

РОЗДІЛ «ЗВАРЮВАННЯ»

УДК 612.791

СУХОМЛИН В.И., к.т.н., доцент
НОСОВ Д.Г., доцент
ПЕРЕМИТЬКО В.В., к.т.н., доцент
РЕЙДЕРМАН Ю.И., к.т.н., доцент
ЛАУХИН Д.И.*, к.т.н., доцент

Днепродзержинский государственный технический университет

*Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры

**ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ 10Г2ФБ
ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ СВАРНЫХ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ.
ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ И МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ
(ЧАСТЬ I)**

Введение. Снижение массы одного элемента может повлечь за собой уменьшение сечений и массы других элементов конструкции, что, в свою очередь, влечет за собой и дополнительное уменьшение расходов, например, транспортных. Кроме того, уменьшение толщины проката приводит к сокращению сварочных работ, а это приводит к сокращению трудозатрат при изготовлении конструкций. Если толщина металла при использовании высококачественных низколегированных сталей уменьшается вдвое, то объем наплавленного при сварке металла сокращается на 25%.

Расчет необходимых размеров конструкции ведется по величине напряжений от рабочей нагрузки на основе гарантируемой минимальной величины предела текучести стали. Применение стали с более высоким пределом текучести позволит уменьшить толщину, а значит и массу строительных конструкций. Применение высокопрочной стали позволяет сооружать элементы конструкции, работающие на растяжение, из более легкого профиля. В дополнение к снижению затрат на материал более значительная экономия достигается за счет снижения затрат на транспортировку и сборку конструкций. Это подтверждается снижением объема свариваемого металла, что пропорционально уменьшает расход электроэнергии, сокращает время строительства, трудозатраты и др.

В сталях обычного качества применение предварительного подогрева – обязательная операция при сварке для предотвращения возникновения трещин. В низколегированных сталях после термомеханической обработки (ТМО) предварительный подогрев может быть полностью исключен, что приведет к снижению затрат в производстве сварной конструкции в среднем на 2...5%, несмотря на более высокую стоимость этой стали.

Таким образом, высокопрочная низколегированная сталь является очень экономным и универсальным материалом для строительства.

Постановка задачи. Использование высокопрочного проката экономически эффективно также с позиции удешевления его перевозки к месту строительства, более простого монтажа, использования кранов более низкой грузоподъемности. Однако, для производства такого проката необходимо применение современных технологий термомеханической обработки, являющихся разновидностью контролируемой прокатки – SHT (*Sumitomo high toughness process*) [1, 2] или TMCR (*Thermomechanical controlled rolling*) [3] и др. Производство высокопрочных конструкционных сталей не всегда приводит к удорожанию металлопроката, так как при использовании эффективных техно-

логий термомеханической обработки уровень легирования высокопрочных сталей даже ниже, чем у традиционно используемых сталей (например, сталь 15ХСНД с классом прочности С340 стоит дороже по сравнению с 10Г2ФБ класса прочности С550, прокатанной с использованием регламентированной прокатки).

Проведенные исследования показали, что сталь 09Г2С имеет более низкие показатели как по прочности, так и по содержанию игольчатого феррита в рабочем диапазоне температурно-деформационных условий. Поэтому исследования структуры и свойств проводили на стали 10Г2ФБ как наиболее перспективной в строительных конструкциях.

В связи с отсутствием установок для ускоренного охлаждения толстолистового металла в потоке стана 3000 на металлургическом комбинате им. Ильича (г. Мариуполь) интерес представляло получить в лабораторных условиях более высокий уровень прочности в листовом металле из стали 10Г2ФБ и определить возможность ее использования в сварных металлических конструкциях.

Данная работа направлена на изучение изменений, происходящих в металле высокопрочной стали 10Г2ФБ и ее сварных соединений после различных видов ТМО.

Результаты работы. Анализ структуры основного металла, металла ЗТВ и сварного шва показал, что в области шва образуются две зоны: сплавления и термического влияния. В оплавленном металле после кристаллизации при понижении температуры формируется сравнительно однородная структура, характер которой определяется химическим составом присадочной проволоки и скоростью охлаждения. В зоне термического влияния формируется набор структур, составляющие которых образуются в условиях непрерывно изменяющихся температуры, времени нагрева, скорости охлаждения, различий в структуре исходного металла.

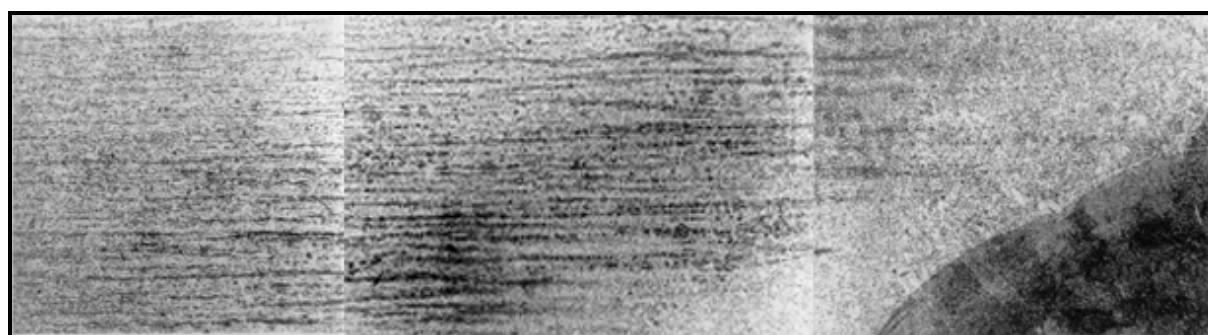
Исследованы структурные превращения, происходящие при сварке листов стали 10Г2ФБ толщиной 18,7 мм с применением сварочной проволоки из стали 07ХН2ГСМФТЮ. На (рис.1, а) показан макрошлиф зоны шва и зоны термического влияния. Как видно, в ЗТВ полосчатость проявляется очень четко в средней части, а в околошовной зоне она исчезает. Более подробно детали структуры ЗТВ показаны на снимках с большим увеличением (рис.1, 2) в последовательности от основного металла ко шву.

Структура исходного металла (рис.1, б) имеет феррито-перлитную полосчатость. В чистовой клетке температура прокатки была понижена в область межкритического интервала температур (около 750°C), поэтому в ферритной составляющей наблюдается хорошо развитая сеть субзеренных границ (размер субзерен 3...5 мкм).

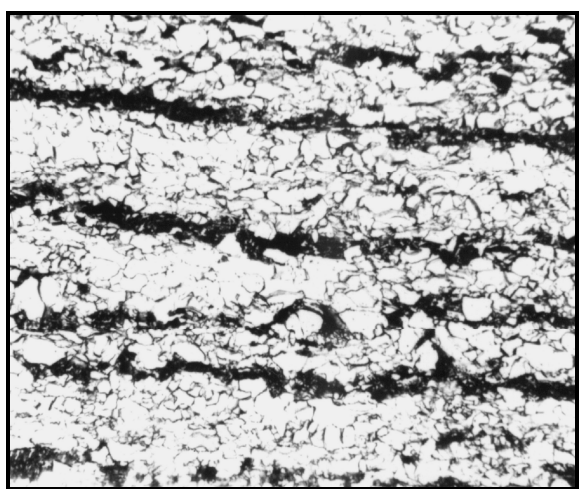
При разогреве во время сварки в тех участках, где температура повысилась до критической точки A_{c1} , происходит частичная сфероидизация цементитных пластин в перлите, но при светооптическом исследовании детали подобные изменения не допускаются (рис.1, в).

В слоях основного металла, расположенных еще ближе к сварному шву, где температура повышается выше A_{c1} , но ниже A_{c3} , превращение в аустенит претерпевают полосы с перлитной структурой, а также значительная часть ферритных полос. При этом непревращенными остаются только центральные части ферритных полос, в которых субзерна становятся несколько крупнее (до 10 мкм в поперечнике), чем в исходной структуре (рис.1, г). Очевидно, что концентрация углерода в аустените в этом случае снижается от первоначальной до 0,8%, в перлитных колониях – до 0,3...0,4%, поэтому при резком снижении температуры такой аустенит распадается по бейнитному механизму. В результате образуются характерные чередующиеся полосы примерно равной ширины: с новообразовавшейся бейнитной структурой – темного оттенка и неперекри-

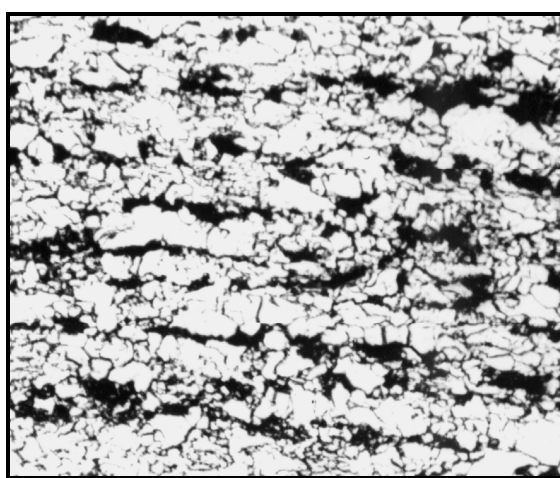
сталлизовавшегося феррита – светлого оттенка (рис.1, г). Можно полагать, что в темных полосах, кроме бейнитных реек, присутствуют мелкие кристаллы доэвтектоидного феррита в обедненных углеродом участках, или мартенсита – в обогащенных.



