

На правах рукописи
УДК 621.791.72

Грезев Анатолий Николаевич

**РАЗРАБОТКА ФИЗИКО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ОСНОВ ЛАЗЕРНОЙ
СВАРКИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ МОЩНЫМИ СО₂-ЛАЗЕРАМИ**

05.03.06 – Технологии и машины сварочного производства

АВТОРЕФЕРАТ

**диссертации на соискание ученой степени
доктора технических наук**



Шатура-2006

100 экз.

Актуальность работы. Сфокусированное лазерное излучение обладает высокой плотностью мощности (до 10^{11} Вт/см²), что позволяет при сварке металлов вне вакуума получать сварные швы с глубоким проплавлением. Для защиты сварочной ванны от взаимодействия с воздухом необходимо применение защитных газов – Ar, He, CO₂, традиционно используемых в дуговых методах сварки. Это приводит к образованию плазмы, имеющей такие характеристики, как потенциал ионизации, температуру, скорость распространения для каждого газа, что создает разные условия для проникновения лазерного излучения через плазму. Плотность энергии и мощность лазерного излучения воздействуют на характеристики плазмы, и поиск оптимальных энергетических соотношений между лучом и плазмой является важной задачей, без решения которой лазерная сварка будет иметь ограниченные возможности.

В свою очередь, плазма и образующаяся сварочная каверна в ходе сварки взаимодействуют и оказывают влияние на лазерное излучение и процесс плавления металла. Образование парогазового канала и характер переноса жидкой фазы при сквозном проплавлении металла влияют на металлургические процессы в сварочной ванне, что представляет как научный, так и практический интерес.

Формирование сварного шва лазерных сварных соединений происходит в специфических условиях глубокого, так называемого «кинжального» проплавления металла. В связи с этим актуально изучение специфики кристаллизации швов лазерных сварных соединений и закономерности образования первичной и вторичной структуры в зависимости от химического состава стали и термического цикла охлаждения металла шва и зоны термического влияния (ЗТВ) на стадии кристаллизации и фазовых превращений.

Ожидаемые высокие скорости охлаждения металла шва могут сказаться на технологической прочности сварных соединений, а именно на стойкости сварных соединений к образованию трещин в процессе кристаллизации металла шва и вследствие фазовых превращений, возникновении неравновесных закалочных структур, изменении показателей стойкости сварных соединений к образованию холодных трещин.

Со структурой шва и зоной термического влияния неразрывно связаны свойства сварных соединений: прочностные – при статическом и циклическом нагружении образца, пластические – при ударном нагружении, изгибе, показатели твердости. При сварке нержавеющей сталей важнейшей задачей является анализ коррозионной стойкости сварных соединений, а сварка трубных сталей, используемых при строительстве газопроводов и нефтепроводов, требует дополнительного исследования специфических свойств – стойкости сварных соединений к водородному и сероводородному охрупчиванию.

Изучение вопросов, связанных с подготовкой свариваемого стыка, его влияния на процесс сварки и формирование шва, технологически необходи-

мо, особенно с практической точки зрения, определяющей области применения лазерной сварки.

Анализ дефектов, образующихся при лазерной сварке, причин их возникновения, нахождение способов предотвращения дефектов и методов контроля качества сварного шва является весьма важной задачей, без решения которой лазерная сварка не будет иметь широкого применения в промышленности.

Заключительный раздел разработки лазерной технологии – определение областей ее эффективного практического применения.

Цель работы. Разработка научных основ технологии лазерной сварки конструкционных сталей и определение наиболее эффективных направлений применения мощных CO_2 -лазеров.

Методы исследования. Для исследования плазмы использовались спектрограф, инфракрасные датчики, скоростная и цифровая кинокамеры, пульсационные характеристики плазмы регистрировались фотозлектрическим устройством ФЭУ – 112. При изучении сварочной каверны и механизма переноса жидкой фазы в сварочной ванне применялись стандартные и оригинальные методики и оборудование. Металлографические исследования структуры сварных соединений проводились с использованием оптических микроскопов и твердомеров. Технологическая прочность сварных соединений оценивалась по методикам МВТУ ЛТП1 и ЛТП2. Механические свойства определялись по ГОСТ 6996 – 66, ГОСТ 1497 – 84 тип 1,3 и 13.

Сварка выполнялась на лазерных установках мощностью от 1,5 до 12 кВт.

Научная новизна.

1. Лазерная сварка металлов может выполняться на мощности до нескольких десятков киловатт с защитой зоны плавления He, Ar, CO_2 без экранирования лазерного излучения посредством выбора оптимального режима – плотности мощности, скорости сварки и расхода защитного газа, что достигается:

а) при сварке сталей малых толщин на высоких скоростях (от 4 до 50 м/мин) – понижением температуры плазмы и отставанием ее активного фронта от сварочной каверны, что приводит к эффекту «просветления» плазмы для лазерного луча;

б) при лазерной сварке сталей больших толщин – образованием в сварочной каверне плазмы низкого давления и эффектом рефракции лазерного излучения в плазме; понижением на 1,5–2 порядка плотности лазерного излучения вследствие его равномерного распределения по высоте каверны; обязательным подавлением плазмы каверны увеличенным расходом защитного газа или специальной струей газа; обеспечением высокой скорости сварки, приводящей к отставанию плазмы от сварочной каверны.

2. Стабильность процесса сварки обеспечивается равномерным распределением плотности энергии по всей высоте сварочной каверны и удержанием каверны от схлопывания плазменным потоком внутри нее, а также центробежными силами, возникающими вследствие термокапиллярного движения жидкого металла под действием поверхностных электромагнитных сил, вызванных колебаниями температуры сварочной каверны при оттоке перегретой жидкой массы металла по спирали в заднюю часть сварочной ванны.

3. При лазерной сварке сталей наблюдается существенно более высокая сопротивляемость сварных соединений образованию кристаллизационных трещин по сравнению с дуговыми способами сварки, что объясняется:

а) характером кристаллизации лазерных сварных швов, начинающейся поступательно в средней по высоте шва зоне, затем в нижней и, в заключение, в верхней части, что способствует снижению темпа деформации металла в ТИХ;

б) высокой степенью дисперсности первичной структуры, ее прерывистым характером в сопоставлении с дуговой сваркой;

в) значительной разориентировкой схем кристаллизации в различных участках сварного шва, менее выраженной внутрикристаллической неоднородностью;

г) снижением содержания вредных примесей в металле шва, прежде всего, серы, и ее испарения в процессе лазерной сварки.

4. Высокая сопротивляемость лазерных сварных соединений образованию холодных трещин на легированных сталях объясняется образованием в металле шва измельченной аустенитной структуры и, как следствие, более измельченной вторичной структуры – с различным соотношением мартенсита и бейнита с очень тонкими (до 2,5 мкм), часто прерывистыми прожилками феррита.

Практическая ценность работы.

1. Установлены принципиальные возможности лазерной сварки с использованием CO₂-лазеров с непрерывным излучением с высоким уровнем мощности и определены условия, позволяющие выполнять сварку с защитой сварочной ванны He, Ar, CO₂ без образования плазменного пробоя и экранирования лазерного излучения плазмой.

2. Установлены закономерности образования сварочной каверны и переноса жидкой фазы в сварочной ванне при лазерной сварке. Объяснен механизм кристаллизации сварного шва при сквозном проплавлении металла, который обеспечивает высокие показатели технологической прочности и механических свойств сварных соединений. Даны рекомендации по назначению режимов лазерной сварки, обеспечивающих качественное формирование сварного шва как при сварке без присадочной проволоки, так и с присадочной проволокой.

3. Проведенный цикл исследований позволил отработать технологию лазерной сварки нержавеющей и газонефтепроводных труб, синхронизатора

шестерни коробки передач и обеспечить высокие эксплуатационные свойства. При лазерной сварке сталей прочность сварных соединений равна прочности основного металла и разрушение, как правило, происходит по основному металлу, что объясняется:

а) на сталях, подвергнутых закалке с отпуском, – явлением контактного упрочнения мягкой прослойки в ЗТВ;

б) на неупрочненных сталях – отсутствием в ЗТВ участка крупного зерна с пониженной твердостью, как это наблюдается при дуговых способах сварки, где происходит локализация растягивающих напряжений и разрушения.

При лазерной сварке легированных сталей наблюдаются также высокие показатели пластических свойств сварных соединений: ударной вязкости, угла загиба и уровня вязкости в широком диапазоне температур $+20^{\circ}\text{C} \dots -40^{\circ}\text{C}$, что объясняется образованием измельченной вторичной структуры.

Выполнен полный объем работ по проектированию, изготовлению лазерного технологического оборудования и организована поставка оборудования на предприятия под конкретные технологические задачи.

Внедрение лазерной сварки нержавеющей труб способствовало увеличению производительности сварки более чем в 10 раз при эксплуатационных показателях сварного соединения, не уступающих основному металлу. Сварка синхронизатора шестерни коробки передач автомобиля ВАЗ позволила перейти на новые конструктивные решения коробки передач, снизить ее вес и размеры.

Апробация работы. Диссертационная работа, ее основные разделы и результаты исследований докладывались и обсуждались на международных и региональных конференциях в городах Москве, Екатеринбурге, Челябинске, Таганроге и др., на научных семинарах ИПЛИТ РАН, МГТУ им. Н.Э. Баумана, АО Газпром, ОАО Стройтрансгаз, АО Трубной металлургической компании и др.

Публикации. По теме диссертации опубликовано более 50 работ, основные из которых приведены в списке литературы.

Объем работы. Диссертация состоит из введения, девяти глав, общих выводов по работе и приложения. Основной текст диссертации изложен на 383 страницах. Кроме этого, в работу включены 183 иллюстрации, 33 таблицы и список литературы из 227 наименований.

Основное содержание работы.

Во **Введении** обоснована актуальность темы диссертации, сформулированы цель и основные научные положения, выносимые на защиту.

В **первой главе** представлен анализ результатов исследований различных авторов по физике взаимодействия лазерного излучения с материалом и плазмой при лазерной сварке CO_2 -лазерами, которые выполнены для условий

неполного проплавления. Большой вклад в изучение физики взаимодействия лазерного излучения с плазмой, с практическими рекомендациями, внесен работами В.А. Лопоты, А. Matsunawa и др.

Однако при исследовании сварки сталей большой толщины мощными лазерами авторы стремились увеличить интенсивность лазерного излучения, что приводило к поверхностному кипению и разбрызгиванию жидкого металла, а также плазменному пробою. На основании этого было сделано заключение, что сварка металла больших толщин CO_2 -лазерами невозможна и для этих целей предпочтительно использование импульсных лазеров, которые обеспечивают высокий уровень энергии и интенсивность в очень короткий интервал времени, не вызывая испарения с разбрызгиванием металла и плазменного пробоа.

В работах В.В. Марущенко описаны эксперименты, в которых потоком газа плазма направлялась в сварочную каверну, и ее энергию использовали для увеличения глубины проплавления металла, что удалось выполнить с формированием очень ограниченных участков сварного шва; в остальной части шва воздействие луча и направленной плазмы имело вид лазерной резки металла.

