

TECHNICAL SCIENCES

ВЛИЯНИЕ ПУЛЬСАЦИИ ДУГИ ПРИ СВАРКЕ ПОД ФЛЮСОМ НА СТРУКТУРУ ЗТВ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ

Головко В.

ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины

INFLUENCE OF SUBMERGED ARC WELDING PULSATION ON THE WELDED JOINT HAZ STRUCTURE

Holovko V.

E.O. Paton electric welding institute by NAS of Ukraine

Аннотация

Приведены результаты исследования технологического процесса сварки под флюсом пульсирующей дугой. Показано, что данная технология позволяет уменьшить размер зерен в структуре зоны термического влияния в три раза, что дает возможность улучшить физико-механические свойства участка, несущего главную ответственность за хрупкое разрушение сварного соединения. Сделан вывод, что уменьшение размера зерен ЗТВ и ширины участка крупного зерна свидетельствуют об изменении условий нагрева и охлаждения этого участка. Высказано предположение, что эти изменения сказываются не только на параметрах термического цикла но и на кинетических условиях распада аустенита.

Abstract

There are presented the study results of the submerged welding with pulsating arc technological process. It is shown that this technology makes it possible to reduce the thermal influence zone grains size in the structure by three times, which makes it possible to improve the physical and mechanical properties of the part that bears the main responsibility for the brittle destruction of the welded joint. It is concluded that the decrease in the size of the HAZ grains and the width of the large grain area indicate a change in this area heating and cooling conditions. It is assumed that these changes affect not only the parameters of the thermal cycle, but also the kinetic conditions of austenite decay.

Ключевые слова: Низколегированная сталь, сварка, металл шва, ЗТВ, структура металла, импульсная технология.

Keywords: Low-alloy steel, welding, weld metal, HAZ, metal structure, impulse technology.

Введение

Сварка под флюсом пульсирующей дугой (СФПД) позволяет оказывать дополнительное, по сравнению со сваркой стационарной дугой, влияние на физико-химические процессы в сварочной ванне. Соответствующий выбор параметров СФПД позволяет изменить распределение потоков в сварочной ванне и характеристики термического цикла сварки. При дуговой сварке под флюсом процесс кристаллизации металла сварочной ванны происходит скачкообразно, СФПД способствует снижению примерно в три раза объема расплава, кристаллизующегося за один "скачок" и повышению за счет этого скорости кристаллизации каждой отдельной порции. Периодичность процесса кристаллизации определяется параметрами импульсов и условиями отвода тепла из ванны в основной металл.

Методика исследований

С целью определения влияния термического цикла СФПД на структуру УКЗ ЗТВ были выполнены эксперименты на стыковых сварных соединениях листовой низколегированной стали (толщина листов 16 мм) с пределом текучести 480 МПа. Условия проведения экспериментов и методы исследования приведены в работе [1].

Результаты исследований

Сравнительный анализ результатов структурных исследований показал, что характер их изменения в зависимости от величины погонной энергии сварки различается. Так при ССД увеличение погонной энергии примерно в два раза сопровождается укрупнением зерен в УКЗ ЗТВ примерно в четыре раза (рис.1).

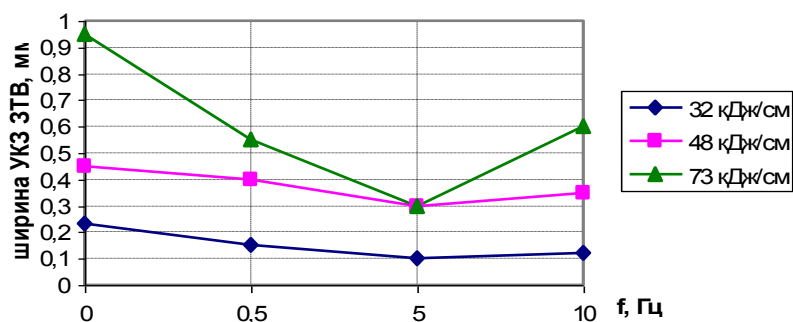


Рис.1. Влияние частоты пульсации сварочной дуги на ширину УКЗ ЗТВ при различных уровнях погонной энергии сварки

При использовании технологии СФПД укрупнение зерен примерно в 2,5...3 раза меньше. Что касается самого участка крупного зерна, то зависимость здесь более сложная и определяется не только величиной погонной энергии, но и частотой

пульсации режима сварки. Повышение частоты налагаемых импульсов во всем исследованном диапазоне погонных энергий уменьшает ширину участка примерно в 2...3 раза (рис.2).