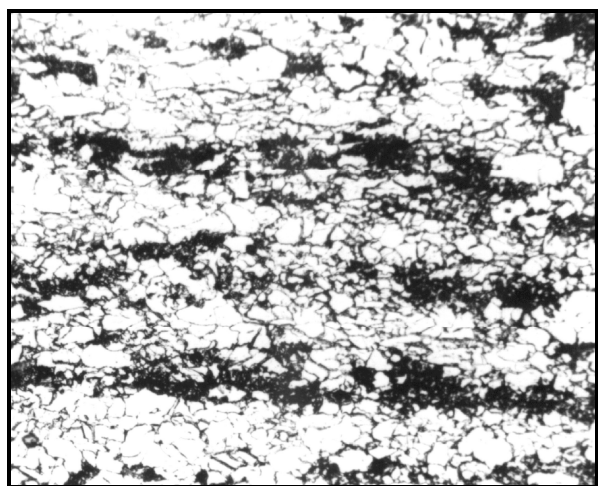
а)



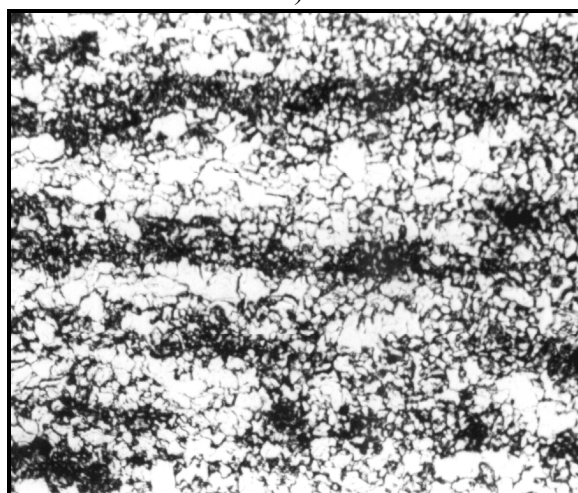
б)



в)



г)

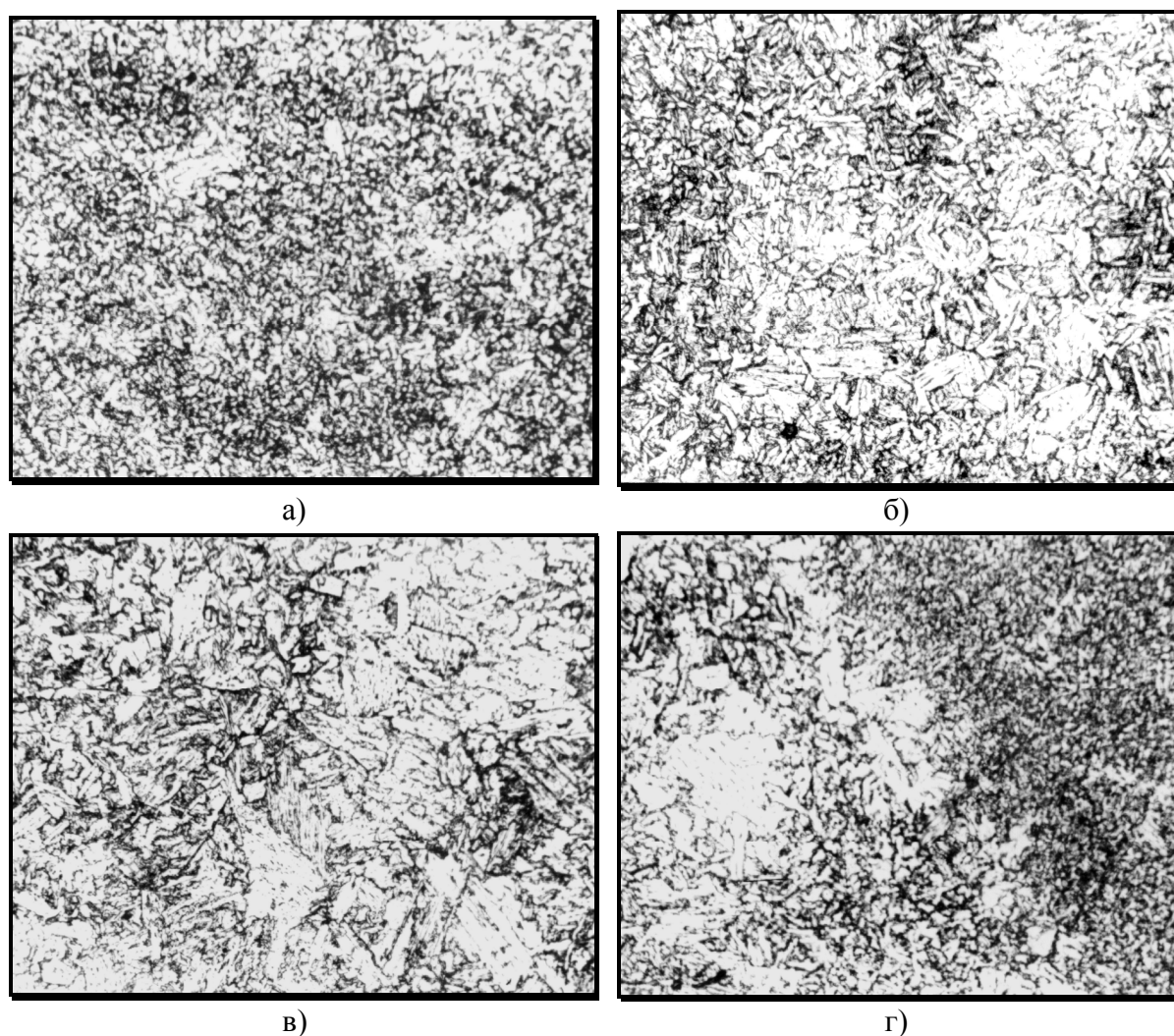


д)

- а) общий вид, $\times 15$; б) исходная феррито-перлитная структура;
 в) начало МКИ; г) переход от МКИ к A_{c3} ;
 д) дисперсная феррито-мартенситная (дуальная) структура ($A_{c3}+50^{\circ}C$); $\times 500$

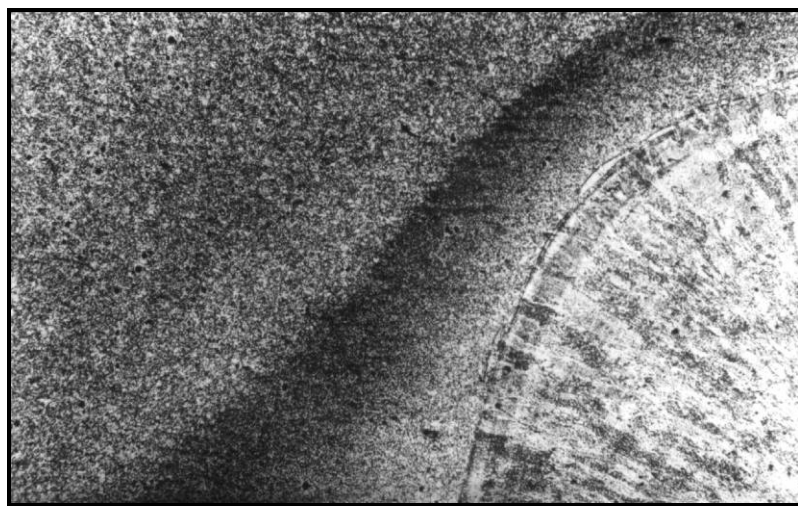
Рисунок 1 – Структура ЗТВ при сварке листов из стали 10Г2ФБ, полученных методом контролируемой прокатки

В следующем слое, где температура поднимается до критической точки A_{c3} , металл пребывает при этой температуре более длительное время, чем в слоях, более удаленных от шва. Большая часть объема стали переходит в аустенитное состояние, а диффузионное выравнивание концентрационной неоднородности по углероду интенсифицируется. В результате после охлаждения полосы вышеуказанные неоднородности размываются, а основной структурной составляющей становится доэвтектоидный феррит. Его зерна очень мелкие, так как они зарождаются в мелкозернистом аустените. Поскольку углерод вытесняется из зерен доэвтектоидного феррита в межзеренные промежутки, то остаточный аустенит вновь обогащается углеродом и при дальнейшем понижении температуры превращается в мартенсит (рис. 1, д). При этом слабовыраженная полосчатость структуры в определенной мере сохраняется.

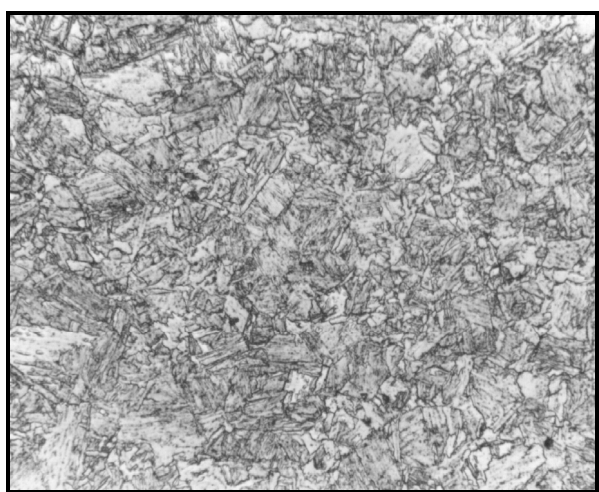


а) игольчатый феррит ($A_{c3}+100^{\circ}C$); б) переход от среднего к крупному γ -зерну ($A_{c3}+150^{\circ}C$); в) переход от игольчатого феррита к околошовной зоне ($A_{c3}+200^{\circ}C$); г) сварной шов и околошовная зона

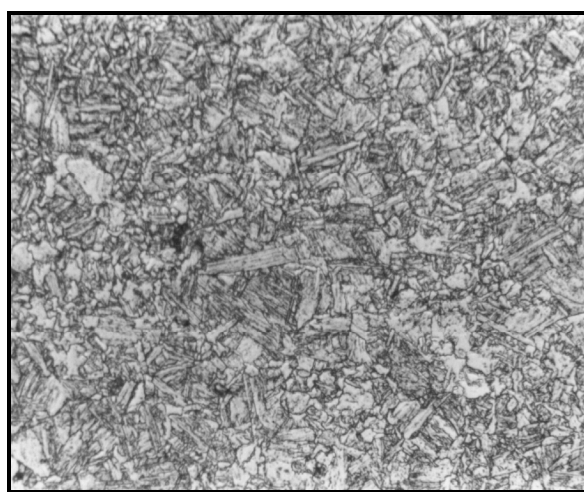
Рисунок 2 – Структура ЗТВ при сварке листов из стали 10Г2ФБ, полученных методом контролируемой прокатки, $\times 500$



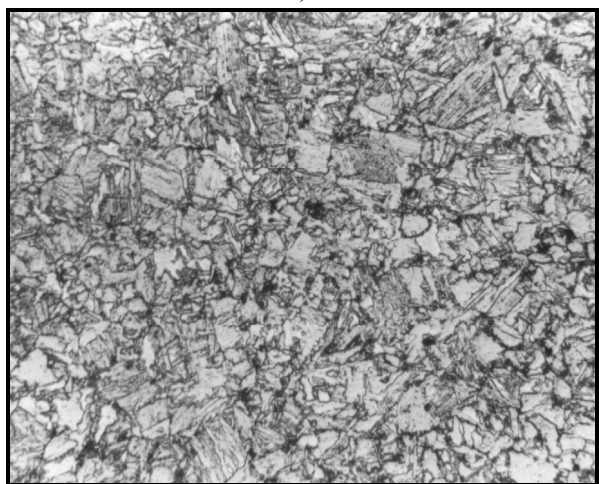
а)



