанию количества наплывов для всех указанных плавок (хотя интенсивность увеличения для каждой плавки различная) до $4,0$ и даже $20,5 \text{ мм}^2/\text{см}$ шва.

Сравнительные эксперименты по сварке с $V_{\text{св}} > 15 \text{ м/час}$ показали значительное уменьшение общей площади наплывов на швах. Однако, этот путь снижения дефектов, по видимому, не является определяющим. Это объясняется, как будет показано ниже, чрезвычайно неблагоприятной структурой шва. Использование же малых скоростей $V_{\text{св}} > 6,0 \text{ м/час}$ ведет к излишнему проплавлению, пережогам металла и является весьма непроизводительным.

Таким образом установлено, что для каждой плавки стали КВК существует определенное соотношение тока и скорости, при котором наблюдается минимальное образование наплывов. С другой стороны, все известные рекомендованные режимы сварки этих толщин находятся в области с повышенным пленообразованием.

Косвенно это обстоятельство указывает на значительную роль скорости и направления кристаллизации шва, т.к. свидетельствует о различной степени «выталкивания» неметаллических включений на обе поверхности кристаллизующегося шва. Последствие предопределяет условия активного взаимодействия их с газами в жидком и в атмосфере аргона.

3. Особенности процесса сварки, определяемые химической неоднородностью поверхности сварного шва

Проведенное исследование влияния технологических параметров сварки на интенсивность и характер расположения пленообразных наплывов показало, что их наличие влияет на стабильность дуги и характер ее перемещения по поверхности сварочных кромок. В свою очередь, эти факторы изменяют геометрические характеристики шва (толщину шва, глубину проплавления, прямолинейность шва, формирование поверхности) и его структуру.

3.1 Спектральный анализ

С целью качественного определения различия в химическом составе поверхности пленообразного наплыва и металла шва, а также для проверки высказанного в работе [14] предположения о влиянии поверхностно-активных веществ на блуждание дуги, был проведен спектральный анализ швов в местах расположения наплывов и вблизи них. Анализ проведен с помощью кварцевого спектрографа ИСП-30 и генератора конденсированной искры ИГ-3. Предполагая весьма малую толщину наплыва (по трудности ее определения под микроскопом), в схему генератора была включена дополнительная емкость, обеспечившая уменьшение глубины прожога и уменьшение диаметра пятна обискривания. Подобранный режим возбуждения спектра обеспечил относительную локальность пятна как по глубине (0,008мм), так и по диаметру (2,0мм), что позволило разрушить только часть толщины пленообразного наплыва, не затрагивая металла шва под ним. Для количественного определения компонентов, входящих в наплыв, использовали комплект эталонов 45В.

Спектрограммы расшифровывались на спектропроекторе ПС-18 и микрофотометре МФ-4. Схема разметки образцов и фото внешнего вида прожо-

гов показаны на рис.18. Результаты анализа, проведенного в продольном и поперечном ко шву направлениях на участках без наплыва, показывали сходимость содержания элементов в пределах хим.состава по Mn, Cr, Mo, Si и Ti. Разница в пределах +,011-0,16% отмечена только по содержанию Ni. Анализ на эти же элементы в наплыве и вблизи его показал, что содержание Cr на 0,01-0,1% меньше, а Ni на 0,1-0,12% больше, чем в основном металле. Вблизи наплыва оказалось содержание Cr на 0,05% меньше, а Ni на 0,15% больше, чем в основном металле.

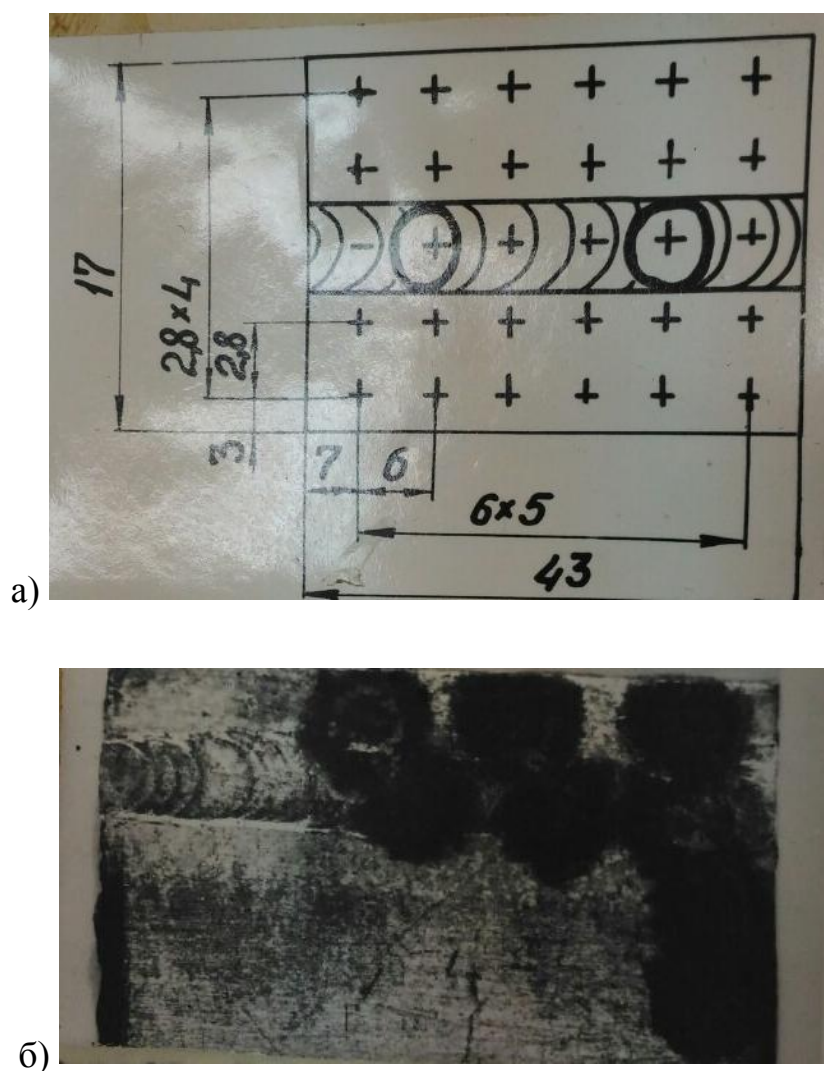


Рисунок 18 — а) Схема разметки; б) Внешний вид образца для спектрального анализа

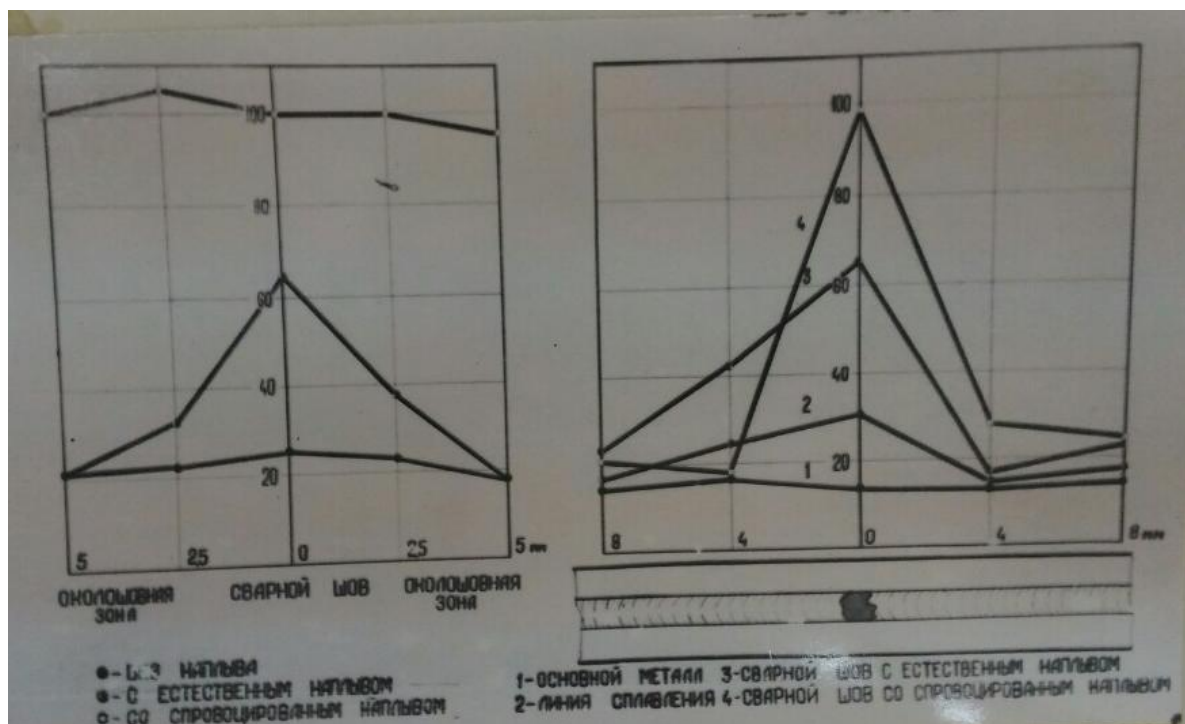


Рисунок 19 — Диаграмма распределения Ca

Наибольший интерес при исследовании основного металла, металла шва и наплыва представили данные по содержанию Ti, Ca и Mg. Отмечено, что содержание всех этих элементов в наплыве в 1,7-3,2 раза выше, чем в основном металле, причем распределение их в продольном направлении ко шву характерно уменьшение и перед, и после наплыва ниже исходного уровня в основном металле. Это указывает на диффузию этих элементов в наплыв при сварке как из основного металла, так и из только что закристаллизовавшегося металла шва. Диаграмма распределения кальция приведена на рис.19. Весьма показателен сам факт содержания Ca и Mg на поверхности стали КВК (Ti входит в хим.состав стали). Анализ причин появления Ca и Mg в металле показывает, что источниками этих элементов могут быть примеси и неметаллические включения, попадающие в сталь при выплавке (обессеривающие смеси и раскисляющие шлаки содержат соединения CaO и MgO, разрушение стенок изложниц при разливе из ковша, окисление поверхности при разливе и т. д.) и прокате листа (смазка валков осуществляется часто мыльными растворами и эмульсиями). Указанные элементы активно взаимодействуют с

кислородом атмосферы и других оксидов, образуя гамму простых и комплексных оксидов с различной температурой плавления ($T_{\text{плCaO}}=2873\text{K}$, $T_{\text{плTiO}_2}=2098\text{K}$, $T_{\text{плMgO}}=3073\text{K}$).

Являясь поверхностно-активными и неравномерно распределенными по поверхности элементами, обладая пониженным потенциалом ионизации по сравнению с железом CaO, Mg, Ti улучшают проводимость дуги в местах локального скопления их окислов. Таким образом, химическая неоднородность поверхности стали КВК является одной из основных причин нестабильного горения дуги.

3.2 Стабильность процесса горения дуги и величина проплавления

Визуально в процессе экспериментов замечено, что в момент образования пленообразного наплыва в жидкой ванне сварочная дуга отклоняется от вертикального положения и стремится некоторое время задержаться на шлаковом пятне, после чего скачкообразно перемещается в направлении движения горелки.

Для изучения характера этого процесса, а также учитывая данные спектрального анализа, были проведены эксперименты, моделирующие образование пленообразного наплыва. Для этой цели из всех указанных элементов наиболее удобно было использовать кальций. На очищенных четкой образцах, в заданном месте наносилась полоса мела или зубного порошка (CaCO_3) толщиной 1,0мм, шириной 3-5мм. После этого производилась наплавка валика. Рабочая гипотеза эксперимента состояла в том, что локальное значительное увеличение содержания кальция (даже с учетом его выгорания) на поверхности должна создать благополучные условия для ионизации дугового промежутка и тем самым «задержать» дугу. Кроме того, предполагалось получить в заданном месте искусственный наплыв (т. к. спектральный анализ показал увеличения Ca).

Для сравнительного анализа эксперимент повторялся на обычной малоуглеродистой стали Ст3 и нержавеющей типа 10Х18Н9Т. Как видно на рис.20, 21 в месте нанесения меловой полосы образовывался пленообразный наплыв с ярко выраженным характерным серым цветом, отсутствием чешуйчатого рельефа. С обратной стороны шва наблюдается участок непроплавления длиной $l=2,0-3,0$ мм. В задней части ванны такой наплыв также повторяется контуры сварочной ванны. Такой же характер дефекта имеется и на образцах Ст3. Спектральный анализ такого наплыва на шве из стали КВК подтвердил резкое увеличение кальция. Одновременно со сваркой синхронно производилась фотосъемка дуги аппаратом «Старт» и осциллографирование тока и напряжение на дуге осциллографом Н-102. Результаты представлены на рис.22. Для пояснения рисунка над каждым фотоснимком положения дуги показаны схематично отдельные фазы перемещения, связанные с наличием на поверхности ванны шлака.

Установлено, что при подходе дуги к полосе мела примерно на расстояние 1,0-1,5мм (по времени 0,1-0,5сек в зависимости от скорости сварки) она перебрасывается на меловую полосу, что четко фиксируется осциллограммой (повышается напряжение). При дальнейшем перемещении дуга, стараясь задержаться на шлаковом изгибе, образовавшемся в месте нанесения мела — удлиняется и через 1,0-1,5мм перемещается как бы «соскакивает», вновь приобретая форму вертикально расположенного конуса.

а)



б)

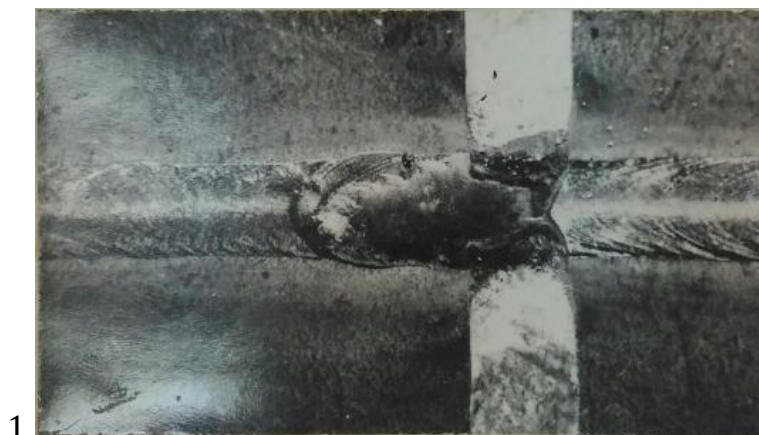


Рисунок 20 — Внешний вид напłyва на стали КВК: а) естественный напływ; б) искусственный напływ: 1 - лицевая сторона шва, 2 - обратная сторона шва



Рисунок 21 — Внешний вид напльва на стали Ст3 а) лицевая сторона шва; б) обратная сторона шва

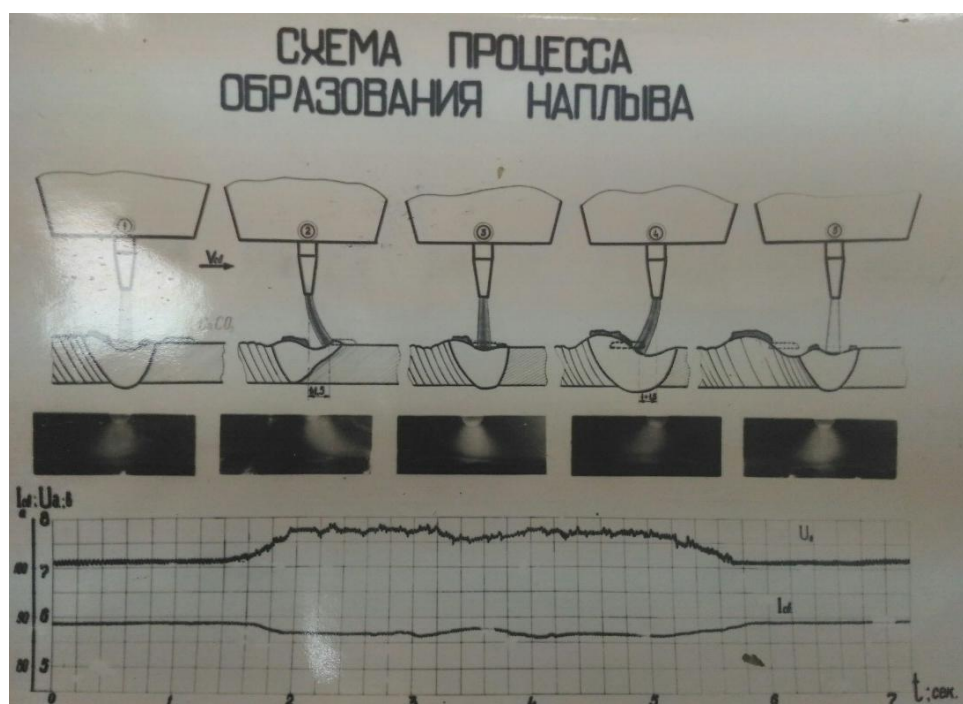


Рисунок 22 — Схема образования напльва

Серия экспериментов с различным расположением меловой полосы (поперек, вдоль и параллельно шву) подтвердили факт обязательного отклонения дуги при сближении ее с дополнительным ионизатором дугового промежутка. Наблюдалось также смещение дуги при прохождении над участком с титановой стружкой, но оно было более беспорядочным, что, по видимому, следует объяснить образование окислов TiO_2 еще до подхода сварочной дуги, а также распылением стружки по поверхности под действием потом плазмы дуги и ее факела. Сравнение осциллограмм процесса образования «искусственного» и естественного наплывов указывает на их идентичность, тем самым подтверждая роль поверхностно-активных элементов на стабильность горения дуги.