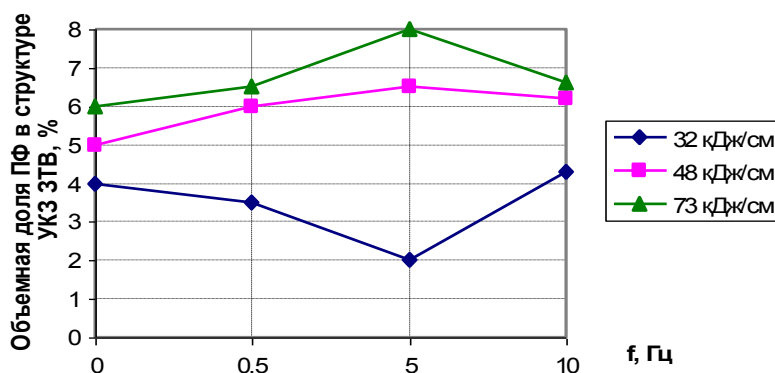


Рис.2. Влияние частоты пульсации сварочной дуги на содержание полигонального феррита (ПФ) в УКЗ ЗТВ при различных уровнях погонной энергии сварки

Влияние частоты импульсов на ширину участка крупного зерна становится заметным уже при пульсации режима сварки с частотой 0,5 Гц, однако максимальный эффект сужения участка перегрева достигается при частоте 5 Гц. При дальней-

шем повышении частоты импульсов эффективность ее воздействия на сужение зоны крупного зерна ослабляется. Эти изменения мало сказываются на параметрах участков полной и неполной перекристаллизации ЗТВ (табл.1).

Таблица 1

№ варианта	Ширина участков, мм			Общая ширина ЗТВ, мм	Частота пульсаций Гц	Погонная энергия сварки, кДж/см
	крупного зерна	мелкого зерна	неполной перекристал.			
30	0,23	1,4	-	4,25	-	31
31	0,15	1,2	-	4,0	0,5	32
32	0,10	1,2	-	4,0	5	32
33	0,12	1,3	-	4,0	10	32
50	0,45	1,8	1,8	4,35	-	48
51	0,40	1,7	1,7	3,8	0,5	48
52	0,30	1,6	1,7	3,6	5	48
53	0,35	1,9	1,85	4,05	10	48
70	0,95	2,2	2,5	5,7	-	74
71	0,55	2,0	2,3	4,85	0,5	73
72	0,30	1,9	2,4	4,6	5	73
73	0,60	2,1	2,5	5,2	10	73

Анализ макроструктур сварных соединений на образцах продольного сечения показал, что линия сплавления шва с основным металлом имеет волнообразную форму, в отличие от почти прямолинейной при сварке стационарной дугой. Выполненные на этих образцах измерения показали, что периодичность такой "волны" совпадает с периодом пульсаций режима сварочной дуги. При этом размеры (площадь) зерен в участке перегрева в районе впадины на 8...10 % меньше, чем в районе выступа. С этим, по-видимому, связан разброс данных, которые были получены нами при измерении площади зерен в участке крупного зерна, т.к. сечения шлифов могли проходить как через впадину, так и через выступ.

Описанные результаты заслуживают внимания, т.к. кристаллизация металлической ванны происходит эпитаксиально. Неполно оплавленные зерна в зоне сплавления являются центрами зарождения столбчатых кристаллитов в металле шва. С увеличением числа центров кристаллизации измельчается первичная структура шва, а следовательно, улучшаются свойства не только шва [2], но и зоны сплавления.

Анализ полученных данных

Структурные изменения металла ЗТВ в твердом состоянии описываются обычно с помощью диаграмм превращения при непрерывном охлаждении, на которых отражается вся последовательность распада аустенита при его охлаждении. Отсутствие таких диаграмм для процессов сварки пульсирующей дугой не позволяет судить о тех кинетических условиях и температурных интервалах, при которых происходит превращение аустенита. В связи с этим кинетика распада аустенита оценивалась нами путем анализа конечных структур, их количественного соотношения, морфологии и топографии расположения. Следует отметить, что структурное состояние металла шва является одним из важнейших факторов, определяющих его склонность к хрупкому разрушению. Положение порога хладноломкости сталей с решеткой ОЦК сильно зависит от величины зерна и присутствия в структуре фазовых составляющих, которые резко отличаются по сопротивлению пластической деформации, а также от их размеров, формы и распределения [3]. Уменьшение размера зерна, повышение однородности и дисперсности структуры сопровождается понижением критической температуры хрупкости и ростом сопротивления материала хрупкому разрушению.

Физический смысл влияния размера зерна на механические свойства (Re) и температуру перехода к хрупкому разрушению ($T_{кр}$) заключается в изменении локальной неоднородности напряжений при испытании. У границ зерен образуются дислокационные скопления, которые являются локальными концентраторами напряжений. Величина этих напряжений возрастает с укрупнением зерен, поскольку расстояние между границами (максимальная дистанция непрерывного скольжения) ограничивает максимальное число дислокаций

в плоском скоплении, т.е. то число при котором запирается дислокационный источник [4]. По мере измельчения зерна уменьшаются внутренние напряжения у границ зерен и возрастает внешнее напряжение, необходимое для протекания пластической деформации. Снижение уровня напряжений у границ зерен способствует снижению склонности к хрупкому разрушению.

