

# ВЛИЯНИЕ ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННЫХ ЦИКЛОВ НА ФОРМИРОВАНИЕ ЗЕРНИСТОГО БЕЙНИТА В ОКОЛОШОВНОЙ ЗОНЕ ПРИ ДУГОВОЙ СВАРКЕ СТАЛИ 24Х2Н4С

Д.П.Чепрасов, М.Н.Сейдуров, А.А.Иванайский

*В работах [1,2] рассмотрено строение и условия формирования зернистого бейнита на участке полной перекристаллизации зоны термического влияния (ЗТВ) сварного соединения из низкоуглеродистых низколегированных сталей. Показано, что структура зернистого бейнита является наиболее предпочтительной с точки зрения механических свойств по сравнению с другими неравновесными структурами - мартенситом, верхним и нижним бейнитом. Однако данное заключение сделано без учета высокотемпературного цикла сварки, который имеет место на участке перегрева околошовной зоны. Согласно [3,4] именно структура этого участка ЗТВ в значительной мере определяет свойства сварных соединений и конструкций. Поэтому изучение характера структуры и условий ее формирования в высокотемпературной зоне сварного соединения имеет важное значение. В связи с этим целью настоящей работы было определение механизма влияния температуры аустенизации на строение продуктов промежуточного превращения, образующихся в околошовной зоне в условиях термомеханических циклов сварки (ТДЦС).*

Стыковые сварные соединения выполняли из стали 24Х2Н4С (горячекатаный прокат толщиной 6...8 мм) с исходной феррито-перлитной структурой в прокате следующего химического состава % вес.: 0,23 С; 1,55 Cr; 1,14 Ni; 0,32 Mn; 0,24 Si; 0,03 РЗМ; 0,005 S; 0,015 Р. Автоматическую сварку под флюсом АН-47 на флюсовой подушке выполняли сварочным трактором ТС-17 за один проход сварочной проволокой Св-08ХНМ диаметром 4 мм. Термические циклы сварки регистрировались хромель-алюмелевыми термопарами диаметром 0,24 мм по 4 шт. от оси шва с каждой стороны свариваемых пластин, приваренных на расстоянии 0,5 мм друг от друга с использованием измерителя-регулятора «ОБЕН ТРМ 202 v2.025» и программы «MasterSCADA» [5]. По точкам перегиба определялась температура начала и конца распада аустенита. Средняя скорость охлаждения  $\omega_{6/5}$  рассчитывалась в диапазоне температур наименьшей устойчивости аустенита (600...500°C) [6]. Получение различных скоростей охлаждения осуществлялось изменением погонной энергии сварки.

Известно [7], что температура нагрева ЗТВ изменяется плавно от максимальной (близкой к плавлению) до минимальной, при которой в прокате с равновесной структурой не наблюдаются превращения. В связи с этим комплексные исследования выполняли как непосредственно на сварных соединениях, так и на образцах-имитаторах. Исследования проводились на экспериментальной установке, обеспечивающей реализацию условий воздействия режимов ТДЦС на ме-

талл при испытании жесткозакрепленных образцов посредством пропускания электрического тока промышленной частоты низкого напряжения. Температура нагрева и охлаждения рабочей части образца контролировалась блоком приваренных хромель-алюмелевых термопар диаметром 0,24 мм [5]. Скорость нагрева  $\omega_H$  (в интервале температур 800...1000°C) составляла до 150 °C/с. Диапазон исследованных скоростей охлаждения  $\omega_{6/5}$  от 0,08 до 100 °C/с, возможный при сварке под флюсом охватывал полный спектр структур от феррито-перлитной до мартенситной. Температура нагрева образца задавалась от 850 до 1350°C с шагом 50°C.

Данные о развитии напряжений в образце при испытании получали при помощи системы тензодатчиков сопротивления, расположенных на неподвижном охлаждаемом захвате с построением кривой развития напряжений в среде программы «MasterSCADA» [5].

Фазовый состав, общую и тонкую структуру исследовали с помощью оптической микроскопии (НЕОРНОТ-32), рентгеноструктурного анализа (ДРОН-2,0), просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонких фольг (ЭМ-125) и электронной микроскопии методом реплик (УЭМВ-100К).