Блуждание дуги по поверхности (радиальные перепады энергии дуги), ее задержка (осевой перепад энергии) и скачкообразные перескоки резко изменяют тепловой баланс на электроде и в ванне за счет рассеивания мощности дугового потока и снижения эффективности его использования. При этом постоянное и равномерное удаление термоизолирующей жидкости прослойки из-под дуги со дна ванны становится неустойчивым. Такие осевые и радиальные спады в тепловых характеристиках потока плазмы изменяют глубину проплавления, приводя к локальным изменениям геометрии шва, как по ширине, так и по глубине его. При малых скоростях перемещения дуги ($V_{св} \leq 5-7$ м/час) эти изменения будут менее ярко выражены и менее заметны, а с ростом скорости ($V_{св} > 7-12$ м/час) они становятся ощутимыми. Экспериментальным подтверждением высказанных положений является наблюдаемый факт искривления как с лицевой, так и с обратной сторон шва, а также уменьшение общей толщины шва и глубины проплавления (рис.20).

Статистический анализ, проведенный по результатам сварки 30 образцов различных плавок стали КВК показал, что в среднем уменьшение толщины металла шва вблизи наплыва достигает 5-7% при одностороннем расположении его и 10-15% при совпадении расположения наплывов с

лицевой и обратной сторон.

На рис.23а приведены характерные профилограммы поверхности сварного шва, полученные путем изменения продольных макрошлифов под микроскопом МИМ-8 с увеличением X400. Базой отсчета высоты рельефа является прямая линия, нанесенная на поверхность шлифа острием вольфрамового стержня.



Рисунок 23а — Изменение толщины металла шва

б)



в)

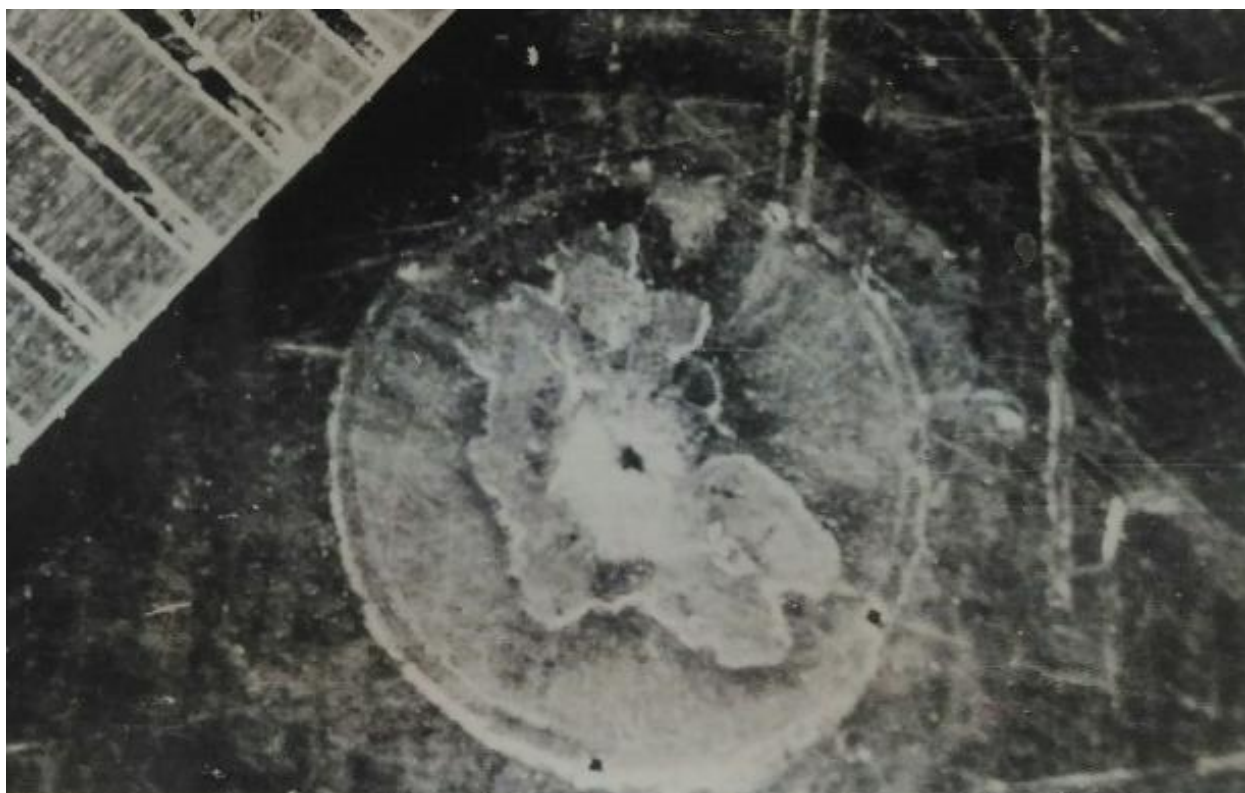


Рисунок 23 б,в — Внешний вид точек с наплывами

Рассмотрение профилограмм позволяет отметить следующее:

1. утонение металла с обеих сторон шва впереди наплыва (по отношению к направлению сварки) более резкое по величине (0,10-0,07мм) и степени нарастания (крутизна), чем сзади;
2. протяженность утонения участков находится в интервале 4,0 до 6,0мм с лицевой стороны и 2,5-3,5мм с обратной стороны шва;
3. при двух и более расположенных рядом наплывах утонение за последующим всегда меньше предыдущего им составляет не более 0,05-0,07мм;
4. в основном изменение профиля плавное, однако имеются место резкие, пилообразные изменения сечения шва.

Дно, форма и характер утонения металла шва вблизи наплыва, возникающие вследствие нестабильного перемещения дуги по поверхности, могут быть одними из причин разрушения сварных конструкций. Применительно к сосудам давления, работающим в условиях двухосного напряженного состояния и динамического нагружения, снижение конструктивной прочности будет происходить за счет истощения пластических свойств более тонкой части металла шва и за счет концентрации напряжений, вызываемой резкими (пилообразными) очертаниями поверхностей шва вблизи дефекта

3.3 Объем сварочной ванны

Определялось суммарное влияние неметаллических включений, имеющих в сварочной ванне и легкоокисляющихся компонентов, диффундирующих в нее из основного металла на общее количество и характер залегания пренообразных наплывов. С этой целью проводились эксперименты по аргодуговому переплаву металла при неподвижной дуге.

На брусок из стали КВК-42 размером 30х40х115мм наплавлялись «точки» при различном времени горения дуги. Для получения необходимого

наблюдения объема (точнее поверхности) ванны и сохранения одинакового теплоотвода образцы предварительно подогревались на $T=150-160^{\circ}\text{C}$. Режим наплавки сохранялся постоянным (см. таблицу 6).

Таблица 6

$I_{\text{д}}, \text{A}$	$U_{\text{д}}, \text{В}$	$L_{\text{д}}, \text{мм}$	$V_{\text{св}}, \text{м/час}$	$T, ^{\circ}\text{C}$	$\varnothing W, \text{мм}$
150	9,0-9,5	1,5	0	150-160	3,0

После наплавки точек все они фотографировались и в дальнейшем по фотографиям (см. рисунок 23 б,в) определено соотношение в площадях наплыва и точки $F_{\text{напл}}/F_{\text{точки}}$. При постоянных параметрах режима площадь точки пропорциональна объему переплавленного металла и зависит от времени горения дуги. При достижении равновесия между вводимым и отводимым из зоны наплавления теплом (при некотором времени) дальнейшее повышение времени горения дуги не увеличивает площадь ванны. Увеличение площади (незначительное) наблюдается при $t_{\text{св}} \geq 120 \text{сек}$ за счет теплонасыщения всего бруска и повышения его температуры. Результаты опытов приведены в таблице 7 и на рис.24.

Таблица 7

Время $t_{\text{св}}, \text{сек}$	Диаметр ванны $D_{\text{г}}, \text{мм}$	Площадь ванны $F_{\text{св}}, \text{мм}^2$	Площадь наплыва $F_{\text{н}}, \text{мм}^2$	Отношение $F_{\text{н}}/F_{\text{т}}$
1	4,5	15,7	4,3	0,27
3	5,0	19,6	4,3	0,22
7	5,6	23,7	8,7	0,37
10	6,7	35,2	10,7	0,31
20	6,5	38,2	8,5	0,32
30	6,6	33,5	9,8	0,28
40	6,7	34,5	11,0	0,32
60	7,0	36,3	15,0	0,39
120	8,0	47,2	12,9	0,24

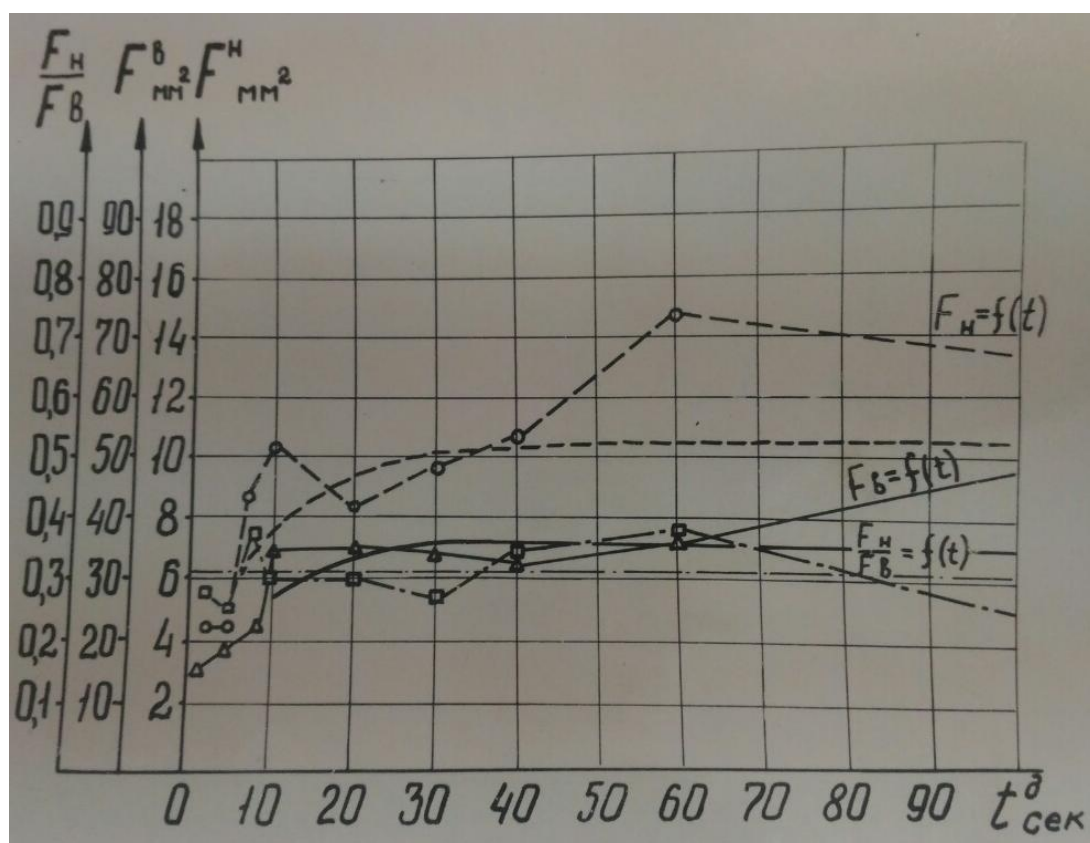


Рисунок 24 – Зависимость площади наплыва от времени сварки, $\circ$ – площадь дефекта, $\square$ – отношение площади наплыва к площади ванны, Δ – площадь ванночки

Как видно из рис.23 на поверхности наплыва расположен темного цвета шлак, окаймляющий контуры наплыва. Геометрически неправильные части наплывов и «рванные» края свидетельствуют о содержании в его составе тугоплавких частиц и окислов (особенно в периферийных областях). Наплав никогда не располагается строго под дугой, а всегда несколько оттеснен от центра точки. Поверхность наплыва гладкая, без видимых следов кристаллизации. Аналогичное расположение наплывов наблюдается в кратерах швов.

Анализ графика на рис.24 подтверждает гипотезу о пропорциональном влиянии общего объема ванны (а значит и количество попавших в нее примесей и включений из основного металла) на размеры дефекта, т.к. отношение $F_H/F_{\text{св}} = \text{const}$. Причем для использованных образцов-брусков этот коэффициент пропорциональности $\eta = 0,3-0,32$. Результаты эксперимента подтверждают

положение о том, что образование наплывов за счет неметаллических включений и избирательного окисления возможно при сварке любых металлических материалов, применяемых в сварных соединениях. Однако, интенсивность этого процесса и степень его проявления в виде макродефекта на поверхности зависит от термических условий существования сварочной ванны (время, температура, форма) и характера взаимодействия присутствующих фаз со средой (количество легирующих элементов, степень их сродства к кислороду, фазовый состав неметаллических включений, окислительных характер среды).

Непосредственным технологическим средством снижения количества наплывов в швах, логически вытекающим из данного эксперимента, является сокращение времени существования жидкой ванны, ее объема и площади. Однако, для конкретизации этих средств и выбора оптимальных необходимо металлографическое исследование.

3.4 Механизм образования пленообразного наплыва

Обобщение материала, описанного в предыдущих разделах, позволили сформулировать основные стадии механизма образования и причины проявления пленообразного наплыва:

1. В начальный момент сварки вследствие термодиффузионных и окислительных процессов на поверхности сварочной ванны появляются отдельные точечные шлаковые образования. Под действием потока плазмы дуги наплывы то сливаются в значительные скопления, то вновь дробятся. Визуально установлено, что многие частички имеют неправильную остроугольную форму. Это свидетельствует о том, что в состав шлаковых образований входят как легкоплавкие, так и тугоплавкие составляющие.