Взаимосвязь предела текучести с размером зерен установлена давно и выражается известной формулой Холла-Петча. Так, предел текучести феррита возрастает по данным работы [5] от 120...140 МПа при диаметре зерна 500 мкм до 500 МПа при диаметре зерна 1,5...2 мкм. В другой работе [6] отмечается, что увеличение диаметра зерна от 15 до 50 мкм приводит к повышению $T_{кр}$ на 60 оС, и снижению максимальной ударной вязкости на 40...50 Дж/см². Эти данные, а также результаты, приведенные в [7,8], подчеркивают ведущую роль размера зерна среди факторов, определяющих склонность стали к хрупкому разрушению. Недаром усилия технологов-сварщиков и рекомендации металлургов всегда были направлены на уменьшение перегрева ЗТВ и сокращение размера участка крупного зерна.

Новый технологический процесс (СФПД), позволяющий уменьшить размер зерна, как отмечалось выше, в три раза, дает возможность улучшить физико-механические свойства участка, несущего главную ответственность за хрупкое разрушение сварного соединения. Уменьшение размера зерен и ширины участка крупного зерна свидетельствуют об изменении условий нагрева и охлаждения этого участка. Эти изменения сказываются, по-видимому, не только на параметрах термического цикла, о чем было сказано выше, но и на кинетических условиях распада аустенита.

Микроструктурный анализ металла ЗТВ показал, что в участке перегрева сварных соединений стали 14ХГНДЦ, выполненных как сваркой стационарной дугой, так и СФПД, формируются практически одинаковые виды структурных составляющих, однако их количественное соотношение и морфология в значительной степени зависят от погонной энергии, частоты импульсов и размера зерен аустенита. В целом в участке перегрева обнаружено несколько морфологических форм феррита: феррит, выпавший по границам в виде межзеренных прерывистых прослоек переменной толщины (пограничный, полигональный, зернограничный, алотриоморфный, доэвтектоидный) [9,10,11], а также внутризеренный, который часто называют тоже полигональным. Во внутренних объемах зерен были обнаружены две разновидности пластинчатого феррита, идентифицируемые [9,12] как феррит с упорядоченной второй фазой (ФПУ) и с неупорядоченной (ФПНУ) и пластинчатый феррит, который называют видманштеттовым (боковыми, реечными) [10-13]. К последней форме феррита нами были отнесены лишь пластинчатоигльчатые формирования, растущие вглубь зерна непосредственно от полигонального феррита (ПФ), располо-

женного по границам зерен, а так же четко выраженные групповые выделения внутри зерен, не содержащиеся внутри пластин каких-либо выделений при наблюдении структуры в оптическом микроскопе. Независимо от способа сварки и величины погонной энергии в ЗТВ присутствует МАК-фаза, расположенная между пластинчатыми выделениями феррита.

Относительная доля феррита с различной морфологией зависит от скорости зарождения и роста феррита по границам зерен, которая определяется интенсивностью диффузионных процессов, а значит и степенью легирования твердого раствора, скоростью роста самих пластин с различной морфологией и размером зерен аустенита. Роль последнего фактора давно известна. Так, в работе [14] отмечается, что даже небольшие изменения размера зерна аустенита влияют на образование ПФ и механические свойства металла. Увеличение содержания ПФ может оказывать неблагоприятное влияние на склонность металла ЗТВ к образованию трещин. Поэтому желательно, чтобы его содержание было по возможности минимальным, а выделения прерывистыми.

Проведенными исследованиями установлено, что содержание ПФ в участке крупного зерна ЗТВ при СФПД определяется величиной погонной энергии, частотой пульсаций режима сварки и размером зерна. Во всех случаях, независимо от величины погонной энергии, с увеличением частоты пульсаций режима наблюдается общая тенденция к увеличению его содержания, а максимальное его количество обнаружено в ЗТВ сварных соединений, выполненных на частоте 5 Гц (Рис.2). Для этой частоты характерна наиболее мелкозернистая структура в участке перегрева. Таким образом, можно сделать вывод, что импульсный характер воздействия тепла сварочной дуги на ЗТВ основного металла способствует более глубокому распаду аустенита в температурной области формирования ПФ. Каковы причины этого явления? Их может быть две - либо это результат дозированного поступления тепла, либо это результат измельчения зерна в участке крупного зерна и увеличения протяженности границ зерен, что способствует повышению числа центров зарождения ПФ.