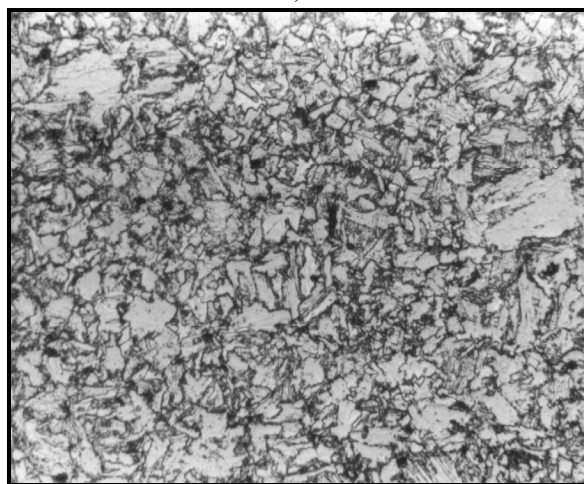
б)



в)



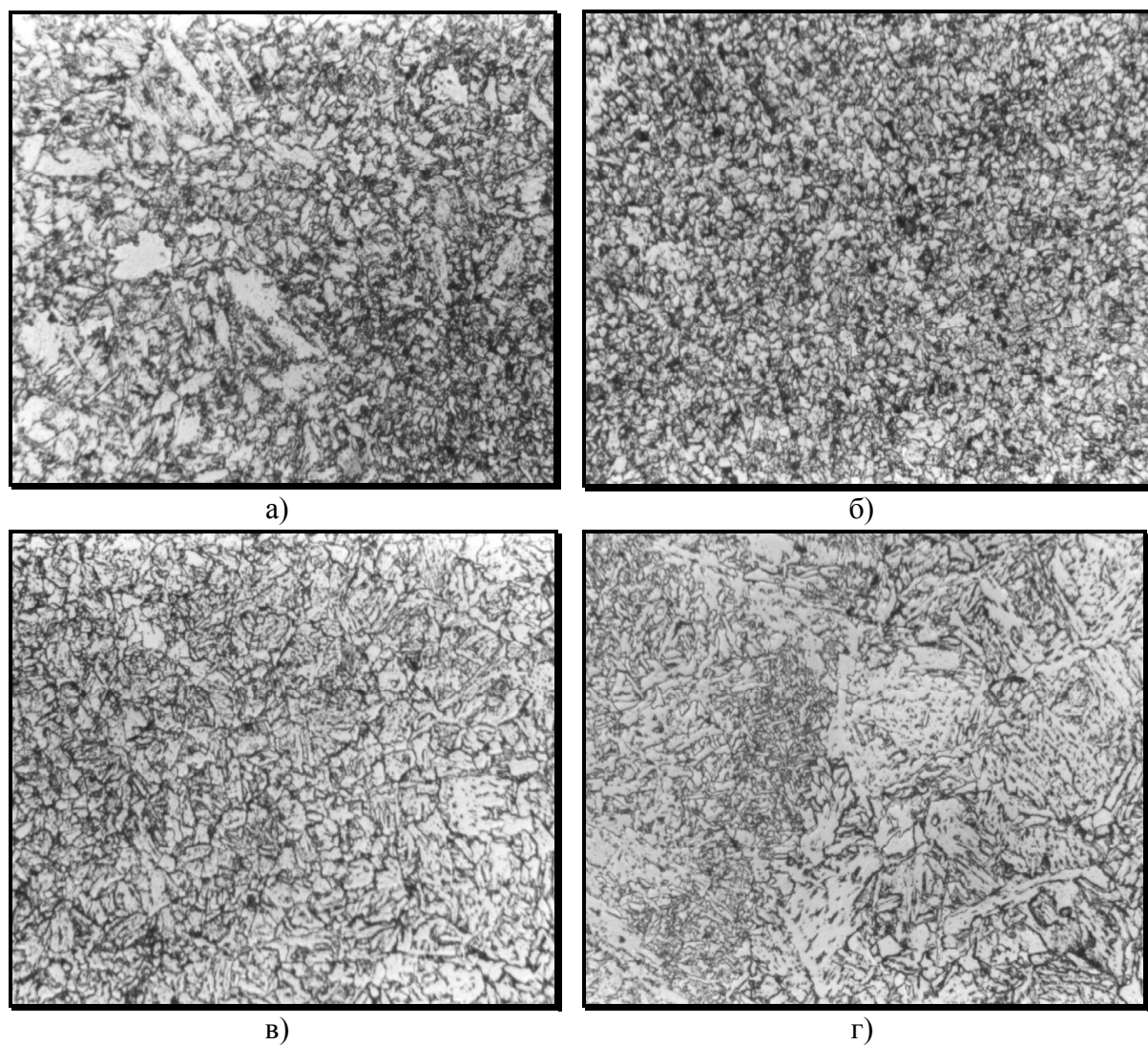
г)



д)

а) общий вид, $\times 15$; б) исходный отпускаемый мартенсит;
в) высокоотпущенный мартенсит; г) переход к МКИ; д) МКИ; $\times 500$
Рисунок 3 – Структура зоны термического влияния при сварке листов
из стали 09Г2ФБ, закаленных в воду

В тех слоях, где температура металла повышается выше $A_{c3}+50^{\circ}C$ (рис.2, а), аустенитное превращение охватывает весь объем исходного металла, происходит диффузионное выравнивание по углероду, поэтому полосчатость в конечной структуре не наблюдается, и образуется очень мелкое ферритное зерно 10...12 балла с мелкими островками мартенсита между зернами. Такую феррито-мартенситную структуру называют дуальной [4].



а) переход от МКИ к A_{c3} и выше; б) выше A_{c3} , мелкозернистая феррито-карбидная смесь; в) игольчатый феррит; г) переход от игольчатого феррита к зоне расплавления
Рисунок 4 – Структура зоны термического влияния при сварке листов из стали 09Г2ФБ, закаленных в воду, $\times 500$

Ближе к зоне сплавления температура металла повышается гораздо выше критической точки $A_{c3}+100^{\circ}C$, и образующийся при нагреве аустенит оказывается однородным по химическому составу, в том числе и по углероду, его зерна успевают вырасти до 10...15 мкм в поперечнике. В дальнейшем в этой зоне аустенит охлаждается со сравнительно высокой скоростью, т.к. теплоотвод осуществляется, в основном, через металл. В таких условиях распад аустенита происходит в промежуточной области и в итоге наблюдается структура игольчатого феррита (рис.2, б).

В непосредственной близости от шва (сварочной ванны) металл прогревается до предплавильных температур, зерно аустенита успевает вырасти до 100...120 мкм в поперечнике, а после охлаждения образуется структура игольчатого феррита с небольшим количеством мелких островков мартенсита (рис.2, в).

При сварке двух листов (закаленных в воду и отпущенных при 600°C), образуется структура ЗТВ (рис.1, а) несколько отличающаяся от той, которая образуется после сварки листов, прошедших контролируемую прокатку (рис.1, а). Это связано с более однородным распределением углерода после закалки, поскольку при превращении аустенита в мартенсит не было разделения на ферритные и перлитные слои, как это обычно происходит в горячекатаных листах. По этой причине в ЗТВ не наблюдается явная полосчатость там, где металл листа был нагрет до температуры МКИ (рис.3, а). Что касается микроструктуры, то в исходном состоянии (в основном металле) наблюдается типичный мартенсит высокой дисперсности (рис.3, б). Ближе ко шву располагается зона дополнительно отпущенного реечного (пакетного) мартенсита, хотя явные признаки образования дисперсных карбидов не наблюдаются (рис.3, в).

На рис.3, г приведен микрошлиф границы структуры отпущенного мартенсита и зоны, соответствующей нижней границе межкритического интервала температур. Наблюдаются небольшие зародыши аустенита (размером 3...5 мкм), которые видны как отдельные черные колонии новообразовавшегося перлита. В средней части зоны МКИ таких колоний становится больше, а еще ближе ко шву – меньше (рис.3, д). Это связано с увеличением количества аустенита и понижением концентрации углерода в нем. Поэтому при последующем охлаждении из аустенита выделяются многочисленные мелкие зародыши доэвтектоидного феррита и мелкие пограничные карбиды, так как перлитные колонии не могут образоваться из-за малых размеров зерен остаточного аустенита. В слое, отвечающем верхней части МКИ, структура состоит из крупных неперекристаллизовавшихся пакетов верхнего бейнита (светлые кристаллы на рис.4, а), которые изредка встречаются в исходной структуре после закалки, и новообразовавшихся мелких кристаллов феррита, бейнита и феррито-карбидного конгломерата. На снимке (рис.4, а) видна граница перехода структуры, отвечающей МКИ, в структуру мелкозернистой феррито-карбидной смеси, отвечающей участку металла, нагретого до температуры A_{c3} .

Такая мелкозернистая структура соответствует мелкому зерну аустенита, образовавшемуся при температурах несколько выше A_{c3} (рис.4, б). Эта зона хорошо видна как наиболее темная на снимке общего вида ЗТВ (рис.3, а).

Ближе ко шву зерно аустенита укрупняется (рис.4, в) и во время охлаждения распадается по бейнитному механизму с образованием типичной структуры игольчатого феррита, которая наблюдается вплоть до границы с зоной оплавления (рис.4, г).

Выводы. Определены условия и режимы термомеханической обработки для стали 10Г2ФБ, при которых устраняется наследственная феррито-перлитная полосчатость.

Установлено, что отдельные группы перлитных колоний разделены друг от друга зернами феррита, а сами перлитные «зерна» измельчились.

Сравнение исходной структуры, имеющей ярко выраженную полосчатость, со структурой, полученной в условиях оптимизированных режимов ТМО, позволило выбрать образцы для дополнительных исследований механических свойств стали.

ЛИТЕРАТУРА

1. Hisaya T. New Technology for High Toughness Plates Sumitomo High Toughness Process – SHT process / T.Hisaya, S.Tsutomu // Int. Conf. Steel Roll. – Proc. Vol. Tokyo. – 1980. – P.957-969.

2. Tosiho I. Development of Sumitomo High Toughness (SHT) Process for Low Temperature Service Steel / I.Tosiho // Trans. Iron and Steel Inst. Jap. – 1980. – №8. – P.561-569.
3. Высокопрочные стальные штрипсы для магистральных труб, получаемых при помощи ТМ – обработки / Штрейсельбергер А., Бауэр Дж., Шульц В., Швинн В.; пер. с нем. // Metallургическое производство и технология металлургических процессов (МРТ). – М.: Металлургия. – 1990. – С.46-59
4. Rashid M. Dual-phase Steels / M.Rashid // Annual Rev. Mater. Science. – 1981. – P.245-266.