Влияние скорости охлаждения на структурные изменения металла ЗТВ иллюстрируется диаграммой анизотермического распада аустенита и структурной диаграммой, представленной на рисунке 1. Образцы, охлажденные от 850 – 1000°C, имели одностип-

## ВЛИЯНИЕ ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННЫХ ЦИКЛОВ НА ФОРМИРОВАНИЕ ЗЕРНИСТОГО БЕЙНИТА В ОКОЛОШОВНОЙ ЗОНЕ ПРИ ДУГОВОЙ СВАРКЕ СТАЛИ 24Х2НАЧ

ную структуру, соответствующую зоне полной перекристаллизации сварного соединения (рисунок 2). По мере снижения скорости охлаждения за мартенсито-бейнитной структурой следует структура, состоящая из смеси нижнего и зернистого бейнита, которая затем плавно переходит в смесь, состоящую из мезоферрита и зернистого бейнита.

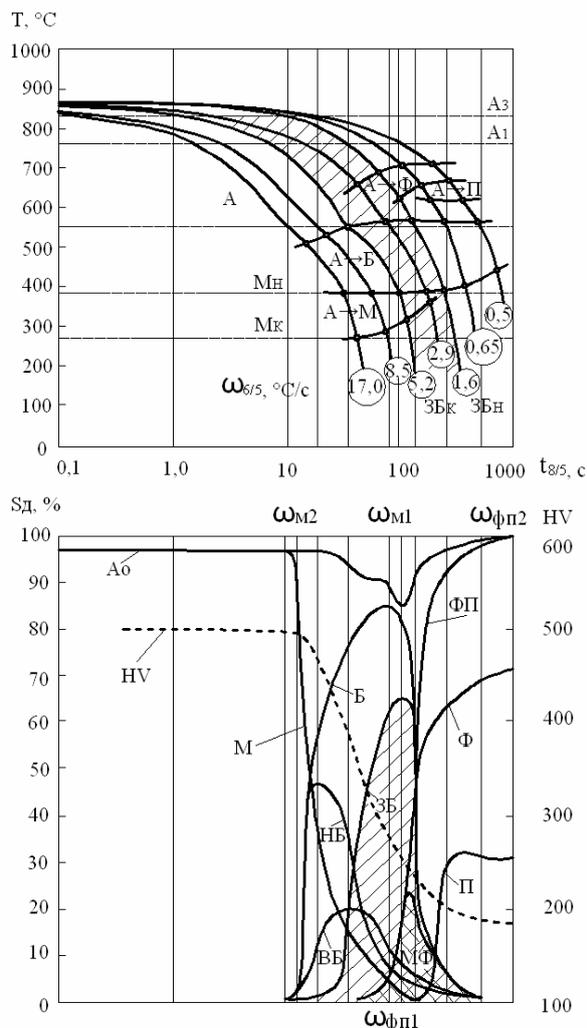


Рис. 1. Диаграмма АРА и структурная диаграмма участка полной перекристаллизации 3ТВ стали 24Х2НАЧ. Температура аустенизации – 860 °С. Обозначения: М - мартенсит, БВ - верхний бейнит, НБ - нижний бейнит, ЗБ - зернистый бейнит, МФ - мезоферрит, Ф – феррит, П - перлит

При этом наряду с мезоферритом и зернистым бейнитом наблюдаются сравнительно крупные равноосные кристаллы доэвтектоидного феррита. При скоростях охлаждения 3ТВ -  $\omega_{6/5}$  от 1,6 до 5,2 °С/с частотные кривые распределения микротвердости на участке полной перекристаллизации практически идентичны (рисунок 3). Происходит лишь незначительное изменение

площадей под пиковыми кривыми, в сторону увеличения морфологических составляющих  $\alpha$ -фазы с повышенной микротвердостью.