Самым распространенным при сварке сталей CO_2 -лазерами методом, позволившим снизить отрицательное влияние плазмы, был сдув ее специальной струей газа, что несколько увеличило глубину проплавления металла, но не решило вопросов, препятствующих использованию лазеров большой мощности в сварке. Также не были объяснены процессы, которые способствовали повышению эффективности сварки со сдувом плазмы.

С другой стороны, практические работы показывают, что лазерная сварка сталей толщиной от 10 до 50 мм успешно выполняется на CO_2 -лазерах мощностью от 10 до 70 кВт в различных газовых средах – He, Ar, CO_2 .

При лазерной сварке в средах He, Ar, CO_2 образуется плазма, которая существует как внутри каверны, так и над поверхностью свариваемого металла.

Из работ В.А. Данилова, И.В. Немчинова следует, что плазма может иметь следующие режимы поддержания и распространения:

1 – режим светодетонационной волны (СДВ), возникающий при $I = 100 \times 10^6 - 10^8 \text{ Вт/см}^2$; скорость распространения плазменного фронта $V = 5 - 10 \text{ км/с}$; непрозрачна для излучения;

2 – режим звуковой радиационной волны (ДРВ), возникающий при $I = (1 - 30) \times 10^6 \text{ Вт/см}^2$; скорость распространения плазменного фронта $V = 1 - 4 \text{ км/с}$; температура достигает 3–4 эВ, (1 эВ = 11600 °C); прозрачность зависит от давления;

3 – стационарный режим светового горения (СГ), возникающий при $I = (0,1 - 10) \times 10^6 \text{ Вт/см}^2$; скорость распространения плазменного фронта $V = 1 - 100 \text{ м/с}$; $T_{\text{пл}} = 17000 \text{ К}$; прозрачна для луча.

Приповерхностная плазма не обладает стабильностью в течение процесса сварки. Как видно из рис. 1, приповерхностная плазма (эрозионный фа-

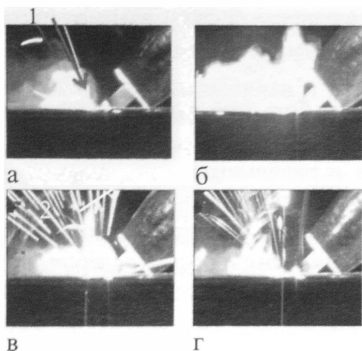


Рис. 1. Поведение эрозионного факела при лазерной сварке углеродистой стали: $P = 5$ кВт; $V_{св} = 2$ м/мин. Защита He – 17 л/мин; 1 – приповерхностная плазма; 2 – плазма каверны; а, г – плазма каверны не закрыта; б, в – плазма каверны закрыта

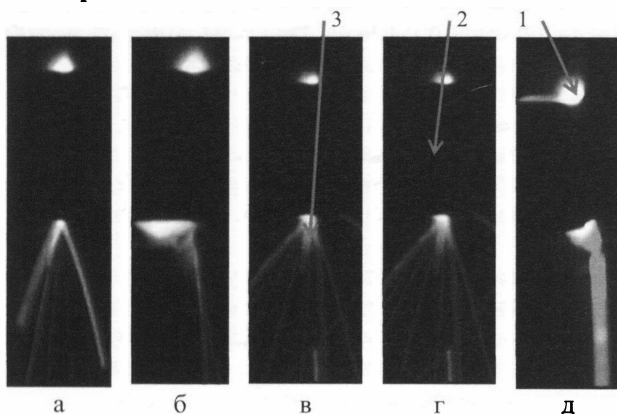


Рис. 2. Плазма каверны в разные интервалы времени при сварке стали X18N10T толщиной 8 мм, $P \approx 12$ кВт, $V_{св} = 2,5$ м/мин, $f = 800$ мм, среда He, 17 л/мин.

1 – плазма каверны со стороны подвода лазерного излучения; 2 – свариваемый образец; 3 – плазма каверны со стороны корня шва.

а–д – общее время регистрации плазмы – 200 мс, с шагом 40 мс.

кел) непрерывно меняет свое положение относительно места входа луча в сварочную каверну, т. е. периодически ее закрывает и открывает. При этом она не экранирует лазерное излучение в период закрытия, что подтверждается стабильностью формирования сварного шва в течение всего процесса сварки. Определяющее воздействие на лазерное излучение при сварке металла больших толщин оказывают следующие части плазмы каверны: возвышающаяся над поверхностью свариваемого металла, проникающая внутрь каверны и выступающая с обратной ее стороны (рис. 2). В проведенном эксперименте при повышении мощности излучения с 2 до 12 кВт интенсивность излучения растет и выше значения 6×10^6 Вт/см² приводит, по данным А.А. Бакеева, И.А. Буфетова, к активизации испарения металла в каверне, что повышает давление в ней до нескольких атмосфер и снижает по-

роговую интенсивность пробоя образовавшейся парогазовой среды.

Создаются условия для роста концентрации электронов в плазме каверны не только за счет газовой среды, но и электронов из паров металла. Происходит расширение плазмы навстречу лучу и увеличение яркостной температуры. По данным А.А. Offenberger, М.С. Foulер, это вызывает повышение величины коэффициента поглощения μ плазмой ла-

зерного излучения и увеличение угла θ отклонения лучей из-за рефракции.

Численные выражения μ и θ для длины волны 10,6 мкм составляют:

$$\mu \cdot [\text{см}^{-1}] = 1,8 \cdot 10^{-35} \cdot n_e^2 [\text{см}^{-3}] \cdot T_e^{-3/2} [\text{эВ}], \quad (1)$$

$$\theta = 5 \cdot 10^{-20} \int_s (\partial n_e / \partial r) [\text{см}^{-4}] ds, \quad (2)$$

где n_e – плотность электронов, см^{-3} , T_e – электронная температура плазмы. В (2) интегрирование ведется по трассе луча, а $(\partial n_e / \partial r)$ есть проекция градиента n_e на нормаль к траектории луча. Активизированные процессы поглощения плазмой лазерного излучения в каверне приводят к снижению глубины проплавления металла, а с дальнейшим ростом интенсивности излучения – к прекращению процесса сварки. Далее энергия из пространства, уже занятого плазмой, передается невозмущенному газу в направлении, встречном лазерному излучению, и ее скорость V_0 , внутренняя энергия ϵ_1 и давление P_1 определяются, исходя из расчета распространения светодетонационной волны, которая наблюдается в диапазоне плотности мощности 10^7 – 10^8 Вт/см² и составляет, по данным Ю.П. Райзера:

$$v_0 = [2(\gamma^2 - 1)]^{1/3} \left(\frac{I}{\rho_0} \right)^{2/3}, \quad (3)$$

$$\epsilon_1 = \frac{\gamma}{(\gamma^2 - 1)(\gamma + 1)} \quad v_0 = \frac{\gamma}{\gamma + 1} \left(\frac{4}{\gamma^2 - 1} \right)^{1/3} \left(\frac{I}{\rho_0} \right)^{2/3}, \quad (4)$$

$$P_1 = \frac{1}{\gamma + 1} \rho_0 V_0^2 - \frac{[2(\gamma^2 - 1)]^{2/3}}{\gamma + 1} \rho_0^{1/3} I^{2/3}, \quad (5)$$

где ρ_0 – плотность газа, γ – показатель адиабаты.

При данных условиях происходит активное поглощение лазерного излучения плазмой и над поверхностью металла наблюдается ярко светящаяся плазма, имеющая разную форму в зависимости от газовой среды – шара в среде Ag, вытянутая вдоль луча в среде He и CO₂.

Проведенные расчеты и экспериментальные данные показывают, что для излучения CO₂-лазера при сварке в среде Ag порог поддержания СГ режима составляет $\sim (0,1-1,0) \times 10^6$ Вт/см². Режим СГ представляет большой практический интерес, поскольку именно в этом режиме наиболее эффективно выполняется лазерная сварка.

Усредненные по времени экспериментально полученные значения температуры плазмы по относительной интенсивности слабореабсорбированных линий атомов железа изменяются от 16000 до 22000 К. Скорость волны СГ при интенсивностях выше пороговых определяется соотношением, предложенным Ю.П. Райзером:

$$V = \frac{\alpha}{\rho_0 C_p} \left(\frac{I_0 \mu}{\theta_0} \right)^{1/2}, \quad (6)$$

где C_p – теплоемкость при постоянном давлении, ρ_0 – плотность невозмущенного газа, I_0 – интенсивность излучения,

Расчеты по определению V (6) дают значения от 1 до 29 м/с. Распространение плазмы при сварке происходит в направлении, встречном лазерному излучению. В связи с тем, что лазерный пучок после фокусирующего объектива сходится, интенсивность лазерного излучения на фронте плазмы уменьшается и, соответственно, снижается также температура плазмы. Так как существует некая минимальная величина температуры T_0 , при которой еще может существовать плазма с достаточной концентрацией заряженных частиц, то при понижении температуры до значений $T < T_0$ движение фронта плазмы прекращается. При этом чем больше угол схождения лазерного излучения, тем быстрее величина T на фронте плазмы достигает величины T_0 .

Исходя из вышеизложенного, можно заключить, что движение фронта плазмы в направлении, перпендикулярном ходу излучения, невозможно, так как величина T становится меньше величины T_0 сразу после выхода из зоны действия луча.

Таким образом, для обеспечения эффективной сварки необходимо использовать режим СГ, для чего следует обеспечить относительно стабильную плотность мощности $\sim (0,1-1,0) \times 10^6$ Вт/см², т. е. с ростом толщины свариваемого металла необходимо увеличивать мощность лазерного излучения P , геометрический диаметр пятна излучения d_x и фокусное расстояние F рассчитывать по формулам:

$$I = \frac{4P}{\pi d_x^2}, \quad (7)$$

$$d_x = \theta \cdot F, \quad (8)$$

$$F = 2/\theta \sqrt{\frac{P}{\pi \cdot I}}, \quad (9)$$

где θ – полный угол расходимости.

С увеличением мощности излучения при постоянном фокусном расстоянии $F=300$ мм происходит рост интенсивности излучения. При достижении уровня мощности 3,7–4 кВт и 7,5–8,0 кВт (в среде Ag и He соответственно) наблюдается плазменный пробой, который сопровождается переходом от режима СГ (рис. 3,а) в режим ДРВ (рис. 3,б). В режиме СГ наблюдаемые скорости движения плазменного фронта составляют от 1 до 100 м/с, в режиме ДРВ – от 1 до 4 км/с. Прозрачность плазмы с ростом интенсивности излучения снижается и достигает нескольких десятков процентов. Дальнейший рост интенсивности излучения свыше 10 МВт/см² приводит к СДВ режиму (рис. 3,в), у которых скорость распространения фронта лежит в пределах от 5 до 20 км/с и описывается зависимостью (3). Плазма в режиме СДВ, как правило, малопрозрачна (при интенсивности $> 30 \times 10^6$ Вт/см²) или непрозрачна (10^8 Вт/см²) для лазерного излучения.

