

ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННЫЕ ЦИКЛЫ СВАРКИ И СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ БЕЙНИТНОГО КЛАССА

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

Рассмотрено строение и условия формирования промежуточных структур зернистой морфологии в околошовной зоне при сварке под флюсом низколегированных сталей бейнитного класса. Совместное действие термических и деформационных циклов изменяет как кинетику, так и фазовые составляющие распада аустенита в околошовной зоне. Установлено, что на формирование мезоферрита и зернистого бейнита особое влияние оказывают величина зерна аустенита, его микрохимическая неоднородность и предел текучести.

Ключевые слова: зернистый бейнит, мезоферрит, наноразмерные карбиды, стали бейнитного класса.

В последние годы значительно увеличился объем применения низколегированных сталей бейнитного класса для изготовления сварных конструкций, используемых в опасных технических устройствах [1,2]. Это продиктовано необходимостью снижения металлоемкости сварных конструкций и стоимости их изготовления. Эффективность применения высокопрочных низколегированных сталей в значительной степени определяется их свариваемостью, использованием рациональных технологических процессов, обеспечивающих требуемый уровень физико-механических свойств сварных соединений.

В работах [3,4] было установлено, что по сравнению с игольчатыми структурами, такими как мартенсит, верхний или нижний бейнит, неравновесные промежуточные структуры зернистой морфологии (зернистый бейнит) не склонны к формированию холодных трещин и по комплексу механических свойств как в литом металле, так и в ОШЗ являются наиболее предпочтительными. Следовательно, получение данной структуры в сварных швах высокопрочных сталей бейнитного класса является целесообразным. Однако, разработка технологии сварки и последующей термической обработки сварных соединений из сталей данного класса с целью получения структуры зернистого бейнита невозможна без глубокого и всестороннего исследования строения и условий формирования этой метастабильной структуры под действием термомеханических циклов сварки (ТДЦС).

Каждому участку ЗТВ присущи свои особенности структуры. С точки зрения формирования зернистого бейнита в ОШЗ

под действием ТДЦС наибольший интерес представляют два участка ЗТВ – участок полной перекристаллизации и участок перегрева (крупного зерна). В связи с этим особенности формирования промежуточных структур зернистой морфологии рассматриваются при двух ТДЦС – от 860 до 1100 °С, что соответствует участку полной перекристаллизации и от 1100 °С и выше, что соответствует участку перегрева.

В качестве исходного материала применялся горячекатаный прокат толщиной 6...8 мм с исходной феррито-перлитной структурой из стали бейнитного класса 24Х2НАч следующего химического состава (%): 0,25 С; 1,65 Cr; 1,05 Ni; 0,60 Mn; 0,22 Si; 0,050 PЗМ; 0,022 S; 0,013 Р. Комплексные исследования проводили как непосредственно на сварных соединениях, выполненных автоматической сваркой под слоем флюса АН-47 на флюсовой подушке за один проход сварочной проволокой Св-08ХНМ, так и на образцах-имитаторах. Подробное описание методики проведения экспериментов и обработки экспериментальных данных представлено в работе [4].

На основе математического планирования эксперимента было установлено, что основным фактором, определяющим формирование промежуточных структур зернистой морфологии на участке полной перекристаллизации является скорость охлаждения, а на участке перегрева – время пребывания металла при высоких температурах, то есть время аустенизации. При этом термические и термомеханические циклы по-разному влияют на образование бейнитных структур зернистой морфологии, о чем свидетельствуют термокинетические диа-

граммы распада аустенита, представленные на рисунке 1.