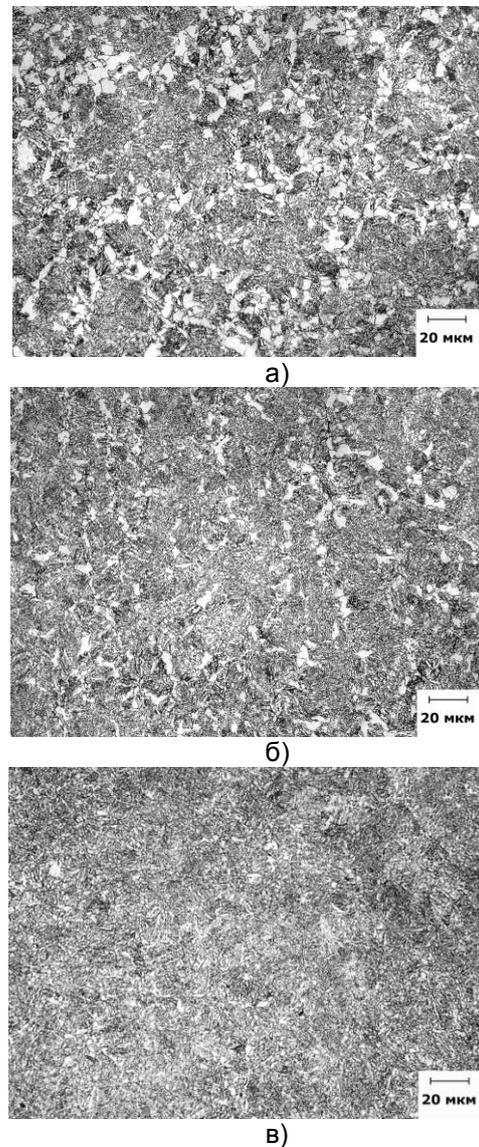


Рис. 2. Микроструктура участка полной перекристаллизации 3ТВ стали 24Х2НАЧ, охлажденного от температуры 860 °С со скоростью  $\omega_{6/5}$ , °С/с: а) 1,6; б) 2,9; в) 5,2

Рентгеноструктурный анализ показал, что наряду с  $\alpha$ -фазой в структуре стали присутствует и  $\gamma$ -фаза от 5% до 17% в зависимости от скорости охлаждения. Содержание углерода в остаточном аустените составляет 0,8%, что в 3 раза превышает его содержание в исследуемой стали в исходном состоянии.

Как следует из рентгеновской дифракционной картины (рисунок 4) структура зернистого бейнита характеризуется наличием

двух типов карбидов:  $Me_{23}C_6$  – карбид хрома ( $Cr_{23}C_6$ ) и карбиды железа -  $Fe_3C$ . При этом карбид хрома имеет глобулярную форму и составляет вместе с  $\alpha$ -фазой основу зернистого бейнита. Полученные данные хорошо согласуются с выводами, изложенными в работе [2].

Нагрев стали свыше  $1000\text{ }^\circ\text{C}$  (участок перегрева ЗТВ) и последующее охлаждение в указанном диапазоне скоростей приводит к изменению структуры и фазового состава образцов. Мезоферрит и зернистый бейнит формируются только в верхней части промежуточной зоны и при более медленных скоростях охлаждения  $\omega_{6/5} = 2,9...0,7\text{ }^\circ\text{C/c}$ . Происходит постепенное вытеснение структуры мезоферрита и зернистого бейнита и формирование игольчатых морфологических составляющих  $\alpha$ -фазы (рисунки 5, 6). На частотных кривых микротвердости исчезают перегибы, имеет место их смещение в сторону меньших значений микротвердости. Структура стали приобретает более однородное строение (рисунок 7).

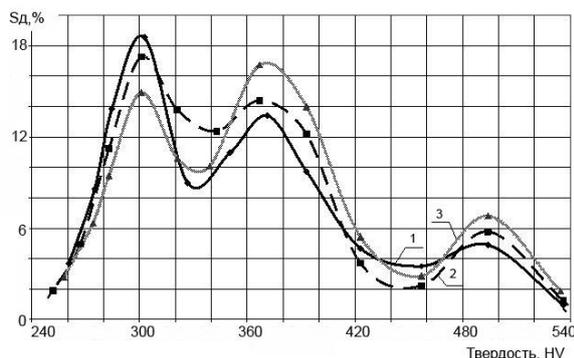
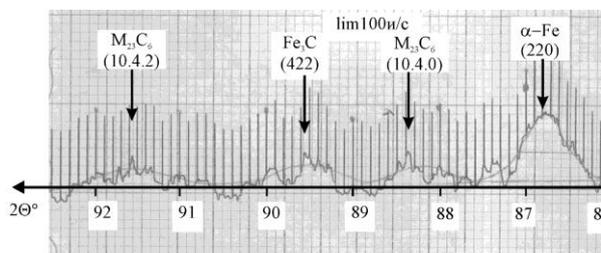