2. Под действием гидродинамических сил дуги шлак на поверхности ванны совершает вращательное движение в противоположных направле-

ниях вокруг анодного пятна и оттесняется к периферийным участкам ванны. По мере горения дуги, как правило, количество шлака возрастает. При неподвижной дуге ширина шлаковых образований достигает в радиальном направлении размеров 0,2-0,35 радиуса ванны. При перемещении дуги основная масса образовавшегося шлака оттесняется в хвостовую часть, меньшая часть его - окаймляет края ванны.

3. образовавшийся пленообразный шлак приводит к появлению градиента химической неоднородности (концентрации) по поверхности ванны из-за различного содержания поверхностно-активных элементов в жидкой ванне и шлаке. Ионный обмен между шлаком и металлом, а также химическое взаимодействие между ними являются источниками сохранения и поддержания высокого градиента неоднородности. Это вызывает блуждание дуги, ее перебросы с одного края ванны на другой, где находятся шлаковые пленки.

4. При небольших количествах шлаковой пленки на поверхности в виде отдельных раздробленных частичек дуга при ее перемещении горит стабильно, а частички шлака, оттесняемые к краям ванны, перемещаются вместе с ванной до конца шва и фиксируются лишь в кратере. Поверхность шва в этом случае характеризуются равномерной чешуйчатостью, без искажений рельефа, равномерной шириной. Такой характер процесса наблюдается при сварке малоуглеродистых и некоторых низко и среднелегированных сталей вакуумного переплава.

5. В случае большого скопления шлака, как это имеет место при сварке сталей типа КВК-37, КВК-42, СП-28, СП-43, ВКС-1, 10Х18Н9Т и др., блуждание дуги по поверхности становится интенсивным. Перескок движущегося анодного пятна с участка ванны, свободного от шлака, на соседний участок, покрытый шлаком, происходит весьма быстро. Причиной этого является высокая концентрация в шлаке поверхностно-активных легкоионизирующихся элементов, как например, Са, Ti, Mg, Cr. После перескока дуги в течение очень малого времени из-за улучшения ионизации дугового проме-

жутка концентрируется на шлаковой пленке, пока последняя не будет оттеснена к краям ванны. При этом вертикальный столб дуги стремится отклониться и задержаться на шлаке, если дуга продолжает перемещаться в направлении сварки. В следующий момент дуга соскакивает на новый участок, а шлаковое скопление остается в хвостовой части ванны на кристаллизующемся металле, образуя пленообразный наплыв. Перескок дуги сопровождается снижением проплавления и сужением шва.

6. При значительной химической неоднородности поверхности ванны в продольном и поперечном направлениях дуги блуждает интенсивно, что и определяет размеры пленообразного наплыва. В случае, когда на поверхности ванны имеется малое количество шлака, в виде отдельных точечных образований, дуга горит стабильно, т.к., по-видимому, легкоионизирующиеся составляющие шлака испаряются в зоне ее действия и не могут стимулировать скачки дуги.

7. Задержка дуги на шлаковой пленке в процессе сварки приводит к росту объема расплавленного металла под дугой, повышению его температуры и жидкотекучести. В свою очередь это ускоряет процесс вытеснения металла в хвостовую часть ванны под имеющийся на поверхности шлак. Являясь тепловым барьером на поверхности, шлак увеличивается время пребывания металла в жидкокристаллическом состоянии. Этим следует объяснить гладкую без следов чешуйчатости поверхности пленообразных наплывов.

8. По результатам осциллографирования время всего процесса образования наплыва в зависимости от скорости сварки составляет 1,2-2,8сек.

4. Металлографические исследования

Приведенные в настоящем разделе результаты получены на основе исследований, целью которой являлась:

- Оценка чистоты структурных составляющих и свойств основного металла, зоны термического влияния и шва;
- Характеристика и качественный состав поверхностных дефектов типа пленообразных наплывов;
- Проверка рабочей гипотезы механизма образования наплывов с точки зрения термодиффузионных ликвационных и усадочных явлений в кристаллизующемся металле сварного шва;
- Определение особенностей структуры металла шва, расположенного под пленообразным наплывом;
- Металлографическая проверка и подтверждение влияния технологических факторов процесса сварки на качества шва, его структуру и свойства, и рекомендации по снижению количества наплывов.

Для этого из сварных образцов, выполненных аргонодуговой и другими способами сварки изготавливались продольные (ко шву), поперечные и поверхностные шлифы, размеры которых указаны на рис.25. Изучение состава и свойств межкристаллитных прослоек, характера их залегания, вытеснение неметаллической фазы и образование ее скоплений в шве или на его поверхности основывалось на исследовании первичной и вторичной микроструктуры швов и его отдельных участках. В таблице 8 для ориентировки приведены основные режимы сварки образцов, особенности же, связанные с изменением режимов, описаны в тексте.

Травление поверхности шлифов на вторичную структуру производилось 4% водным раствором HNO_3 с последующей промывкой в воде. Балл зерна определялся визуально при $\times 400$ по I-й дополнительной шкале ГОСТ

5639-65. цветное травление для выявления структурных составляющих проводилось кипячением шлифов в растворе состава KOH – 10г, $K_3Fe(N)_6$ – 10г, H_2O – 100г в течение 10мин.

Травление на первичную структуру производилось кипячением в пересыщенном растворе пикриновой кислоты в течении 1мин с последующей промывкой в горячем растворе соды и в воде.

Таблица 8

Вид сварки	Аргоно-	Гелиево-	Электронно-	Примечания
Параметры	дуговая	дуговая	го-лучевая	
I_d, A	80-90	50-60	0,02-0,025	Образцы плавок 3713, 1924, 8524
U_d, B	8-9,5	13-16	15000	
$V_{св}, м/час$	8,0	15,0-16,0	25-27	

Степень увеличения при металлографических исследованиях находилось в интервале $\times 100$ - $\times 600$, что обеспечило визуальную характеристику структур и относительно качественные фотоснимки.

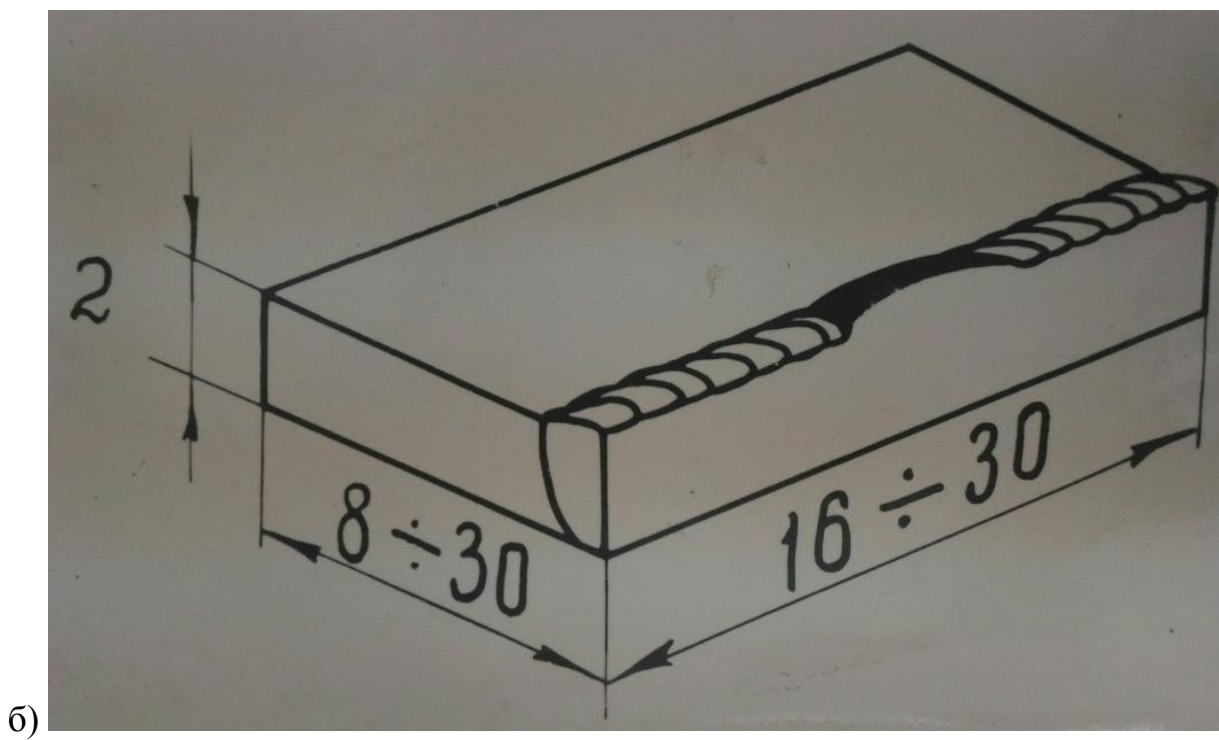
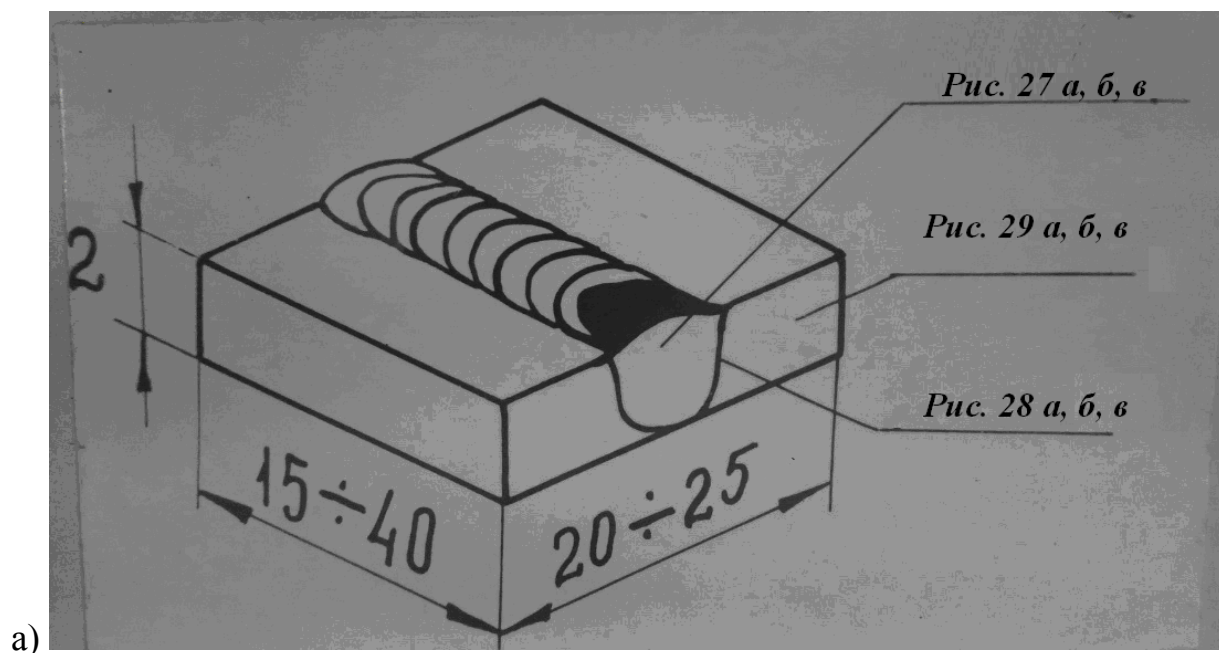


Рисунок 25 – Формы и размеры шлифов: а) поперечный шлиф; б) продольный шлиф

Глава 2 Структура и свойства сварных соединений

Анализ структуры и значений микротвердости отдельных зон сварного соединения (рис.26) показывает, что при всех указанных способах сварки (таблица 8) основной структурой шва стали типа КВК является мартенсит (рис.27 а, б, в) $H_{\mu} = 450-700 \text{ кг/мм}^2$, зоны термического влияния – тро-стит/мартенсит $H_{\mu} = 300-400 \text{ кг/мм}^2$ (рис.28 а, б, в), а основного металла – сорбит $H_{\mu} = 170-300 \text{ кг/мм}^2$ (рис.29 а, б, в). Однако, балл зерна при аргоно-дуговой сварке в 1,3-1,6 раза выше, чем в гелиево-дуговой или ЭЛС. Более мелкое зерно литого металла шва и тонкие междендридные прослойки, как показано и в работе [27], характеры уменьшенным содержанием примесей в металле и улучшенными его механическими свойствами, в частности более высокой сопротивляемостью к образованию трещин при динамических знакопеременных нагрузках. Поэтому такая структура предпочтительнее. Но, учитывая наибольшую распространенность аргонодуговой сварки, как технологического процесса соединения тонколистовых материалов в дальнейшем будут рассматриваться ее особенности.

В структуре металла шва, выполненного аргонодуговой сваркой (рис. 27а) кроме мартенсита, отмечаются светлые прослойки, характеризующиеся низкой микротвердостью $H_{\mu} = 140-170 \text{ кг/мм}^2$. уточнение фазового состава этих прослоек, проведенное с помощью цветного травления показало, что это легированный феррит, возникший как следствие распада обогащенного Si, Mn и Cr аустенита, имеющего более низкую температуру распада, чем в теле зерна. На возможность существования в таких прослойках легированного феррита в высокопрочных сталях указывается также в работе [29].



Рисунок 26 – Микротвердость сварных соединений

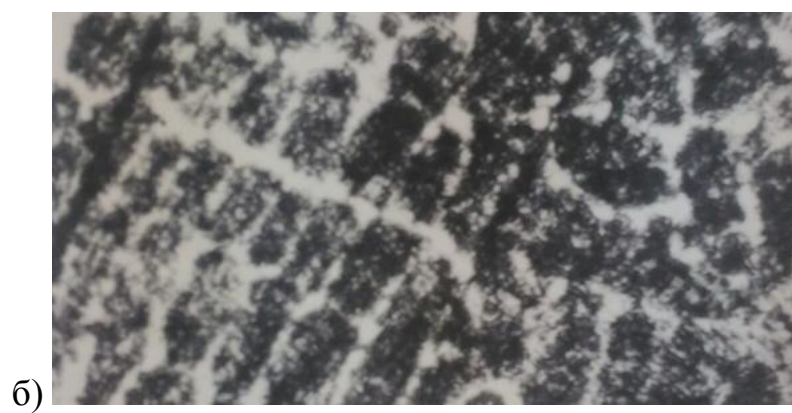
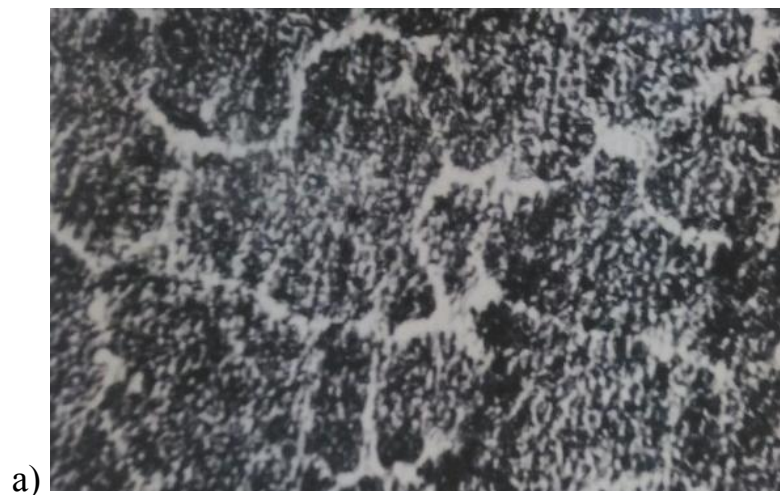


Рисунок 27 – Структура шва: а) аргонодуговая сварка; б) гелиево-дуговая сварка; в) электронно-лучевая сварка



Рисунок 28 – Структура зоны термического влияния: а) аргонодуговая сварка;
б) гелиево-дуговая сварка; в) электронно-лучевая сварка