В случае сварки в среде Ag переход в режим ДРВ происходит, когда интенсивность излучения начинает превышать значение $\sim (1-2)$ МВт/см². При

переходе в режим ДРВ активизируются два фактора: поглощение лазерного излучения плазмой и его рефракция в плазме.

При сварке металлов большой толщины ($>1,0$ мм) плазма сварочной каверны начинает оказывать самостоятельное влияние на процесс взаимодействия с лазерным излучением. Внешне плазма сварочной каверны в разные моменты времени имеет вид, представленный на рис. 2. Экспериментальное изучение плазмы, выступающей из каверны при сварке в среде He, показывает, что при интенсивности подведенного излучения $(2-5) \times 10^6$ Вт/см² плазма нестационарна, тем не менее процесс сварки протекает стабильно, с формированием качественного сварного шва.

Установлены наиболее характерные частоты пульсации светимости плазмы каверны – 1, 2, 5, 20, 65, 125 и 200 кГц с амплитудой до 50% относительно поверхности каверны.

Нестабильность мощности лазерного излучения имела место на частотах $f_L = 4, 8, 30, 125$ кГц с амплитудой $\sim 5\%$. Температура плазмы при сварке в среде He в приосевых зонах достигает 12000–14000 К, в среде Ag – 16000–22000 К, а в периферийных зонах – ~ 7500 К.

Следует отметить и такой немаловажный фактор, что максимальные температуры в приосевых зонах наблюдаются на удалении ~ 10 мм от сварочной каверны.

В то же время температура плазмы каверны, замеренная на расстоянии

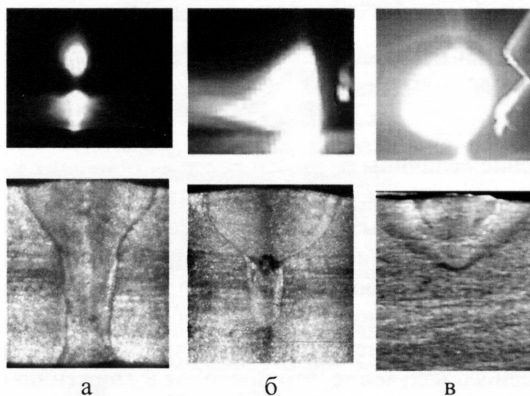


Рис. 3. Характер распространения плазменного фронта и эффективность проплавления металла в среде Ag в зависимости от мощности излучения: а – 3 кВт, режим СГ; б – 4 кВт, режим ДРВ; в – 6 кВт, режим СДВ.

1 мм над поверхностью металла, ниже и не превышает для He – 11000 К, для Ag – 15000 К. Распределение концентрации электронов n_e по высоте плазмы в периферийных зонах ($r > 0,25$ мм) при $I = 2 \times 10^6$ Вт/см², $V_{св} = 5$ м/мин соответствует уменьшению величины n_e с высотой.

Максимальные значения $n_e = 3 \times 10^{16}$ см⁻³ при сварке в Ag наблюдаются в плазме каверны на уровне среза верхней плоскости образца. При удалении на расстояние 6 мм величина $n_e = 5 \times 10^{15}$ см⁻³. При сварке в He при тех же параметрах величина n_e равна

9×10^{16} см⁻³ и 8×10^{15} см⁻³ соответственно. Время установления термодинамического равновесия плазмы τ в сопоставлении с временем Δt установления квазистационарного состояния плазменного факела очень мало. Стационарное состояние плазменного факела сохраняется в течение времени $\Delta t \sim 10^{-5}$ с.

Время релаксации к локальному термодинамическому равновесию плазмы с температурой $kT \sim 1$ эВ и концентрации электронов $n_e = 10^{16} \text{ см}^{-3}$ составляет $\tau \sim 10^{-7} - 10^{-8}$ с, т. е. $\tau/\Delta t = 10^{-2} - 10^{-3}$.

Полученные нами экспериментальные данные свидетельствуют, что плазма каверны неустойчива во времени и неоднородна в пространстве по электронной плотности n_e , температуре T . Это приводит к рефракции лазерного излучения. По расчетам А.И. Юдина, траектории лучей в разные интервалы времени и при разной плотности n_e меняются (рис. 4).

На рефракционные процессы при сварке CO_2 -лазером также оказывают влияние непрерывные изменения диаметра сварочной каверны с частотой 3–4 Гц при $V_{\text{св}} = 2$ м/мин, что влечет за собой изменение величин n_e и T плазмы.

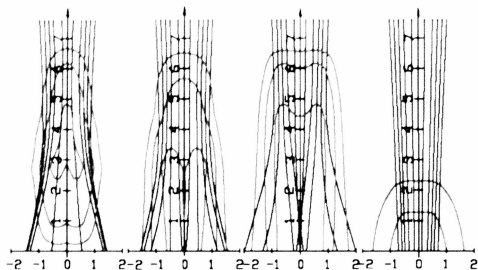


Рис. 4. Расчетные траектории лучей при прохождении лазерного излучения через плазму в интервалы времени (в мкс): 0,88, 1,32, 1,98, 3,74; n_e электронная плотность.

металла.

В то же время уменьшение величины n_e на оси каверны приводит к отклонению траектории лучей к оси каверны, т. е. происходит фокусировка лазерного излучения. В свою очередь, это вызывает рост интенсивности лазерного излучения и, как следствие, увеличение n_e и T по центральной зоне сварочной каверны, что ведет к выравниванию электронной плотности по сечению каверны, и, соответственно, траектории лучей выпрямляются. Как только n_e по центральной зоне каверны достигнет определенного максимума, происходит расфокусировка лазерного излучения, что приводит к снижению интенсивности по центральной зоне каверны и ее росту в периферийных зонах каверны и росту n_e на периферии и началу отклонения траектории лучей в центральную зону каверны. Данный механизм взаимодействия лазерного излучения с плазмой каверны при изменении ее диаметра носит автоколебательный характер и подобен воздействию на металл лазерной сварки импульсными лазерами.

Изучение А.А. Бакеевым, И.А. Буфетовым плазмы в узком капилляре показывает происходящие процессы рефракции и свидетельствует о существовании низких уровней давления в капилляре при интенсивностях излучения $0,2 - 6,0 \times 10^6 \text{ Вт/см}^2$, которое находится в диапазоне 0,01–0,1 атм. При дан-

ном давлении в капилляре за плазменным фронтом образуется волна разряжения, т. е. возникает поток плазмы по направлению к доньшку капилляра. Подобное явление наблюдается и при лазерной сварке со сквозным проплавлением металла, где образуется поток плазмы из основания сварочной каверны. Скорость потока плазмы может достигать 7,5 км/с.

Принципиальным вопросом является поведение лазерного излучения в сварочной каверне. По данным Ф.В. Лебедева и др., вследствие рефракции лазерного излучения в плазме его интенсивность в каверне может снижаться в 6–8 раз. Это уменьшает вероятность плазменного пробоя внутри каверны.

Эксперименты показывают, что даже расфокусированные за счет рефракции лучи на входе в каверну после отражения от стенок каверны при выходе из ее основания снова становятся сфокусированными.

Стенки сварочной каверны обладают достаточно большой отражательной способностью. При этих условиях формируется «кинжальное» проплавление с обеспечением уширения с усилением сварного шва в верхней его части. По высоте сварного шва наблюдается почти параллельное проплавление боковых кромок, что свидетельствует о равномерном поглощении излучения, а также равномерном распределении лазерной энергии по высоте сварочной каверны. Распределение мощности лазерного излучения по высоте сварочной каверны определяется:

$$E_k = \frac{P}{2\pi R h}, \quad (10)$$

где E_k – средняя плотность мощности на единицу площади стенки каверны, Вт/мм²; P – подведенная мощность лазерного излучения, Вт; R – радиус каверны, мм; h – высота каверны, мм.

Проведенные расчеты позволили установить снижение E_k с увеличением свариваемой толщины металла.

Экспериментально установлено, что на энергетические характеристики плазмы можно воздействовать. По данным В.Ю. Баранова и др., при контакте плазмы с окружающим ее холодным газом происходит активная передача энергии посредством:

- резкого повышения давления при пробое, что порождает ударную волну в окружающий газ при СДВ режиме, а газ за ударной волной, как известно, нагревается;
- излучения в широком спектральном диапазоне (ДРВ режим);
- теплопроводности при выравненном давлении между плазмой и окружающим газом (СГ режим).

На возвышающуюся над металлом плазму при лазерной сварке воздействуют с целью повышения эффективности сварки. Наиболее распространенным методом, нашедшим применение в настоящее время, является поток газа (He, CO₂, N₂), направленный поперек плазмы. Японская компания при лазерной сварке труб на мощности 25 кВт в среде Ar с расходом 20 л/мин использует для подавления плазмы поток He со скоростью 100 л/мин.

Это дает возможность, минуя режим СДВ и ДРВ, работать в СГ режиме, так как He наиболее активно обеспечивает эффективный отвод энергии от плазмы (понижение температуры плазмы), предотвращая ее переход в более высокое энергетическое состояние.

Численное решение системы нестационарных двухмерных газодинамических уравнений непрерывности, движения и баланса энергии позволило установить, что температура плазмы каверны находится в обратно пропорциональной зависимости от скорости потока гелия, направленного поперек плазмы каверны.

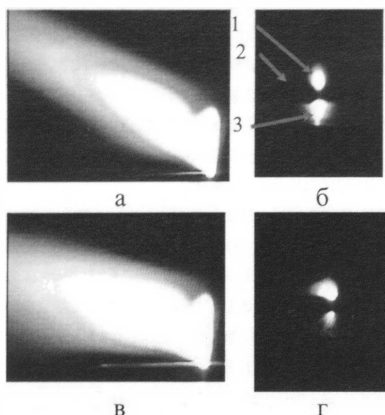


Рис. 5. Влияние расхода защитного газа и скорости сварки на плазмообразование и проплавление стали 08Х18Н10Т толщиной 2 мм, $P = 3$ кВт: а – $V_{св} = 2$ м/мин, расход Ar 17 л/мин; в – $V_{св} = 3$ м/мин, расход Ar 17 л/мин; б – $V_{св} = 2$ м/мин, расход Ar 30 л/мин; г – $V_{св} = 3$ м/мин, расход Ar 30 л/мин; 1 – плазма со стороны подвода лазерного излучения; 2 – свариваемый образец; 3 – плазма со стороны корня шва.

Экспериментально доказано, что иногда достаточно увеличить расход защитного газа (в данном случае Ar) с 17 до 30 л/мин (рис. 5). Это позволяет плазме перейти из режима ДРВ в СГ только за счет понижения ее энергетических характеристик, т. е. переход от ДРВ к СГ требует, чтобы теплопроводный перенос тепла стал эффективнее лучистого.

В ходе экспериментов при сварке металлов толщиной ≤ 1 мм установлено, что на процесс плазмообразования влияние оказывает также величина $V_{св}$. Так, в частности, при увеличении $V_{св}$ от 5 до 25 м/мин при мощностях излучения от 2,0 до 5,0 кВт, с использованием линзы из KCl с фокусным расстоянием $f=300$ мм, в среде Ar наблюдается качественное формирование сварного шва. Однако при $V_{св} \approx 27 - 30$ м/мин процесс сварки становится неустойчивым, что выражается в прерывистом характере плазмы.