УДК 612.791

СУХОМЛИН В.И., к.т.н., доцент
НОСОВ Д.Г., доцент
ПЕРЕМИТЬКО В.В., к.т.н., доцент
РЕЙДЕРМАН Ю.И., к.т.н., доцент
ЛАУХИН Д.И.*, к.т.н., доцент

Днепродзержинский государственный технический университет
*Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры

ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ 10Г2ФБ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ СВАРНЫХ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ. ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ И МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ (ЧАСТЬ II)

Введение. Мировой опыт производства и потребления качественных конструкционных сталей подтверждает экономическую эффективность повышения уровня прочности металла, используемого в сварных металлических конструкциях [1].

Высокопрочный толстолистовой прокат находит применение в строительстве (металлические колонны, подкрановые балки, ригели), резервуаростроении (днища, стенки резервуаров), магистральных нефте- и газопроводах, мостостроении (большепролетные балочные мосты) и др. Существует проблема снижения металлоемкости и создания надежных строительных конструкций с использованием сталей более высокопрочных, чем применяемые ныне. Ее решение является актуальной научно-технической задачей.

Постановка задачи. Применение высокопрочного проката в машиностроении и строительстве показало его высокую экономическую эффективность при изготовлении, реализации и эксплуатации сварных металлоконструкций. В настоящее время интерес представляет производство проката из высокопрочных экономнолегированных сталей, для которых необходимо применение новых технологий термомеханической обработки (ТМО). Установлено, что производство высокопрочных конструкционных сталей не всегда приводит к удорожанию металлопроката, так как при использовании эффективных технологий ТМО уровень легирования высокопрочных сталей даже ниже, чем у традиционно используемых сталей. Задачей исследований является определение условий ТМО, обеспечивающих более высокий уровень прочности в листовом металле из стали 10Г2ФБ, и возможности ее использования в сварных металлических конструкциях, в том числе и строительных.

Ранее нами были установлены закономерности изменения структур низкоуглеродистой низколегированной высокопрочной стали 10Г2ФБ и ее сварных соеди-

нений после различных видов ТМО. Анализ полученных результатов позволил оптимизировать процесс выбора образцов для дополнительных исследований механических свойств стали и определить условия, при которых применение высокопрочной стали 10Г2ФБ при производстве сварных строительных металлоконструкций будет целесообразным.

Результаты работы. Карточки из стали 10Г2ФБ размером 200×300×18,7 мм нагревали до температуры 960°С, затем выдерживали при заданной температуре из расчета 2 мин на 1 мм толщины образца и закаливали в воду или охлаждали в масле. После закалки или ускоренного охлаждения карточки отпускали при температуре 600°С в течение 1 часа. Механические свойства стали 10Г2ФБ после упрочняющей термической обработки приведены в табл.1.

Таблица 1 – Результаты испытаний цилиндрических образцов (тип III) основного металла на растяжение

| Режим обработки | Предел текучести σ_T , МПа | Предел прочности σ_B , МПа | Относительное сужение φ , % | Относительное удлинение δ , % |
|--|-----------------------------------|-----------------------------------|-------------------------------------|--------------------------------------|
| Контролируемая прокатка, сталь X80 | 535 | 625 | 64 | 29 |
| Ускоренное охлаждение в масло от $T=960^\circ\text{C}$, отпуск 600°C , $\tau = 1$ час | 560 | 655 | 67 | 22 |
| Закалка в воду от $T=960^\circ\text{C}$, отпуск 600°C , $\tau = 1$ час | 648 | 716 | 66 | 20 |

Из табл.1 видно, что минимальный уровень прочности имеет металл после контролируемой прокатки, а наилучшие прочностные свойства исследуемая сталь имеет после закалки в воду и отпуск 600°С. Однако, при этом металл после контролируемой прокатки имеет максимальный уровень относительного удлинения.

Для испытаний на ударный изгиб KCV стали 10Г2ФБ выполняли сварку встык двух карточек на режимах, обеспечивающих полный провар и качественное формирование наплавленного валика. Стандартные образцы изготавливали из металла зоны термического влияния (ЗТВ), зоны сплавления и основного металла.

Максимальные значения ударной вязкости при положительных температурах (+20°С) имеет основной металл после контролируемой прокатки, а минимальные – после закалки в воду от температуры 960°С и отпуска при 600°С в течение 1 часа. При этом значения ударной вязкости при пониженных температурах (минус 40°С) для стали 10Г2ФБ после контролируемой прокатки оказались более низкими по сравнению с упрочняющими обработками.

Значение ударной вязкости исследуемой стали после различных обработок и в разных зонах сварного шва приведены в табл.2.

Таблица 2 – Результаты испытаний на ударный изгиб стали 10Г2ФБ после различных обработок

| Режим обработки | Ударная вязкость KCV ₊₂₀ , Дж/см ² | | | Ударная вязкость KCV ₋₄₀ , Дж/см ² |
|--|--|-----------|---------------------------|--|
| | Основной металл | Центр шва | Зона термического влияния | Основной металл |
| Контролируемая прокатка, сталь Х80 | 308 | 187 | 208 | 130 |
| Ускоренное охлаждение в масло от T=960°C, отпуск 600°C τ = 1 час | 314 | 94 | 98 | 150 |
| Закалка в воду от T=960°C, отпуск 600°C τ = 1 час | 247 | 107 | 158 | 170 |

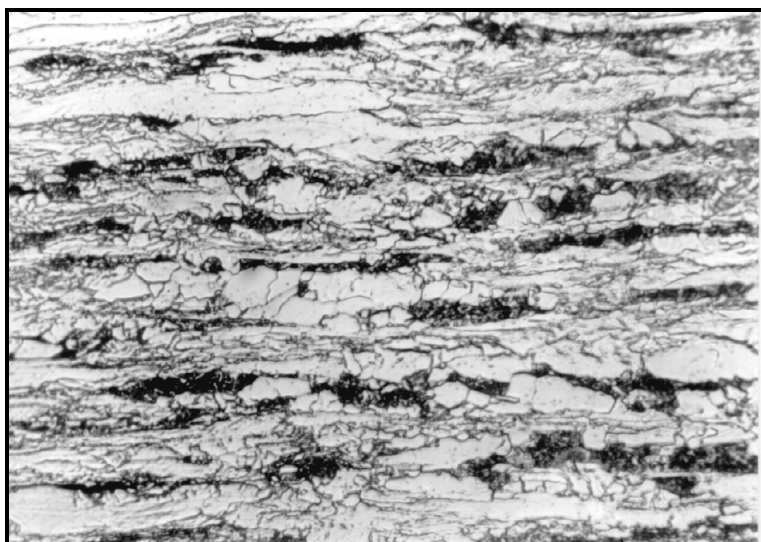
Микроструктурные исследования основного металла стали 10Г2ФБ после контролируемой прокатки и после упрочняющих обработок (рис.1) показали, что металл после контролируемой прокатки имеет феррито-перлитную структуру с развитой полосчатостью, характерной для данного вида обработки (рис.1, а). После ускоренного охлаждения в масло и отпуска при 600°C полностью устраняется полосчатость, измельчается ферритное зерно до 11 балла и происходит распад продуктов промежуточного превращения (рис.1, б). Устранение полосчатости характерно также и для металла, закаленного в воду и отпущенного при 600°C, при этом образуется структура отпущенного мартенсита (рис.1, в).

В связи с тем, что высокопрочный металл при изготовлении конструкций ответственного назначения подвергается сварке, практический интерес представляет исследование уровня разупрочнения металла в зоне сварного соединения. С этой целью карты размером 200×300×18,7, обработанные по режимам (табл.1), сваривали после разделки кромок автоматическим способом сварки проволокой Св-08ГА (Ø 3 мм) под слоем флюса АН-348А. Из полученных сварных соединений вырезали в соответствии с ГОСТ 6996-66 образцы для испытания на растяжение (рис.2) и на холодный загиб, угол загиба 110° (рис.3). Механические свойства сварных соединений приведены в табл.3.

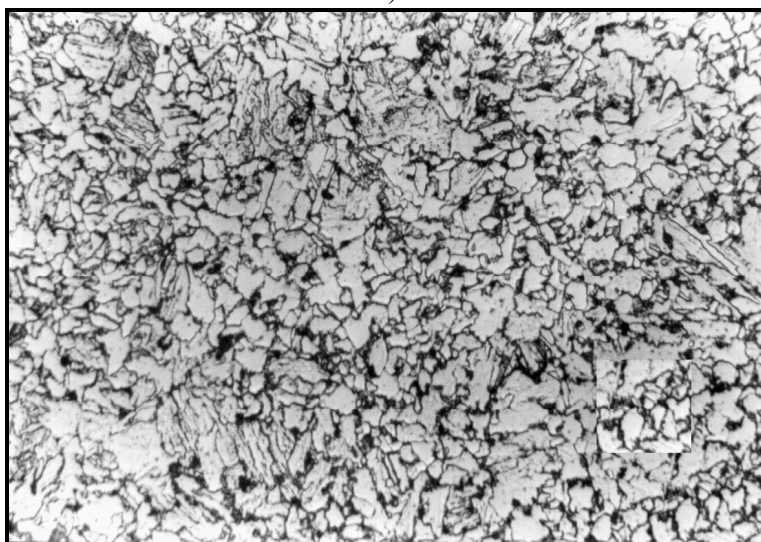
Исследования показали (рис.2), что разрушение плоских сварных образцов происходило по сварному шву практически при одинаковых нагрузках, при этом все исследуемые образцы выдержали испытания на холодный загиб (рис.3).

Проведенные исследования с применением присадочного материала (сварочной проволоки Св-08ГА), не соответствующего по уровню прочности основному металлу, не дали окончательного ответа на вопрос о степени разупрочнения высокопрочного металла в зоне термического влияния.