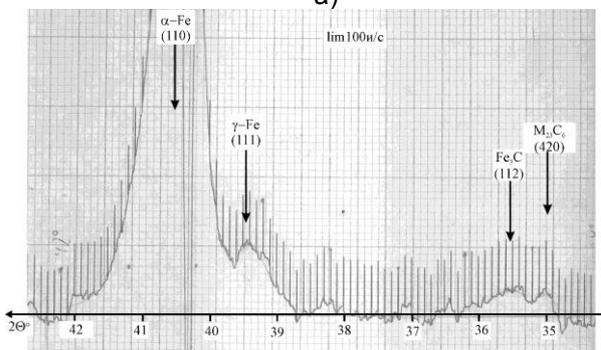
Рис. 3. Частотные кривые распределения микротвердости на участке полной перекристаллизации ЗТВ стали 24Х2Н4ч, охлажденного со скоростью  $\omega_{6/5}$ ,  $^\circ\text{C/c}$ : 1) 1,6; 2) 2,9; 3) 5,2

Данные электронно-микроскопических исследований (рисунок 8) показали, что на участке перегрева ЗТВ ( $\omega_{6/5} = 2,9...5,2\text{ }^\circ\text{C/c}$ ) в структуре стали присутствует только две морфологические составляющие  $\alpha$ -фазы, пропорции которых изменяются в зависимости от погонной энергии сварки и скорости охлаждения. Это - бейнит и мартенсит. Причем, при температуре аустенизации до  $1100\text{ }^\circ\text{C}$  еще сохраняется небольшое количество зернистого бейнита с округлыми частицами карбидной фазы, преимущественно типа  $Me_{23}C_6$  основную массу  $\alpha$ -фазы составляют нижний реечный и нижний пластинчатый бейнит. При переходе от зернистого бейнита к нижнему бейниту скалярная плот-

ность дислокаций (таблица 1) возрастает, а объемная доля карбидной фазы  $Me_{23}C_6$  уменьшается. В отличие от зоны полной перекристаллизации, где остаточный аустенит в основном присутствует в виде отдельных зерен по границам кристаллов мезоферрита, на участке перегрева ЗТВ он присутствует в виде прослоек между рейками и пластинами бейнитной  $\alpha$ -фазы. При температуре аустенизации ЗТВ свыше  $1100\text{ }^\circ\text{C}$  в структуре стали при исследуемых погонных энергиях сварки ( $q_{\text{п}} = 39,2...52,4\text{ кДж/см}$ ) и скоростях охлаждения ( $\omega_{6/5} = 2,9...5,2\text{ }^\circ\text{C/c}$ ) полностью исчезает зернистый бейнит, практически отсутствуют остаточный аустенит и карбид типа  $Me_{23}C_6$ . Преобладающей морфологической составляющей является нижний бейнит и реечный мартенсит.



а)



б)

Рис. 4. Рентгеновская дифракционная картина, снятая на  $\text{Cu-K}\beta$  излучении с участка полной перекристаллизации ЗТВ стали 24Х2Н4ч. Скорость охлаждения  $\omega_{6/5}$ ,  $^\circ\text{C/c}$ : а) 1,6; б) 5,2

В зависимости от температуры аустенизации изменяются и поля внутренних напряжений, измеренные методом рентгеноструктурного анализа (интегральные) и методом просвечивающей электронной микроскопии по кривизне-кручению кристаллической решетки (локальные) [8]. При переходе от структуры мезоферрита и зернистого бейнита на участке полной перекристаллизации ЗТВ, к структуре нижнего бейнита и мартенсита на участке перегрева локальные поля

## ВЛИЯНИЕ ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННЫХ ЦИКЛОВ НА ФОРМИРОВАНИЕ ЗЕРНИСТОГО БЕЙНИТА В ОКОЛОШОВНОЙ ЗОНЕ ПРИ ДУГОВОЙ СВАРКЕ СТАЛИ 24Х2НА4

внутренних напряжений возрастают по мере возрастания скалярной плотности дефектов кристаллического строения (дислокаций), таблица 1.