Для оценки роли размера зерна были выполнены сравнительные подсчеты средней протяженности границ зерен, выполненные на 1 мм² площади участка крупного зерна в зоне, расположенной непосредственно под вершиной надреза в образцах Шарпи, предназначенных для определения ударной вязкости в участке крупного зерна ЗТВ сварных соединений. Подсчеты проводились для сварных соединений, выполненных с погонной энергией 74 кДж/см и 48 кДж/см. Установлено, что протяженность границ зерен при СФПД по сравнению со сваркой стационарной дугой увеличилась в среднем на 40 % и 30 %, а содержание ПФ на 30 % и 20 % соответственно. Следовательно, для данного

случая существует почти прямолинейная зависимость содержания феррита в участке крупного зерна ЗТВ от размера зерен.

ПФ зарождается по границам зерен гетерогенно. Скорость его роста контролируется микроструктурными изменениями, которые являются функцией содержания углерода, и увеличивается по мере снижения его содержания в основном металле. Рост ПФ зависит от скорости диффузии углерода в аустените. В неравновесных условиях его рост происходит без заметного перераспределения основных легирующих элементов во время $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения [11].

Количество ПФ уменьшается с увеличением скорости охлаждения (Рис.2), т.к. частично подавляются диффузионные процессы, снижается число центров зарождения и скорость их роста. Следует отметить, что при малой скорости охлаждения в низколегированных сталях в участке крупного зерна феррит обнаруживается не только по границам зерен, но и внутри зерен (Табл.1).

Процессы образования полигонального и внутризеренного ферритов являются конкурентными. Соотношение содержания этих двух морфологий феррита является функцией таких параметров, как размер зерна, скорость охлаждения и частота пульсации режима сварки. С увеличением размера зерен и уменьшением скорости охлаждения количество внутризеренного феррита повышается и наоборот, с уменьшением размеров зерен и увеличением скорости охлаждения выделения феррита внутри зерен постепенно подавляются.

В результате выполненных исследований характера разрушения ударных образцов было отмечено, что процесс разрушения не локализован по ферритным прослойкам, а носит смешанный характер. Разрушение происходит как по границам зерен, так и по зерну, что свидетельствует о том, что в ЗТВ сварных соединений, выполненных СФПД, свойства металла в участке крупного зерна, несмотря на некоторое увеличение (2...3 %) содержания ПФ, остаются на достаточно высоком уровне. Другими словами, общее содержание ПФ в пределах 5...7 % не ухудшает ударную вязкость сварных соединений стали 14ХГНДЦ, выполненных СФПД (табл.2) при температурах вплоть до минус 40 °С.

Микроструктурный анализ показал, что в металле ЗТВ соединений, выполненных сваркой стационарной и пульсирующей дугой, наряду с ПФ присутствует и другая его модификация - видманштеттовый феррит (ВФ), который характеризуется крупноигльчатой ориентированной микроструктурой (рис.3). Известно, что ВФ возникает, если температура нагрева стали была выше 1100...1150 °С. Обычно образование ВФ наблюдается в сталях, содержащих 0,2...0,4 % С, при ускоренном охлаждении [11]. Последнее явилось основанием для предположения о мартенситном характере перехода при этой реакции и близости ее к бейнитному превращению [15].

Механические свойства металла швов и сварных соединений

№ варианта	Rp _{0,2} , Мпа	Rm, МПа	Z, %	α, град.
30	390	570	71	180
31	380	560	72	180
32	375	555	72	180
33	400	575	70	180
50	430	620	67	180
51	430	613	70	180
52	432	610	71	180
53	437	615	66	180
70	550	750	63	180
71	535	740	65	180
72	533	742	69	180
73	560	755	67	180

Выбор между мартенситным и диффузионным (нормальным) механизмами аустенитно-ферритной реакции определяется не только температурой превращения. Одним из основных условий протекания перехода по мартенситному варианту при высоких

температурах является малая протяженность границ зерен аустенита (наличие крупного зерна), достаточное совершенство его структуры, а также содержание углерода в стали, при котором феррит выделяется обособлено от карбида [16].

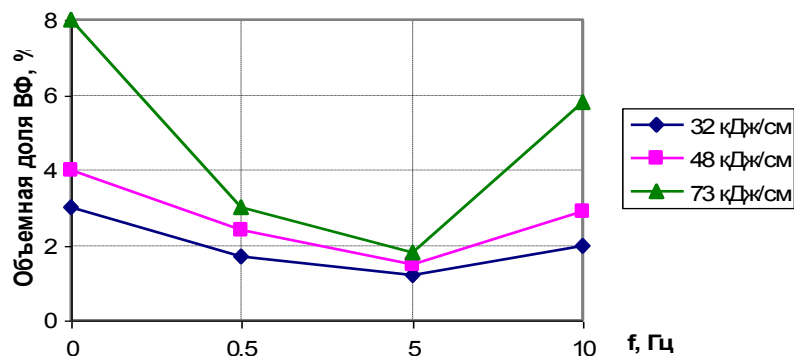


Рис.3. Влияние частоты пульсации сварочной дуги и погонной энергии сварки на содержание видманштедтового феррита (ВФ) в структуре УКЗ ЗТВ

Имеются данные об отрицательном влиянии ВФ на механические свойства [16]. Нами, однако, не обнаружено каких-либо сведений о количественной взаимосвязи размера зерна с условиями его формирования при сварке пульсирующей дугой, а также о влиянии частоты пульсации и погонной энергии на содержание ВФ.