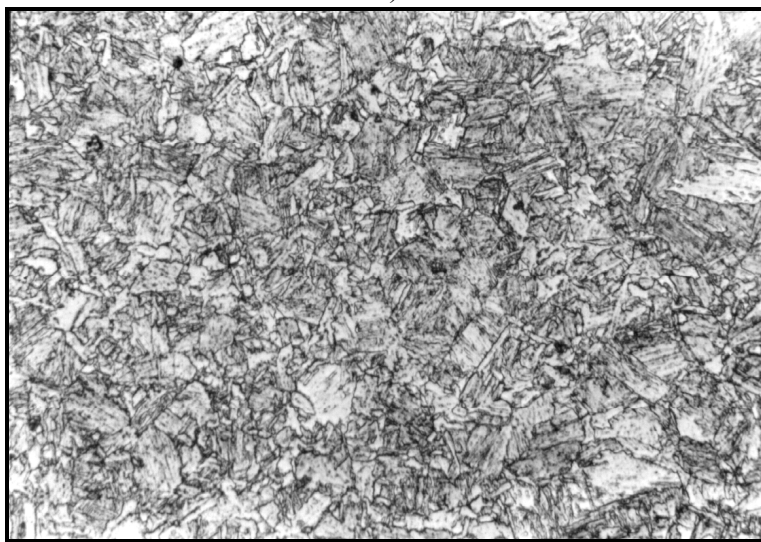
Были проведены эксперименты по сварке (полуавтоматом в среде защитного газа) стали 10Г2ФБ сварочной проволокой повышенной прочности 07ХН2ГСМФТЮ (Ø1,2 мм). Результаты механических испытаний натуральных сварных образцов приведены в табл.4. Полученные данные показали, что максимальной прочностью обладают сварные соединения из металла, подвергнутого закалке в воду с отпуском 600°C. Разрушение сварных образцов происходило по основному металлу на удалении от зоны сплавления не менее 22 мм, т.е. разрушение произошло по основному металлу, при этом все образцы выдержали испытание на холодный загиб. Установлено, что степень разупрочнения стали 10Г2ФБ, обработанной на различные уровни прочности (табл.4), остается на уровне нормативных требований.



а)

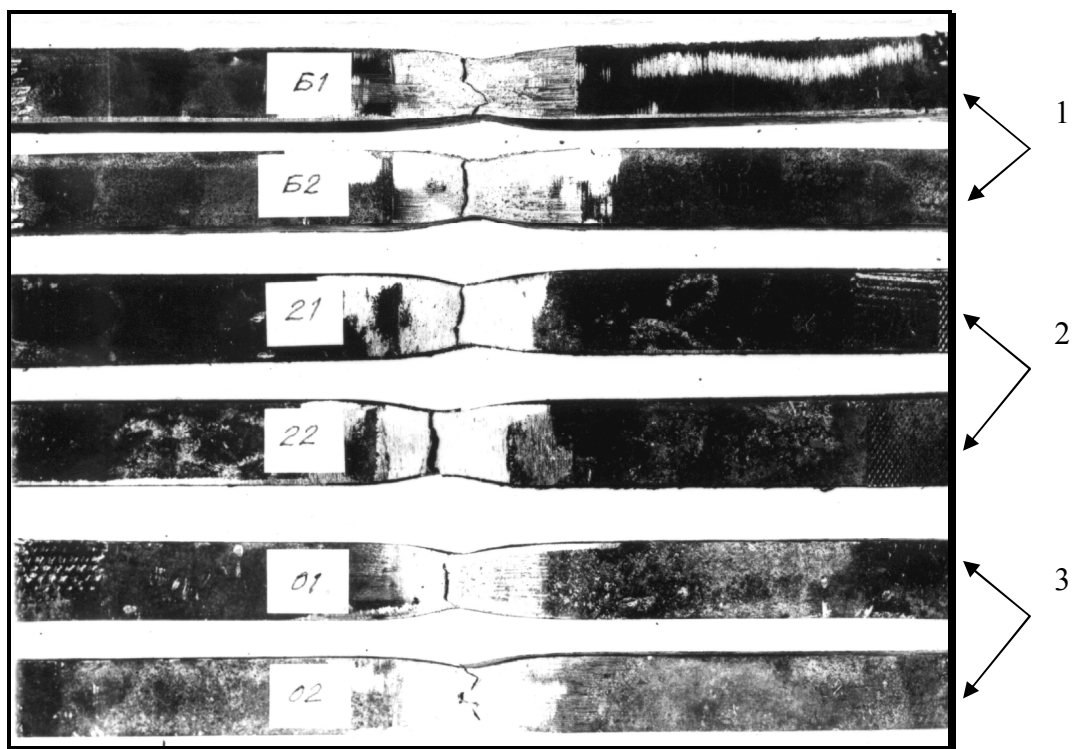


б)

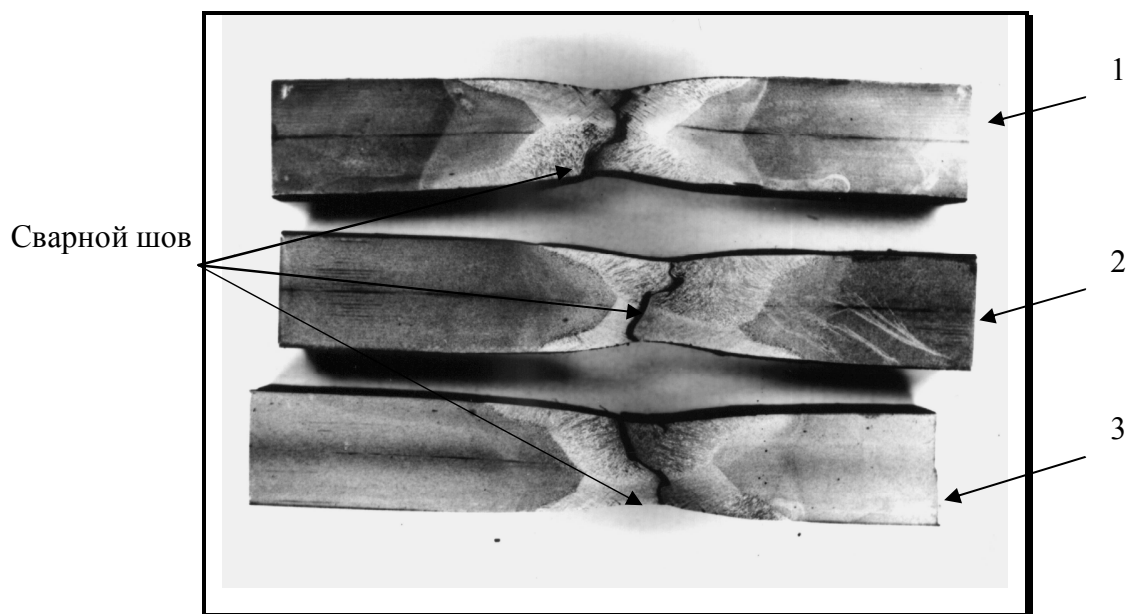


в)

Рисунок 1 – Микроструктура стали 10Г2ФБ после: а) контролируемой прокатки; б) ускоренного охлаждения в масло от $T=960^{\circ}\text{C}$ и отпуска 600°C , 1 час; в) заковки в воду от $T=960^{\circ}\text{C}$ и отпуска 600°C , 1 час; $\times 500$



а)



б)

а – вид сбоку, масштаб 1:2; б – вид сверху, масштаб 1:1

Рисунок 2 – Общий вид образцов из стали 10Г2ФБ, сваренных проволокой Св-08ГА (испытания на растяжение) после: 1) контролируемой прокатки; 2) ускоренного охлаждения в масло от температуры 960°С и отпуска 600°С, 1 час; 3) закалки в воду от температуры 960°С и отпуска 600°С, 1 час

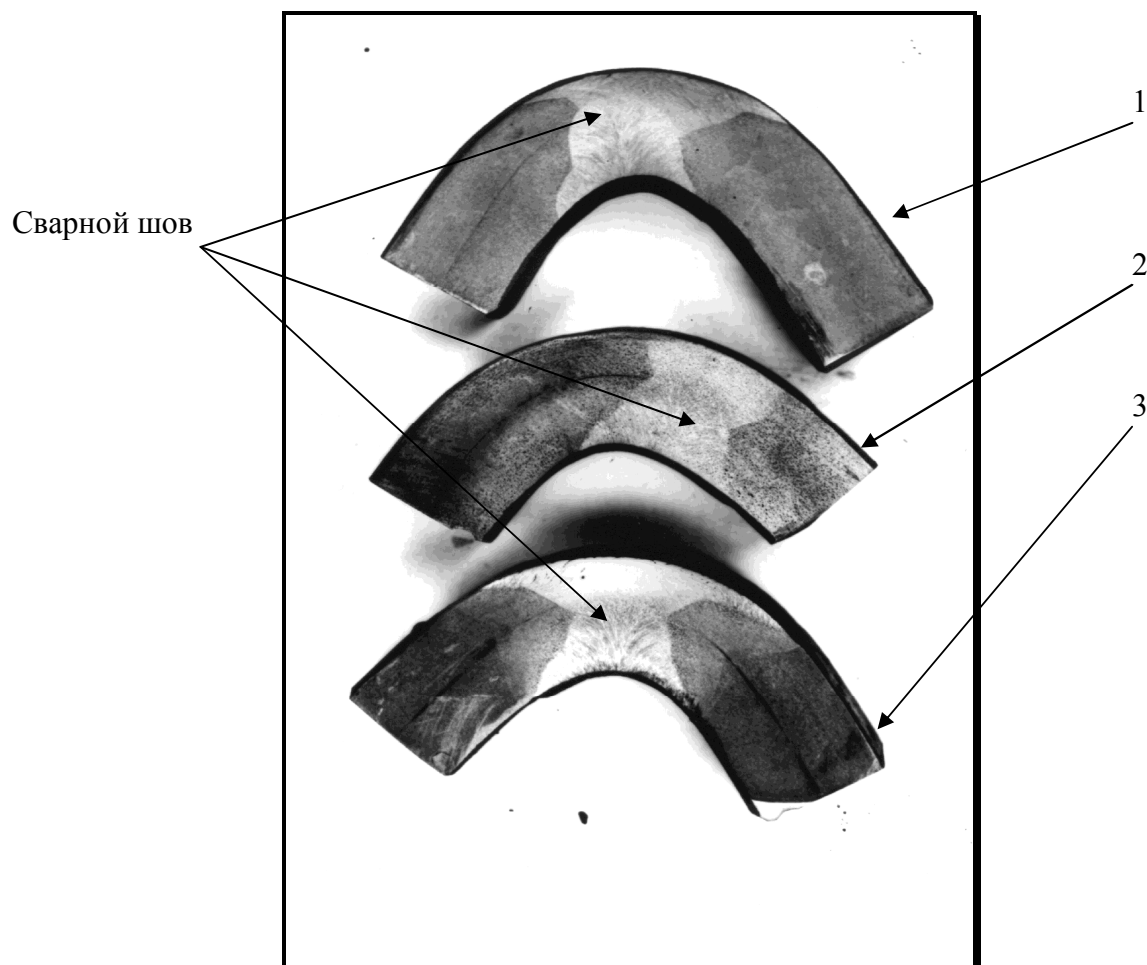


Рисунок 3 – Общий вид образцов из стали 10Г2ФБ, сваренных проволокой Св-08ГА (испытания на холодный загиб) после: 1) контролируемой прокатки; 2) ускоренного охлаждения в масле от температуры 960°С и отпуска 600°С, 1 час; 3) заковки в воду от температуры 960°С и отпуска 600°С, 1 час

Таблица 3 – Результаты испытаний натуральных плоских сварных образцов тип II за ГОСТ 6996-66

| Режим обработки | Предел прочности σ_B , МПа | Примечание |
|---|-----------------------------------|---------------|
| Контролируемая прокатка, сталь X80 | 620 | разрыв по шву |
| Ускоренное охлаждение в масле от $T=960^{\circ}\text{C}$, отпуск 600°C , 1 час | 625 | разрыв по шву |
| Заковка в воду от $T=960^{\circ}\text{C}$, отпуск 600°C , 1 час | 620 | разрыв по шву |

Таблица 4 – Механические свойства сварных соединений после полуавтоматической сварки проволокой из стали 07ХН2ГСМФТЮ

| Режим обработки | Предел текучести σ_T , МПа | Предел прочности σ_B , МПа | Относительное удлинение δ , % | Примечание |
|---|-----------------------------------|-----------------------------------|--------------------------------------|-------------------------------|
| Контролируемая прокатка, сталь Х80 | 571 | 668 | 22 | разрыв по основному материалу |
| Ускоренное охлаждение в масло от $T=960^\circ\text{C}$, отпуск 600°C , 1 час | 567 | 670 | 20 | разрыв по основному материалу |
| Закалка в воду от $T=960^\circ\text{C}$, отпуск 600°C , 1 час | 587 | 745 | 19 | разрыв по основному материалу |

Кроме того, при исследовании прочностных свойств металла в зоне сварки и в зоне термического влияния было произведено испытание на твердость.