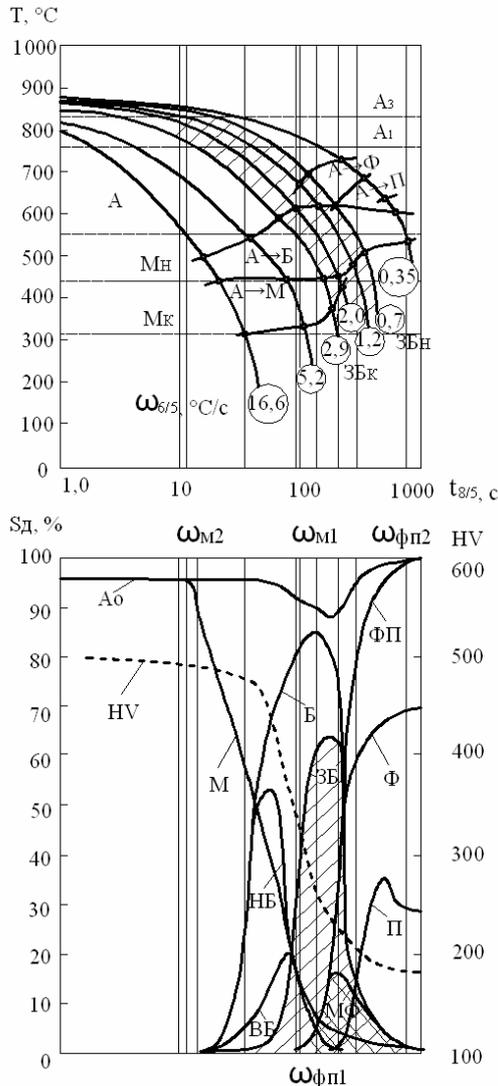
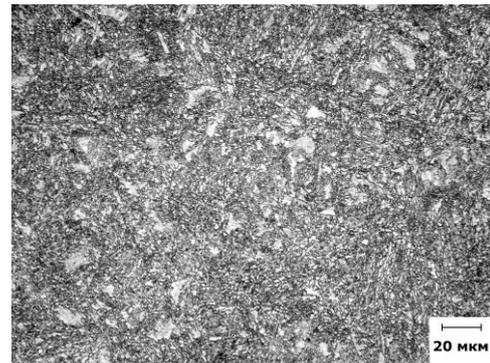
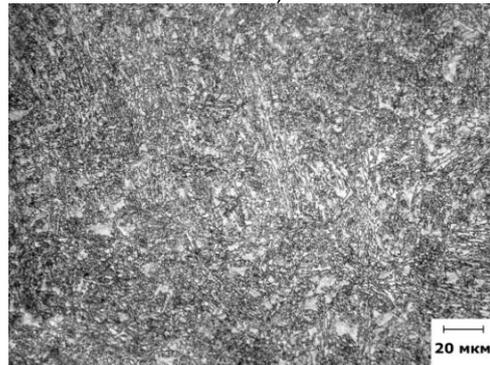


Рис. 5. Диаграмма АРА и структурная диаграмма участка перегрева ЗТВ стали 24Х2НА4. Температура аустенизации – 1250 °С. Обозначения: М - мартенсит, БВ - верхний бейнит, НБ - нижний бейнит, ЗБ - зернистый бейнит, МФ - мезоферрит, Ф – феррит, П – перлит

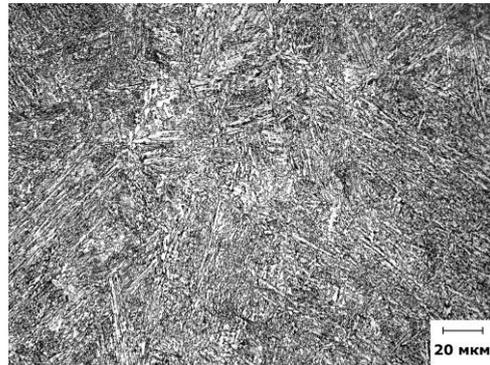
Амплитуда локальных полей напряжений простирается от 240 до 420 МПа. Чем менее релаксирована дислокационная структура, тем выше амплитуда поля напряжений. Что касается интегральных полей напряжений (растяжения - сжатия), то они уравновешены и их средняя величина равна нулю.



а)



б)



в)

Рис. 6. Микроструктура участка перегрева ЗТВ стали 24Х2НА4, охлажденного со скоростью  $\omega_{6/5} = 2,9...5,2$  °С/с от температуры аустенизации: а) 1000 °С; б) 1150 °С; в) 1250 °С

Исследования структурных превращений в ЗТВ стали 24Х2НА4 в условиях имитации ТДЦ выявили достаточно высокую склонность основного металла на участке полной перекристаллизации к формированию структуры мезоферрита и зернистого бейнита в широком диапазоне скоростей охлаждения, а на участке перегрева - к формированию игольчатых структур - нижнего бейнита и мартенсита.