Чтобы оценить влияние этих факторов на образование ВФ были проведены количественные расчеты площади зерен в участке перегрева ЗТВ, оценена доля площади, занимаемой ВФ и характер изменения ее в зависимости от величины погонной энергии и частоты. Следует отметить, что измерениям подвергались как площади зерен со структурно ВФ в виде тонких игл, отходящих от ферритной сетки, так и отдельных участков, расположенных внутри зерен. Из расчетов были исключены площади зерен феррита с ориентированной 2-й фазой внешне схожей с ВФ, наличие и учет которой в ГОСТ 5640 не оговаривается. На рис.3 приведены результаты измерений средней площади, занимаемой ВФ, в зависимости от частоты пульсации режима сварки. Исследованиям подвергались сварные соединения, выполненные с большой погонной

энергией (74 кДж/см), в которых следует ожидать формирования максимального количества ВФ. Из приведенных данных следует, что при СФПД с увеличением частоты пульсаций содержание ВФ снижается и достигает минимума при частоте 5 Гц, а затем несколько повышается при частоте 10 Гц, но не достигает значений, которые характерны для соединений, выполненных стационарной дугой.

Анализ внешнего вида пластин ВФ и характера его формирования дают основания полагать, что рост кристаллов - фазы в подавляющем большинстве случаев идет за счет движения "выступов" от широкой полосы выделений ПФ на границах ферритных зерен. Появление "выступов" может быть следствием пластической деформации в результате объемных изменений, сопровождающих формирование ПФ из аустенита [17]. Рост кристаллов ВФ легко тормозится не только такими препятствиями как границы зерен, но и внутри зерна, где сформировались крупные пластинчатые выделения феррита в виде пакетов (блоков) с достаточно большими углами разориентирования.

Установлено, что в области температур возможного образования ВФ скорости охлаждения не

превышали 13..15 °C\с. Столь низкие скорости охлаждения не должны были стимулировать образование ВФ в ЗТВ, тем не менее присутствие его было обнаружено при проведении металлографических исследований. Если принять во внимание, что при росте ВФ протекают релаксационные процессы [17], в результате чего понижается объемная энергия системы, то развитие превращения по мартенситному механизму может стать возможным и при малой величине переохлаждения. В связи с этим присутствие ВФ вполне закономерно.

Импульсное воздействие энергии сварочной дуги на металл ЗТВ уменьшает содержание ВФ и, поэтому, не может быть отнесено к тем отрицательным факторам, которые оказывают решающее влияние на снижение порога хладоломкости. Из сопоставления данных, приведенных на рис.2 и рис.3 можно сделать вывод о том, что распад $\gamma \rightarrow \alpha$ по диффузионному пути (образование ПФ) и по мартенситному (образование ВФ), по-видимому, взаимосвязаны. При сварке дугой пульсирующей с частотой 5 Гц в зоне крупного зерна формируется большее количество ПФ, чем при других режимах пульсации, а содержание ВФ в этих условиях снижается до минимума (рис.3), следовательно, более глубокий предварительный распад аустенита в температурной области формирования ПФ снижает интенсивность последующего распада по мартенситной реакции (ВФ) и, естественно, верхнюю температуру начала его образования. Из-за малого

количества феррита, образующегося по диффузионной (ПФ=5...7 %) и мартенситной (ВФ=2...3 %) кинетике (по типу бейнитного превращения) разделить температурные области их образования в низколегированных сталях не удастся.

Следует отметить, что, если наличие крупного зерна можно отнести к факторам стимулирующим протекание реакции по мартенситному типу, то уменьшение его размеров в ЗТВ сварных соединений, выполненных пульсирующей дугой, необходимо отнести к тем факторам, которые способствуют снижению склонности металла участка крупного зерна к образованию в нем ВФ. Взаимосвязь размера зерна, частоты пульсаций сварочной дуги, величины погонной энергии и склонности металла ЗТВ сварного соединения к образованию ВФ показана на рис.4. Из приведенных данных следует, что наименьшая величина зерна и наименьшее содержание в ней ВФ сформировались в металле ЗТВ соединений, выполненных СФПД с частотой пульсаций 0,5 Гц и 5 Гц при погонной энергии 34 кДж\см и 48 кДж\см. В сварных соединениях, выполненных сваркой стационарной дугой и при СФПД с частотой пульсаций 10 Гц площадь зерен и содержание ВФ заметно больше, что подтверждает известное положение, установленное авторами [11,18] при изучении механизма образования ВФ и кинетики этого процесса, согласно которому содержание ВФ находится в прямой связи с размером зерна.