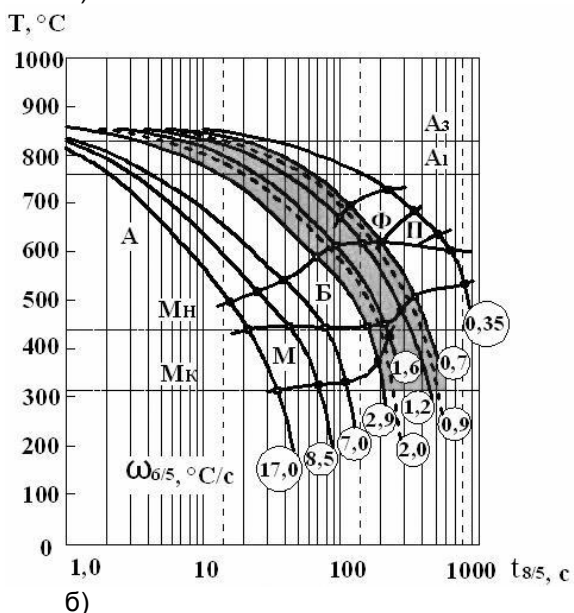
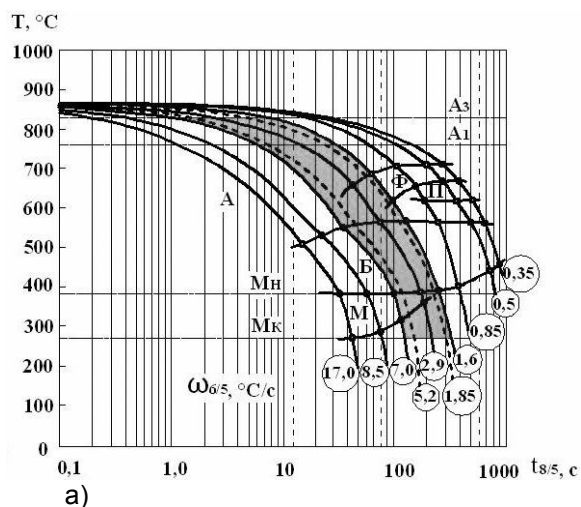


Рисунок 1 – Диаграммы распада аустенита в ОШЗ стали 24X2N4C: а) на участке полной перекристаллизации, б) на участке перегрева. В затемненной области: пунктирные – ТЦС, сплошные – ТДЦС

По мере повышения температуры аустенизации происходит постепенное сужение скоростного диапазона образования зернистого бейнита, смещение области его формирования в сторону меньших скоростей охлаждения и при температуре нагрева ОШЗ свыше 1300 °С – полное исчезновение зернистой структуры и формирование игольчатых бейнитных или мартенситных структур (рисунок 2). Так, при температуре аустенизации свыше A_{c3} и до 1100 °С, промежуточная структура зернистой морфологии, как

наиболее благоприятная структура сварного соединения (рисунок 2, а), формируется под действием термического цикла сварки (ТЦС) в интервале скоростей охлаждения $\omega_{6/5}$ – от 5,2 до 1,85 °С/с, а при нагреве свыше 1100-1250 °С – от 2,0 до 0,90 °С/с.

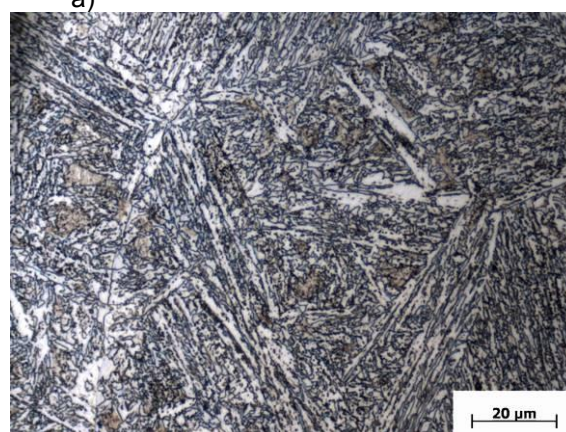
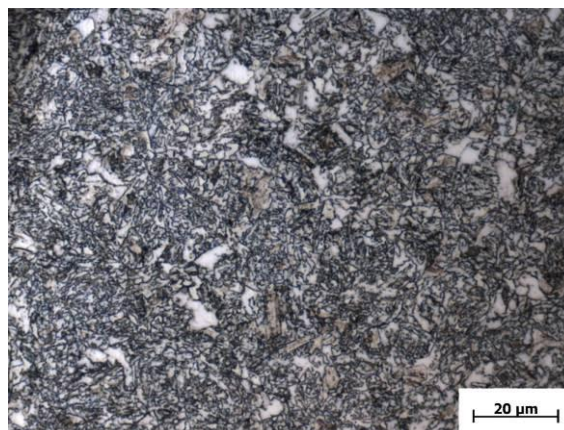