На рис.4 представлены кривые изменения твердости металла от центра шва к основному металлу.

В условиях контролируемой прокатки (рис.4, а) твердость сварного шва в сравнении с твердостью основного металла выше в среднем на 30 единиц; имеют место «провалы твердости» в переходах шов – зона термического влияния – основной металл, что и ограничивало применение стали 10Г2ФБ при производстве сварных конструкций.

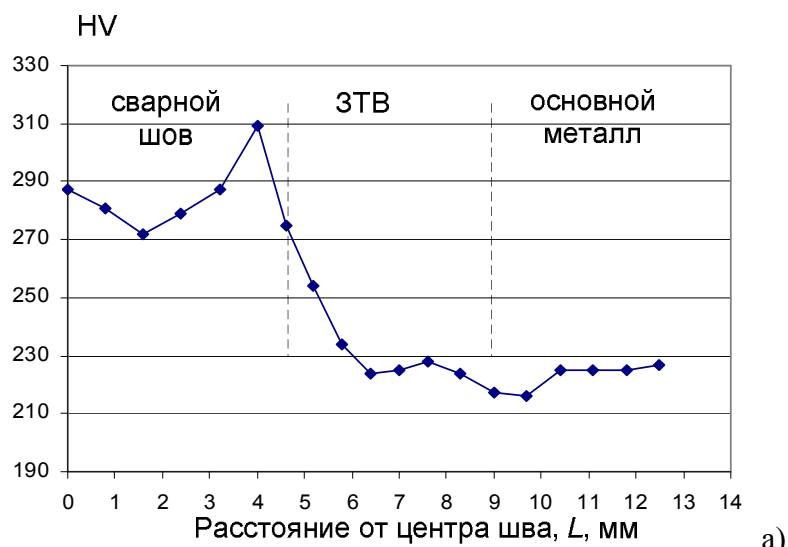
При ТМО, выполненных на следующих режимах: нагрев, ускоренное охлаждение в масло от температуры 960°C и отпуск 600°C в течении 1 часа твердость сварного шва более стабильна (рис.4, б), однако, имеют место «провалы твердости» в ЗТВ (разупрочнение). В сравнении с твердостью основного металла твердость металла ЗТВ при этом виде ТМО ниже до 20 единиц.

Наилучшие результаты обеспечивает комплексная ТМО, выполненная на следующих режимах: нагрев, закалка в воду от температуры 960°C и отпуск 600°C в течении 1 часа. Твердость металла в переходах шов – зона термического влияния – основной металл стабилен (рис.4, в), «провалы твердости» минимальны, кроме того, несколько повышается твердость основного металла.

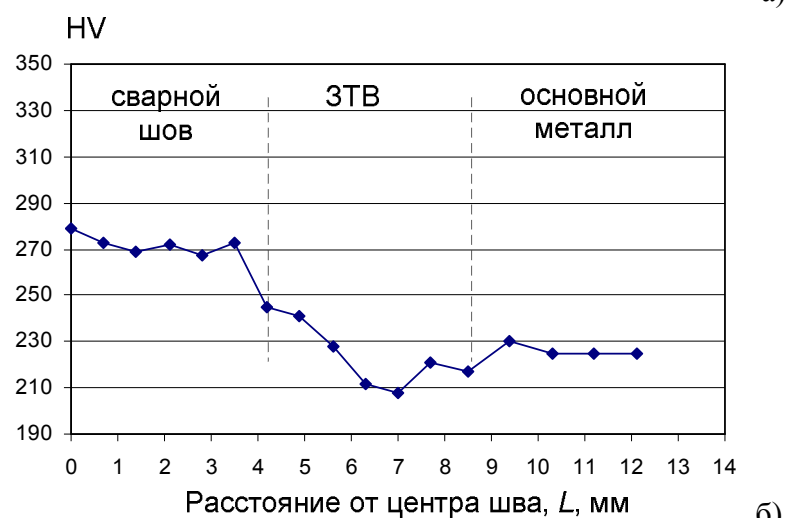
Анализ структуры основного металла, металла ЗТВ и сварного шва показал, что в области шва образуются две зоны: сплавления и термического влияния. В оплавленном металле после кристаллизации при понижении температуры формируется сравнительно однородная структура, характер которой определяется химическим составом присадочной проволоки и скоростью охлаждения. В зоне термического влияния формируется набор структур, составляющие которых образуются в условиях непрерывно изменяющихся температуры, времени нагрева, скорости охлаждения, различий в структуре исходного металла. Детальное исследование и анализ структур указанных зон планируется нами реализовать в дальнейшем.

Выводы. Результаты механических испытаний опытных образцов подтвердили, что достигнута основная цель – ударная вязкость вдоль и поперек прокатки толстого листа практически одинакова, а незначительное снижение предела текучести не выходит за рамки допустимого.

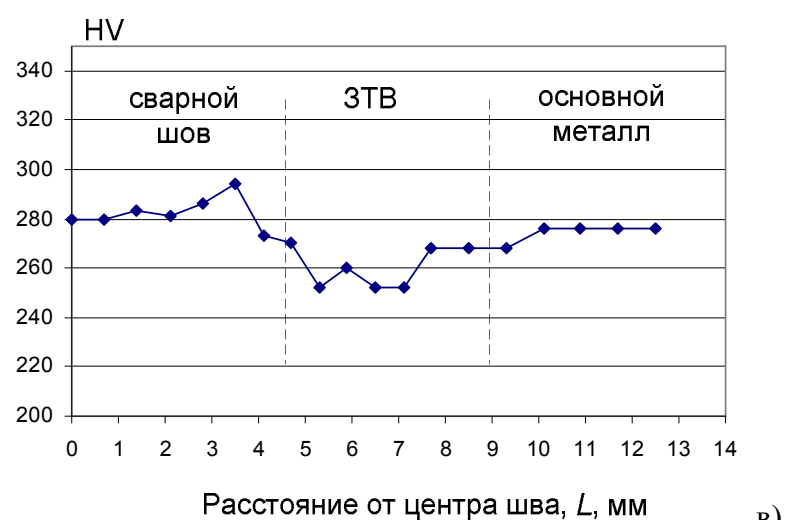
Фактографические исследования поверхности разрушения показали, что величина распространения усталостных трещин при транскристаллитном разрушении не



а)



б)



в)

а) контролируемая прокатка; б) ускоренное охлаждение в масло от температуры 960°C и отпуск 600°C, 1 час; в) закалка в воду от температуры 960°C и отпуск 600°C, 1 час

Рисунок 4 – Микротвердость зоны сварного шва, зоны термического влияния и основного металла (механизированная сварка проволокой Св-07ХН2ГСМФТЮ)

превышает диаметра ферритного зерна, а при интеркристаллитном – ограничивается величиной поверхностного раздела ферритного зерна и перлитной колонии.

Таким образом, поведение металла при механических испытаниях идентично результатам испытаний для стали 09Г2С, что позволяет использовать трубную сталь 10Г2ФБ в строительных конструкциях вместо стали 09Г2С.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ниобийсодержащие низколегированные стали / [Хайстеркамп Ф., Хулка К., Матросов Ю.И. и др.]. – М.: “СП ИНТЕРМЕТ ИНЖИНИРИНГ”, 1999. – 94с.

УДК 621.791.048-52

СТАХОВ С.В., магістр

Дніпродзержинський державний технічний університет

ДОСЛІДЖЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ НАПЛАВЛЕНОГО МЕТАЛУ ПРИ АВТОМАТИЧНОМУ ЗВАРЮВАННІ НИЗЬКОЛЕГОВАНОЇ СТАЛІ ПІД АГЛОМЕРОВАНИМ ФЛЮСОМ

Вступ. Вступ України до ВТО, зростаюча конкуренція на ринку металу і наслідки економічної кризи обумовлюють необхідність подальших досліджень з розробок та використання нових матеріалів і технологій, постійне збільшення обсягів і впровадження високоміцних низколегованих (ВМНЛ) сталей ($\sigma_{\text{в}} \geq 620$ МПа) з мінімальними економічними витратами в різних галузях виробництва, що являється актуальною задачею.

Серед заходів, направлених на покращення якості готової продукції, значна увага приділяється використанню ВМНЛ сталей для виготовлення труб різного призначення, фасонного і листового прокату, арматурної сталі, цільнокатаних коліс та інше. Головна складова економічної ефективності застосування металу підвищеної і високої міцності – економія металу. Значні результати для отримання такого металу, окрім мікролегкування сталі, дає карбонітридне зміцнення, термічна обробка прокату і інші способи, які дозволяють при виготовленні металоконструкцій заощадити 8-20% металу.

Використання металу підвищеної міцності в різних галузях промисловості забезпечує значну економічну ефективність. До технічних питань, які вимагають подальшого рішення з використання ВМНЛ сталі, відноситься підвищення виплавки низколегованої сталі і розширення асортименту виготовлення агломерованих флюсів в умовах зростаючої конкуренції західних виробників, а до економічних – питання ціноутворення.