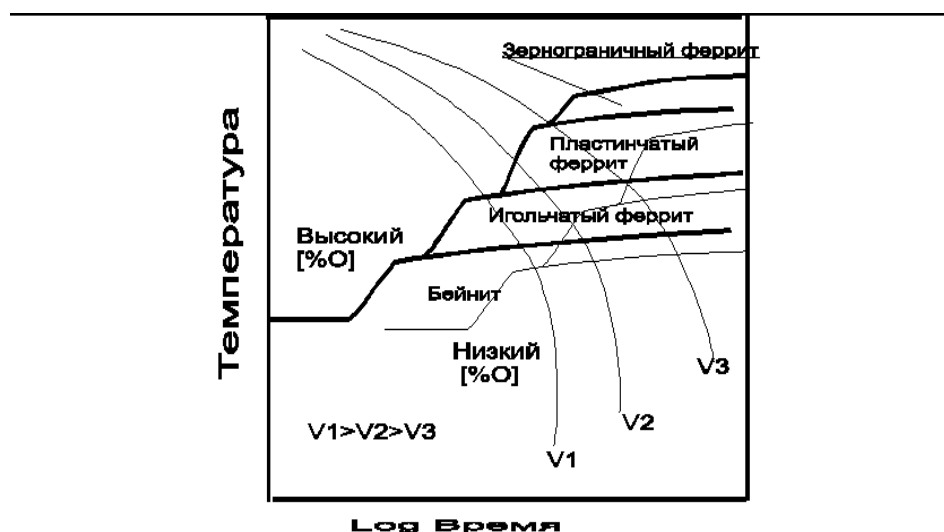


Рис.4. Схематическая диаграмма превращений аустенита при непрерывном охлаждении в металле ЗТВ при СФПД ($V_1=32$ кДж\см, $V_2=48$ кДж\см, $V_3=73$ кДж\см)

Приведенные данные свидетельствуют о том, что величина зерен, формирующихся в участке перегрева, является важным фактором, который необходимо учитывать при прогнозировании структуры металла ЗТВ сварных соединений. Таким образом, роль размера зерен, выросших под воздействием тепла сварочной дуги, в части влияния на формирование ВФ идентична их роли при печной термообработке. Поэтому, для минимизации содержания ВФ в участке крупного зерна наиболее приемлемыми режимами СФПД (погонная энергия, частота

пульсаций) являются те из них, которые снижают склонность металла к росту зерен в участке перегрева. В исследованном диапазоне режимов сварки оптимальными являются те режимы, при которых в ЗТВ сварного соединения формируются зерна с размерами в пределах (50...100)10⁻⁴ мм² и ниже. При таких значениях величины зерен количество образующегося ВФ минимально.

Авторы [19] в результате выполненных металлографических исследований установили, что кри-

сталлы ВФ содержат большое количество дислокаций в отличие от феррита, сформировавшегося в результате нормального (диффузионного) превращения. В то же время внутри видманштеттовых кристаллов феррита нет карбидных выделений. Как только температура достигает области, где распад сопровождается выделением карбидов, образование ВФ в них прекращается.

Кроме ПФ и ВФ, во внутренних объемах зерен формируются структуры, которые трактуются [2] как две самостоятельные морфологические разновидности феррита. Первая разновидность - это строго ориентированные пластинчатые образования, напоминающие верхний бейнит, а иногда ВФ. Вторая - дезориентированные пластинчатые формирования. В документах МИС эти структурные составляющие идентифицируются как феррит пластинчатый с упорядоченной второй фазой (ФПУ) и неупорядоченной второй фазой (ФПНУ). Определить характер количественного изменения этих структурных составляющих в зависимости от характера процесса сварки и величины погонной энергии не удалось из-за отсутствия методики количественной их дифференциации.

Еще одной структурной составляющей, характерной для ЗТВ сварных соединений низколегированных сталей является игольчатый феррит (ИФ). ИФ образуется в результате превращения аустенита во внутренних областях зерна в температурном интервале, незначительно превышающем интервал бейнитного превращения [20]. Классических признаков, характерных для ИФ (межпластинчатые переплетения ферритных игл с соотношением длины к ширине от 2:1 до 4:1) [21-23] в ЗТВ сварных соединений, выполненных СФПД, не обнаружены. Выявленные пластинчатые переплетения имели гораздо более грубую структуру, количество их было незначительно и располагались они лишь в матрице отдельных зерен. Поскольку ИФ образуется при более низких температурах по сравнению с ПФ и ВФ, обязательным спутником его являются островки мартенситно-аустенитно-карбидной составляющей (МАК-фазы), имеющие округлую или угловатую форму [4,24]. Как правило, чем больше ИФ, тем больше МАК-фазы. МАК-выделения присутствуют в качестве второй фазы и располагаются либо между пластинчатыми выделениями ФПУ и ФПНУ, либо в виде мелких самостоятельных участков.