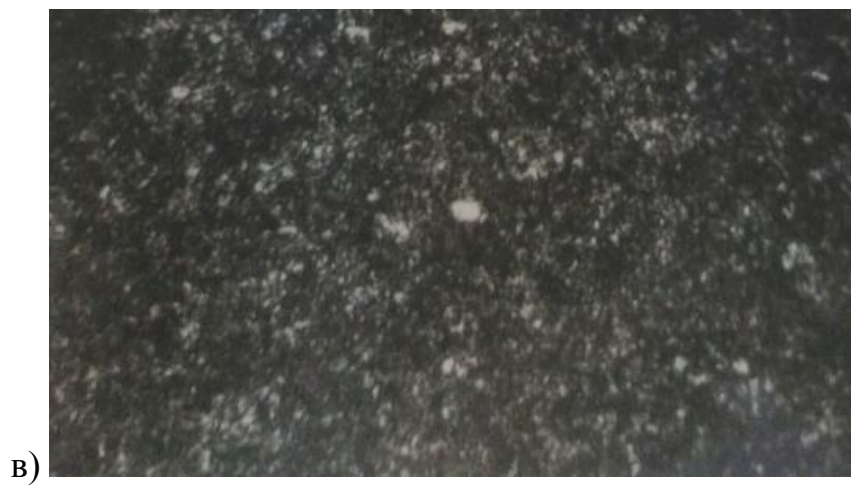


Рисунок 29 - Структура основного металла: а) аргонодуговая сварка; б) гели-
ево-дуговая; в) электронно-лучевая сварка

Особенностью состава основного металла и зоны термического влияния является наличие в них неметаллических включений, также обнаруженных на поверхности шва. Их форма показана на рис.30, 31. В тоже время в металле шва их практически не наблюдается. Этот факт свидетельствует о решающем влиянии чистоты исходного материала на качество шва вообще, и на появление пленообразных наплывов, в частности. По аналогии с работой [30] нами были составлена характеристика этих включений, которая состоит в следующем:

1. размеры включений – 0,05-0,005мм как по длине, так и по ширине;
2. форма – в основном геометрически правильная, но встречаются и фигурные, звездообразные;
3. общее расположение в поле обзора – неравномерное, иногда в виде отдельных скоплений;
4. цвет – в светлом поле розовый, после травления цвет не изменяется, в темном поле – серый, непрозрачный, в поляризованном свете – темный;
5. твердость – достаточно высокая, т.к. при полировке шлифа остаются «хвосты». Определение микротвердости затруднено из-за раскалывания включений, либо из-за скольжения алмазной пирамидки.

На основании составленной характеристики и учитывая данные работы [30] можно сделать вывод о том, что наиболее вероятными включениями являются карбонитриды титана, что удовлетворительно согласуется с данными спектрального анализа поверхности наплывов. Образование их в стали КВК наиболее вероятно при раскислении плавки шлаком, содержащим силико-кальций (0,6-5,0 кг/тонн), на что указывается также в работе [28].

а)



б)

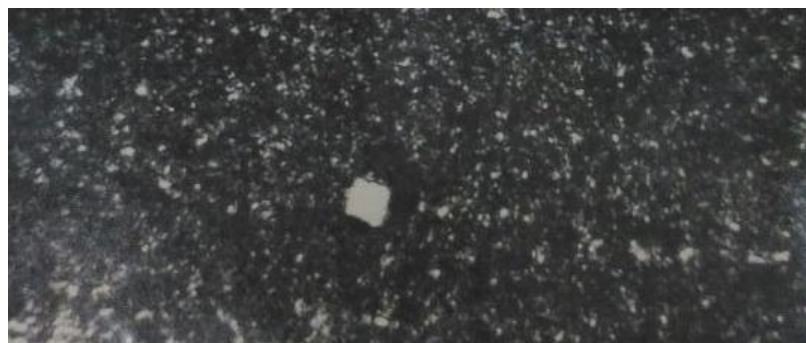


Рисунок 30 – Неметаллические включения: а) основного металла х600; б) зона термического влияния х600

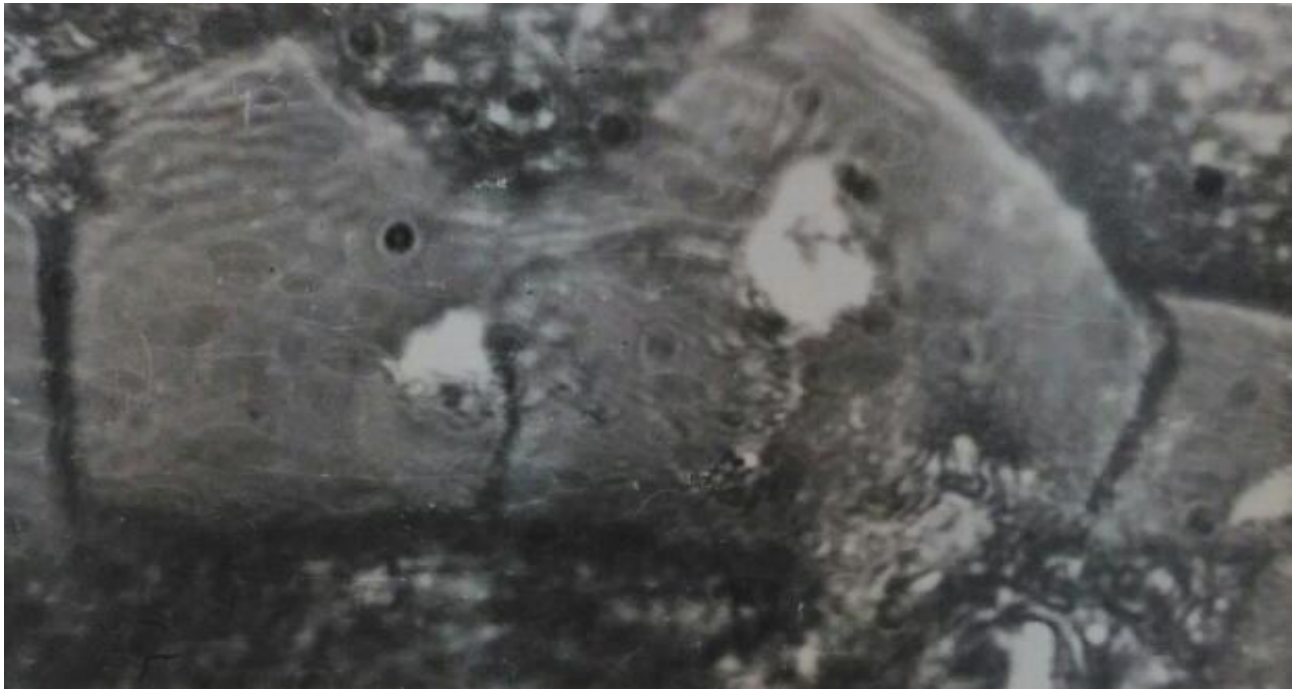


Рисунок 31 – Неметаллические включения

2. Состав сварного шва в месте расположения пленообразного наплыва

Анализ поперечных и продольных микрошлифов позволил установить, что сварной шов в месте расположения наплыва можно считать состоящим из 3-х слоев (рис.32).

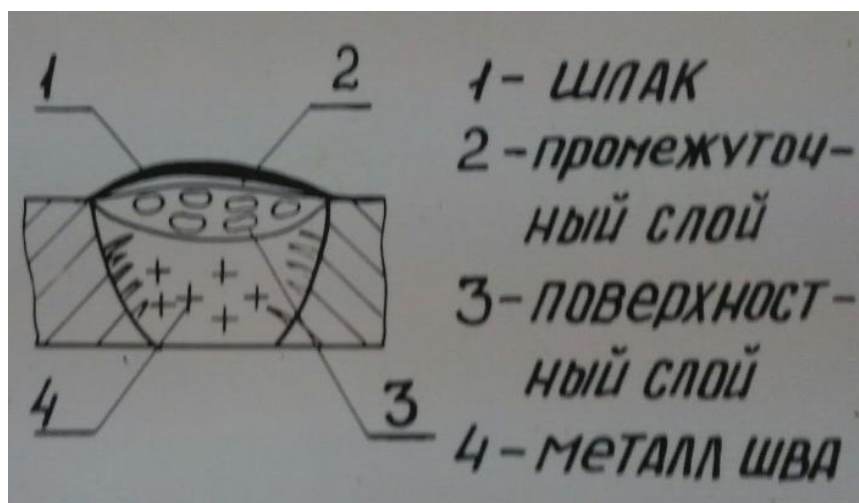
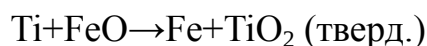


Рисунок 32 – Схема строения шва с наплывом

Рассмотрим состав и свойства каждого из этих слоев.

2.1 Пелнообразный наплыв

Наплыв образован шлаком, содержащим соединения титана, магния, кремния и др., диффундирующих к поверхностям шва и вступающих во взаимодействия с ионами $\text{Fe}^{2+}\text{O}^{2-}$ и $\text{Ca}^{2+}\text{O}^{2-}$, и образующимися на поверхности сварочной ванны в результате плавления и диссоциации окислых пленок и неметаллических включений. Шлак образован, как установлено ранее, из двух составляющих: жидкой, т.е. легкоплавкой и твердой, т.е. тугоплавкой. Вид шлака на поверхности предоставлен на рис.33. Образование твердых частиц в шлаке, вероятно идет по указанным ниже реакциям:



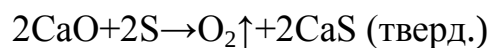
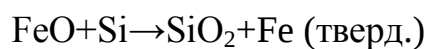
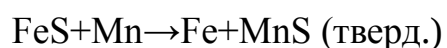
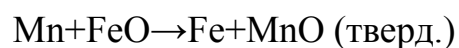


Рисунок 33 – Структура шлака на поверхности (не травленный образец)

Продукты реакции, вступая во взаимодействие образуют сложные комплексы (типа шпинелей). Часть из них тугоплавкая CaO , TiO_2 , другая легкоплавкая. При охлаждении шва тугоплавкие частицы шлака являются своеобразными центрами, вокруг которых затвердевает остальная масса шлака. При отсутствии достаточного количества тугоплавкой составляющей шлака, наплыв, по-видимому, не может образоваться (опыт с меловой полосой) при сварке же стали 10X18H9T это условие не является обязательным, т.к. на поверхности ванны не замечается в виде гладких тонких покрытий.

При сварке КВК появление тугоплавкой составляющей шлака возможно также и за счет ликвации по удельному весу шлаковых включений, оставшихся металле после выплавки, таким образом, тугоплавкая составляющая шлака может иметь, например, один из следующих составов:

Таблица 9

Формула	$T_{\text{плавл}}, ^\circ\text{C}$	Плотность ρ , г/см ³
$\text{CaO}+\text{P}_2\text{O}_5$	1700	2.91
$\text{CaO}+\text{SiO}_2$	1900	3.07
$\text{CaO}+\text{SiO}_2$	2130	3.07
$\text{CaO}+\text{P}_2\text{O}_5+\text{SiO}_2$	1760	3.01
$\text{CaO}+\text{Al}_2\text{O}_3$	1535	3.03

Примечание: 1) Al добавляют в сталь при раскислении после разливки в ковш; 2) Ca, Mg попадает в сталь из основной футеровки изложниц, при раскислении силикальцием состава 28-35% Ca, 60-65% Si и из обессеривающей смеси состава 53-55% CaO, 12% MgO, 31-34% ($\text{SiO}_2+\text{Al}_2\text{O}_3$), 1-2%.

Наиболее вероятной системой шлака, образующего наплыв, является $\text{Ca}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2-\text{FeO}$. Косвенным подтверждением этого, кроме вышесказанного, является стеклообразное состояние поверхности наплыва, особенно ярко выраженное с обратной стороны шва. Кроме того, повышенная концентрация некоторых легирующих в состав шлака, свидетельствующая о значительной ассимиляции их шлаком, также характерна для указанной системы.

Следует отметить, что шлак данной системы снижает поверхностное натяжение на границе шлак-металл. Это следует из того экспериментально установленного факта, что высота шва в месте наплыва локально увеличивается. Так как объем металла ванны остается постоянным, то в местах за наплывом наблюдается сужение шва. Это удовлетворительно согласуется с известным положением о том, что высота шва определяется из соотношения:

$$P_d = P_2 + P_{\text{меж.ф.}}$$

Выдавливанием жидкого металла под находящийся в хвостовой части шлак объясняется и гладкая поверхность пленообразного наплыва. Это следует из того, что шлак, подогреваемый подступающими порциями металла кристаллизуется в тот момент, когда дуга, как источник набегания волн, уже удаляется на достаточное расстояние.

3. Промежуточный слой между шлаком и поверхностным слоем металла шва

При измерении микротвердости поверхности наплыва обнаружено, что при нагрузке 50г вокруг отпечатка виден хрупкий излом (см. рис.34). При снижении нагрузки до 10г излом не обнаруживается, а глубина отпечатка составляет 3-5мк. Это свидетельствует о том, что при нагрузке 10г определяется микротвердость шлакового и промежуточного слоя, а при увеличении нагрузки этот слой продавливается и изменяется микротвердость металла под наплывом. Для доказательства хрупкости промежуточного слоя на расстоянии 40-45мк был представлен ряд отпечатков. Как видно из рис.34, четко обрисованы трещины между отпечатками.

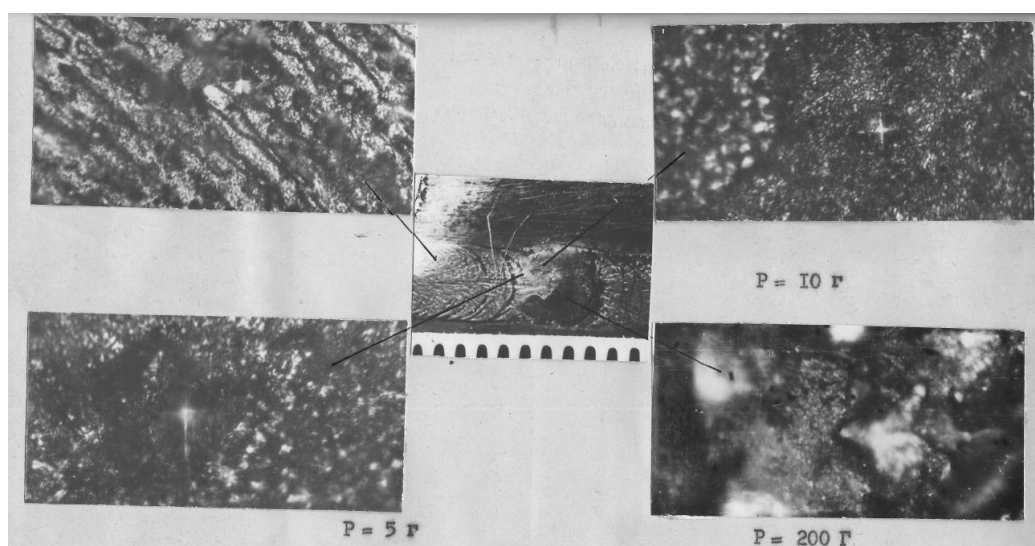


Рисунок 34 – Свойства поверхности наплыва

Выяснение структуры и характер связи промежуточного слоя с поверхностью металла производилась на поперечных и продольных шлифах, травленных на первичную и вторичную структуры. Схема разметки шлифа показана на рис.35.