Это вызвано снижением температуры плазмы $T \leq T_0$. Увеличение интенсивности лазерного излучения приводит к повышению температуры плазмы при одновременном обеспечении условия $T > T_0$. Стабильность процесса проплавления при данной интенсивности сохраняется до значений $V_{св} \leq 35$ м/мин, а при дальнейшем росте величины $V_{св}$ снова наступает условие, когда температура плазмы опускается ниже минимального значения $T \leq T_0$, и т.д.

Высокая скорость сварки снижает энергетические параметры плазмы, размер плазмы уменьшается, и плазма становится прозрачной для излучения. Также наблюдается некоторое отставание плазменного факела от места про-

никновения лазерного излучения в металл, что уменьшает экранирующее воздействие плазмы (рис. 5, г).

Формирование парогазового канала при лазерной сварке с неполным проплавлением материала и перенос жидкого металла из каверны в сварочную ванну подробно изучены в работах В.А. Лопоты, D. Schuoker; рассмотрены два механизма – за счет давления паров расплава и термокапиллярный.

В данном разделе представлены экспериментальные исследования по формированию сварочной каверны и переносу металла из каверны в сварочную ванну при лазерной сварке со сквозным проплавлением металла.

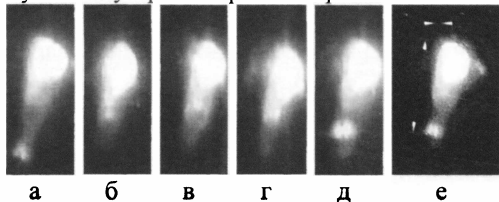


Рис. 6. Механизм переноса расплавленного металла из зоны каверны в сварочную ванну при лазерной сварке.

Установлена начальная скорость выброса металла из каверны. При $V_{св} = 1$ м/мин она достигает 30 мм/с, при $V_{св} = 1,5$ м/мин – ~ 45 мм/с, а иногда превышает это значение. С удалением от сварочной каверны скорость жидкости замедляется до нуля.

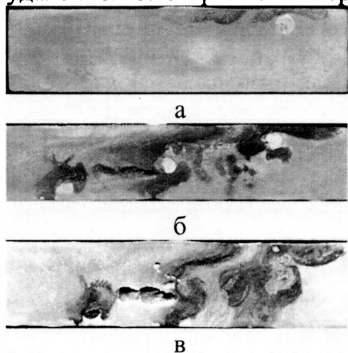


Рис. 7. Характер движения расплава медной вставки в различных участках в продольном сечении сварного шва: а – на расстоянии 0,9 мм от оси шва; б – на расстоянии 0,6 мм от оси шва; в – по оси шва.

Этого связано с торможением жидкого металла силами поверхностного натяжения, которые растут по мере охлаждения металла. Скорость движения жидкого металла в каверне превышает скорость жидкости в металлической ванне, и как только скорость металла в каверне и масса жидкого металла достигнут критического значения, происходит выброс металлической жидкости в сварочную ванну.

Толщина жидкой прослойки перед выбросом металла в сварочную ванну равна 0,75–0,82 мм, после выброса – 0,43–0,57 мм.

Между активными выбросами жидкости наблюдается и ее отток из каверны в сварочную ванну с меньшей скоростью.

Для получения информации о поведении расплава металла по высоте каверны использовались зачеканенные медные стержни. После сварки из каждого исследуемого участка сварного шва подготавливался шлиф из расчета попадания плоскости реза: 1 – на продольную ось медной вставки поперек сварного

шва; 2 – на поперечную ось медной вставки вдоль сварного шва; 3 – на продольную ось медной вставки в плоскости сварного шва. На рис. 7. представлены результаты эксперимента по второму варианту.

При образовании лазерной каверны металл в зоне воздействия луча находится в основном в двух состояниях – жидком и парообразном. Доля жидкой фазы составляет не менее 98 %. Температура расплавленного металла в прилегающих участках каверны не является константой по высоте каверны. В нижней части каверны, где интенсивность лазерного излучения ниже в сопоставлении с верхней, температура жидкого металла незначительно превышает температуру кипения меди (2360 °C).

Температура металла в средней и верхней зонах по толщине свариваемого образца может приближаться к 2500 °C, но не превышать температуру кипения железа (3050 °C), так как признаков испарения Fe и легирующих элементов с более низкой $T_{\text{кип.}}$, например Mn, не обнаружено.

Не столь существенные изменения температуры жидкого металла по высоте сварочной каверны связаны с процессами рефракции лазерного излучения, происходящими не только в поперечном сечении верхней части каверны, но и по всей высоте каверны, а также переотражением излучения от стенок каверны, на которых поглощается суммарно, примерно одинаковое количество энергии, ~75–85 %. Это же количество энергии идет на плавление металла в сварочной каверне.

В экспериментах установлено, что движение меди при расплавлении независимо от положения медной вставки имеет направленность вверх по высоте каверны, вперед по направлению сварки, а также в направлении формирования сварного шва. Проникновение меди в расплав наблюдается в сторону формируемого шва и в направлении сварки на расстояние до 6 мм. Образование сварочной каверны и ее сохранение в процессе лазерной сварки при отсутствии активного испарения металла и давления в каверне, превышающего 1 атм, может иметь место за счет двух факторов: воздействия потока плазмы в сварочной каверне и поверхностных электромагнитных волн (ПЭВ), которые, по данным Л.Д. Ландау, А.А. Ковалева и др., на поверхности расплава образуют поверхностные периодические структуры (ППС), т. е. рельеф. ППС образуются по следующим механизмам: сублимационному, испарительному и термокапиллярному. Сублимационный механизм может реализовываться при интенсивности излучения $>10^8$ МВт/см², испарительный – при $>10^7$ Вт/см² и термокапиллярный – при $<10 \times 10^6$ Вт/см². Неоднородный нагрев, вызванный движением луча и дифракцией излучения, на гребнях рельефа приводит к еще большему искажению поверхности. Из теоретических работ Б.П. Рысева следует, что скорость профиля поверхности в координатном пространстве каверны при движущемся луче имеет вид:

$$\partial z_q(x, t) / \partial t = F \tilde{A}^* \varepsilon_{k_1+q}(x, t) E_{k_1}^* \cdot (x, t), \quad (11)$$

где Z определяет координаты движущегося профиля во времени t и точке x по высоте каверны, $E_k = E_0$. Электрическое поле E_0 определяется:

$$E_0(R, t) = [E^s e_s(k) + E^p e_p(k)] \exp[i(kR - \omega t)], \quad [12]$$

Здесь падающая волна разложена на s - и p -составляющие E^s и E^p , R – трехмерный радиус вектор, k – волновой вектор, A – функция, зависящая от угла α_p – вектор между k_i и p .

E_0 усиливает нелинейные стадии развития ППС, что обеспечивает многообразие нелинейных режимов эволюции рельефа. Существенно влияют на эволюцию рельефа эффекты, связанные с перераспределением ПЭВ на сформировавшихся ППС. Они имеют квадратичную зависимость тепловыделения от амплитуды поля ПЭВ и проявляются, по данным П.С. Кондратенко и др., наиболее заметно при активационных нелинейностях. При эволюции профиля нагреваемой поверхности присутствует активационная экспонента $\exp(U/T)$, где U – энергия активации, T – температура поверхности. Совместное воздействие электродинамических и активационных нелинейностей вызывает рост вторичных гармоник на базе максимальных первичных структур. Это влечет за собой увеличение на несколько порядков электромагнитного поля на границе металл – плазма. Вторичные гармоники под действием лазерного излучения снова проходят цикл воздействия электродинамических и активационных нелинейностей. Эволюция ППС продолжается до достижения критических параметров массы жидкого металла. Как показывают эксперименты, это приводит к уменьшению диаметра сварочной каверны за 300 мс с 1,36 до 0,64 мм; за это же время увеличивается плотность лазерного излучения, растет давление в сварочной каверне, ПЭВ достигают своего максимума, и как только происходит выброс жидкого металла в сварочную ванну, цикл нарастания гармоник ППС повторяется.

Рефракционные процессы лазерного излучения вызывают изменение интенсивности в поперечном и продольном направлении каверны, что дополнительно оказывает влияние на образование ППС и изменение вектора направленности движения образующих структур под действием изменяющих направление ПЭВ.

Перегретый жидкий металл движется вокруг каверны не только в ее верхней части, но и по всей глубине сварочной каверны. Причем образование ППС и скорость движения жидкого металла вокруг каверны находятся в зависимости от температуры. Температура жидкого металла и ППС изменяется по высоте сварочной каверны, а также по мере удаленности от оси каверны. Вследствие этого более нагретые слои жидкости имеют более высокую скорость в сопоставлении с менее нагретыми участками жидкого металла, а это должно создавать эффект так называемого «прилипания» и условия для перемещения металла по высоте сварочной каверны от меньших скоростей к более высоким. Температуры, капиллярные силы и ППС распределены неравномерно, и силы тяжести в данном случае имеют меньшие величины в со-

поставлении с капиллярными силами. При сложении векторов скоростей проникновения жидкого металла получаем, что жидкий металл может по спирали подниматься вверх, что подтверждает перенос расплавленной меди из средней части шва в верхнюю (рис. 7).

Продвижение меди в направлении сварки происходит также вследствие процессов вращения жидкой фазы вокруг сварочной каверны и переноса части расплава с примесями меди в последующие участки свариваемого металла.

Из результатов эксперимента следует, что сварочная каверна образуется и поддерживается в процессе лазерной сварки преимущественно за счет центробежных сил жидкого металла, вызванных ПЭВ. При этом в процессе сварки изменяется диаметр сварочной каверны, т. е. когда температура, скорость вращения жидкого металла вокруг каверны и масса жидкой фазы приближаются к критическим значениям, осевые размеры каверны становятся минимальными. В этот момент происходит выброс перегретой и избыточной жидкой фазы в сварочную ванну, диаметр каверны изменяется от 0,64 до 1,36 мм. По-видимому, размеры каверны меняются по всей ее высоте волнообразно.

Давление в сварочной каверне меняется синхронно с выбросом жидкой фазы и достигает максимального значения при минимальном диаметре каверны. При увеличении диаметра каверны давление в ней падает, что приводит к активному проникновению защитного газа в каверну, как установлено в работах В.Г. Федорова, А. Matsunawa.

Представленные механизмы образования ПЭВ и ППС и, соответственно, образование сварочной каверны и перенос металла в сварочную ванну, по мнению Ю.Н. Орлова, П.С. Кондратенко, к сожалению, не имеют достаточной экспериментальной базы, которая бы позволила в теоретических работах определить количественные величины ПЭВ и ППС, векторы их направленности.