В МАК-фазу входят две неравновесные структурные составляющие (мартенсит и остаточный аустенит), которые в определенных условиях эксплуатации сварных конструкций могут изменять свое структурное состояние и эффективность влияния на физико-механические свойства металла [23,25]. Распад мартенсита при нагреве может сопровождаться выделением карбидов высокой дисперсности. Этот распад в низколегированных сталях, содержащих 2,5...3 % легирующих элементов в сумме (стали типа 10ХСНД, 17ГС, 14ХГНДЦ и др.), продолжается вплоть до 185...200 °С с выделением карбидной фазы высокой дисперсности, что может привести к снижению пластичности металла. Определить интенсивность распада при более высоких температурах невозможно, т.к. на этот процесс

накладывается эффект от распада остаточного аустенита, который протекает со значительно большими изменениями объема и степенью намагничивания [3]. Распад остаточного аустенита заканчивается в температурном интервале 385...400 °С с образованием равновесной ферритно-карбидной смеси, в которой дисперсность карбидов ниже, чем тех, которые выделяются из пересыщенного твердого раствора (мартенсита). Выше 400 °С на распад остаточного аустенита накладывается карбидное превращение с формированием более крупных частиц цементита.

В настоящее время нет однозначного толкования роли МАК-фазы в воздействии на свойства сварных соединений. Отсутствие ее влияния на механические свойства металла отмечается в работе [3]. В работе [25] высказывается мнение о возможном ее влиянии, хотя каких-либо убедительных экспериментальных данных не приводится. Во всех этих работах исследованию подвергался металл, содержащий около 2,5...4 % остаточного аустенита. В сообщении [24] отмечается, что 1% остаточного аустенита повышает температуру вязкого разрушения металла вблизи надреза на образцах Шарпи приблизительно на 15 °С. В связи с этим нами были проведены расчеты содержания МАК-фазы в ЗТВ сварных соединений. Расчеты показали, что в участке крупного зерна ЗТВ сварных соединений, выполненных по обоим вариантам технологии сварки, содержание МАК-фазы составляет: при сварке стационарной дугой - 1 % (48 кДж/см) и 1,4 % (74 кДж/см), а при СФПД (частота пульсаций 5 Гц) - 2,1 и 2,7 % соответственно. Из приведенных данных видно, что при СФПД формируется большее количество МАК-фазы, чем при сварке стационарной дугой. Это количество увеличивается с повышением величины погонной энергии. Увеличение содержания МАК-фазы сопровождается некоторым повышением количества остаточного аустенита, что связано с замедлением охлаждения в интервале температур диффузионного и промежуточного распада аустенита и повышением содержания углерода в остаточном аустените.

Из приведенных выше данных видно, что содержание МАК-фазы в металле ЗТВ сварных соединений, выполненных СФПД, невелико, а доля остаточного аустенита еще меньше. Если исходить из того, что при сварке высокопрочных низколегированных сталей с суммарным содержанием легирующих элементов около 3...3,5 % общее содержание МАК-фазы будет составлять в среднем 6...7 % [3], то количество остаточного аустенита в участке крупного зерна ЗТВ сварных соединений, выполненных СФПД, будет составлять 1...1,5 %. В связи с этим не следует ожидать от присутствия столь низкого содержания остаточного аустенита в МАК-фазе какого-либо заметного влияния на изменение склонности ЗТВ к хрупкому разрушению.

Следует отметить, что условия формирования выше рассмотренных морфологических форм феррита, сопровождающихся непрерывным протеканием диффузионного перераспределения углерода, способствуют также образованию некоторых количеств бейнита. Содержание его невелико, а микротвердость всего на 20...40 единиц выше микротвердости пластинчатых выделений феррита, сформировавшихся при более высоких температурах.

Выделение незначительного количества перлита происходит лишь в металле ЗТВ сварных соединений, выполненных на максимальной погонной энергии. Следует отметить, что определение точных температурных границ между рассмотренными ступенями превращений в металле ЗТВ затруднено не только ввиду сложности методики, но и потому, что в условиях непрерывного охлаждения происходит наложение одного вида превращения на другой, а большинство физических методов фиксируют лишь области максимального развития того или иного превращения. Описанная выше, на основе изучения микроструктур и анализа термических циклов сварки, кинетика превращения аустенита в ЗТВ низколегированных сталей схематически изображена на рис.4.