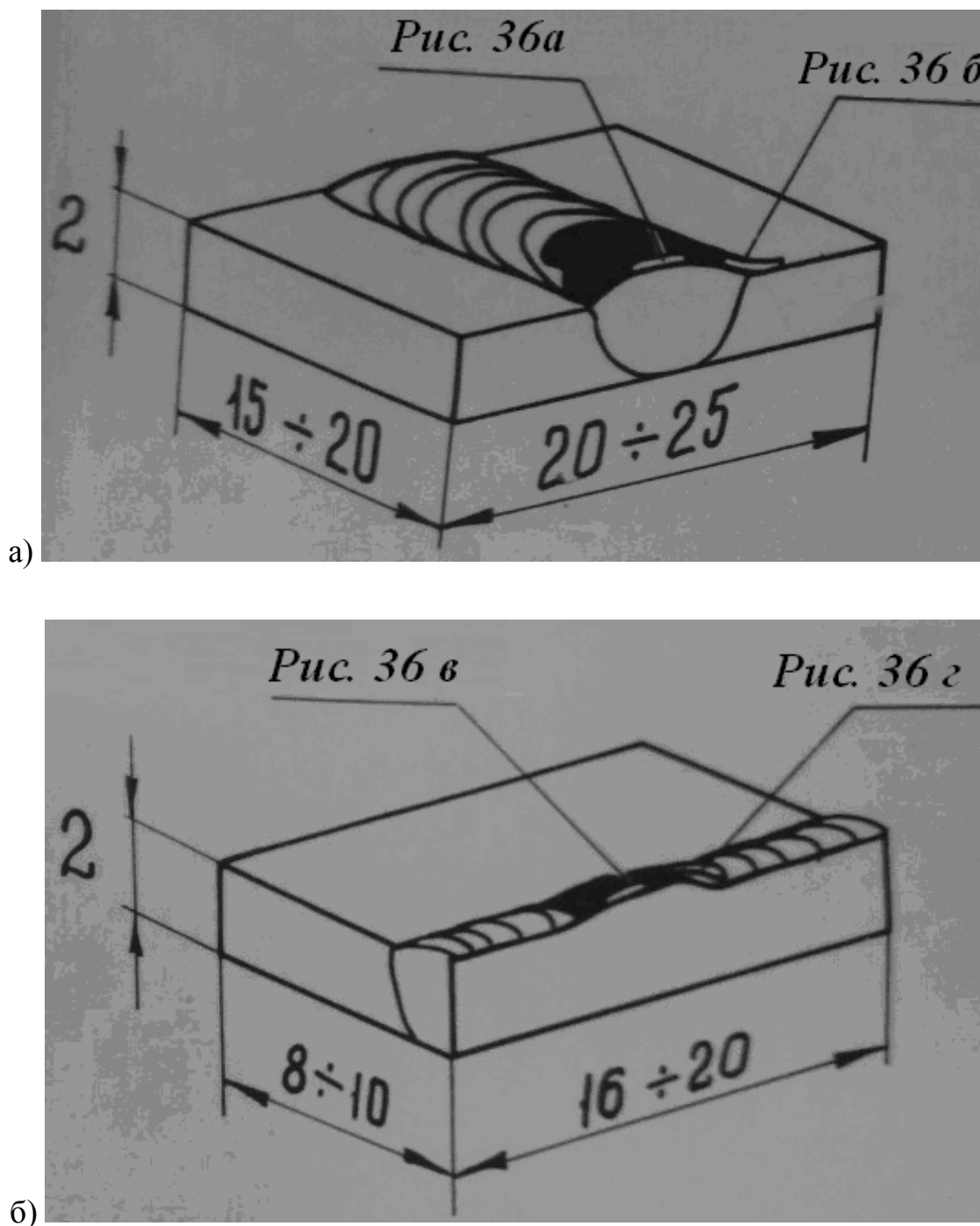


Рисунок 35 – Схема разметки шва: а) поперечный; б) продольный

Установлено, что в светлом поле микроскопа промежуточный слой плохо различим (рис.36 а, б, в, г), а в темном поле слой имеет вид светлой полосы (толщиной $\delta=3-3,5\mu\text{м}$), отличной по цвету от металла шва. Следовательно, промежуточный слой является фазой, отличной по составу и структуре от металла шва. По характеру первичной структуры можно предположить, что эта фаза поднялась к поверхности по капиллярам, образованным междендридными пространствами, и закристаллизовалась. Гладкая поверхность его свидетельствует об объемном характере кристаллизации и затвердевании в последнюю очередь.

Учитывая хрупкий характер поверхности наплыва, структуру и свойства промежуточного слоя возможно предположить, что он состоит из легкоплавких эвтектик. Этому способствует также то, что шлак на поверхности ванны, как было указано ранее, содержит достаточное количество примесей и соединений, способных образовывать эвтектики, как при взаимодействии между собой, так и при обмене с металлом шва. Эвтектики также могут попасть на поверхность классическим путем – из жидкой ванны при кристаллизации.

Учитывая химический состав стали KBK можно предвидеть образование следующих эвтектик: Fe-FeS, Ni-Ti, Ni-Si, Fe-P, Ni-S, а также типа CaO-MgO-SiO₂ и др. При этом источником кислорода является кислород, попавший в металл при выплавке и из неметаллических включений.

Так как поверхность наплыва покрыта шлаком, создающим шлаковый барьер, то вследствие запаздывания затвердевания обогащенная примесями и эвтектикой жидкая фаза из междуветвий может собираться на поверхности. В процессе выделения примесей и эвтектик на поверхности, как указывалось, значительная роль принадлежит также ликвации по удельному весу: $\rho_{\alpha\text{Fe}}=7.8\text{г/см}^3$, $\rho_{\text{CaO-MgOSiO}_2}=3.1\text{г/см}^3$; $\rho_{\text{MnO-SiO}_2}=4.0\text{ г/см}^3$

Интенсивно ликвируют по удельному весу сульфиды, окислы, частицы шлака. Существует еще один источник скопления эктектик и примесей в промежуточном слое: обеднение поверхности ванны Si, Mn, Ti, Fe за счет окисления и, образование диффузионного потока к поверхности за счет разности концентрации элементов на поверхности и внутри. Как установлено опытами КИРКЕНДАЛА [32] наибольшей подвижностью при этом обладает атомы более легкоплавких компонентов, а источниками окисления могут являться кислород в аргоне, подсос воздуха в струю защитного газа, окисление пленки на поверхности, шлак образованный неметаллическими включениями в основном металле. В пользу последних двух факторов говорит о наличие наплывов при ЭЛС образцов стали KBK и 10X18H9T.

Интенсивно ликвируют по удельному весу сульфиды, окислы, частицы шлака. Существует еще один источник скопления эктектик и примесей в промежуточном слое: обеднение поверхности ванны Si, Mn, Ti, Fe за счет окисления и, образование диффузионного потока к поверхности за счет разности концентрации элементов на поверхности и внутри. Как установлено опытами КИРКЕНДАЛА [32] наибольшей подвижностью при этом обладает атомы более легкоплавких компонентов, а источниками окисления могут являться кислород в аргоне, подсос воздуха в струю защитного газа, окисление пленки на поверхности, шлак образованный неметаллическими включениями в основном металле. В пользу последних двух факторов говорит о наличие наплывов при ЭЛС образцов стали KBK и 10X18H9T.

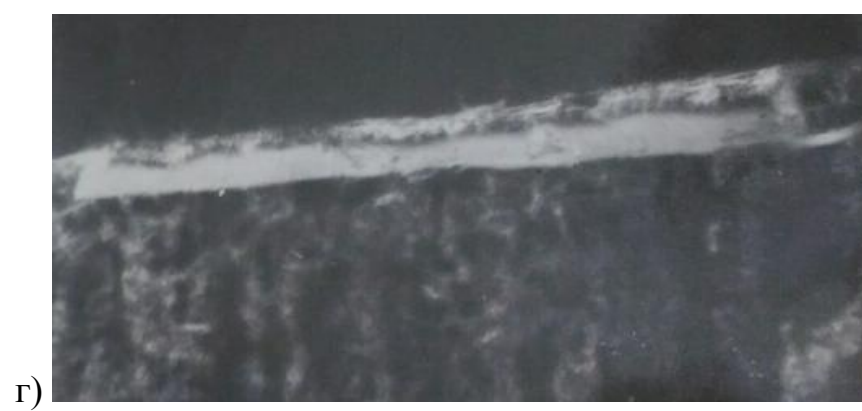
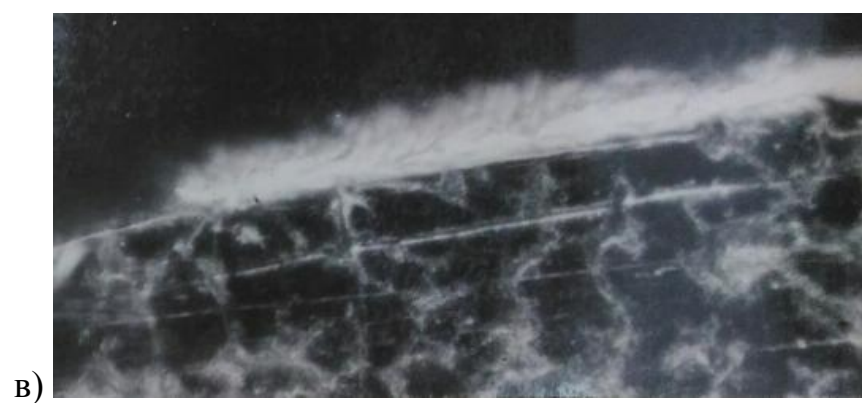
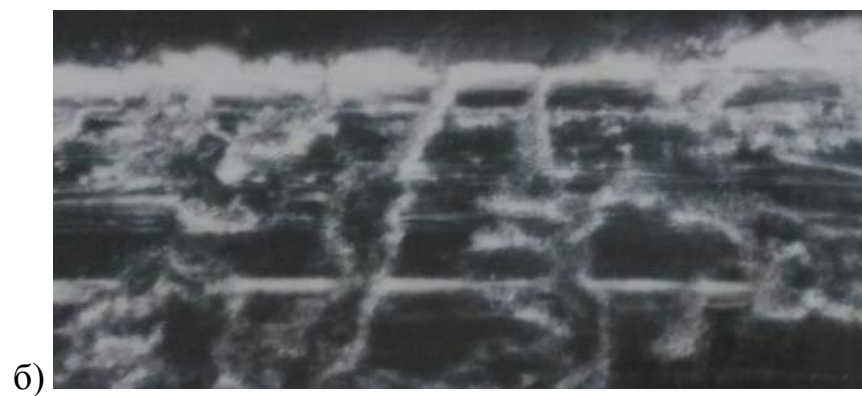
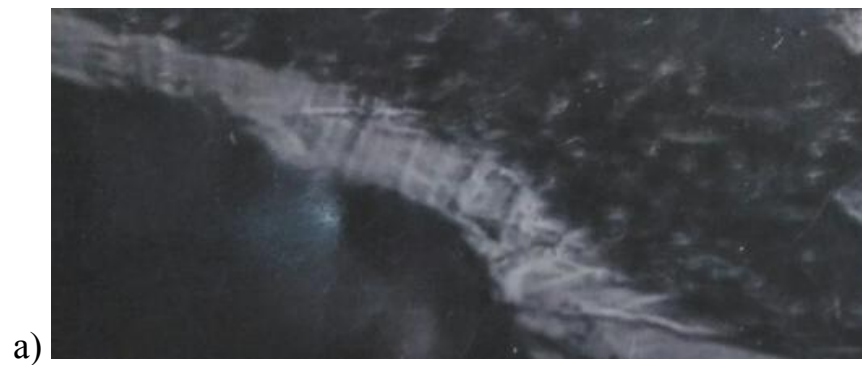


Рисунок 36 – Темное поле микроскопа: а, б) вторичная структура поперечного шва; в, г) – первичная структура продольного шва

4. Структура и свойства металла шва под наплывом

Целью данных исследований являлось изучение влияния шлака, составляющего основу наплыва, на характер структуры металла под ним. Как видно из рис. 37, 38 поперечное сечение шва характеризуется наружной зоной транскристаллитного слоя и центральной зоны, состоящей из мелких ориентированных дендритов. На шве без наплыва размер и вид дендритов второго фронта примерно одинаков, а на шве с наплывом наблюдается изменение первичной структуры под шлаком в верхней и нижней части шва. Наблюдается не только укрупнение, но и изменение вида их – от дендритной столбчатой по всему сечению, к глобулярной дендритной под шлаком (рис.39, 40). Это объясняется тем, что расположенный непосредственно под шлаком слой кристаллизующегося металла ограничен с одной стороны 2-м и 1-м фронтами кристаллизации и примесями, выталкиваемыми этими фронтами, а с другой стороны шлаком. При этом поверхностный слой металла шва будет кристаллизоваться в последнюю очередь, когда теплоотвод во всех направлениях выравнивается и становится примерно одинаковым. Размеры этого поверхностного слоя металла шва и размеры глобулярных дендритов зависит от чистоты исходного металла, определяемого плавкой, и количество шлака, определяемого как чистотой металла, так и степенью взаимодействия шлака с металлической фазой. По-видимому, на плавке 3713 эта зона значительно меньше, чем на плавке 8524, дающей наибольшее количество наплывов.