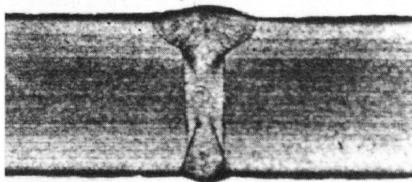
Во *второй* главе изучены характер кристаллизации лазерных сварных соединений и микроструктура шва и ЗТВ. При лазерной сварке сталей на всех исследуемых режимах проплавление носит кинжальный характер. Запись термоциклов в различных участках сварочной ванны указывает на неравномерное распределение теплоты по ее объему, что выражается в градиенте температур по высоте и поперечному сечению сварочной ванны и различным времени пребывания t_c жидкого металла при температурах $T_{\max}$ выше температуры плавления $T_{\text{пл}}$.

Наиболее высокая температура наблюдается в чашеобразной верхней части шва ($T_{\max} \geq 1870$) °С, время пребывания сварочной ванны в этой зоне $t_c = 2-3$ с при $T_{\max} > T_{\text{пл}}$. В средней части шва $T_{\max} = 1530-1750$ °С, $t_c = 1,8-2,2$ с; в корневой части шва $T_{\max} = 1450-1540$ °С, $t_c = 2,1-2,5$ с. Неравномерность по значениям $T_{\max}$ и t_c приводит к образованию в сварочной ванне кинжальной формы проплавления, уширения в корневой части, и особенно в верхней час-

ти шва. Сварной шов по характеру кристаллизации можно разделить на три части: чашеобразную верхнюю, центральную и корневую (рис. 8).

Характер формирования шва зависит в основном от двух факторов – подвода теплоты и условий теплоотвода.

Условия теплоотвода в центральной зоне шва отличаются от условий теплоотвода в верхней чашеобразной и корневой частях шва. В последних теплоотвод происходит посредством теплопередачи в основной металл и конвективных потоков при взаимодействии с окружающей газовой защитой шва – гелием, аргоном и т. д. Теплоотвод конвективными потоками осуществляется менее интенсивно в сопоставлении с теплопередачей в тело металла.



Таким образом, кристаллизация в процессе сварки происходит поступательно из центральной по высоте части шва, где теплоотвод вследствие теплопередачи происходит более интенсивно. Центрами кристаллизации служат оплавленные поверхности зерен основного металла. Затем фронт кристаллизации движется к центру шва (к осевой части). При этом наблюдается изгиб осей кристаллов по направлению сварки, а в зонах, примыкающих к корневой и верхней частям шва, фронт кристаллизации смещается в указанные зоны, о чем свидетельствует направленность кристаллитов. Схема кристаллизации в данном случае больше соответствует плоской.

Рис. 8. Характер кристаллизации лазерного сварного шва: сталь 08X18H10T, $V_{св}=10$ м/мин, $P = 3$ кВт.

В корневой части шва направление роста кристаллитов отклоняется в сторону корня шва. Кристаллиты в шве имеют столбчатый характер, за исключением кристаллитов в центральной зоне шва. Продольные оси и боковые грани кристаллитов в целом ориентированы в тех же направлениях, что и элементы первичного роста, хотя полного совпадения не наблюдается, особенно у боковых граней.

Верхняя часть шва является активной зоной подвода теплоты. В данной зоне количество подведенной энергии максимально. Зона характеризуется прерывистым, более длительным процессом кристаллизации металла в сопоставлении с центральной зоной. Схема кристаллизации чашеобразной верхней части шва больше соответствует объемной, т. е. оси кристаллитов изогнуты в объеме ванны. Кристаллиты начинают свой рост как бы на подложке из кристаллитов центральной части шва и прорастают по оси шва снизу вверх. С боковой поверхности рост кристаллитов начинается от твердого нерасплавленного металла перпендикулярно к поверхности теплоотвода с дальнейшим изгибом кристаллита в направлении жидкой ванны.

В общем случае исследование швов, выполненных лазерной сваркой, позволяет указать на существенно более прерывистый характер кристаллизации металла, чем при дуговых способах сварки. Можно говорить об опреде-

ленной «хаотичности» процесса кристаллизации. Об этом свидетельствуют различные формы сечения кристаллитов, встречающиеся на одном поперечном разрезе шва: а) вытянутые дендриты, произрастающие от боковой стенки сварочной ванны практически до середины шва и встречающиеся в центр шва под углом 40–50° к вертикали; б) такие же дендриты, растущие от протиwположных боковых стенок сварочной ванны параллельно поверхности стали навстречу друг другу (под углом 180°); в) отдельные ячейки небольших размеров овальной формы с большей осью, вытянутой практически параллельно поверхности стали, представляющие собой поперечное сечение дендритов, растущих от задней стенки сварочной ванны; г) смешанные дендрито-ячеенстые образования, свидетельствующие о существенно изменяющемся направлении роста одних и тех же кристаллитов; д) мелко дифференцированные равноосные ячейки центральных кристаллитов.

Столь широкое многообразие различных форм сечения кристаллитов говорит об объемном характере первичной кристаллизации швов, выполняемых лазерной сваркой в достаточно большом диапазоне скорости сварки (от 0,5 до 20,0 м/мин).

Микроструктура металла шва на сталях перлитного класса состоит из тонко дифференцированной мартенситно-бейнитной смеси и выделений ферритной составляющей в виде прожилок шириной в основном 2,0–2,5 мкм и единичных прослоек, образуемых цепочками очень мелких зерен феррита. Ширина отдельных кристаллитов составляет 13,0–19,5 мкм. Структура металла ЗТВ неоднородна по периметру шва. Так, зона крупного зерна в верхней части шва характеризуется мелкодисперсной мартенситно-бейнитной структурой с величиной зерна в пределах 7–9 баллов. Зона крупного зерна у корня шва имеет более четкую игольчатость мартенситно-бейнитной структуры. В зоне мелкого зерна преобладает мартенситно-бейнитная структура более мелким зерном.

В *третьей главе* представлены результаты исследований по технологической прочности сварных соединений в процессе кристаллизации металла шва в температурном интервале хрупкости (ТИХ).

В литературе практически отсутствуют сведения по вопросам технологической прочности сварных соединений при лазерной сварке. Исследования по горячим трещинам, проведенные при дуговых способах сварки, ограничены применяемыми скоростями сварки и не позволяют даже приблизительно оценить технологическую прочность при лазерной сварке. Из работ В.И. Дятлова, Б.Ф. Якушина и др. известно, что при дуговой сварке увеличение скорости, как правило, приводит к резкому понижению сопротивляемости сварных соединений образованию горячих трещин. В связи с этим определение технологической прочности в температурном интервале хрупкости при лазерной сварке является актуальной задачей.

Для определения сопротивляемости металла шва образованию горячих трещин, согласно работам Н.Н. Прохорова, Б.Ф. Якушина, использовался

критический темп деформации, т. е. отношение $\frac{V_{кр}}{W_{тх}} = \alpha_{кр}$. Для перехода к

критическому темпу деформации измерялась, кроме критической скорости изгиба образца $V_{кр}$ (см. рис. 9), скорость охлаждения металла шва в ТИХ – $W_{тх}$ (рис. 10). Установлено, что при лазерной сварке на скоростях от 0,6 до 3,3 м/мин не происходит снижение сопротивляемости металла шва образованию горячих трещин (рис. 11). При этом сопротивляемость образованию горячих трещин на скорости 0,6 м/мин несколько выше, чем при аргонодуговой сварке.

Стойкость сварных соединений из сталей 12Х2Н4А и Ст.35 против образования горячих трещин, определяемая на круговой пробе размером (80×80×3) мм по длине трещины при лазерной сварке, выше, чем при аргонодуговой, причем с увеличением скорости лазерной сварки стойкость повышается (рис. 12).

Высокая сопротивляемость металла шва образованию горячих трещин, а также малая чувствительность сопротивляемости к изменению скорости лазерной сварки объясняются характером формирования структуры, т. е. схемой и типом кристаллизации металла шва. Измельчение первичной структуры металла шва с увеличением скорости лазерной сварки явилось одной из

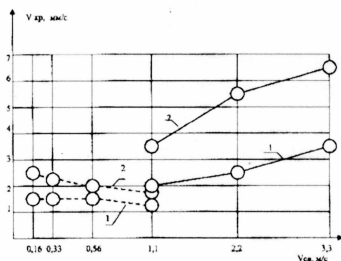


Рис. 9. Влияние способов и режимов сварки на критическую скорость изгиба образцов ($V_{кр}$): ---- – аргонодуговая сварка; — — — — лазерная сварка; 1 – 12Х2Н4А; 2 – 18ХГТ.

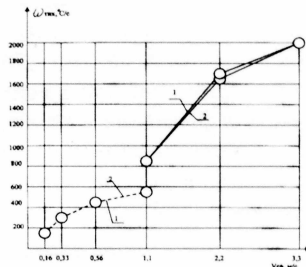


Рис. 10. Влияние способов и режимов сварки на скорость охлаждения металла шва в ТИХ ($W_{тх}$): ---- – аргонодуговая сварка; — — — — лазерная сварка; 1 – 18ХГТ; 2 – 12Х2Н4А.

причин повышения стойкости сварных соединений против образования горячих трещин. При лазерной сварке сталей толщиной более 5 мм наблюдаются автоколебательные процессы в сварочной каверне с относительно большими частотами и парциальный выброс жидкой фазы в сварочную ванну. Это дополнительно обеспечивает разную направленность роста первичной структуры в различных участках сварного шва.

На сопротивляемость горячим трещинам оказывают влияние величина и место приложения растягивающих сил на металл, находящийся в твердо-

жидком состоянии в момент его наиболее низкой стойкости против образования горячих трещин. Такие условия по характеру кристаллизации возникают

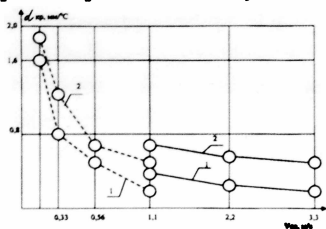


Рис. 11. Влияние способов и режимов сварки на критический темп деформации: ($\alpha_{кр}$)----- – аргонодуговая сварка; — – лазерная сварка; 1 – 12Х2Н4А; 2 – 18ХГТ.

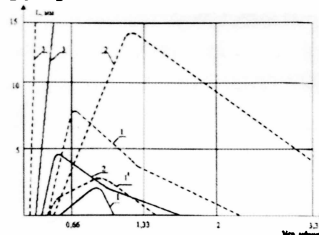


Рис. 12. Влияние способов и режимов сварки на суммарную длину трещин в шве (L): 1 – лазерная сварка (защита – гелий); 1' – лазерная сварка (защита – CO_2); 2 – электроннолучевая сварка; 3 – аргонодуговая сварка; — – 12Х2Н4А; ---- – Ст.35.

первоначально в центральной части шва, где, по данным Н.Н. Прохорова, Г.А. Смирнова-Аляева, наблюдаются более низкие значения растягивающих сил, а значит, и более низкий темп деформаций. Закристаллизовавшаяся центральная часть создает условия для снижения растягивающих сил при кристаллизации нижней и верхней частей шва и, следовательно, для уменьшения темпа деформации в этих зонах.