Выводы

При многослойной или двусторонней СФПД в участке крупного зерна, подвергшемся повторному нагреву, размер зерен в участке перегрева примерно в 1,5...2 раза меньше, чем в аналогичном участке после однократного нагрева. Характерной особенностью структуры в этом участке является почти полное отсутствие по границам зерен сплошных выделений ПФ, а в ферритной матрице - ВФ. Структура матрицы состоит из смеси ФПУ и ФПНУ со второй фазой, количественное соотношение которых изменяется в зависимости от величины погонной энергии. С повышением последней содержание ФПУ увеличивается. Что касается МАК-фазы, то ее содержание независимо от метода сварки не превышает 0,5...0,8 %, а распределение носит хаотический характер.

Список литературы

- Holovko V. (2023) Submerged welding process with pulsed arc / German International Journal of Modern Science №50, p. 38-48 DOI: 10.5281/zenodo.7107064
- Cochrane R.C (1983) Weld metal microstructures a state of the art review\ Welding in the World. - 21. - N1-2. - P16-25.
- Лоу Д.Р (1967) Микроструктурная картина разрушения \ Сб "Разрушение твердых тел". - М. - Металлургия. - С.7-47.
- Саррак В.И., Шубин В.Н., Энтин Р.И. (1970) Неоднородное распределение внутренних напряжений и склонность стали к хрупкому разрушению. - ФММ. - М. - Наука. - Т.29. - вып.1 - С.143-149.
- Irvine (1971) "Iron and Steel". - V.44. - N1. - P.31- 38.
- Спектор Я.И., Саррак В.И., Энтин Р.И. (1970) ФММ. - т.8. - вып.6. - С.915-920.
- Шоршоров М.Х. (1965) Металловедение сварки стали и сплавов титана. - М. - Наука. - 333с.
- Hanemann H., Schrader A. (1933) Atlas Metallographicus. -Berlin
- Денисенко А.В., Грабин В.Ф. и др. (1990) Морфологические особенности структуры низко-

легированного металла шва и их влияние на свойства сварных соединений /// Автоматич. сварка. - N10.- с.32-37.

10. Evans G.M. (1981) The effect of carbon on the microstructure and properties of C-Mn allweld metal deposits \ IIW Doc.II-A546-81. - P.

11. Bhadeshin D.H., Svensson L.E., Cretoft B. (1983) The growth rate allotriomorphic ferrite on low-alloy steel weld deposits \ Acta Univ. Oulu. - N2. - P.73-78.

12. Pargeter R.J., Dolby R.E. (1984) Identification and quantitative description of ferritic steel weld metal microstructures \ IIW Doc. IX-1323-84.-P.

13. Hrivnak I. (1979) The physical metallurgy of fused metal in welding microalloyed steels \ IIW Doc.IX-1123-79.- P.

14. Croug O., Matlock D.K. (1986) Microstructural development in mild and low-alloy steel weld metals \ Inst. Metals Rev. - 1. - N2. - P.16-25.

Коган Л.И., Файвилевич Т.А., Энтин Р.И. (1969) Исследование условий и механизма образования видманштеттового феррита в сталях \ ФММ. - М. - Наука. - т.27.- вып.4.- С.696-702.

15. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. (1977) Превращения в железе и стали. - М. - Наука. - 236с.

16. Сефериан Д. (1963) Металлургия сварки - С.333.

17. Смирнская Н.А., Коган Л.И., Энтин Р.И. (1976) Сходство и различие реакций образования видманштеттового феррита и бейнита \ ФММ. - М. - Наука. - т.41. - вып.5. - С.1014-1028.

18. Изотов В.И., Леонтьев Т.А. (1971) Тонкая структура видманштеттовых кристаллов феррита \ ФММ. - .-т.32,вып.1.- С.96-95.

19. Сэйдж А.М. (1985) Металлографический обзор высокопрочных низколегированных сталей для труб и фитингов. Стали для газопроводных труб и фитингов. \ Труды конференции. Пер. с англ. под ред. В.Рудченко. - М. -Металлургия .

20. Barritte G.S., Ricks R.A., Howell P.R (1983) The effect of inclusions on the structure and properties of H.S.L.A steel weld metals\ Strength Metals and Alloys (ICSMAG). Proc. 6th. Conf.-Melbourne. - 16-20 Aug.-1982.-Vol.1.- Oxford. -P.121-126.

21. Ohkita S., Homma H., Tsushima S., Mori N (1984) The effect of oxide inclusion on microstructure of Ti-B containing weld metal\ Australian Weld. J. - 29, N3.- P.29-36.

22. Ikawa H., et al (1977) Study on the grain growth in weld affected zone (Rep.5)\ J. Welding (Japan) -N7.- P.396.

23. Макара А.М., Грабин В.Ф., Денисенко А.В. и др.(1969) О структуре высокопрочных низколегированных швов \ Автоматич. сварка.- N6.- С.11-15.

24. Verrier P., et al (1991) Effect of the HAZ microstructure on the fracture toughness of offshore microalloyed structural steels\ IIW Doc.IX-1645-91.- 18 P.