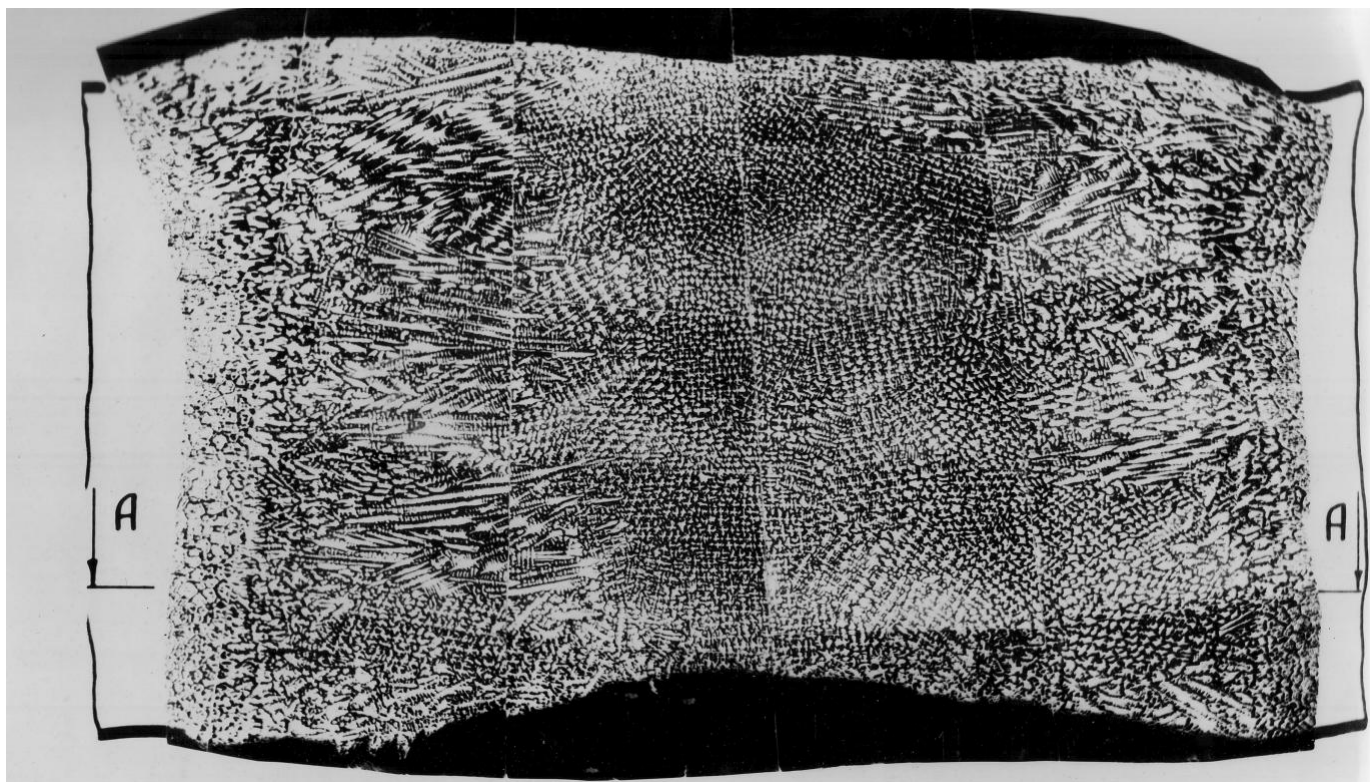


Рисунок 37 – Поперечное сечение шва

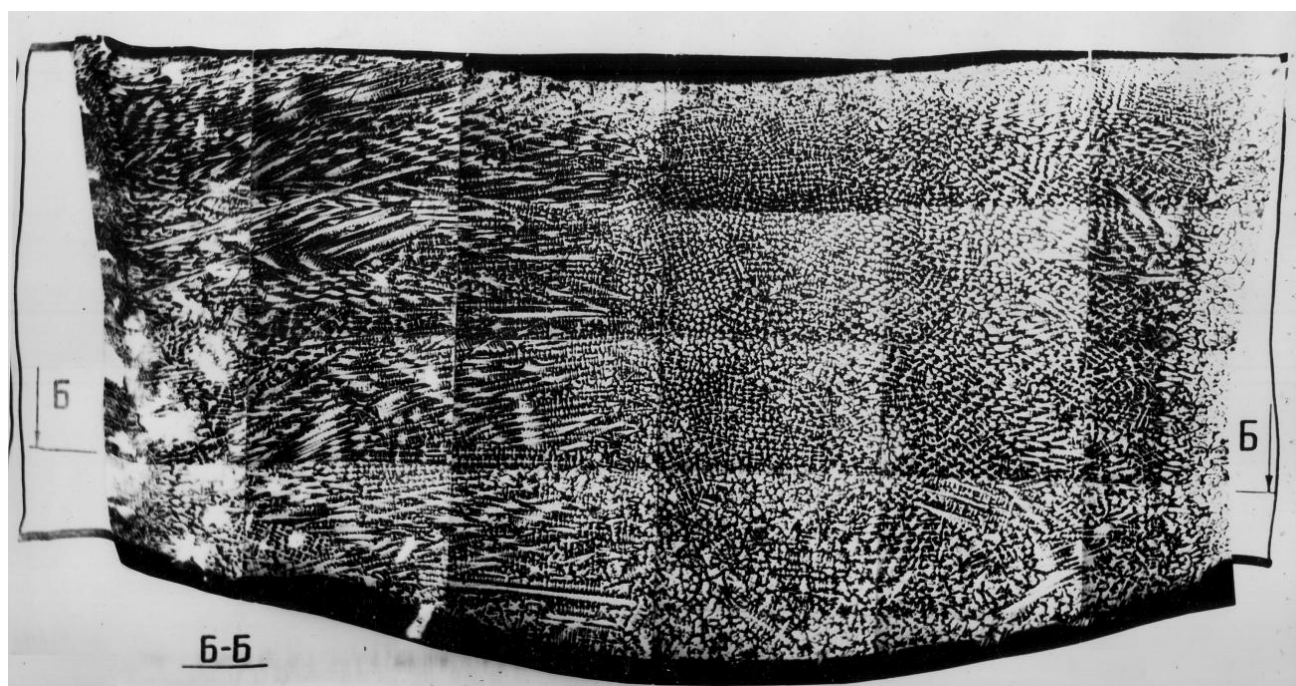


Рисунок 38 – Шов с напывом, х100

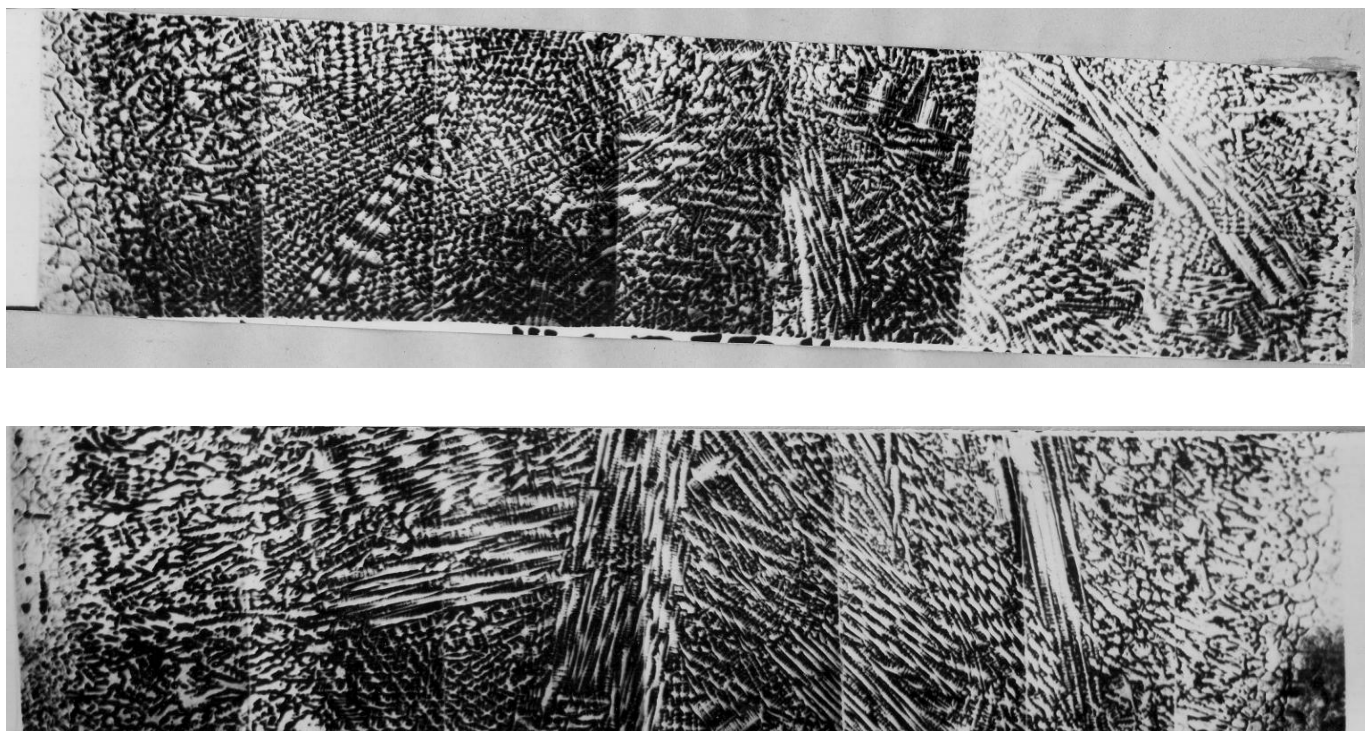


Рисунок 39 – Шов с наплывом (вид шва в плавке)

Этот слой металла шва может служить началом разрушения, т.к. по данным измерениям микротвердости от более хрупкий. В зоне с мелкими дендритами $H_{\mu}=400\text{кг/мм}^2$, а в зоне с глобулярными $H_{\mu}=560-580\text{кг/мм}^2$. Кроме того, в отдельных участках швов с наплывами отмечается особенность кристаллизации, состоящая в том, что рост дендритов на этих участках идет сверху (рис.39). По-видимому, центрами кристаллизации в условиях замедленного охлаждения в этом случае. Являются тугоплавкие частицы шлака, на наличие которых указывалось выше. Такая кристаллизация особенно неблагоприятна, т.к. при приложении энергии разрушения разъединение дендритов потребует меньше затрат, чем при разрушении тела дендрит. Эти участки могут быть источниками зарождения трещин. Прямым доказательством этого могут служить результаты использования образцов на угол изгиба (рис.41) и внешний вид изломов образцов под наплывом (рис.42).

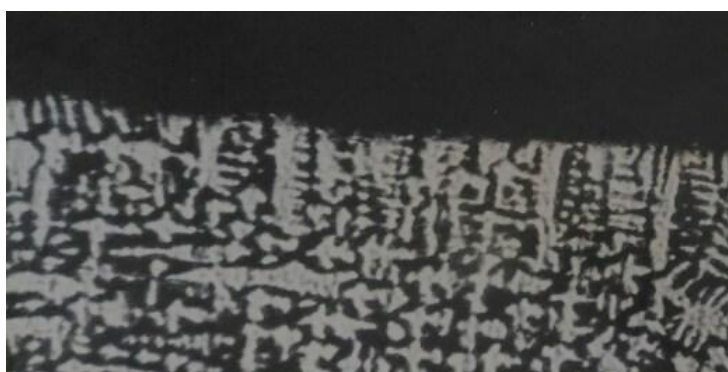


Рисунок 40 а – Особенности кристаллизации сварного шва с дефектом с лицевой стороны шва, х100

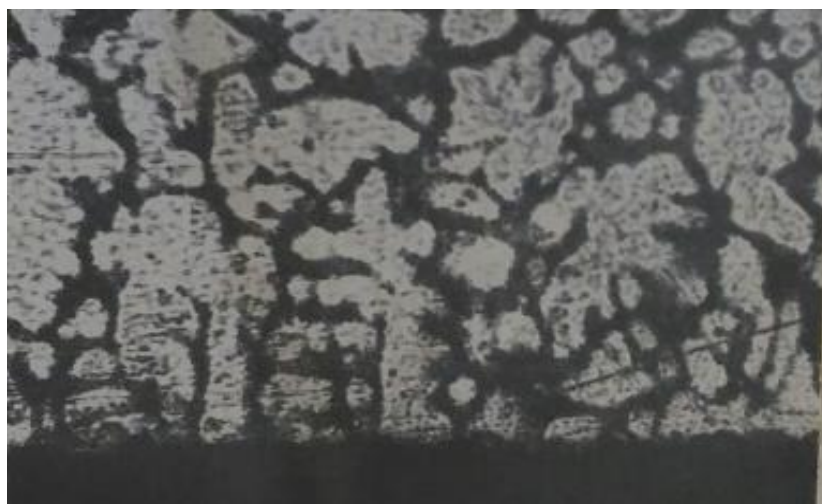


Рисунок 40 б – Особенности кристаллизации сварного шва с наплывом (обратная сторона шва)

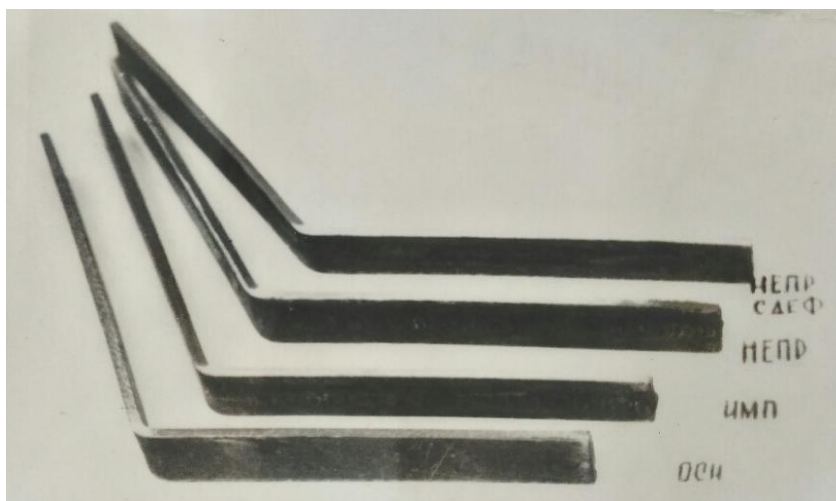


Рисунок 41 – Угол загиба



Рисунок 42 – Характер излома

5. Влияние скорости сварки на место появления наплыва

На рис.15, 17 показано влияние скорости сварки на общее количество пленообразных наплывов при двух значениях тока. Характер зависимости свидетельствует о различном максимуме дефектов при скорости $V_{св}=8,0$ и $14,0$ м/час для разных плавок. Повторными экспериментами было подтверждено, что для диапазона токов от 70 до 150А наиболее неблагоприятным является интервал скоростей от $6,0$ до $17^{\pm 4}$ м/час.

Для определения влияния скорости сварки и скорости кристаллизации проводились опыты по сварке образцов на крайних значениях указанного интервала. С учетом описанного в разделе механизма образования пленообразного наплыва и вероятность его химического и фазового состава рассмотрим две основные стадии процесса.

I стадия – образование наплыва с лицевой стороны шва.

Во всем интервале скорости сварки образование на поверхности примесей, в том числе легкоплавких эвтектик, возможно за счет:

- 1) Ликвация по удельному весу;
- 2) Объемной усадки металла шва и «выдавливания» ликватов из междендритного пространства;
- 3) Образование сложных окислов (типа шпинелей) и эктектики из окисленных элементов, диффундирующих к поверхности, и окислов, переходящих из шлака в поверхностный слой металла.

Решающее значение в этом случае, по-видимому, оказывают первый и последний факторы.

II стадия – образование наплыва с обратной стороны шва.

В этом случае скопление примесей и легкоплавких эвтектик происходит

из-за явлений обратной ликвации и объемной усадки металла. В значительно меньшей степени возможно образование шлака из-за диффузионных процессов, т.к. градиент температуры направлен в сторону лицевой стоны. Имеет место также процесс избирательного окисления элементов в нагретых до плавления кромках.

Как известно, ликвация по удельному весу ослабляется с повышением скорости затвердевания (а значит и скорости сварки), степень разделения фаз уменьшается за счет сокращения времени пребывания расплава в жидком кристаллическом состоянии. Скорость протекания усадочных явлений в рассматриваемом интервале скоростей сварки практически не изменяется. Диффузия элементов к поверхностям шва с увеличением скорости сварки ослабляется, однако, в ванну попадает большее количество окислов с поверхности свариваемых кромок. Степень обратной ликвации при малых скоростях низка из-за малой величины сжатия твердой фазы, при высоких скоростях она также низка из-за ограничений связанных с вязкостью расплавов. При средних скоростях обратная ликвация значительна. Поэтому с точки зрения снижения количества наплывов желательно было бы сваривать либо на скоростях $V_{св} < 6 \text{ м/час}$, либо $V_{св} > 17 \text{ м/час}$.

Однако, в первом случае наблюдается увеличение ширины второго фронта кристаллизации и рост зерна, что в сочетании с низкой производительностью делает нежелательным использованием малых скоростей. Следует отметить, что ширина 2-го фронта кристаллизации зависит также от наличия в металле неметаллических включений, чем их больше, тем он шире.

При сварке на высоких скоростях $V_{св} > 17 \text{ м/час}$ первый фронт кристаллизации занимает почти все поперечное сечение шва (рис.43), что ведет к образованию зоны слабины. Повышение скоростей сварки, кроме того, увеличивает вероятность образования несплавлений, непроплавления и ослабления сечения шва из-за блуждания по поверхности.

Следовательно, в рассматриваемом интервале скоростей невозможно обеспечить состояние благоприятной структуры металла шва с значительным уменьшением или полным устранением пленообразных наплывов. Видимо, одним из основных путей устранения дефекта типа наплыв является использование таких способов и режимов сварки, которые снижали бы время существования сварочной ванны, более интенсивно испаряли поверхностно-активные элементы и обеспечивали дробление образовавшегося шлака на поверхности ванны.