Рисунок 2 – Микроструктура ОШЗ стали 24X2N4C, охлажденной со скоростями $\omega_{6/5}$ от 5,2 до 2,9 °С/с от температуры аустенизации, °С: а) 900; б) 1350

Как показали рентгеноструктурный анализ, металлографические исследования по своему строению промежуточные структуры зернистой морфологии представляют собой многофазную композицию, состоящую из добейнитной (светлые кристаллы), названной мезоферритной [4], бейнитной (темные кристаллы) α -фазы, остаточного аустенита и двух типов карбида: карбида хрома $(Fe, Cr)_{23}C_6$ и карбида железа $(Fe, Cr, Mn)_3C$ – цементит (рисунок 3). Спецкарбид хрома имеет глобулярную форму (рисунок 4) и составляет вместе с α -фазой основу зернистого бейнита.

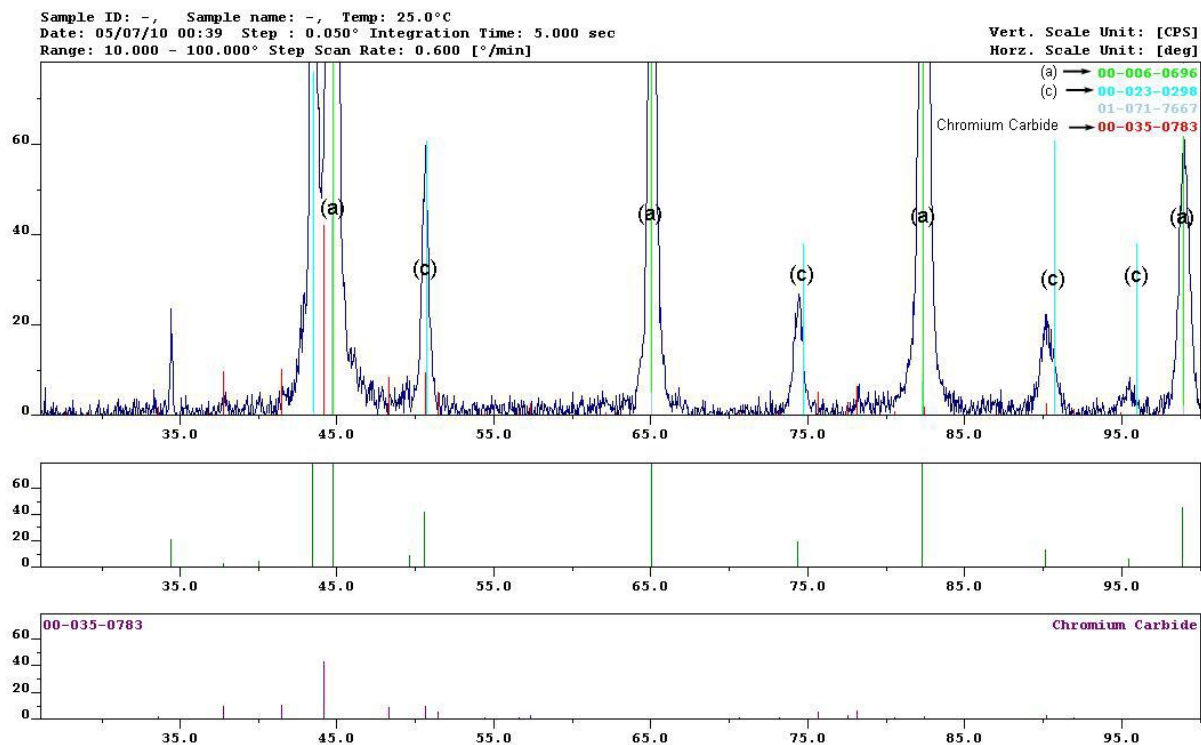


Рисунок 3 – Рентгеновская дифракционная картина. Участок полной перекристаллизации ОШЗ стали 24X2HA4, $\omega_{6/5}$ от 5,2 до 2,9 °C/c