Установленное металлофизическими исследованиями существенное снижение в металле лазерного шва содержания серы приводит к повышению стойкости сварных соединений против образования горячих трещин.

В *четвертой главе* изучена сопротивляемость сварных соединений образованию холодных трещин при лазерной сварке. При лазерной сварке скорости охлаждения шва и околошовной зоны в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита намного выше, чем при дуговых способах сварки (рис. 13). Однако, как показывают проведенные исследования, при лазерной сварке сопротивляемость сварных соединений образованию холодных трещин на закаливающихся сталях 12Х2Н4А, 18ХГТ и Ст.35 оказалась неодинаковой. Так, при лазерной сварке на легированных сталях 12Х2Н4А и 18ХГТ при условии максимально возможных нагрузок по методике ЛТП2-5 до 1400 МПа в течение 20 ч холодных трещин в сварном соединении не наблюдается. Лазерная сварка стали Ст.35 и ее сочетаний со сталью Ст.10 приводит к образованию холодных трещин в сварном соединении (рис. 14).

Разная сопротивляемость легированных сталей перлитного класса 12Х2Н4А, 18ХГТ и углеродистой стали Ст.35 образованию холодных трещин при сопоставляемых способах сварки является следствием различия структур

сварных соединений в процессе образования аустенитных зерен и $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения.

При лазерной сварке легированных сталей дисперсность аустенитной структуры в 4 – 6 раз выше в сопоставлении с дуговой сваркой.

Измельчения аустенитной структуры при лазерной сварке стали Ст.35 не происходит, что объясняется, согласно работам Г.В. Курдюмова, Л.С Лившица и др., высоким содержанием углерода, способствующим росту зерна, и отсутствием легирующих элементов, которые бы, наоборот, сдерживали его рост. Резкое ужесточение термического цикла при лазерной сварке в сравне-

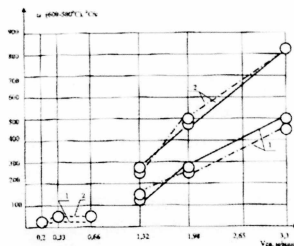


Рис. 13. Влияние способа и скорости сварки на скорость охлаждения металла шва в интервале температур (600–500 °С).
 ---- – аргонодуговая сварка;
 - - - - электроннолучевая сварка;
 ——— – лазерная сварка.

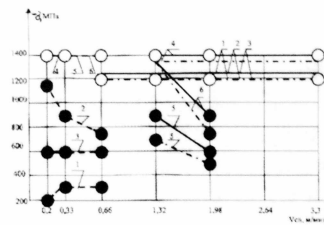


Рис. 14. Влияние способа и скорости сварки на показатель сопротивляемости холодным трещинам (σ).
 1 – 12Х2Н4А; 2 – 18ХГТ; 3 – 12Х2Н4А + 18ХГТ; 4 – Ст.10, 5 – Ст.35, 6 – Ст.35 + Ст.10. ---- – аргонодуговая сварка; - - - - электроннолучевая сварка; ——— – лазерная сварка.

нии с аргонодуговой оказывает разное влияние на $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение в сталях 12Х2Н4А и Ст.35, а следовательно, на изменение структуры и микротвердости металла.

Сталь 12Х2Н4А имеет мартенситно-бейнитную структуру в шве и околошовной зоне при термических циклах аргонодуговой сварки, с преобладанием мартенситной составляющей. Переход на лазер-

ную сварку приводит в шве и околошовной зоне к измельчению аустенитной структуры и при мартенситном превращении – к образованию измельченного, менее напряженного мартенсита. Особенно высокая дисперсность структуры наблюдается на скорости 5,5 м/мин. Из работ Э.Л. Макарова, В.Г. Федорова и др. известно, что такая структура обладает повышенной сопротивляемостью образованию холодных трещин.

Иное влияние оказывает высокая жесткость термического цикла лазерной сварки на структуру металла шва и околошовной зоны стали Ст.35. Лазерная сварка на скорости 2,0 м/мин изменяет структуру металла в шве и околошовной зоне: структура становится мартенситной, характерной для углеродистой стали. Повышение скорости сварки до 3,3 м/мин не вызывает заметного измельчения мартенситной структуры.

Полученный структурный анализ подтверждается результатами замеров микротвердости и термокинетическими диаграммами. Распределение микротвердости $H_{\mu 50}$ поперек оси шва в стали 12Х2Н4А показало, что при аргонодуговой сварке средняя микротвердость в шве и околошовной зоне составляет 450 $H_{\mu 50}$. При лазерной и электроннолучевой сварке микротвердость шва повышается до 500 $H_{\mu 50}$.

Микротвердость металла шва и околошовной зоны при лазерной сварке стали Ст.35 в два раза выше, чем при аргонодуговой, и достигает 600–75 $H_{\mu 50}$. Такую микротвердость имеет структура мартенсита, что также подтверждается структурным анализом.

Таким образом, при лазерной сварке стали 12Х2Н4А микротвердость шва и околошовной зоны несущественно отличается от микротвердости этих зон при аргонодуговой сварке. Однако образующиеся при всех способах сварки закалочные структуры обладают при лучевых способах сварки повышенной дисперсностью, а следовательно, и высокой пластичностью. При лазерной сварке стали Ст.35 в шве и околошовной зоне образуется структура крупноигльчатого мартенсита с высокой микротвердостью, что резко снижает пластичность этих зон по сравнению с аргонодуговой сваркой.

В пятой главе рассматриваются результаты исследования механических свойств сварных соединений, которые являются неотъемлемой частью обрабатываемой технологии сварки.

При испытании сварных соединений на статическое растяжение определяется временное сопротивление наиболее слабого участка. Следует отметить, что образцы из термоупрочненных сталей 12Х2Н4А, 18ХГТ и нетермоупрочненных сталей Ст.35, 17Г1СУ, 10Г2БТ, 09Г2СФ, Х65, сваренные лазерным лучом, оказались равнопрочными основному металлу. Разрушение образцов из термоупрочненных сталей при всех способах сварки происходило по зоне разупрочнения, а сварные соединения, выполненные из нетермоупрочненных сталей, разрушались по основному металлу вне зоны термического влияния. Полученные результаты показали, что высокая прочность лазерных сварных соединений из термоупрочненных сталей объясняется несколькими причинами, в том числе, согласно работам О.А. Бахши, Р.З. Шерина и др., эффектом так называемого контактного упрочнения «мягкой прослойки», что было подтверждено экспериментально.

При аргонодуговой сварке стали 12Х2Н4А ударная вязкость шва, линии сплавления и зоны закалки оказалась ниже a_K основного металла. Лучевые способы сварки этой же стали при более жестком термическом цикле обеспечивают достаточно высокую ударную вязкость тех же участков сварного соединения, превышающую этот показатель для основного металла.

Уровень ударной вязкости металла шва при лазерной сварке стали 10Г2БТ, 17Г1СУ близок к аналогичным показателям качества швов при дуговом способе сварки. Полученные значения работы разрушения (A) образцов в зависимости от температуры испытаний дают достаточно высокие значения

даже при температуре испытания минус (70–75)°С. Снижение А начинает наблюдаться при температуре ~ (минус 50)°С.

Полученные результаты по ударной вязкости косвенно совпадают с данными работ М. Бенеса, И. Слупа и др. и объясняются тем, что высокие значения a_K металла шва ЗТВ обусловлены измельчением структуры сварного соединения, процессами металлургической очистки и дегазации переплавленного металла.

В главе представлены результаты оценки пластических свойств сварных соединений – угла загиба, относительного удлинения и сужения образца при статическом растяжении.

Результаты испытания сварных соединений при циклических нагрузках показали усталостную прочность, равную прочности основного металла.

При исследовании трещиностойкости (вязкости разрушения) лазерных сварных соединений стали 10Г2БТ, выполненных по ГОСТ 25.506-85, было показано, что стадия зарождения вязкой трещины составляет 0,25 мм, а температура перехода от вязких разрушений к квазихрупким – минус 41°С.

В *шестой главе* приводятся результаты испытаний на коррозионную стойкость и коррозионные разрушения лазерных сварных соединений сталей 08Х18Н10Т и 17Г2СУ, широко применяемых в производстве труб для химической, нефтяной, газовой промышленности. Одним из основных видов оценки служебных свойств сварных соединений из этих сталей является их испытание на межкристаллитную коррозию и растрескивание под напряжением.

Предварительно проводились исследования химического состава сварных соединений.

Расчет концентрации элементов в образце проводился по методу ZAF, определяющему отношение интенсивности характеристического излучения i – элемента в образце к интенсивности этого же элемента в эталоне.

В качестве эталона для нержавеющей стали использовался стандартный образец состава: 16,3% Cr; 9,16% Ni; 0,17% Cu; 0,95% Mn; 2,33% Si; 2,6% V.

Для количественной оценки распределения легирующих добавок по высоте шва проводилась статистическая оценка неоднородности по данным рентгеновского микроанализа.

Оценка гомогенности изучалась в каждой области по 12 точкам с достоверной вероятностью 95%.

Для выявления структуры швов стали 17Г2СУ, а также проведения рентгеновского анализа образцы предварительно полировались, а затем травились в 1% растворе азотной кислоты в этиловом спирте.

Для изучения влияния лазерной сварки, а также условий газовой защиты шва на химический состав шва проводился локальный рентгеноспектральный анализ в верхней, средней и нижней частях шва.

Для образцов, не склонных к межкристаллитной коррозии, $\frac{Q_p}{Q_o} = 1$.

Для образцов, имеющих различную склонность к межкристаллитной коррозии, $\frac{Q_n}{Q_0} < 1$, где Q_n и Q_0 – площади под поляризационными кривыми в прямом и обратном направлениях изменения потенциалов.

Равномерная коррозия образцов в 0,1 М растворе серной кислоты определялась по величине плотности тока коррозии. Ток равномерной коррозии определялся из суммарных поляризационных кривых, построенных в координатах

$$\eta = lq i_{\text{кор}}, \quad (13)$$

где $i_{\text{кор}}$ – ток коррозии; $\eta = \varphi_k - \varphi_{\text{ст(н+)}}$, φ_k и $\varphi_{\text{ст(н+)}}$ – соответственно потенциал коррозии и потенциал стандартного водородного электрода.

Испытание проводилось в 66% растворе хлористого цинка при кипении.

Склонность сварных соединений к межкристаллитной коррозии оценивалась по времени появления первых трещин. Проведены электрохимические испытания на межкристаллитную коррозию образцов, полученных как аргонодуговой, так и лазерной сваркой при всех скоростях сварки и способах газовой защиты швов.

Для сравнения испытывались и исходные стали 08X18H10T и 17Г2СУ.

В результате показано, что для всех исследованных образцов $\frac{Q_n}{Q_0} = 1$; это свидетельствует об отсутствии механизмов, способствующих развитию межкристаллитной коррозии, а именно об отсутствии в межзеренном пространстве карбидов хрома.