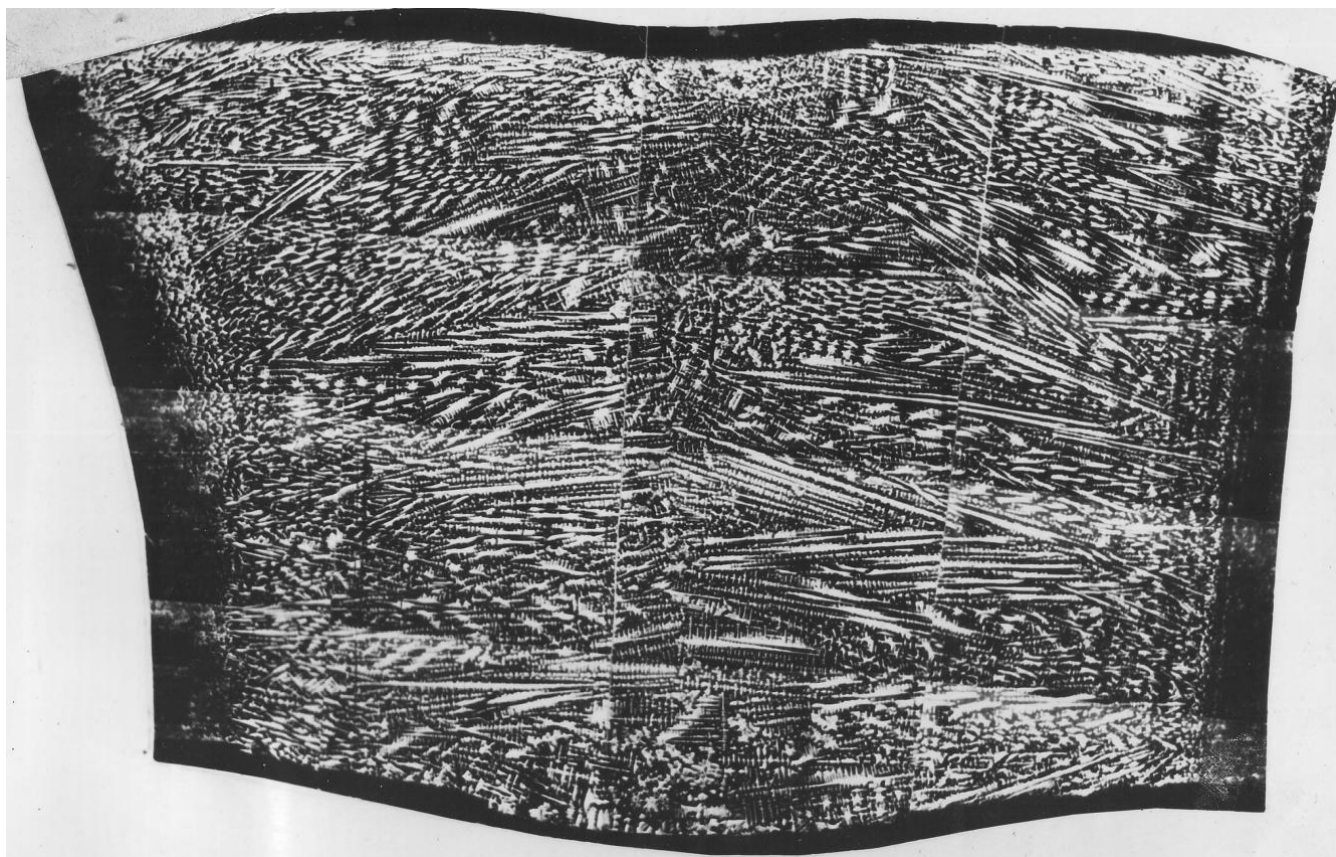


Рисунок 43 – Микроструктура шва $V_{св}=17\text{м/час}$, $\times 100$

6. Физическая модель перемещения активного пятна на детали при относительном движении электрода и детали

Причины изменения структуры и размера сварного шва в результате появления наплыва является отставание анодного пятна дуги от оси электрода. Это явление в технике было ранее известно в работах [32-34, 36-39].

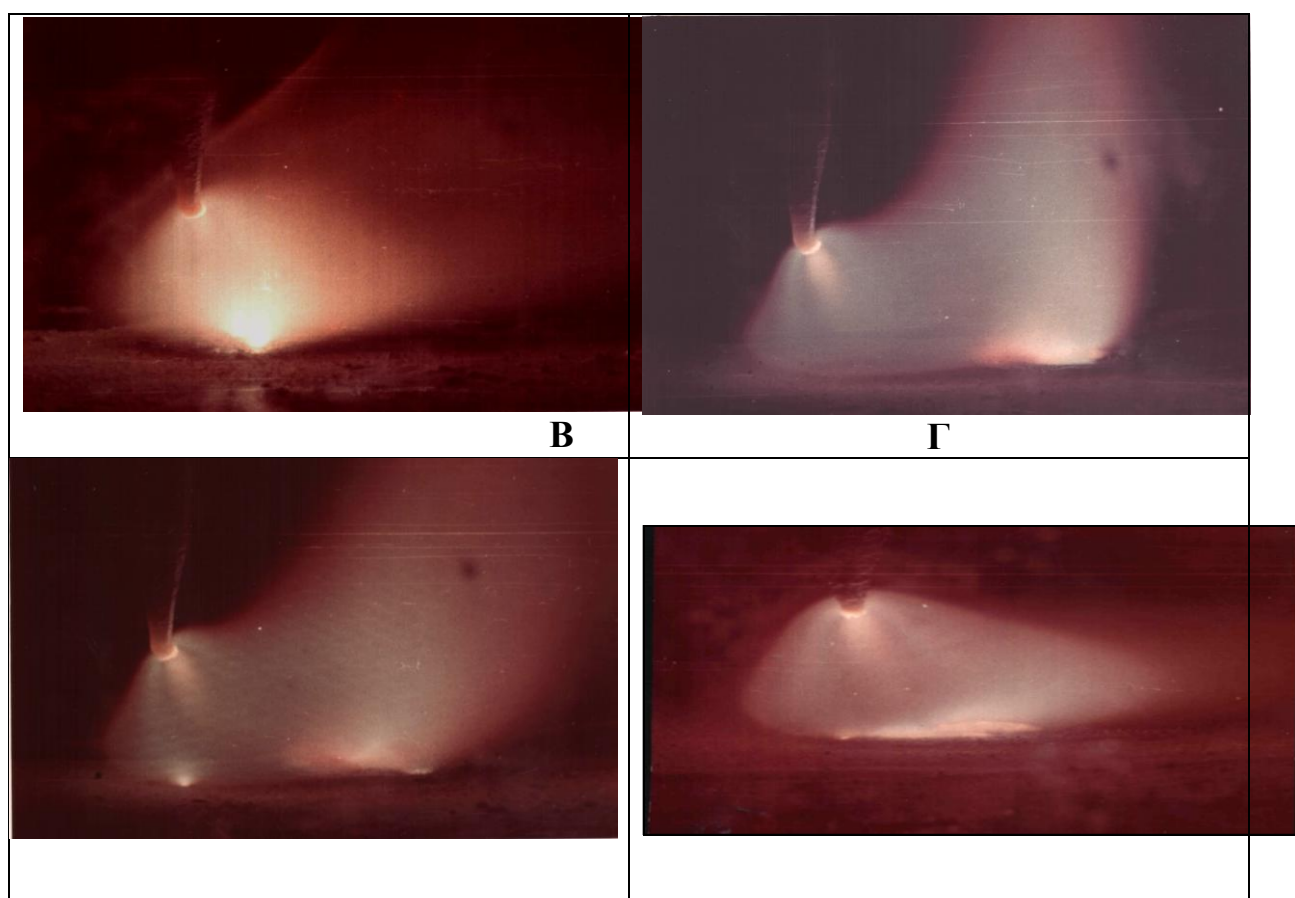


Рисунок 44 - Стадии отставания анодного пятна дуги от оси электрода при её движении. Флюс ФС – 300, сила сварочного тока 40 А, длина дуги 5 мм, скорость сварки 15 м/час

Кроме того известен способ сварки [35] детали с большой разницей толщин непрерывной дугой, при котором это отставание анодного пятна дуги используют для создания двух отдельных сварочных ванн, обеспечивающих в результате их последующего слияния образование качественного соединения деталей (рисунок 45).

Однако в нашем случае отставание анодного пятна дуги является следствием образования пленочного наплыва на поверхности сварного шва. Это, как уже было показано выше, ведет к изменению структуры и свойств сварного шва, что ухудшает эксплуатационные свойства высокопрочных сталей.

Очевидно, что в результате отставания дуги нарушаются температурные условия формирования сварного шва, что связано с различной длительностью формирования анодного пятна на различных участках стыка деталей. Образуется достаточно сложное температурное поле, которое фактически еще не изучено. Однако, попытки изучения температурного поля для этого случая предпринимались [37, 40].

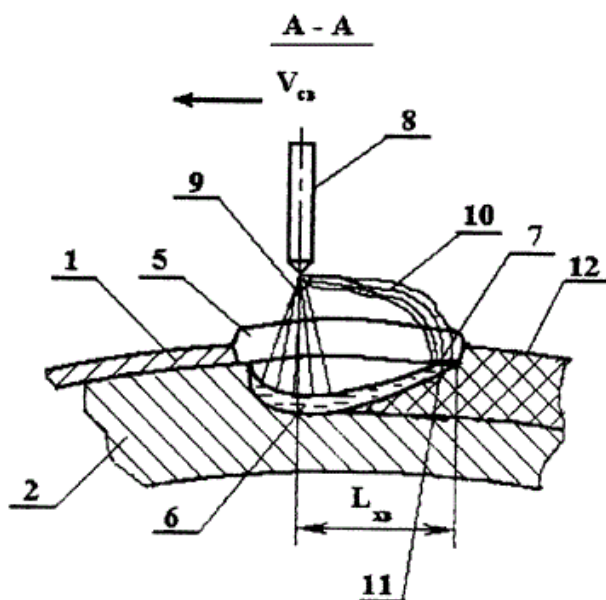


Рисунок 45 – Модель отставания дуги, где 1-тонкостенная деталь, 2-толстостенная деталь, 3-сварочная дуга, 4-отверстие, 5-галтели, 6-сварочная ванна, 7-отставание приэлектродного пятна, 8- ось электрода, 9-газодинамический поток, 10-столб дуги, 11-сварочная ванна, 12-сварной шов

6.1 Упрощающие допущения и физические условия, определяющие поведение анодного пятна на детали

Изложенные выше соображения позволяют утверждать: главным фактором, определяющим положение анодного пятна на детали, является то, что анодное пятно должно находиться на участке поверхности детали, с которого происходит испарение металла (область испарения). Исходя из этого и вводя определенные упрощающие допущения, можно сформулировать физические условия, регулирующие перемещения анодного пятна на детали при движении электрода [37, 40].

Примем следующие упрощающие допущения:

- Поток тепла, создаваемый дуговым током на поверхности детали, распределен равномерно по анодному пятну.
- Анодное пятно представляет собой круг радиуса r_a на поверхности детали.
- область испарения на поверхности детали ограничена изотермой с температурой T_i ;

При движении электрода относительно детали анодное пятно будет двигаться по поверхности детали и занимать определенное место таким образом, чтобы выполнялись следующие условия:

- 1) анодное пятно располагается на поверхности детали в области испарения;
- 2) анодное пятно движется вслед за электродом со скоростью, обеспечивающей выполнение условия 1);
- 3) если тепловой поток, связанный с дуговым током, недостаточный, чтобы реализовать условие 1) даже для неподвижного анодного пятна, радиус анодного пятна уменьшается (а сосредоточенность плотности дугового тока на поверхности детали и связанного с ним потока тепла увеличивается) настолько, чтобы условие 1) выполнялось;

4) центр анодного пятна лежит на оси стержневого электрода, если это не противоречит условию 1), в противном случае анодное пятно касается изнутри изотермы T_i в ее головной точке.

Расстояние от оси электрода до центра анодного пятна и есть величина отставания пятна – l_a . (Рисунок 46). Сделанные допущения и перечисленные условия позволяют прогнозировать характер перемещения активного пятна и предложить метод расчета l_a - величины его отставания

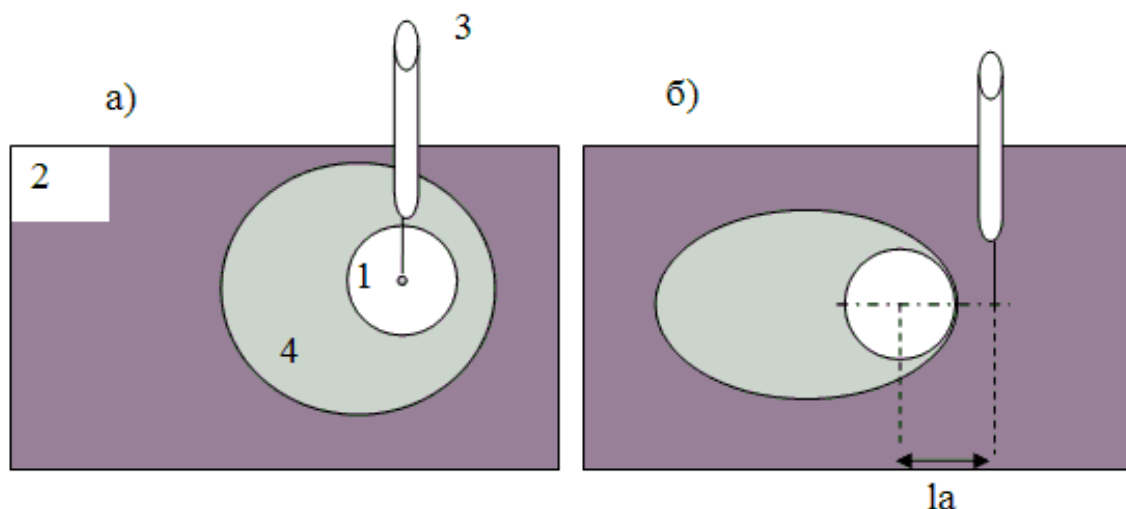


Рисунок 46 - Схема расположения анодного пятна, области испарения, оси электрода при малых (а) и средних (б) скоростях сварки

Таким образом, предположительная картина распределения температуры в сварном соединении и особенностей формирования сварного шва с поверхностными пленочными неметаллическими наплывами изучалась. Все предпосылки для построения модели температурного поля для расчета тепловых особенностей формирования наплыва и изменения структуры под этим наплывом известны. Кроме того, можно сделать предположение, что находящиеся на поверхности сварного шва наплыв увеличивает тепловое сопротивление и уменьшает теплоотдачу с этой поверхности. Величина этих изменений температурного поля и влияние их на формирование структуры сварного шва не изучалось. Это можно считать задачей последующей работы в этом направлении.

6.2 Метод расчета величины отставания анодного пятна

Пусть $T_g(x)$ - установившееся распределение температур по оси ОХ на поверхности детали от первого источника тепла (нагретого дугой газа) для заданной мощности q_g и скорости перемещения v , в системе координат с началом на оси электрода. $T_a(x)$ -аналогичное распределение температур от второго источника тепла (тепло выделяемое электрическим током в активном пятне) мощности q_a при скорости перемещения v , в системе координат с началом в центре активного пятна. На рисунке 47 показан характер изменения этих функций для случая, когда плотность теплового потока первого источника распределена по закону Гаусса, а второго источника равномерно в пределах круга радиуса r_a .