Економічна ефективність застосування ВМНЛ сталей і агломерованих флюсів замість плавлених визначається на підставі розрахункових показників: собівартості і питомих капітальних витрат на 1 т прокату різних типорозмірів і марок сталей, витрати прокату на виготовлення конструкцій, трудомісткості їх виготовлення і монтажу, транспортних витрат, пов'язаних з перевезенням прокату і готових виробів.

Постановка задачі. Обґрунтування доцільності використання при автоматичному багатодуговому зварюванні високоміцних низколегованих сталей агломерованих флюсів замість плавлених. Вивчення впливу плавленого АН-60П і агломерованого АНКС-28 флюсів на механічні властивості металу шва і зварного з'єднання з високоміцної низколегованої сталі 17Г1С-У.

Результати роботи. В ході виконання досліджень при автоматичному дводуговому зварюванні сталі 17Г1С-У дротом Св-08Г1НМА діаметром 4 мм під плавленим АН-60П і агломерованим АНКС-28 флюсами були визначені механічні властивості металу шва і зварного з'єднання. Визначалась залежність механічних властивостей наплавленого металу і зварного з'єднання від погонної енергії зварювання, швидкості охолодження металу і основності флюсів. При проведенні досліджень були використані режими зварювання для зовнішнього і внутрішнього швів труб діаметром 1020 мм.

Визначення механічних властивостей металу шва і зварного з'єднання проводилися згідно з ГОСТ 6996-66 і ГОСТ 11150-75 при різних температурах.

При виготовленні зразків бралася стружка для визначення хімічного складу металу шва. Середній хімічний склад металу шва наведено в табл.1.

Таблиця 1 – Хімічний склад наплавленого металу під флюсами АН-60П і АНКС-28

| АН-60П | С | Si | Mn | Cr | Ni | Mo | S | P |
|---------|------|------|------|------|------|------|-------|-------|
| | 0,05 | 0,28 | 0,95 | - | 0,38 | 0,31 | 0,023 | 0,015 |
| АНКС-28 | 0,06 | 0,30 | 0,98 | 0,12 | 0,56 | 0,67 | 0,024 | 0,021 |

Зниження температури значно більше впливає на механічні властивості і на ударну в'язкість металу, наплавленого під плавленим флюсом, ніж під основним агломерованим флюсом. Механічні властивості металу шва і зварного з'єднання, отримані в результаті проведення випробувань, наведено в табл.2.

Таблиця 2 – Механічні властивості наплавленого металу

| Марка дроту і флюсу | σ_T , МПа | σ_B , МПа | δ , % | ϕ , % | Ударна в'язкість - KCV, Дж/см ² , при t °C | | | |
|---------------------|------------------|------------------|--------------|------------|---|-----|-----|--------|
| | | | | | 0 | -20 | -40 | -60 |
| Св-08Г1НМА, АН-60П | 475 | 560 / 553* | 21-38 | 45-50 | 85 / 68* | 46 | 31 | 20/10* |
| Св-08Г1НМА, АНКС-28 | 574 | 680 / 650* | 25-40 | 60-65 | 135 / 120* | 100 | 71 | 58/38* |

* Чисельник – метал шва; знаменник – зварне з'єднання

При автоматичному багатодуговому зварюванні під агломерованим флюсом АНКС-28 механічні властивості металу шва і зварного з'єднання підвищуються порівняно з плавленим флюсом АН-60П на наступні величини:

метал шва, %: $\sigma_B = 18,95$; $\sigma_T = 19,12$; $KCV_0 = 37,04$; $KCV_{-20} = 54,0$;
 $KCV_{-40} = 60,26$; $KCV_{-60} = 65,51$;

зварне з'єднання, %: $\sigma_B = 16,46$; $KCV_0 = 43,33$; $KCV_{-60} = 65,79$.

Залежність ударної в'язкості основного і наплавленого металу від температури показана на рис.1.

З рис.1 видно, що ударна в'язкість наплавленого металу під флюсом АНКС-28 вища, а під флюсом АН-60П нижча, ніж основного термообробленого металу у всьому діапазоні низьких температур.

Зварювання

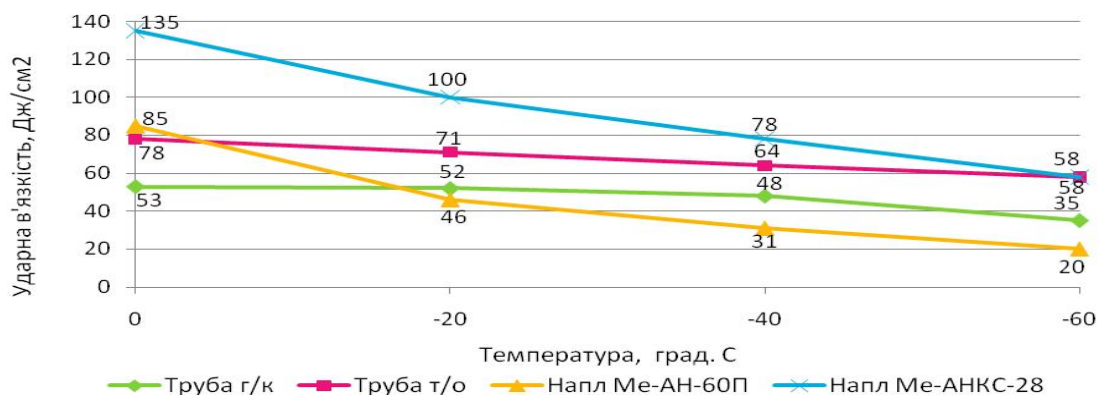


Рисунок 1 – Зміна ударної в'язкості основного і наплавленого металу від температури під флюсами АН-60П та АНКС-28

Залежність ударної в'язкості наплавленого металу від температури при автоматичному зварюванні сталі 17Г1С-У під різними флюсами за даними ВАТ «Запоріжсклофлюс» наведено на рис.2 [1].

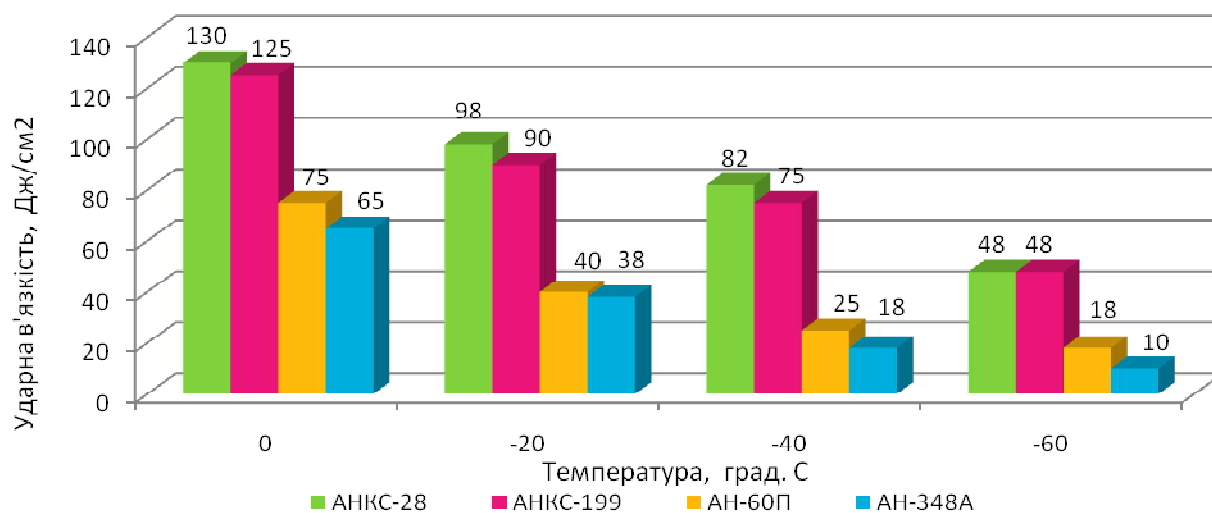


Рисунок 2 – Залежність ударної в'язкості від температури для різних флюсів

При зварюванні зразків зі сталі 17Г1С-У був прийнятий режим, який використовувався для автоматичного дводугового зварювання під флюсом зовнішніх і внутрішніх швів при виробництві труб: $I_{зв} = 750-800$ А; $U_d = 40-45$ В; $V_{зв} = 60$ м/год.

Погонна енергія зварювання:

$$q_n = k \cdot I_{зв} \cdot U_d \cdot \eta = 1,25 \cdot 800 \cdot 40 \cdot 0,90 / 1,67 \approx 22 \text{ кДж/см.}$$

Рівні і інтервали варіювання при прийнятих значеннях факторів впливу наведено в табл.3.

Для визначення впливу флюсів на механічні властивості наплавленого металу була запропонована математична модель. Розробка математичної моделі виконувалась на основі планування експерименту для трьох незалежних перемінних на двох рівнях варіювання. Вибір рівнів і інтервалів варіювання чинників впливу було зроблено на основі літературних і практичних даних. В якості математичної моделі впливу флюсів АН-60П і АНКС-28 при автоматичному дводуговому зварюванні зразків зі сталі 17Г1С-У

Таблиця 3 – Рівні і інтервали варіювання

| Показники | Погонна енергія q_n , кДж/см | Швидкість охладження w_0 , °C/с | Індекс основності флюсів, B_i |
|---------------------------------------|-----------------------------------|---|---------------------------------------|
| | x_1 | x_2 | x_3 |
| Верхній рівень (+1) | 32 | 16 | 1,2 / 2,0* |
| Основний рівень (0) | 22 | 10 | 1,0 / 1,5 |
| Нижній рівень (-1) | 12 | 4 | 0,8 / 1,0 |
| Інтервал варіювання (i) | 10 | 6 | 0,5 / 0,5 |
| „Зоряне” плече, (- $\alpha = 1,628$) | 14 | 2 | 0,3 / 0,8 |
| „Зоряне” плече, (+ $\alpha = 1,628$) | 31 | 20 | 1,71 / 2,21 |

* Чисельник – флюс АН-60П; знаменник – АНКС-28

дротом Св-08Г1НМА на механічні властивості металу шва і зварного з'єднання був використаний поліном другого ступеня:

$$y = b_0 + \sum_{i=1}^k b_i x_i + \sum_{i=1}^k b_{ii} x_i^2 + \sum_{i \neq j}^k b_{ij} x_i x_j \dots, \quad (1)$$

де y – параметр оптимізації;

x_i ($i = 1, k$) – чинники, що враховуються і характеризують процес зварювання;

k – кількість чинників, що враховуються;

b_i, b_{ii}, b_{ij} – параметри моделі, що підлягають статистичній оцінці.

