

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.

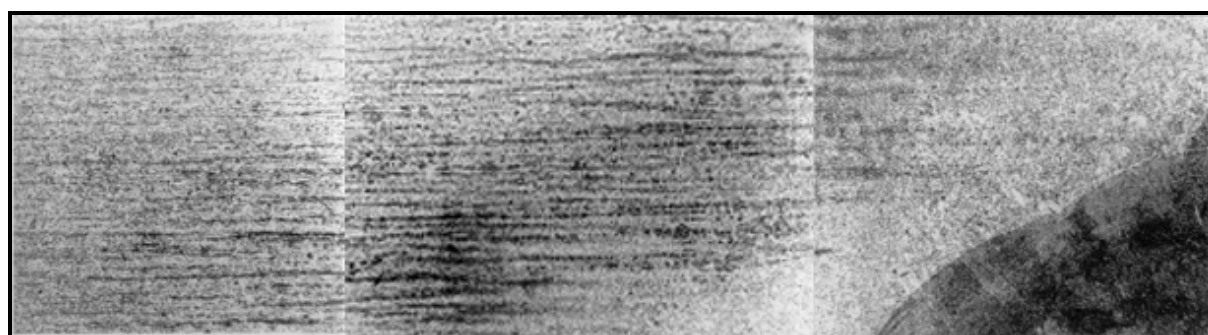
Исследованы структурные превращения, происходящие при сварке листов стали 10Г2ФБ толщиной 18,7 мм с применением сварочной проволоки из стали 07ХН2ГСМФТЮ. На (рис.1, а) показан макрошлиф зоны шва и зоны термического влияния. Как видно, в ЗТВ полосчатость проявляется очень четко в средней части, а в околошовной 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).

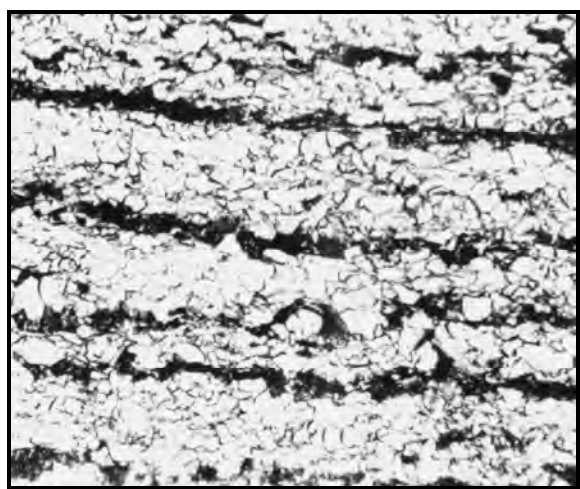
При разогреве во время сварки в тех участках, где температура повысилась до критической точки A_{c1} , происходит частичная сфероидизация цементитных пластин в перлите, но при светооптическом исследовании детали подобные изменения не допускаются (рис.1, в).

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-

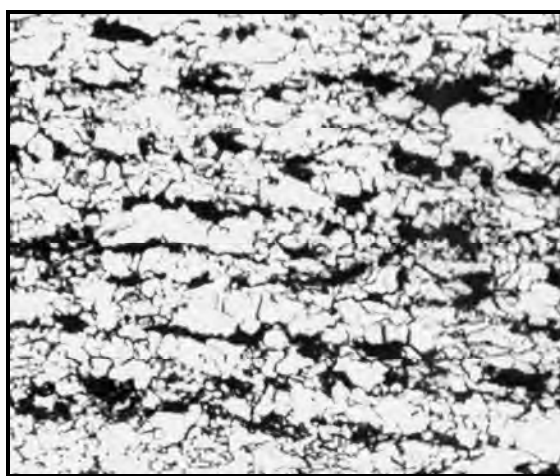
сталлизовавшегося феррита – светлого оттенка (рис.1, г). Можно полагать, что в темных полосах, кроме бейнитных реек, присутствуют мелкие кристаллы доэвтектоидного феррита в обедненных углеродом участках, или мартенсита – в обогащенных.



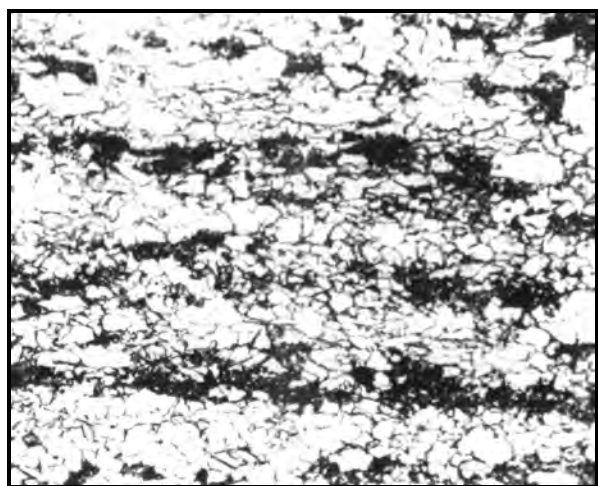
а)



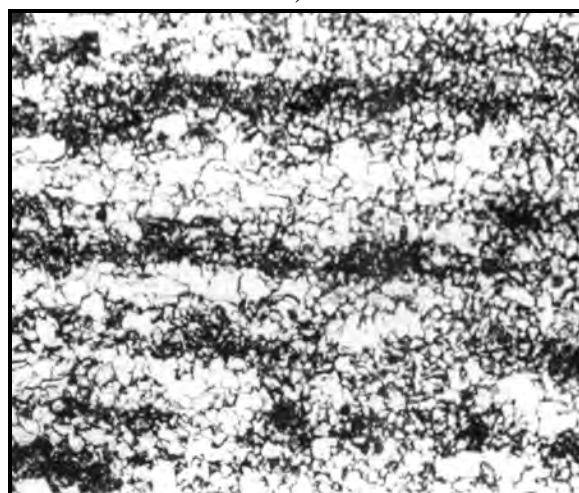
б)



в)



г)

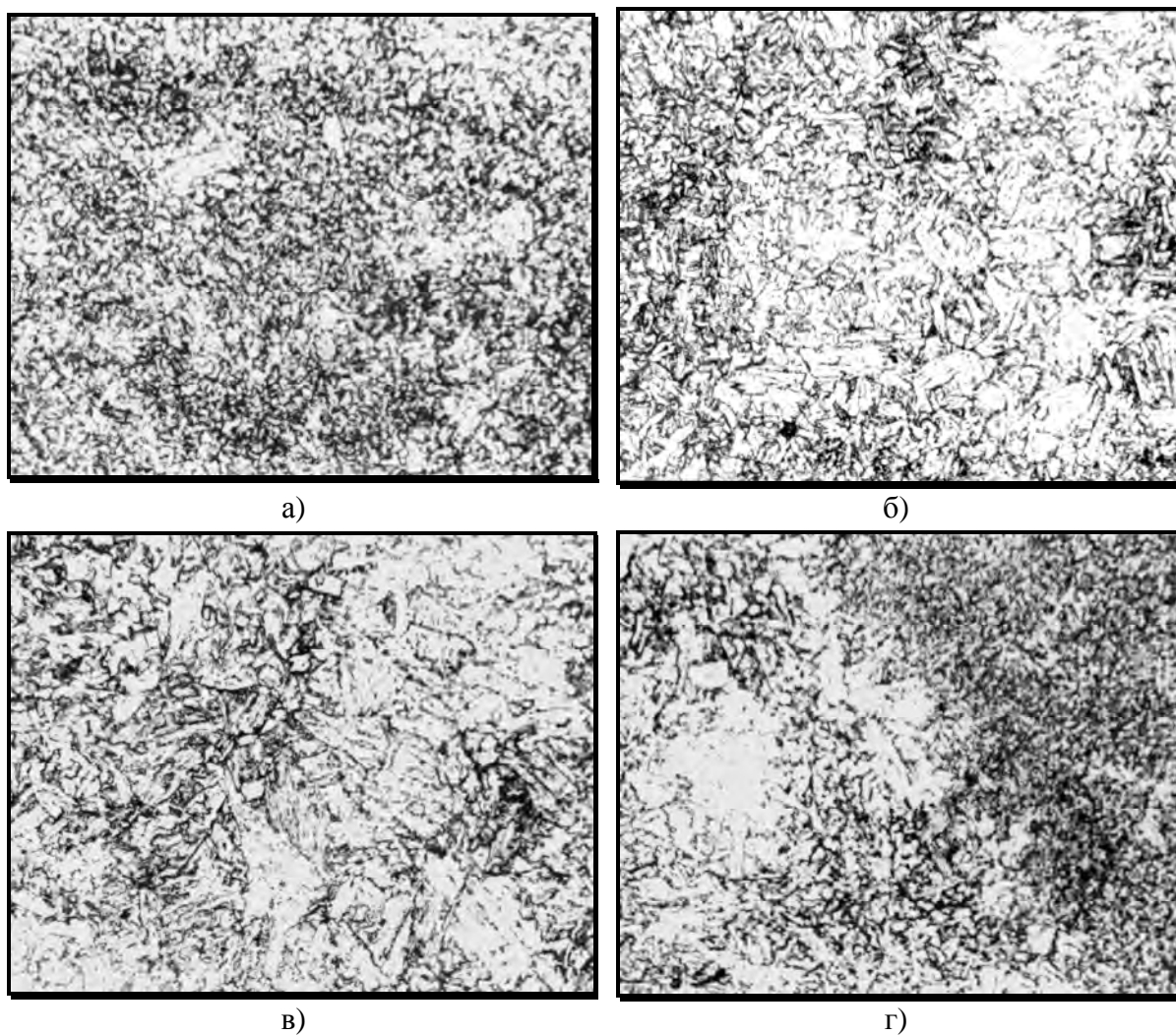


д)

- 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 ($A_{c3}+50^{\circ}C$); $\times 500$

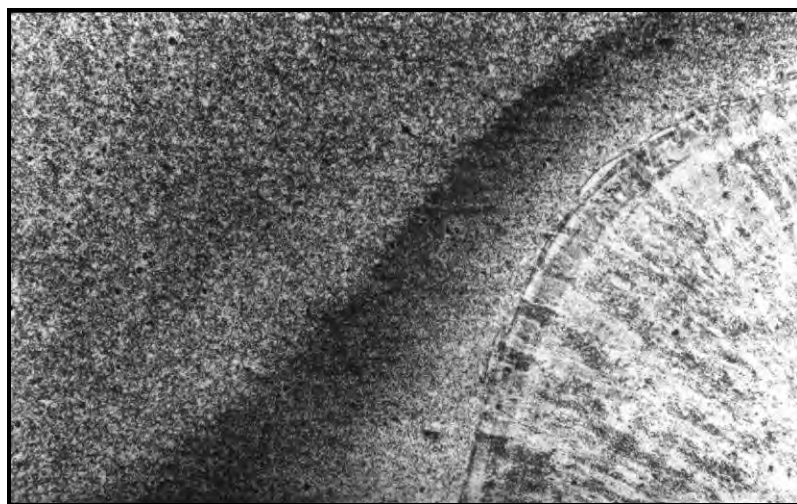
Рисунок 1 – Структура ЗТВ при сварке листов из стали 10Г2ФБ, полученных методом контролируемой прокатки

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.

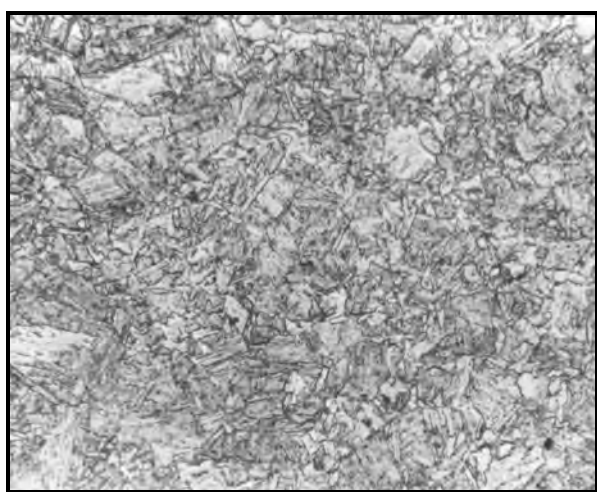


а) игольчатый феррит ($A_{c3}+100^{\circ}\text{C}$); б) переход от среднего к крупному γ -зерну ($A_{c3}+150^{\circ}\text{C}$); в) переход от игольчатого феррита к околошовной зоне ($A_{c3}+200^{\circ}\text{C}$); г) сварной шов и околошовная зона

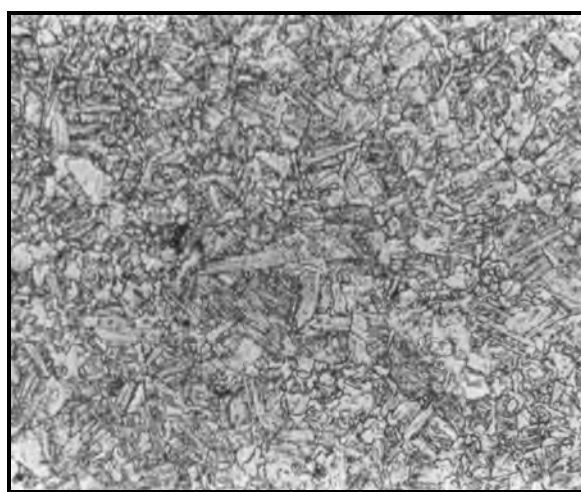
Рисунок 2 – Структура ЗТВ при сварке листов из стали 10Г2ФБ, полученных методом контролируемой прокатки, $\times 500$



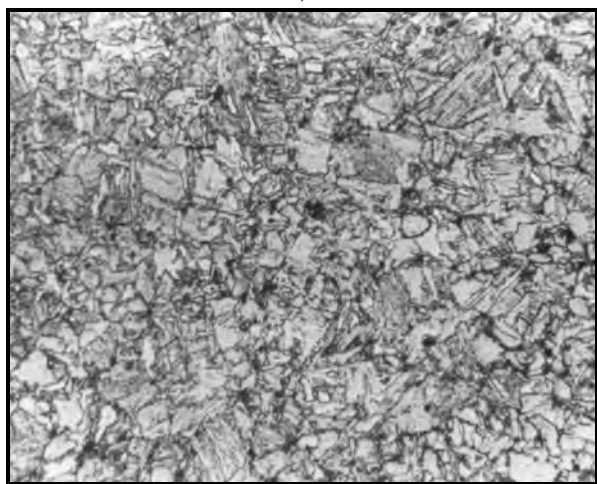
а)



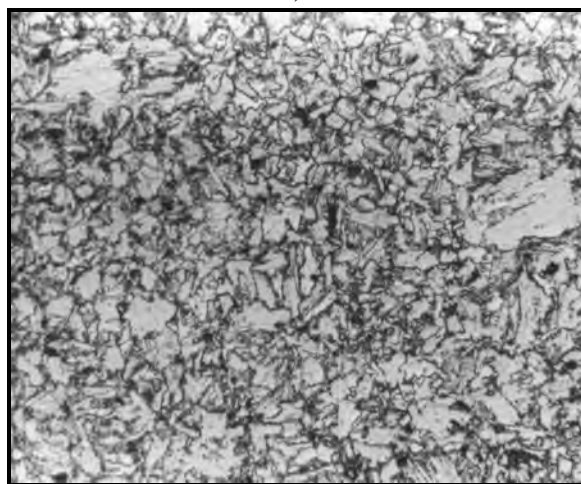
б)



в)



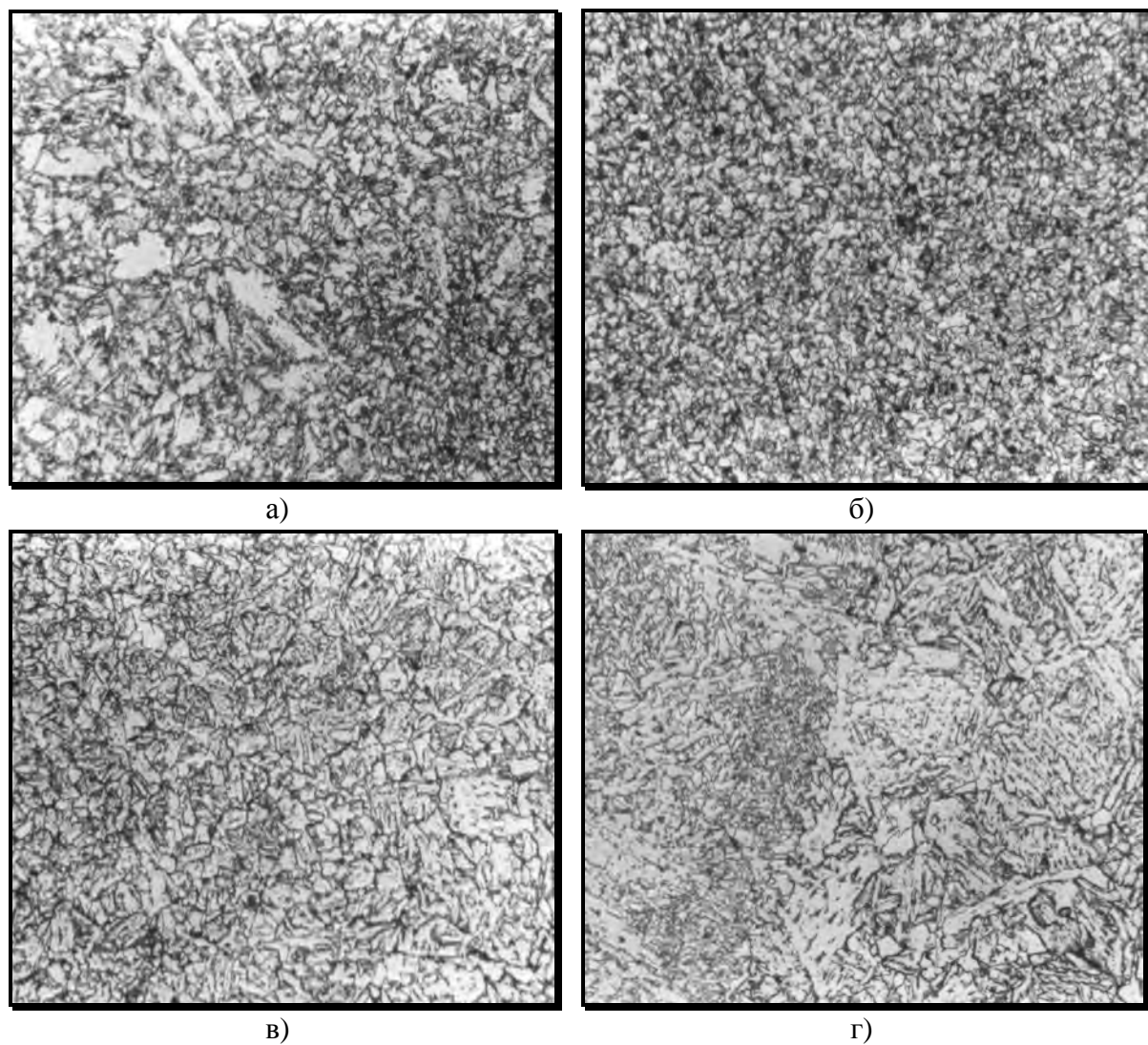
г)



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-