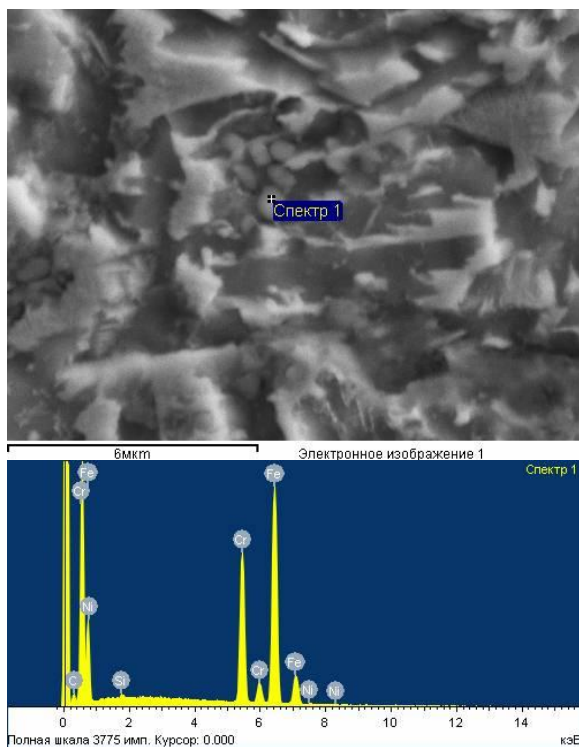


Рисунок 4 – Микроструктура и фазовый состав ОШЗ стали 24X2HA4: а) расположение глобулярных частиц, б) Спектр 1 – карбида $(Fe,Cr)_{23}C_6$

По мере повышения температуры аустенизации происходит изменение как структуры, так и фазового состава ОШЗ (таблица 1). Структура приобретает игольчатое строение, в ней присутствуют только две морфологические составляющие α -фазы – пластинчатый бейнит и игольчатый мартенсит, пропорции которых изменяются в зависимости от температуры нагрева и скорости охлаждения.

При переходе от бейнита зернистой морфологии к игольчатой возрастает скалярная плотность дислокаций, уменьшается объемная доля карбида типа $Me_{23}C_6$, но увеличивается – типа Me_3C . Кроме того, повышается и амплитуда локальных полей внутренних напряжений от 240 до 420 МПа, измеренная по кривизне-кручению кристаллической решетки. Изменяется как процентное содержание, так и морфология остаточного аустенита: от отдельных сравнительно крупных кристаллов по границам зерен мезоферрита до тонких прослоек между рейками и пластинами бейнитной α -фазы.

Совместное действие термических и деформационных циклов изменяет как кинетику, так и процентное содержание фазовых составляющих распада аустенита, как на

участке полной перекристаллизации, так и на участке перегрева. Прежде всего, происходит расширение скоростного диапазона образования промежуточных структур зернистой морфологии как в сторону меньших,

так и в сторону больших скоростей охлаждения (рисунок 1). При этом смещение в сторону высоких скоростей охлаждения является более значительным.