Обробка експериментальних даних – розрахунків значень функцій відклику і коефіцієнтів рівнянь регресії – проводилась за пакетом програм „Statistica” з використанням регресивного аналізу і моделей наведеного типу:

$$Y_i = a_0 + a_1 \cdot x_1 + a_2 \cdot x_2 + a_3 \cdot x_3 + a_{12} \cdot x_1 \cdot x_2 + a_{13} \cdot x_1 \cdot x_3 + a_{23} \cdot x_2 \cdot x_3 + a_{11} \cdot x_1^2 + a_{22} \cdot x_2^2 + a_{33} \cdot x_3^2, \quad (2)$$

де $a_1 \dots a_3$ – коефіцієнти; $x_1 = (q_n)$, $x_2 = (w_0)$, $x_3 = (B_i)$ – фактори впливу.

$$Y_i = a_0 + a_1 \cdot x_1 + a_2 \cdot x_2 + a_{12} \cdot x_1 \cdot x_2 + a_{11} \cdot x_1^2 + a_{22} \cdot x_2^2, \quad (3)$$

де a_1, a_2 – коефіцієнти; $x_1 = (q_n)$, $x_2 = (w_0)$ – фактори впливу.

Статистична перевірка коефіцієнтів рівнянь залежності механічних характеристик наплавленого металу від q_n , w_0 і індексу B_i при зварюванні під флюсом АН-60П показала, що при 5% рівні значимості коефіцієнти парних взаємодій $b_{ij} = x_1 x_2$ і $b_{ij} = x_1 x_3$ незначні, і тоді регресійні рівняння наступні:

ударна в'язкість металу шва:

$$KCV_{-60} = 18,788 - 0,302x_1 + 0,628x_2 + 5,745x_3^3 + 2,364x_3^2;$$

ударна в'язкість зварного з'єднання:

$$KCV_{-60} = 11,185 - 0,068x_1 - 0,213x_2 + 3,440x_3 + 0,010x_1^2 + 0,851x_3^2.$$

Графічні залежності механічних властивостей наплавленого металу шва зварного з'єднання від факторів впливу наведено на рис.3.

Перевірка залежності механічних характеристик наплавленого металу від q_n , w_0 і індексу B_i при зварюванні флюсом АНКС-28 показала наступні регресійні рівняння:

ударна в'язкість металу шва:

$$KCV_{-60} = 37,237 + 1,145x_1 + 1,817x_2 + 14,241x_3;$$

ударна в'язкість зварного з'єднання:

$$KCV_{-60} = 20,259 + 1,583x_1 + 2,089x_2 + 9,056x_3 + 0,017x_1^2 - 1,277x_3^2 .$$

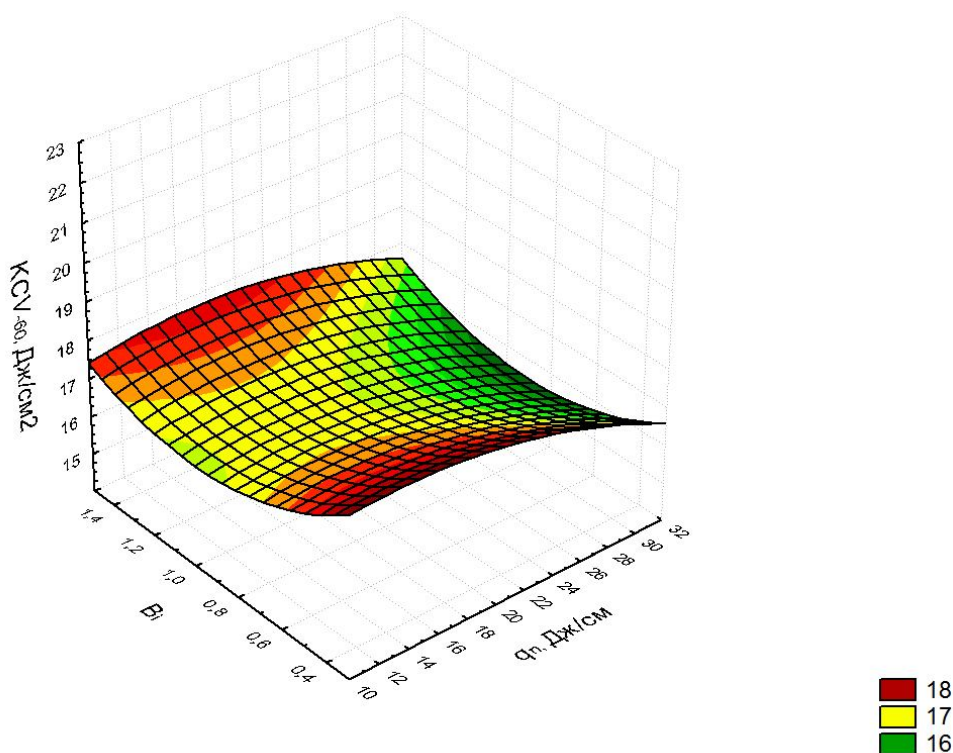


Рисунок 3 – Залежність ударної в'язкості від q_n і V_i при -60°C при зварюванні флюсом АН-60П

Графічні залежності механічних властивостей наплавленого металу шва зварного з'єднання від факторів впливу наведено на рис.4.

Адекватність отриманих моделей оцінювалася за F-критерієм Фішера, який був меншим від табличних значень, а перевірка значимості коефіцієнтів регресії – за t-критерієм Стьюдента при $\alpha=0,05$. Значення коефіцієнтів детермінації $R^2 = 0,85326 - 0,88645$. Отримані результати свідчать про адекватність моделей і можливість їх використання.

Експериментально показана перевага агломерованого флюсу АНКС-28 перед плавним АН-60П при дводуговому автоматичному зварюванні ВМНЛ сталі 17Г1С-У для зварювання труб діаметром 1020 мм при низьких температурах навколишнього середовища і динамічному навантаженні.

При автоматичному багатодуговому зварюванні під агломерованим флюсом АНКС-28 механічні властивості металу шва і зварного з'єднання у порівнянні з плавним флюсом АН-60П підвищуються наступним чином:

метал шва, %: $\sigma_b = 18,95$; $\sigma_T = 19,12$; $KCV_0 = 37,04$; $KCV_{-20} = 54,0$;
 $KCV_{-40} = 60,26$; $KCV_{-60} = 65,51$;
 зварне з'єднання, %: $\sigma_b = 16,46$; $KCV_0 = 43,33$; $KCV_{-60} = 65,79$.

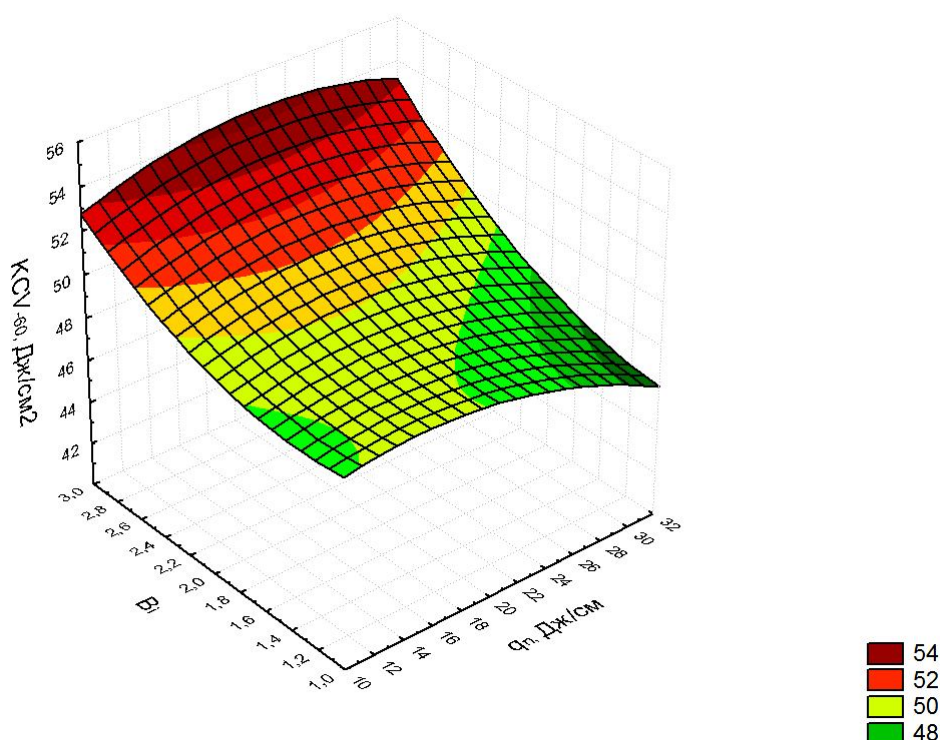


Рисунок 4 – Залежність ударної в'язкості при -60°C від q_p і V_i при зварюванні флюсом АНКС-28

Ударна в'язкість наплавленого металу при зварюванні під флюсами АН-60П і АНКС-28 при зниженні температури від 0 до -60°C знижується відповідно в 4 (75,0%) і 2,33 рази (57,0%). Ударна в'язкість швів при зварюванні під флюсом АНКС-28 при 0°C в 1,7 рази (40,74%), а при -60°C в 2,9 рази (65,52%) вища, ніж при зварюванні під флюсом АН-60П, а межа плинності при зварюванні під флюсом АН-60П вища відповідно при 0°C в 1,98 рази (49,57%), а при -60°C в 4,44 рази (77,50%). Таким чином, при зварюванні під агломерованим флюсом АНКС-28 отримані механічні властивості вищі, ніж при зварюванні під плавленим флюсом АН-60П. Отримані результати показують перевагу використання агломерованих флюсів перед плавленими при експлуатації зварних конструкцій в умовах низьких температур атмосферного повітря.

Висновки. На підставі проведених досліджень можна рекомендувати для використання при зварюванні низьковуглецевих ВНЛ сталей агломерованих флюсів нового покоління марки АНКС-28 для забезпечення високих механічних властивостей металу шва і зварного з'єднання при експлуатації конструкцій в умовах низьких температур навколишнього середовища і динамічного навантаження як більш гідна заміна флюсів АН-348А і АН-60.

ЛІТЕРАТУРА

1. Осипов О.Я. Отечественные агломерированные флюсы для многотуговой сварки / О.Я.Осипов // Автоматическая сварка. – 2009. – № 10. – С.60-61.
2. Агломерированные флюсы – новая продукция ОАО «Запорожстеклофлюс» / Головка В.В. Галинич В.И. Гончаров А.И. Осипов Н.Я. // Автоматическая сварка. – 2008. – № 10 (642). – С.41-44.
3. Головка В.В. Применение агломерированных флюсов при сварке низколегированных сталей / В.В.Головка // Автоматическая сварка. – 2009. – № 2. – С.37-42.