Установлено, что плотность тока равномерной коррозии несколько больше для образцов, полученных лазерной сваркой, чем плотность тока коррозии исходной стали. Значения плотности тока коррозии для различных скоростей лазерной сварки коррелируют с величинами концентрационной неоднородности по титану.

Испытанию на коррозионное растрескивание подвергались отрезки труб из стали 08X18H10T диаметром 38 мм и толщиной стенок 1,5 мм, изготовленные лазерной сваркой со скоростью 8 м/мин с использованием в качестве газовой защиты шва гелия, аргона, азота и воздуха.

Из работ О.И. Стеклова и др. известно, что для хромоникелевых сталей аустенитного класса при испытании в 66% растворе ZnCl_2 и напряжении 44 кг/мм² коррозионное растрескивание материала наблюдается через 4–44 часа.

Проведена оценка максимальной величины остаточных напряжений, возникающих при производстве труб диаметром 38 и толщиной стенки 1,5 мм, которая соответствует 742 кг/мм².

Испытание показало, что при выдержке образцов в хлоридном растворе в течение 120 часов произошло коррозионное растрескивание основного ме-

талла, но не сварных соединений, полученных при всех способах газовой защиты шва.

В *седьмой главе* представлены результаты исследований работоспособности лазерных сварных соединений во влажных сероводородосодержащих средах.

Стальные изделия, работающие в контакте с влажными сероводородосодержащими средами, могут подвергаться следующим видам разрушения:

- 1) сероводородное растрескивание под напряжением (СРН);
- 2) водородное растрескивание типа расслоения (ВР).

СРН проявляется чаще в зарождении и ускоряющемся развитии одной магистральной трещины, приводящей к разрушению изделия, при слабом развитии или отсутствии побочных трещин. Трещины при этом расположены в плоскости, перпендикулярной растягивающим нагрузкам.

Этому виду разрушения подвержены в большей степени стали со сравнительно высокими показателями твердости и прочности, углеродистые стали при содержании углерода более 0,25% и многие легированные стали.

Механизм этого вида разрушений объясняют скоплением протонов водорода Н у неметаллических раскатынных включений или пор и т. д. и его молинизацией в Н₂. При этом развивается высокое давление – 100 кгс/см² и более, приводящее к возникновению трещин и последующему их стимулирующему росту.

Известно, что при $C_3 > 0,38\%$ (C_3 – углеродный эквивалент) в сварном соединении могут образоваться твердые неравновесные закалочные структуры, ускоряющие процессы СРН.

Испытывались образцы стали 17Г1СУ, сваренные лазерной сваркой с последующей термообработкой и без термообработки.

Цель исследований – определение относительной стойкости сварных соединений против СРН под напряжением образцов, заваренных лучом лазера без термообработки и после термообработки сварного шва по режиму отпуса при температуре 550 °С.

Испытания сварных соединений проводились по методике ТМ-01-77, разработанной американской Ассоциацией коррозионистов (NACE).

Методика заключается в определении времени до разрушения испытуемых образцов под действием одноосного растягивающего статического напряжения заданного уровня (образцы испытываются в сероводородосодержащих средах) образцовыми динамометрами.

Величину заданных нагрузок рассчитывали по формуле:

$$P_{\text{зад}} = K \times \sigma_T \times S, \quad (14)$$

где $P_{\text{зад}}$ – нагрузка на образец, кгс; σ_T – предел текучести, кгс/мм²; S – площадь сечения образца, мм²; K – коэффициент нагрузки.

« K » было выбрано равным 0,4; 0,5; 0,6, 0,7 от предела текучести $\sigma_T = 39$ кгс/мм².

Стойкость сталей против сероводородного растрескивания под напряжением при испытании принято оценивать по условному пороговому напряжению « σ_n » – максимальному напряжению (в долях от предела текучести), при котором ни один из испытанных образцов не разрушился за 720 часов испытаний.

Пороговое напряжение	0,8	0,7	0,6
Группа стойкости	C1	C2	C3

В зависимости от условий применения и степени ответственности участка трубопровода определяют требования к трубам по σ_n . При $\sigma_n < \sigma_T$ трубы не рекомендуются использовать в условиях контакта с сероводородосодержащими средами.

Образцы помещались в испытательный раствор, продуваемый сероводородом. По истечении 96 часов образцы исследовались на наличие расслоений. Затем образцы разрезали на 3 равные по длине части, места разрезов шлифовали, протравливали и определяли показатели CLR (отношение суммы длин трещин в сечении образца к ширине образца, выраженное в процентах) и CTR (отношение суммы толщин трещин в сечении образца к высоте образца, выраженное в процентах).

Кроме этой, предусмотренной стандартом NACE-02-84, проверки наличия трещин на сечениях резки дополнительно средний (содержащий сварной шов) отрезок испытанного образца разрезался продольно в плоскости, перпендикулярной толщине образца (вдоль его оси), пересекающей сварное соединение. На этой плоскости дополнительного реза также определялось наличие трещин типа расслоения с целью возможного выявления провоцирующего воздействия сварки к росту водородного растрескивания типа расслоения в зоне сварного соединения.

Стойкость трубных сталей против ВР в отечественной газовой отрасли в последнее время оценивалась по величине показателей трещин CLR% и CTR% с отнесением к группам стойкости:

группа стойкости	C ₁	C ₂	C ₃
показатель длины трещин	3	6	12
показатель толщины трещин	0	1	2

Величина показателя толщины трещин «0» означает наличие отдельных трещин, не образующих «террасы», т. е. удаленных друг от друга на расстояние более 0,5 мм.

После выдержки в сероводородосодержащей среде во всех образцах, по результатам УЗК, появились расслоения. При оценке величин показателей расслоений по примененной методике установлено, что нетермообработанные образцы квалифицируются как неприемлемые для работы в сероводородосодержащих средах, так как не отвечают требованиям по показателю толщины трещин CTR.

После термообработки оба показателя CLR и CNR значительно снижаются, и образцы по средней (для испытанных образцов) величине показате-

лей ($CNR = 0,35$; $CLR = 8,6$) можно отнести к группе стойкости C_2 . Сварные соединения, имеющие группу стойкости C_2 , могут допускаться к работе в сероводородосодержащих средах при пороговом напряжении $\sigma_{пор} \geq 0,6 \sigma_T$. Стойкость стали или изделий из них считается удовлетворительной и применимой для работы в сероводородосодержащих средах только в случае получения результатов испытаний по всем показателям: $\sigma_{пор} \geq 0,6 \sigma_T$; $CLR \leq 12\%$; $CTR \leq 2\%$.

Испытанный способ лазерной сварки ухудшает показатели стойкости против сероводородного растрескивания под напряжением в случае, если не проведена последующая термообработка сварного соединения. Отпуск при 550°C обуславливает превышение стойкости сварного шва над уровнем стойкости основного металла и зоны термического влияния. В практике изготовления электросварных стальных труб, а также монтажных работ по строительству газопроводов и нефтепроводов из таких труб пределом достижения сварочной технологии считается равенство стойкости сварного соединения и основного металла.

Обращает на себя внимание выявленный в данных исследованиях факт положительного влияния термообработки на стойкость образцов металла против водородного растрескивания. Это можно объяснить значительной неравновесностью структуры испытанной листовой стали в исходном состоянии и снижением неравновесности в результате термообработки, т.е. в нашем случае неудовлетворительную стойкость имеет сама испытанная сталь в представленном исполнении.

В *восьмой главе* представлено обобщение статистических данных по дефектам, встречающимся в лазерных сварных соединениях.

Имеется достаточно обширный опыт выполнения лазерной сварки на углеродистых сталях Ст.10, Ст.20, Ст.35, Ст.45, X12, 40X, среднелегированных сталях 18ХГТ, 12Х2Н4А и высоколегированных сталях 08Х18Н10Т, 12Х18Н10Т, 10Х18Н10Т. Результаты металлографического анализа вышеуказанных марок сталей показывают высокие качественные характеристики сварных соединений, однако существует вероятность образования пор в металле лазерных сварных швов. В связи с этим дан анализ причин образования пор и по методике К.В. Любавского проведена оценка стойкости лазерных швов против пористости, вызываемой ржавчиной и окалиной. Установлено, что лазерные сварные швы имеют на порядок меньший размер пор в сопоставлении со швами дуговой сварки.

Изучено влияние подготовки свариваемого стыка на качество лазерных сварных соединений. Проведенные эксперименты позволили сделать рекомендации по подготовке разных типов соединений, в том числе по увеличенному зазору.

Экспериментально определены допустимые отклонения лазерного излучения от свариваемого стыка для разных толщин и уровней мощности.

Дан анализ влияния режимов лазерной сварки (чаще всего это связано с уровнем погонной энергии $\frac{P_{\text{лаз}} \times \delta}{V_{\text{св}}}$) на качество формирования сварного соединения.

В работе определены граничные параметры допустимых отклонений в распределении излучения и даны рекомендации.

В *девятой главе* представлен анализ экономически выгодного практического применения лазерной сварки в машиностроении и металлургии.

Важнейшим преимуществом лазерной сварки является возможность ведения технологического процесса с получением высоких свойств сварных соединений на предельно возможных скоростях, превышающих скорости сварки дуговыми способами при сварке больших толщин (≥ 5 мм) в 3–5 раз, при сварке малых толщин – более чем в 10 раз.

Примером отработки технологии лазерной сварки с вышеперечисленными достоинствами может служить сварка шестерен автомобилей ЗИЛ и ВАЗ.

Исследование шестерен в сборе после лазерной сварки показало их высокую прочность и точность всех геометрических размеров.

На ВАЗ в 1992 г. поставлен лазер ТЛ-1,5 для сварки шестерен.

Разработаны технология и оборудование для лазерной сварки труб из нержавеющей сталей на базе стана «20–76». Сварные трубы из нержавеющей сталей широко используются в химической, сахарной промышленности, в автомобилестроении, судостроении и строительстве. Основным способом получения неразъемного сварного соединения является аргонодуговая сварка. Данный способ сварки имеет ряд существенных недостатков, главным из которых является низкая производительность ($V_{\text{св}} \sim 1\text{--}3$ м/мин).

Разработка технологии лазерной сварки труб проводилась на сталях аустенитного класса 08X18H10T, 08X18H10 и ферритного класса 08X18T1.

Разработана общая компоновка трубосварочного лазерного стана.

В соответствии с заказом потребителя была заварена опытно-промышленная партия труб $\varnothing 33 \times 1,5$ мм из стали 08X18H10 длиной 11000 м.

Производительность сварки для данного стана повышена в 5 раз.

Разработана технология лазерной сварки газонефтепроводных труб, которая в ближайшие годы может стать альтернативой дуговой сварке под флюсом.

Перспективность использования лазерного луча для сварки газонефтепроводных труб состоит в следующем: возможность сварки за один проход; получение качественного сварного соединения, по свойствам не уступающего основному металлу; повышение производительности технологического процесса; существенное улучшение экологической ситуации, так как из процесса исключаются флюс, электроды.

В настоящее время трубы для газонефтепроводов изготавливаются из низколегированной стали марок 17ГС, 17ГС1СУ, 13ГС, 13ГСУ, 08ГБЮ, 12ГСБ, 10ГНБ, 13Г1СУ, 09ГНФБ, 06ГФБАА, 08Г1НФБ.