Таблица 1 – Структура ОШЗ стали 24Х2НАч при скорости охлаждения $\omega_{6/5} = 2,9 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$

Структурные составляющие	ТЦС		ТДЦС	
	Температура аустенизации, $^\circ\text{C}$			
	860	1250	860	1250
	Содержание, % / Скалярная плотность дислокаций $\rho \times 10^{10}, \text{см}^{-2}$			
Смесь мезо- и бейнитного феррита	45/2,5	19/4,2	56/2,5	30/4,0
Аустенит остаточный	18/1,0	5/2,5	15/1,0	12/2,0
Карбиды	Me_{23}C_6	2,0	-	4,0
	Me_3C	0,1	3,0	0,1
Верхний и нижний бейнит	20/4,3	43/6,0	20/4,3	35/5,5
Мартенсит	15/7,4	30/6,5	5/7,4	20/7,0

В жесткозакрепленном образце, при его охлаждении происходит упругая деформация, и возникают напряжения растяжения. Дальнейшее охлаждение в интервале температур фазовых превращений приводит к появлению пластической деформации и релаксации внутренних напряжений. При формировании игольчатых бейнитно-мартенситных структур распад аустенита протекает в нижнем интервале температур промежуточной области и в интервале температур мартенситного превращения, что приводит к возникновению высокого уровня внутренних напряжений, поскольку к тепловым напряжениям добавляются структурные. В переохлажденном аустените пластическая деформация в объеме кристаллов затруднена, но интенсивно протекает по границам зерен, что приводит к возникновению очагов замедленного разрушения и, как следствие, к возникновению холодных трещин. Этому будет способствовать карбидная фаза Me_3C , имеющая вытянутую пластинчатую форму и располагающаяся по границам (рисунок 5) и внутри реек бейнитной α -фазы.

При формировании бейнитных структур зернистой морфологии распад аустенита протекает в высокотемпературном (свыше $450 \text{ } ^\circ\text{C}$) интервале промежуточной области, что резко изменяет общую картину развития деформаций. Имеет место плавное и непрерывное нарастание микропластической деформации, приводящее к значительному снижению уровня внутренних напряжений и подавлению склонности к образованию микротрещин.

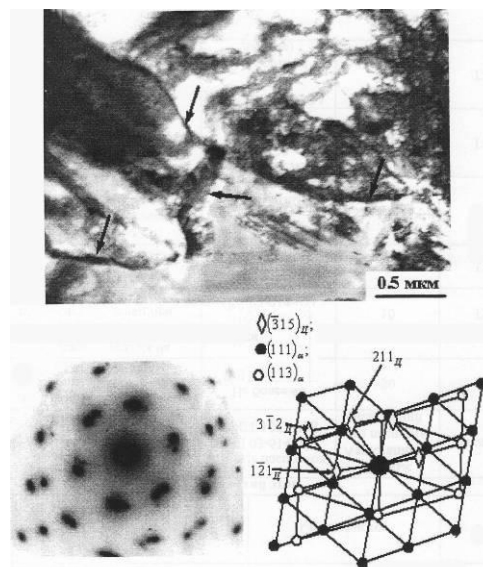


Рисунок 5 – Микроструктура с дифракционными картинками ОШЗ стали 24Х2НАч, частицы цементита отмечены стрелками

Исследованиями установлено, что основной причиной, препятствующей формированию промежуточной структуры зернистой морфологии, является размер зерна аустенита и его микрохимическая неоднородность. Так при автоматической сварке под флюсом стали 24Х2НАч толщиной 8 мм выявлена зависимость характера формирующейся структуры высокотемпературного участка ОШЗ от времени пребывания металла выше предельных температур нагрева. В условиях сварки при погонной энергии

q_n от 20584 до 27712 Дж/см, что соответствовало длительности пребывания металла свыше 1250 °С не более 7,0 – 12,6 с, формировались промежуточные структуры зернистой морфологии, на повышенных значениях (35050 – 41896 Дж/см) – игольчатой. При этом размер аустенитного зерна изменялся от № 9 – 8 до № 3 – 2 соответственно. При действительном аустенитном зерне 4 – 2 номера по ГОСТ 5639-82 зернистый бейнит не обнаруживался. Следовательно, при длительном пребывании металла ОШЗ при температурах интенсивного роста зерна аустенита и формирования высокой его однородности, образование промежуточных структур зернистой морфологии затруднено.