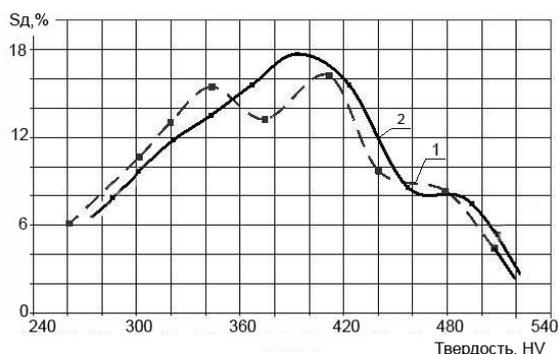


Рис. 7. Частотные кривые распределения микротвердости на участке перегрева ЗТВ стали 24Х2НАч в зависимости от температуры аустенизации: 1 – 1000 °С; 2 – 1250 °С. Скорость охлаждения  $\omega_{6/5} = 2,9...5,2$  °С/с

Такое поведение металла ЗТВ может быть обусловлено влиянием величины аустенитного зерна, различием его микрохимической неоднородности и зависимостью температуры превращения от предела текучести аустенита [9].

При сварке высокопрочных сталей бейнитного класса применяемая технология должна предусматривать меры, способствующие формированию промежуточных структур зернистой, а не игольчатой морфологии. Зернистая структура при испытании на пробах по методике Теккен [4] обеспечивала устойчивое сопротивление образованию холодных трещин, в то время как наличие в околосварной зоне мартенсито-бейнитных игольчатых структур неизменно приводило к появлению холодных трещин.

При нагреве ЗТВ стали 24Х2НАч свыше 1200 °С мартенсито-бейнитная структура формировалась лишь в том случае, когда время пребывания металла при температуре свыше 1200 °С превышало 25-30 с, что соответствовало сварке на погонных энергиях 39,2...52,4 кДж/см, а скорости охлаждения  $\omega_{6/5} = 2,9...5,2$  °С/с.

Таблица 1

Скалярная плотность дислокаций и амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки в различных структурных составляющих стали 24Х2НАч

Морфологические составляющие	Скалярная плотность дислокаций ( $\rho \times 10^{10}, \text{см}^{-2}$ )				Амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки ( $\text{см}^{-1}$ )			
	1,6	2,9	3,8	5,2	1,6	2,9	3,8	5,2
Скорость охлаждения образцов $\omega_{6/5}, \text{°С/с}$	1,6	2,9	3,8	5,2	1,6	2,9	3,8	5,2
Зерна остаточного аустенита ( $\gamma$ -фаза)	1	1	2	2	-	-	-	-
Фрагментированный феррит и мезоферрит	2,5	2,5	4,2	-	610	730	620	750
Пластины бейнитного феррита	3,5	3,5	4,3	4,3	720	740	720	740
Реечный бейнитный феррит	5,0	5,0	5,5	5,5	830	830	850	850
Мартенсит	7,4	7,4	7,0	7,0	1350	1400	1350	1400

Для определения основной причины формирования игольчатых структур при высокотемпературном нагреве были проведены дополнительные опыты. Для этого жесткозакрепленные образцы-имитаторы нагревались до температуры 1200 °С за 10 с, а затем выдерживались от 10 до 60 с и охлаждались в интервале скоростей охлаждения  $\omega_{6/5}$  от 1,6 до 5,2 °С/с. Было установлено, что при выдержках до 20 с в структуре стали при исследуемых скоростях охлаждения наблюдалось от 30 до 50% зернистого бейни-

та, остальное верхний, нижний бейнит и мартенсит. При выдержках 50-60 с структура стали преимущественно состояла из нижнего бейнита и мартенсита. Размер аустенитного зерна, определенный по методике [10], при данных ТДЦС изменялся от № 9-8 до № 3-2. При действительном аустенитном зерне 3-2 номера по ГОСТ 5639-82 зернистый бейнит не обнаруживался. Отсутствовал и верхний бейнит. Следовательно, при длительном пребывании стали 24Х2НАч при температурах интенсивного роста зерна ау-

## ВЛИЯНИЕ ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННЫХ ЦИКЛОВ НА ФОРМИРОВАНИЕ ЗЕРНИСТОГО БЕЙНИТА В ОКОЛОШОВНОЙ ЗОНЕ ПРИ ДУГОВОЙ СВАРКЕ СТАЛИ 24Х2НАЧ

стенита и формирования высокой его гомогенности, формирование промежуточных структур зернистой морфологии затруднено. При мелком зерне неомогенного аустенита формируется зернистый бейнит, при крупном гомогенном - игольчатые мартенсит и бейнит. Этот вывод хорошо согласуется с приведенным в работе [1] механизмом формирования зернистого бейнита в ЗТВ, в котором ведущую роль играет скорость образования добейнитной  $\alpha$ -фазы.