Показано, что лазерные сварные соединения удовлетворяют требованиям ТУ 14-3-1270-2001 и обеспечивают работоспособность труб и их пригодность для магистральных газонефтепроводов.

Рассмотрены требования к сварным соединениям труб, включая требования к подготовке трубной заготовки перед сваркой, к технологическому процессу сварки, а также методам неразрушающего контроля.

Материалы проведенных исследований предлагается использовать при подготовке нормативно-технической документации на трубы, сваренные лучом лазера.

Для проверки работоспособности труб, сваренных лучом лазера, по методикам, принятым на трубопрокатных заводах, проведены натурные испытания труб диаметром 630 мм, с толщиной стенки 8 мм, длиной фрагмента 2000 мм.

Трубы, подвергнутые испытанию на избыточное давление, выдержали нагрузку 170–210 кгс/см², что в 4–5 раз превышает рабочее давление.

Партия труб в начале 90-х годов была установлена в газопровод и успешно эксплуатируется до настоящего времени.

Увеличение скорости сварки с 1 до 4 м/мин повышает экономическую эффективность лазерной сварки примерно в 2 раза.

ВЫВОДЫ

1. Лазерная сварка металлов может выполняться на мощности до нескольких десятков киловатт с защитой зоны плавления He, Ar, CO₂ без экранирования лазерного излучения посредством выбора оптимального режима – плотности мощности, скорости сварки и расхода защитного газа, что достигается:

а) при сварке малых толщин на высоких скоростях – понижением температуры плазмы и отставанием ее активного фронта от сварочной каверны, что приводит к эффекту «просветления» плазмы для лазерного луча;

б) при лазерной сварке больших толщин – образованием в сварочной каверне плазмы низкого давления; эффектом рефракции в плазме лазерного излучения; понижением на 1,5–2 порядка плотности лазерного излучения вследствие его равномерного распределения по высоте каверны; обязательным подавлением плазмы каверны увеличенным расходом защитного газа или специальной струей газа; обеспечением высокой скорости сварки, приводящей к отставанию плазмы от сварочной каверны.

2. При лазерной сварке со сквозным проплавлением металла образуется сварочная каверна с постоянным проникновением через нее лазерного излучения и газа, понижающего температуру среды в каверне. Это обеспечивает стабилизацию параметров плазмы в каверне, равномерное плавление металла по его толщине на всем протяжении сварки.

3. Стабильность процесса сварки обеспечивается равномерным распределением плотности энергии по всей высоте сварочной каверны и удержании-

ем каверны от схлопывания плазменным потоком внутри нее, а также центробежными силами, возникающими вследствие термокапиллярного движения жидкого металла под действием тангенциальных сил, вызванных резкими колебаниями температуры на передней стенке сварочной каверны при оттоке перегретой жидкой массы металла по спирали в заднюю часть сварочной ванны.

4. Перенос жидкого металла по направлению сварки и из нижней в верхнюю часть шва происходит вследствие вращения жидкого металла вокруг сварочной каверны по всей его высоте и изменения вектора направленности от низа к верху и, наоборот, под действием автоколебательных процессов, возникающих между лазерным лучом, плазмой и жидким металлом.

5. При лазерной сварке сталей наблюдается существенно более высокая сопротивляемость сварных соединений образованию кристаллизационных трещин по сравнению с дуговыми способами сварки, что объясняется:

а) характером кристаллизации лазерных сварных швов, начинающейся поступательно в средней по высоте шва зоне, затем в нижней и, в заключение, в верхней части, что способствует снижению темпа деформации металла в ТИХ;

б) высокой степенью дисперсности первичной структуры, ее прерывистым характером в сопоставлении с дуговой сваркой;

в) значительной разориентировкой схем кристаллизации в различных участках сварного шва, менее выраженной внутрикристаллической неоднородностью;

г) снижением содержания вредных примесей в металле шва, прежде всего, серы и ее испарения в процессе лазерной сварки.

6. Высокая сопротивляемость лазерных сварных соединений образованию холодных трещин на легированных сталях объясняется образованием в металле шва измельченной аустенитной структуры и, как следствие, более измельченной вторичной структуры – с различным соотношением мартенсита и бейнита с очень тонкими (до 2,5 мкм), часто прерывистыми прожилками феррита.

7. При лазерной сварке сталей прочность сварных соединений равна прочности основного металла, и разрушение, как правило, происходит по основному металлу, что объясняется:

а) на сталях, подвергнутых закалке с отпуском, – явлением контактного упрочнения мягкой прослойки в ЗТВ;

б) на неупрочненных сталях лазерных сварных соединений – отсутствием в ЗТВ участка крупного зерна с пониженной твердостью, как это наблюдается при дуговых способах сварки, где происходит локализация растягивающих напряжений и разрушения.

8. При лазерной сварке легированных сталей наблюдаются высокие показатели пластических свойств сварных соединений: ударной вязкости, угла загиба и уровня вязкости в широком диапазоне температур (+20°C...–41°C), что объясняется образованием измельченной вторичной структуры.

***Основные положения и научные результаты диссертации отражены
в следующих работах:***

1. Грезев А.Н. Плазмообразование при лазерной сварке с глубоким проплавлением // Сварочное производство. – 2005. – № 5. – С. 20–25.
2. Грезев А.Н. Формирование парогазового канала и перенос жидкого металла из каверны в сварочную ванну при лазерной сварке // Сварочное производство. – 2005. – № 6. – С. 13–17.
3. Грезев А.Н., Морозенков А.А. Эффективность лазерной сварки в защитных газах при высокой плотности мощности излучения // Сварочное производство. – 1997. – № 1. – С. 2–4.
4. Грезев А.Н., Басков А.Ф., Лукьяненко В.Л. Сопrotивляемость образованию горячих трещин в швах аустенитных сталей при лазерной сварке на больших скоростях // Сварочное производство. – 1996. – № 8. – С. 15–17.
5. Григорьянц А.Г., Грезев А.Н., Грезев Н.В. Разработка технологии лазерной сварки сталей, используемых в трубной металлургии // Технология машиностроения. – 2005. – № 10. – С. 32–37.
6. Григорьянц А.Г., Грезев А.Н., Грезев Н.В. Технология двухлучевой лазерной сварки и ее применение в промышленности // Технология машиностроения. – 2005. – № 10. – С. 28–31.
7. Абильтситов Г.А., Сафонов А.Н., Грезев А.Н. Разработка лазерных технологических процессов для задач машиностроения // Электротехника. – 1988. – № 10. – С. 8–19.
8. Сафонов А.Н., Грезев А.Н., Кашин В.Е. Разработка лазерных технологических комплексов // Электротехника. – 1988. – № 10. – С. 14–15.
9. Патент РФ № 2038937. Способ лазерной сварки / А.Н. Грезев, Г.Ю. Миккульшин. // Б.И. – 1995. – № 19.
10. А. с. 1582295 (СССР). Магнитoeлектрический линейный двигатель / Г.А. Абильтситов, А.Д. Гололобов, А.Н. Грезев. // Б.И. – 1990. – № 28.
11. А.с. 1504748 (СССР) Линейный электродвигатель постоянного тока / Г.А. Абильтситов, А.Д. Гололобов, А.Н. Грезев, А.Д. Ивлев. // Б.И. – 1989. – № 32.
12. Грезев А.Н., Романцов И.А., Горицкий В.В. Натурные испытания нефтегазопроводных труб диаметром 530 мм, сваренных лазерным лучом // Черная металлургия. – 2004. – № 9. – С. 40–44.
13. Сравнение технологической прочности соединений, выполненных лучевыми и дуговыми способами сварки / А.Г. Григорьянц, А.Н. Грезев, В.Г. Федоров, Б.Ф. Якушин // Автоматическая сварка. – 1980. – № 10. – С. 11–14.
14. Якушин Б.Ф., Гаджиев Н.Г., Грезев А.Н. Малогабаритное устройство для оценки технологической прочности сварных соединений // Автоматическая сварка. – 1980. – № 12. – С. 69–72.

15. Грезев А.Н., Григорьянц А.Г., Федоров В.Г. Структура и механические свойства разнородных соединений, выполненных лазерной сваркой // Автоматическая сварка. – 1984. – № 9. – С. 46–49.
16. Грезев А.Н., Лукьяненко В.Л., Забелин А.М. Свойства соединений стали 08Х18Н10Т, выполненных лазерной сваркой // Автоматическая сварка. – 1989. – № 12. – С. 63–64.
17. Исследование работоспособности сварных соединений трубных сталей 10Г2БТ выполненных двухпроходной лазерной сваркой / А.А. Рыбаков, В.В. Якубовский, А.Н. Грезев и др // Автоматическая сварка. – 1995. – № 7. – С. 12–17.
18. Grezev A.N. Plasma formation in laser welding //Welding International. – 2005. – Vol.19. № 10. – P. 808–813.
19. Grezev A.N. Formation of the vapour–gas channel in the weld pool in laser welding //Welding International. – 2005. – Vol.19. № 11. – P. 906–910.
20. Грезев А.Н., Григорьянц А.Г., Федоров В.Г. Технологическая прочность и выносливость при лазерной сварке конструкционных сталей. // Повышение качества и эффективности сварочного производства на предприятиях г. Москвы. Сб. – М.: Знание, 1980. – С. 11–15
21. Григорьянц А.Г., Иванов Ю.Н., Грезев А.Н. Механические свойства сварных соединений, выполненных лазерной сваркой //Труды МВТУ. – 1980. – № 337. – Прочность сварных конструкций и требования контроля / Под ред. В.А. Винокурова. – С. 10–18.
22. Грезев А.Н. Плазмообразование при лазерной сварке с глубоким проплавлением. //Современные лазерно-информационные и лазерные технологии.– Сборник трудов ИПЛИТ РАН. – М.: Интерконтакт Наука. – 2005. – С. 228–235. (ISBN 5–902063–12–4).
23. Grezev A.N., Baskov A.F., Lukyanenko V.L. High hot-cracking resistance of high-speed laser welds in austenitic steels // Proceedings of SPIE. – 1994. – Vol. 2257.– P. 58–62.
24. Golubev V.S., Grezev A.N., Kumar N. High-power CW CO₂ laser beam channeled penetration into liquid // Proceedings of SPIE.– 2004. – Vol. 5449. – P. 436–442.
25. Azharonok V.V., Golubev V.S., Grezev A.N. Interaction of CW CO₂ laser radiation with plasma near-metallic substrate surface // Proceedings of SPIE. – 2000. – Vol. 4165.– P. 232–243.
26. Изучение свойств, разработка критериев оценки качества и технических требований к сварным соединениям труб, изготовленных с применением лазерной сварки.: Отчет по теме 2.3, этап 2.3.1 “Высоконадежный трубопроводный транспорт” /ЗАО “Лазерные комплексы”. Руководитель темы А.Н. Грезев. ГР № 01200115071, Инв № 03200104997. – Шатура, 2000. – 117 с.