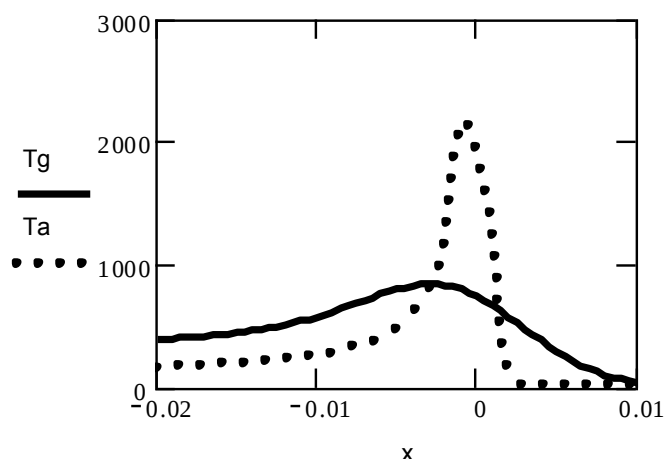


Рисунок 47 – Характер изменения плотности теплового потока вдоль оси шва при разделении дуги на два источника

Температуры T_g и T_a имеют максимумы T_{gmax} , T_{amax} позади центров соответствующих источников тепла. При воздействии на деталь двух источников их температуры сложатся, и результирующее распределение температур по оси ОХ будет описываться в системе координат первого источника функцией:

$$T(x) = T_g(x) + T_a(x+l),$$

где l – расстояние между центрами источников; $l > 0$, если второй источник находится позади первого.

Для того чтобы величина l_a не зависела от времени, температура T , создаваемая двумя источниками на расстоянии ra впереди центра активного пятна должна быть, согласно допущению 4), не менее T_i . Это возможно в двух случаях:

- если центр активного пятна находится на оси электрода, а само пятно полностью лежит в области, где температура выше T_i (рис. 1а), тогда $T_g(ra) + Ta(ra) \geq T_i$ и $l_a = 0$;
- если в системе координат, связанной с электродом, найдется точка x_0 , в которой $T_g(x_0) = T_i + Ta(ra)$, тогда для $l = ra - x_0$ температура на расстоянии ra впереди центра активного пятна равна T_i . Значение x_0 является корнем уравнения $T_g(x) = T_i - Ta(ra)$. Корень существует при условии, что $T_{gmax} \geq T_i - Ta(ra)$. Найдя x_0 , определим отставание активного пятна: $l_a = ra - x_0$.

Если же окажется, что $T_{gmax} + Ta(ra) < T_i$ и допущение 4) для стационарного случая не выполняется, то скорость движения активного пятна уменьшится до величины v_a , при которой $T_a(ra) = T_i$. При этом l_a станет расти со временем t со скоростью равной разности скоростей электрода v и активного пятна v_a : $l_a = (v - v_a) \cdot t$. Однако рост l_a не может быть неограниченным и когда l_a превысит определенное критическое значение, на детали возникнет новое активное пятно, расположенное ближе к электроду, чем старое, а старое исчезнет. В результате l_a уменьшится скачком, а затем снова станет увеличиваться, и этот процесс будет повторяться периодически.

6.3 Влияние скорости движения электрода V и мощности вводимой в деталь на характер перемещения активного пятна и величину его отставания.

Конкретные значения функций $T_g(x)$ и $T_a(x)$ зависят от скоростей и мощностей источников тепла их порождающих. Следовательно, поведение активного пятна на детали определяется скоростью движения электрода v , мощностью q_g , вводимой в деталь нагретым дугой газом и мощностью q_a , вводимой активным пятном. Рассмотрим влияние на поведение активного пятна скорости движения электрода v . Пусть для определенности $q_g \approx q_a$ и q_a таково, что при $v=0$ радиус области нагретой только этим источником тепла выше температуры T_i , больше радиуса активного пятна r_a . Будем наблюдать за установившимися температурными полями $T_g(x)$, $T_a(x)$, созданными источниками q_g , q_a в своих системах координат и установившимся суммарным температурным полем $T(x) = T_g(x) + T_a(x+l_a)$ в системе координат электрода. С увеличением v значения $T_g(x)$ и $T_a(x)$ уменьшаются для любого x ; уменьшаются и X -координаты точек максимумов функций $T_g(x)$, $T_a(x)$ и головной точки изотермы T_i суммарного температурного поля (т.е. максимумы и головная точка изотермы сдвигаются назад).

Пока $v \leq v_1$, где v_1 – скорость перемещения источников q_g и q_a , при которой $T_g(r_a) + T_a(r_a) = T_i$, центр активного пятна находится на оси электрода и $l_a=0$.

При $v > v_1$ имеем $T_g(r_a) + T_a(r_a) < T_i$, это означает, что если активное пятно останется соосным электроду, то оно частично выйдет из области температур выше T_i , где только и возможно его существование (допущение 4), и чтобы не покидать эту область центр активного пятна сместится назад на расстояние l_a от оси электрода. Для определения l_a найдем x_0 , при котором $T_g(x_0) + T_a(r_a) = T_i$, тогда $l_a = r_a - x_0$.

Так как функция $T_g(x)$ монотонно возрастает до T_{gmax} с уменьшением x ,

то при $T_{g\max} \geq T_i - T_a(r_a)$ найти x_0 можно всегда. Поскольку с увеличением v значения $T_g(x)$ и $T_a(x)$ уменьшаются, то большим v должны соответствовать меньшие x_0 и, следовательно, большие l_a . Таким образом, стационарное отставание активного пятна от оси электрода будет возрастающей функцией скорости электрода. Сказанное справедливо для $v \leq v_2$, где v_2 – скорость перемещения источников q_g и a_a , при которой $T_{g\max} + T_a(r_a) = T_i$.

При $v > v_2$ имеем $T_{g\max} + T_a(r_a) < T_i$, это означает, что для принятой скорости перемещения активного пятна - v суммарное температурное поле $T(x)$ не охватывает активное пятно областью с температурой выше T_i . Активное пятно не может больше следовать на стационарном расстоянии за осью электрода, скорость пятна уменьшается до величины v_a , при которой $T_a(r_a) = T_i$ и отставание l_a увеличивается во времени пропорционально разности $(v - v_a)$. Достигнув критического значения $l_{a\max}$, величина l_a уменьшается скачком до значения $l_{a\min}$ и снова растет во времени до $l_{a\max}$. Процесс периодически повторяется.

Таким образом, в зависимости от скорости электрода v поведение анодного пятна на детали различно:

- при $v < v_1$ анодное пятно движется за электродом, оставаясь соосным ему;
- при $v_1 < v < v_2$ анодное пятно движется позади электрода на фиксированном расстоянии l_a , которое увеличивается с ростом v ;
- при $v > v_2$ анодное пятно движется вслед за электродом скачками, в промежутках времени между скачками отставание пятна от оси электрода - l_a возрастает до $l_{a\max}$, а затем скачком уменьшается до $l_{a\min}$.

Аналогично должно меняться поведение анодного пятна на детали, если зафиксировать скорость электрода v и уменьшать мощности q_g и q_a . Описанный характер перемещения анодного пятна полностью согласуется с результатами наблюдений.

Заключение

1. Неметаллические поверхностные пленочные наплывы на сварных швах влияют на форму сварного шва, уменьшая его поперечное сечение и влияет на структуру металла шва под наплывом. Это может ухудшать механические свойства сварного соединения, поэтому наличие наплывов следует считать дефектом;

2. форма линии сплавления металла шва с основным металлом изучена не достаточно, слабо изучена связь уменьшения ширины шва в зоне наплыва с механическими свойствами соединения;

3. доказано, что наплывы могут возникать при всех способах дуговой сварки. При сварке в вакууме молибденовым катодом обнаружены периодически возникающие яркие точечные вспышки. Объяснения этому явлению не найдены;

4. доказано, что наплывы состоят из смеси оксидов легирующих компонентов стали, что объясняет их повышенную твердость и влияние их на сварочную дугу, вызывающее отставание анодного пятна дуги от оси электрода;

5. отставание анодного пятна дуги от оси электрода, его периодическая задержка на поверхности наплыва существенно влияют на температурное поле в зоне сварки. Методика математического моделирования температурного поля при образовании наплыва разработана, однако, систематического исследования его влияния на свойства соединения не проводилось;

6. нельзя считать достоверными известные результаты исследований влияния технологических параметров режима сварки на процесс образования наплывов.

Рекомендации

1. Исследования процесса образования наплывов необходимо продолжить в направлении разработки способов уменьшения и равномерного распределения наплывов по поверхности сварного шва или полного предупреждения их образования;

2. перспективными направлениями следует считать исследования возможностей обеспечения равномерного квазистационарного поля в зоне сварки и влияния параметров режима сварки на процесс образования наплывов.

Библиографический список

1. Пацкевич И.Р. Поверхностные явления в сварочных процессах / И.Р. Пацкевич, Г.Ф. Деев. – М.: Металлургия, 1974. – 121 с.
2. AIAA/ASME Structures, Structural Dynamics, and Materials Conference, California, 1968. - № 1-3.
3. Исследование причин образования поверхностных дефектов типа наплывов при аргонодуговой сварке высокопрочных и нержавеющей сталей [Текст]: Технический отчёт по НИР / РИСХМ; рук. Будник Н.М., Моисеенко В.П., исп. Федьчук Е.А. и др. – Ростов-на-Дону, 1972. – 94 с.
4. Моисеенко В.П. О поверхностных дефектах при аргонодуговой сварке высокопрочных сталей / В.П. Моисеенко и др. // Сварочное производство. - 1975. -№2. - С. 51-52.
5. ГОСТ Р ИСО 6520-1-2012 Сварка и родственные процессы. Классификация дефектов геометрии и сплошности в металлических материалах. Ч.1. - Сварка плавлением [текст]. – Введ.2014-01-01; М.: Изд. стандартов, 2012. – 35с. : ил..
6. Пащенко Н.И. Экономия металла при производстве и эксплуатации сварных конструкций / Н.И. Пащенко, Б.С. Касаткин, П.Ф. Харченко // Автоматическая сварка. – 1972. - №2. – С. 66-69.
7. Дроздовский Б.А. Влияние трещин на механические свойства конструкционных сталей / Б.А. Дроздовский, Я.Б. Фридман. – М.: Металлургиздат, 1969. – 260 с.
8. Технологические основы повышения конструктивной прочности сварных тонкостенных сосудов, работающих под статическим давлением: Диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук: Куркин С.А. – Москва, 1965.
9. Румянцев С.В. Влияние непроваров на работоспособность сварных соединений / С.В. Румянцев. - М.: ВИНТИ, 1967.
10. Рендолл П.Н. Теоретические основы инженерных расчетов / П.Н.

- Рендолл, Р.П. Фелгар. - серия Д. М. Мир. - 1964. - №4.
11. Одинг И.А. А. Н. СССР / И.А. Одинг, Ю.П. Либеров // Металлургия и топливо. - 1962. - №6.
 12. Евсеев П.П. Известие СССР / П.П. Евсеев, А.Ф. Филиппов // Металлы. - 1968. - №3.
 13. Макара А.М. Сварка высокопрочных сталей / А.М. Макара, К.А. Мосендз. – Киев : Техника, 1971.
 14. Ганелин Д.Н. Сварка новых высокопрочных металлов / Д.Н. Ганелин, С.П. Евсеев М.К. Болдов: Сборник статей. - Куйбышев, 1967.
 15. Симоник А.Г. Исследование сварки высокопрочной стали ВКС-1 импульсной дугой / А.Г. Симоник // А. П. - 1965. - №12.
 16. Симоник А.Г. Некоторые причины блуждания дуги и нестабильного проплавления при аргонодуговой сварке неплавящимся электродом / А.Г. Симоник, А.В. Петров // Сварочное производство. - 1968. - №10.
 17. Славин Г.А. Автоматическая сварка тонколистовой стали импульсной дугой в среде аргона / Г.А. Славин, А.В. Петров // Сварочное производство. - 1962. - №2.
 18. Ладыженский Б.Н. Выплавка стали в машиностроении / Б.Н. Ладыженский, В.П. Турков. - М. : Металлургиздат, 1968.
 19. Грузин В.Г. Температурный режим литья стали / В.Г. Грузин. - М.: Металлургиздат, 1962.
 20. Плотинский Л.Е. Устранение плен в стальных отливках / Л.Е. Плотинский. - М.: Передовой опыт, 1958.
 21. Ващенко К.И. Физическая химия поверхностных явлений при высоких температурах / К.И. Ващенко, В.И. Ларик. - М.: Машиностроение, 1965.
 22. Фиксен И.Б. Пороки стальных отливок и методы их устранения / И.Б. Фиксен. - Киев: Наукова думка, 1966.
 23. Сидлецкий О.Г. Влияние поверхностных свойств на процессы пленообразования хромистых сталей / О.Г. Сидлецкий. - М.: Сб. Физическая химия поверхностных явлений при высоких температурах.

24. Найдич Ю.В. Поверхностные явления в расплавах и возникающих в них твердых фазах / Ю.В. Найдич. - Нальчик: Сборник, 1965.
25. Багрянский К.И. Теория сварочных процессов / К.И. Багрянский, З.А. Добротина, К.К. Хренов. – Киев: Вища школа, 1976. – 424 с.
26. Лакедемонский, А.П. Литейные дефекты и способы их устранения / А.П. Лакедемонский и др. - М.: Машиностроение, 1972. — 152 с.
27. Мовчан Б.А. Микроскопическая неоднородность в литых сплавах / Б.А. Мовчан. – Киев: Наукова думка, 1962.
28. Червяков Н.И. Металлографическое определение неметаллических включений / Н.И. Червяков, С.А. Киселева, А.Г. Рыльникова. - 2-е изд., перераб. и доп. — Москва: Государственное научно-техническое издательство литературы по черной и цветной металлургии, 1962. - 124 с.
29. Крещановский Н.С. Модифицированные стали / Н.С. Крещановский, М.Ф. Сидоренко. – М.: Металлургия, 1970. – 296 с.
30. Лившиц Б.Г. Металловедение / Б.Г. Лившиц. - Учебник для вузов. — 3-е изд., перераб. и доп. — М.: Металлургия, 1990. — 236 с.
31. Моисеенко В.П. Поверхностные дефекты при сварке высокопрочных сталей и их роль в снижении прочностных характеристик соединений / В.П. Моисеенко, Е.И. Тихонова, В.А. Федьчук, Ю.В. Казаков. - Сб. Прогрессивные способы сварки в машиностроении. - Ташкент, 1973.
32. Казаков Ю.В. Отставание анодного пятна движущейся сварочной дуги / Ю.В. Казаков и др. // Сварочное производство. – 1986. - №10.
33. Koryagin K.B. Effect of activating fluxes on penetration in welding steels thicker than 8 mm / K.B. Koryagin, V.P. Potekhin, Y.V. Kazakov // Welding International, 1991. - Vol. 5, № 3. – Pp. 202-205.
34. Kazakov Y.V. The efficiency of activating fluxes in manual argon-arc welding / Y.V. Kazakov, K.B. Koryagin, S.G. Parshin // Welding International. – 2002, № 16 (11). – Pp. 886-889.
35. Казаков Ю.В., Корчагин П.В. Способ дуговой сварки деталей с большой разницей толщин. Патент РФ 2231431, от 07.02.2003г., МКИ

В23К9/16 (2000.01).

36. Осиба, Фумио. Расщепление дуги при электросварке / Фумио Осиба, Канъитиро симидзу, Томихити Сагара, Сидзуо Укито // Кокакуин дайгаку кэнкю хококу, 1965, №18. – С. 19-27.
37. Потехин В.П. Теплофизическое описание закономерностей движения анодного пятна на детали при сварке неплавящимся электродом / В.П. Потехин // Новое в технологии и оборудовании для сварки и пайки: сб. трудов. – Тольятти: ТГУ, 2007. – С. 97-104.
38. Столбов В.И. Исследование формы сварочной дуги / В.И. Столбов // Автоматическая сварка. - 1979. - №2. - С. 15-17.
39. Казаков Ю.В. Влияние активирующих флюсов на строение сварочной дуги, горящей в аргоне / Ю.В. Казаков и др. // Сварочное производство. - 1985. - №4. - С. 30-32.
40. Исследования тепловой модели сварочной дуги [Текст]: отчет о НИР / ТПИ; исполн. Потехин В.П. – Тольятти, 1993. – 25 с.