Образованию холодных трещин предшествует зарождение очагов замедленного разрушения под действием ТДЦС. При формировании игольчатой бейнитной структуры этому будет способствовать не только повышенные напряжения, но и особенности строения карбидной фазы. Она имеет вытянутую пластинчатую форму располагается по границам реек бейнитной α -фазы (рисунок 5), резко снижая способность металла ОШЗ релаксировать внутренние напряжения за счет локальной пластической деформации. При последующем охлаждении зародившиеся микротрещины подрастают и развиваются в холодные трещины (рисунок 6).

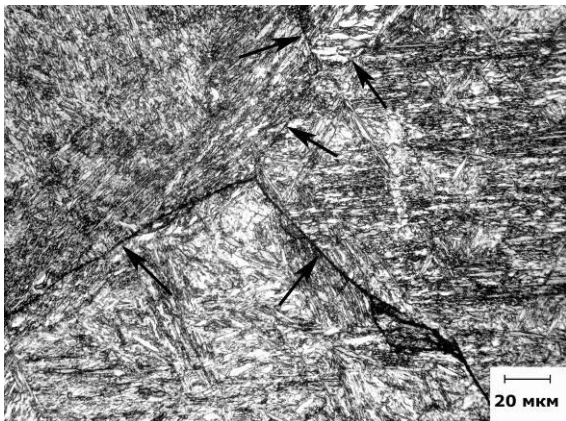


Рисунок 6 – Очаги развития локальных микротрещин (указано стрелками)

При формировании зернистого бейнита распад аустенита протекает в высокотемпературной (свыше 450 °С) промежуточной области, сопровождается выделением карбидной фазы округлой формы и непрерывной релаксацией внутренних напряжений за счет микропластической деформации, которая облегчена из-за низкого предела текучести кристаллов α и γ -фаз. Все это способствует

ПОЛЗУНОВСКИЙ ВЕСТНИК 1/1-2012

повышению сопротивляемости металла ОШЗ зарождению очагов замедленного разрушения, ведущих к образованию холодных трещин.

Выводы

1. При сварке высокопрочных сталей бейнитного класса применяемая технология должна предусматривать меры, способствующие образованию в ОШЗ промежуточных структур зернистой морфологии, обеспечивающих устойчивое сопротивление образованию холодных трещин, в то время как наличие игольчатых бейнитно-мартенситных структур неизменно приводит к их появлению.

2. Строение участка перегрева ОШЗ определяется размером зерна и однородностью аустенита, зависящих от параметров режима сварки и погонной энергии. При размере зерна не более № 6–5 образуются зернистые промежуточные структуры, при более крупном зерне – игольчатые.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ефименко Л.А. Исследование свариваемости высокопрочных трубных сталей категории прочности X80 / Л.А. Ефименко, О.Ю. Елагина, О.Е. Капустин, Е.М. Вышемирский // Сварочное производство. – 2009. – № 2. – С. 3-7.
2. Ковтуненко В.А. Выбор сталей для ответственных сварных строительных конструкций / В.А. Ковтуненко, А.М. Герасименко, А.А. Гоцуляк // Автоматическая сварка. – 2006. – № 11. – С. 32-37.
3. Чепрасов Д.П. Механические свойства сварного соединения стали 24Х2Н4С со структурой зернистого бейнита / Д.П. Чепрасов, В.В. Свищенко, В.П. Петров, А.В. Степанов // Сварочное производство. – 1999. – № 2. – С. 22-25.
4. Чепрасов Д.П. Особенности формирования бейнитных структур зернистой морфологии в ОШЗ сварных соединений из высокопрочных низколегированных сталей / Д.П. Чепрасов, М.Н. Сейдуров, А.А. Иванайский // Сварочное производство. – 2009. – № 7. – С. 7-11.

Чепрасов Д.П., к.т.н., профессор,
Сейдуров М. Н., к.т.н., ст. преподаватель,

E-mail: seidurov@mail.ru;

Иванайский А.А., к.т.н., доцент,
Кафедра «Малый бизнес в сварочном производстве» ФГБОУ ВПО «Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова»