

О.Г. Сидоренко, Ж.А. Дементьева, А.П. Сухой

ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОЙ СТРУКТУРЫ НА НАЧАЛЬНЫЕ СТАДИИ АУСТЕНИТИЗАЦИИ ПРИ НАГРЕВЕ ДОЭВТЕКТОИДНЫХ СТАЛЕЙ

Исследовано влияние исходной структуры доэвтектоидных сталей, формирующейся при реализации диффузионного, промежуточного и бездиффузионного механизмов превращения аустенита. Установлено, что низкоугловые границы не обеспечивают условий для образования зародышей аустенита при нагреве.

В соответствии с диаграммой состояния сплавов Fe–C первым фазовым превращением, которое должно иметь место при нагреве доэвтектоидных сталей, является образование аустенита с содержанием углерода, соответствующим эвтектоидному составу (0,8% C). Как и при других фазовых превращениях образование аустенита эвтектоидного состава должно начинаться с появления соответствующих зародышей. В связи с этим, очевидно, что на начальных этапах на развитие аустенитизации должна оказывать влияние исходная структура, подвергаемой нагреву стали.

Влияние исходной структуры на развитие аустенитизации в доэвтектоидных сталях изучено в порядке исследования закономерностей формирования структуры в зоне термического влияния сварного соединения (ЗТВ) арматурного проката из сталей 3пс и 30ХС2, химические составы которых приведены в табл. 1.

Таблица 1 – Химический состав стали

Марка стали	C,%	Mn,%	Si,%	Gr,%
3пс	0,18	0,62	0,08	0,04
30ХС2	0,24	0,72	1,65	0,79

Сварку арматурного проката диаметром 12мм выполняли контактным стыковым способом на машине для стыковой сварки МСМУ–150. Сварке подвергали горячекатаный с феррито–перлитной структурой и термически упрочненный прокат. Термическое упрочнение арматурного проката выполняли с применением способа прерванной закалки, после которой арматурные стержни по сечению приобретают двухслойную структуру. При этом у поверхности стержней располагается массивный слой мартенсита, а сердцевинная зона приобретает бейнитное строение.

Таким образом, выбранный материал обеспечивал для исследования исходные структуры, которые могут формироваться при реализации всех

трех известных механизмов развития фазовых превращений аустенита в доэвтектоидных сталях при охлаждении: диффузионного, промежуточного и бездиффузионного.

На рис.1 приведена макроструктура продольного сечения термически упрочненного арматурного проката со сварным соединением. Видно, что благодаря резкому изменению отражательной способности протравленной поверхности образца, та часть зоны термического влияния сварного соединения (ЗТВ), в которой под влиянием поступавшей теплоты сварочного нагрева имело место образование аустенита, четко отличается от остальных удаленных от плоскости сварного соединения слоев проката, в которых температура нагрева была недостаточна для начала аустенитизации.

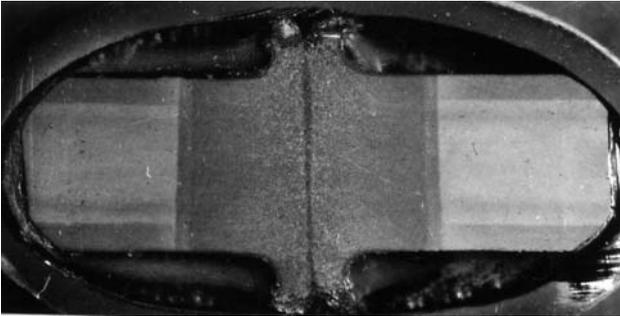


Рис.1,
Макроструктура продольного сечения термически упрочненного арматурного проката в зоне термического влияния сварного соединения. x 2.

Точно также как и в термоупрочненном арматурном прокате, макроструктура горячекатаных стержней отчетливо указывала на пределы той части ЗТВ, в которой развивалась аустенитизация. При этом и в термоупрочненном прокате и в горячекатаном, структурная зона, в формировании которой основная роль принадлежит фазовому превращению с образованием аустенита эвтектоидного состава, располагается на периферии общей структурной зоны с происходившей аустенитизацией.

Распространение структурной зоны образования аустенита эвтектоидного состава (СЗАЭ) в пределах общей зоны аустенитизации также может быть выявлено еще на этапе исследования макроструктуры формирующейся в ЗТВ, так выявляется пусть и недостаточно четкая, но, тем не менее, просматривающаяся граница, отделяющая СЗАЭ от следующей структурной зоны (рис.1).

В пределах СЗАЭ, как и во всех остальных структурных зонах ЗТВ, наблюдение структур по мере перемещения поля зрения в сторону плоскости сварного соединения равноценно наблюдению тех изменений степени развития превращения, которые сопровождают повышение температуры нагрева.

В горячекатаном арматурном прокате первыми признаками начинающегося превращения с образованием аустенита эвтектоидного состава является нарушение отчетливости пластинчатого строения

находящихся в составе исходной структуры колоний перлита. В результате этого колонии приобретают каракулеподобный вид (рис. 2а).

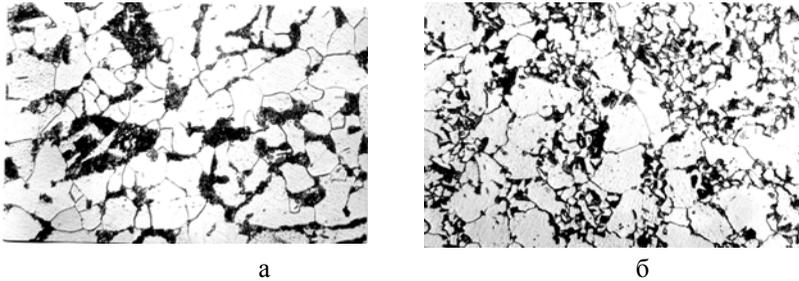


Рис.2, х500. Микроструктура начальных (а) и завершающих этапов (б) образования аустенита эвтектоидного состава при нагреве горячекатаного арматурного проката с феррито–перлитной исходной структурой.

По мере развития превращения в пределах бывших перлитных колоний начинают определяться разрозненные мелкие участки структурно-свободного феррита. Наряду с ним здесь же оформляются такие же мелкие колонии очень дисперсного перлита.

В тех слоях, в которых имела место максимальная степень развития превращения с образованием эвтектоидного аустенита, формирующаяся после охлаждения структура состоит из не испытывавших превращения зерен избыточного феррита, сохранившихся от исходной структуры, и высокодисперсной смеси участков структурно-свободного феррита и колоний перлита, занимающих площадь бывших колоний перлита в исходной структуре (рис. 2б).

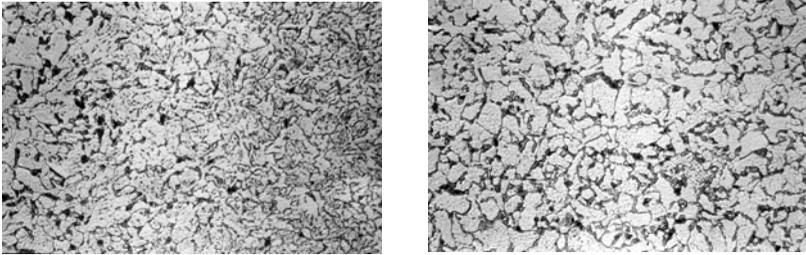
Выявленные при исследовании ЗТВ горячекатаного арматурного проката из доэвтектоидных сталей особенности формирования структуры опровергают установившееся мнение [1] о том, что при сварке первым этапом аустенитизации является развитие превращения по законам межкритического интервала температур $A_1 - A_3$, то есть образованием аустенита обедненного в сравнении с эвтектоидным составом углеродом. Последнее опровергается тем, что наблюдаемая на первом этапе аустенитизация развивается исключительно в пределах тех площадей, которые занимали колонии исходного перлита. Дополнительным свидетельством в пользу высокого содержания углерода в формирующемся на первом этапе аустените является появление в пределах бывших колоний перлита не только множества новых мелких колоний, а также и участков структурно-свободного феррита. Появление этих участков указывает на то, что в исходном состоянии сформировавшиеся при скоростях охлаждения в $4,0-5,0$ °C/с колонии являлись не «нормальным» перлитом, а квазиэвтектоидом, то-есть

структурой, в которой доля феррита увеличена в сравнении с той, которая должна была бы формироваться при среднем содержании углерода в колонии строго соответствующем эвтектоидному составу. При нагреве эта избыточная часть феррита в развитии аустенитных центров участия не принимает и после завершения первого этапа аустенитизации сохраняется в пределах участков, ранее занимаемых колониями квазиэвтектоида в виде дополнительных мелких зерен структурно-свободного феррита.

В целом особенности развития первого этапа аустенитизации в ЗТВ горячекатаного арматурного проката из доэвтектоидной стали свидетельствуют о том, что образование зародышей аустенита эвтектоидного состава имеет место только в пределах колоний квазиэвтектоида и происходит, очевидно, только по межфазной границе феррит-цементит.

О начинающейся аустенитизации в сердцевинных слоях с бейнитной структурой в термически упрочненной арматуре из стали 3пс свидетельствует появление первых редких включений перлита, в которые превращается успевший сформироваться при нагреве аустенит при последующем охлаждении (рис.3а). По мере продвижения в сторону сварного соединения число аустенитных центров увеличивается сначала быстро, но вскоре скорость этого процесса замедляется вплоть до стабилизации числа центров на определенном уровне. Бейнитная матрица распадается на отдельные ферритные зерна с мелкими включениями карбидов. Средняя величина образующихся ферритных зерен определяется частотой распределения аустенитных центров (рис.3а).

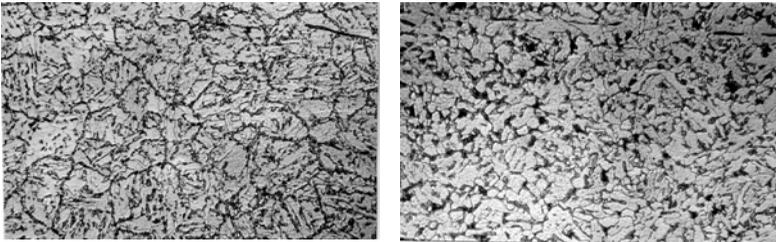
После дробления бейнита на ферритные зерна, аустенитизация продолжается не только за счет увеличения числа, но и путем укрупнения аустенитных центров. По мере развития этого процесса феррит освобождается от карбидных частиц. В результате этого слои металла, в которых практически завершился первый этап аустенитизации, после охлаждения приобретают чисто феррито-перлитную структуру (рис.3б). В мартенсите термически упрочненного арматурного проката из стали 3пс аустенитизация начинается путем появления множества аустенитных центров образующих по границам исходных, до термического упрочнения, аустенитных зерен, сплошную сетку (рис.4а). По мере развития первого этапа аустенитизации центры по границам укрупняются, но при этом уменьшается их количество, в результате чего сплошная сетка из вновь образовавшегося при нагреве аустенита по границам бывших аустенитных зерен разбивается. Последнее приводит к тому, что к завершению первого этапа аустенитизации характер формирующейся после охлаждения структуры очень близок к той, которая наблюдается на этой же стадии развития аустенитизации в бейнитных структурах (рис.4б).



а

б

Рис. 3, х500. Микроструктура начальных (а) и завершающих этапов образования аустенита эвтектоидного состава при нагреве термоупрочненного арматурного проката из стали 3пс с бейнитной структурой.

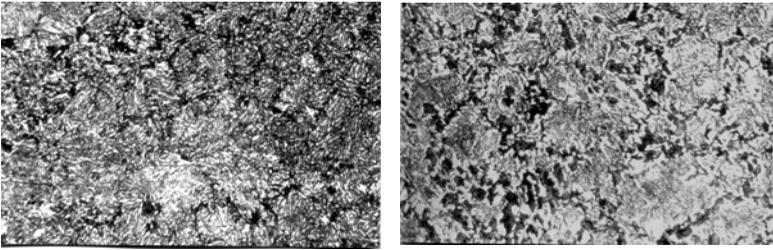


а

б

Рис. 4, х500. Микроструктура начальных (а) и завершающих этапов образования аустенита эвтектоидного состава при нагреве термоупрочненного арматурного проката из стали 3пс с мартенситной структурой.

Подобно низкоуглеродистой стали 3пс и в мартенсите термически упрочненной низколегированной арматурной стали 30ХС2 первый этап аустенитизации начинается с формирования множества аустенитных центров по границам бывших аустенитных зерен (рис. 5а). Дальнейшее развитие аустенитизации в стали 30ХС2 происходит путем врастания от границ исходных зерен в высокоотпущенный мартенсит разветвляющихся участков развивающегося аустенита (рис. 5б). Причем, в течение этого процесса появление новых отдельных аустенитных центров непосредственно в пределах центральных участков бывших зерен не наблюдается. Завершается первый этап аустенитизации формированием вместо мартенсита смеси структурно-свободного феррита с аустенитом эвтектоидного состава. При охлаждении эта смесь, как и в остальных исследованных случаях, преобразуется в феррито-перлитную.



а

б

Рис. 5, $\times 500$. Микроструктура начальных (а) и промежуточных этапов образования аустенита эвтектоидного состава при нагреве термоупрочненного арматурного проката из стали 30XC2 с бейнитной структурой.

В отличие от термоупрочненной стали 3пс, в которой начальные стадии аустенитизации в бейните и мартенсите имеют существенные отличия, особенности аустенитизации бейнитных структур в стали 30XC2 полностью совпадают с выявленными для мартенсита. Так, здесь и в бейните аустенитизация начинается от границ исходных аустенитных зерен и развивается от периферии зерен к их центральным участкам. При этом дополнительные центры аустенитизации в пределах самих исходных зерен также не появляются.

Выявленные особенности аустенитизации, развивающейся в арматурном прокате под влиянием теплоты сварочного нагрева, свидетельствуют о существенной зависимости начальных стадий этого процесса от исходной структуры стали. Очевидно, что эта зависимость определяется теми возможностями, которыми обеспечивают соответствующие типы исходных структур для образования и роста зародышей новой фазы для должного к развитию фазового превращения.

Наиболее простым и известным в толковании является случай со влиянием структуры, формирующейся при относительно замедленном охлаждении, которое имеет место при производстве горячекатаной арматуры из доэвтектоидной стали. В структуре такого проката имеется составляющая, полностью обеспечивающая материал для превращения, обратного тому, в результате которого при охлаждении была получена эта составляющая. Такой составляющей являются образовавшиеся при охлаждении при распаде аустенита перлитные колонии, а превращением обратным названному является образование при нагреве аустенита, содержание углерода в котором соответствует эвтектоидному составу. Источником зародышей для такого аустенита являются межфазные границы между ферритом и цементитом из состава перлитных колоний. И эти границы всегда в состоянии обеспечить такое количество зародышей, которое необходимо для соответствующего скоростного режима развития превращения, определяемого конкретными условиями теплоподвода.

Бейнитные структуры, формирующиеся при реализации промежуточного механизма фазового превращения аустенита не являются материалом, который в состоянии обеспечить возможность их прямого превращения в аустенит эвтектоидного состава при нагреве. Для того, чтобы такое превращение состоялось, необходимо чтобы произошло перераспределение железа и углерода таким образом, чтобы из бейнитной смеси низкоуглеродистых и высокоуглеродистых фазовых составляющих обособился структурно–свободный малоуглеродистый феррит и только при этом высвобождающийся углерод может поступать для формирования высокоуглеродистого аустенита эвтектоидного состава. Однако и в этом случае обязательным условием начала развития превращения с образованием аустенита эвтектоидного состава является образование зародышей такого аустенита.

И полученные при выполнении настоящей работы и ранее полученные данные [2], свидетельствуют о том, что, с одной стороны, число развивающихся аустенитных центров в бейните по мере повышения скорости нагрева непрерывно увеличивается, а с другой – в наблюдаемых структурах эти центры всегда распределены более– менее равномерно. Подобный характер распределения аустенитных центров указывает на то, что бейнитные структуры доэвтектоидных сталей всегда способны обеспечить достаточное количество зародышей аустенита с эвтектоидным составом для оптимального развития процесса в складывающихся условиях внешнего теплового воздействия.

Местами, обеспечивающими зародышевание аустенита эвтектоидного состава в бейните низкоуглеродистых нелегированных сталей могут служить высокоугловые межзеренные или межфазные границы.

Основной особенностью, отличающей начальные стадии аустенитизации, развивающейся в мартенсите, от бейнитных структур в низкоуглеродистой нелегированной стали, является появление аустенитных центров исключительно по границам исходных, сформировавшихся до момента термического упрочнения в потоке прокатки, аустенитных зерен. В пределах самих этих зерен появление обособленных аустенитных центров очень редко. Поэтому можно предположить, что их появление является результатом не более как случайных сечений.

Появление множества аустенитных центров по границам бывших аустенитных зерен и их отсутствие в мартенсите в пределах самих зерен указывает на то, что, по крайней мере для условий выполнявшихся в пределах настоящей работы экспериментов, источниками зародышевания могут служить только высокоугловые межзеренные или межфазные границы. Когерентные или полукогерентные источниками зародышей, очевидно быть не могут. Об этом свидетельствует уже то, что исследуемый мартенсит является высокоотпущенным и поэтому содержащим значительное число мелких карбидных включений, но

полукогерентные межфазные границы между ними и окружающей матрицей образования зародышей не обеспечивают.

В термически упрочненной арматурной стали 30ХС2 высокоугловые границы отсутствуют уже не только в мартенсите, но и в бейните. Поэтому и в последнем аустенитизация развивается начиная исключительно от границ зерен.

Можно указать еще на одну выявленную особенность начальных стадий аустенитизации хромистой стали 30ХС2. Так, в [3] было показано, что в составе структуры бейнита и мартенсита этой стали содержится значительное количество (до 15–18%) остаточного аустенита. Можно было бы предположить, что этот аустенит может составить основу для развития аустенитизации при последующем нагреве. Однако этого не наблюдается и весь остаточный аустенит участвует в фазовом превращении не как высокотемпературная фаза, а фаза, распадающаяся подобно присутствующим в исходной структуре низкотемпературным фазам.

1. *О природе* белой полосы в сварных соединениях. / О.П. Фомина, В.В. Гавранек, С.С. Дьяченко, А.Г. Селезнев, С.И. Герман. // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1965. – № 5. – С. 46–47.
2. *Формирование* структуры в зоне сварного соединения термически упрочненного арматурного проката / О.Г. Сидоренко, И.П. Федорова, Ж.А. Дементьева, А.П. Сухой. // *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии*. Вып. 6. – 2003. – С. 300–306.
3. *Влияние* малой дополнительной деформации в процессе термического упрочнения на структуру и свойства стали 30ХС2. / И.Г. Узлов, О.Г. Сидоренко, И.П. Федорова, В.Г. Раздобреев, А.И. Погорелов. – *Сталь*. – 1996. – № 12. – С. 58–61.

Статья рекомендована к печати д.т.н. Г.В. Левченко