Для формирования промежуточных структур зернистой морфологии необходима высокая скорость образования добейнитной  $\alpha$ -фазы (мезоферрита), которая определяется скоростью отвода углерода от фронта растущих кристаллов за счет диффузионного перераспределения и числом возникающих центров кристаллизации [11]. При большом числе центров кристаллизации и высокой скорости перераспределения углерода быстро образуется значительное количество добейнитной  $\alpha$ -фазы, которая охватывает непревращенный аустенит, придавая ему вид островковых включений и вместе с мезоферритом обуславливает характерное глобулярное строение зернистого бейнита. Так как скорость диффузии по границам зерна, вследствие повышенной дефектности кристаллического строения, выше, чем в их объеме, то чем крупнее зерно переохлажденного аустенита, тем ниже скорость происходящих в нем диффузионных процессов и, следовательно, выше его устойчивость [11] к распаду в верхнем интервале температур промежуточной области.

### Выводы

1. В низкотемпературных участках ЗТВ сварных соединений стали 24Х2НАЧ в процессе распада аустенита в промежуточной области преимущественно формируется структура зернистого бейнита с карбидами глобулярной формы, остаточным аустенитом и мезоферритом.

2. В высокотемпературных участках ЗТВ строение околошовной зоны определяется величиной зерна аустенита, возможно образование как бейнитных структур зерни-

стой морфологии ( $\omega_{6/5}$  от 0,7 до 2,9 °С/с) при зерне не более № 5-6, так и игольчатых бейнитно-мартенситных структур ( $\omega_{6/5}$  выше 2,9 °С/с) с пластинчатой карбидной фазой типа  $Me_3C$  ( $FeMn_3C$ ) - при более крупном зерне, когда практически отсутствуют остаточный аустенит и карбид типа  $Me_{23}C_6$ .

### ЛИТЕРАТУРА

1. Чепрасов Д.П. Условия формирования структуры зернистого бейнита при сварке стали 24Х2НАЧ / Д.П. Чепрасов, В.В Свищенко // Сварочное производство. - 1996. - № 11. - С. 27-30.
2. Чепрасов Д.П. Структура и фазовый состав зернистого бейнита на участке полной перекристаллизации ЗТВ сварного соединения из низкоуглеродистых низколегированных сталей // Сварочное производство. - 2006. - № 2. - С. 3 - 8.
3. Свойства монтажных сварных соединений мостовых конструкций из сталей 10ХСНДА и 15ХСНДА / Д.П. Чепрасов, Е.А. Иवानайский, А.С. Платонов, В.Г. Гребенчук, Н.И. Подберезный // Сварочное производство. - 1998. - № 6. - С. 16-19.
4. Касаткин Б.С. Низколегированные стали высокой прочности для сварных конструкций / Б.С. Касаткин, В.Ф. Мусияченко. - Киев: Техніка, 1970. - 188 с.
5. Исследование процессов сварки и наплавки с использованием современной методики сбора и обработки экспериментальных данных / М.В. Радченко, Д.П. Чепрасов, Ю.О. Шевцов, А.А. Иवानайский, А.П. Борисов, М.Н. Сейдуров, П.С. Черемисин // Обработка металлов. - 2008. - № 1. - С. 7-10.
6. Теория сварочных процессов / под ред. В.В. Фролова. - М.: Высшая школа, 1988. - 559 с.
7. Рыкалин Н.Н. Расчеты тепловых процессов при сварке. - М.: Машгиз, 1951. - 296 с.
8. Электронная микроскопия тонких кристаллов / П. Хирш, А. Хови, Р. Никольсон и др. - М.: Мир, 1968. - 574 с.
9. Петров Ю.Н. Дефекты и бездиффузионные превращения в стали. - Киев: Наук. Думка, 1978. - 261 с.
10. Садовский В.Д. Структурная наследственность в стали. - М.: Металлургия, 1973. - 209 с.
11. Курдюмов Г.В. Превращения в железе и стали / Г.В Курдюмов, Л.М. Утевский, Р.И. Энтин. - М.: Наука, 1977. - 236 с.