

СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ ПРОДУКТОВ БЕЙНИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ ЗЕРНИСТОЙ МОРФОЛОГИИ, ОБРАЗОВАННЫХ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННЫХ ЦИКЛОВ В ОКОЛОШОВНОЙ ЗОНЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ

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

Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова,
г. Барнаул, Россия

В последнее время возрос интерес к изготовлению сварных конструкций из высокопрочных низколегированных сталей бейнитного класса. С одной стороны он продиктован необходимостью снижения металлоемкости, с другой – возможностью формирования в сварном соединении промежуточных структур зернистой морфологии, которые, по сравнению с мартенситом, верхним и нижним бейнитом, обеспечивают более высокий комплекс механических свойств.

Настоящая работа посвящена изучению совместного влияния температуры аустенизации и пластической деформации на формирование зернистого бейнита (*granular bainite*) в околошовной зоне (ОШЗ) в условиях термодеформационных циклов сварки (ТДЦС).

Комплексные исследования выполняли как непосредственно на сварных соединениях, так и на образцах-имитаторах. В качестве исходного материала применялась сталь 24Х2Н4Ч (%): 0,23 С; 1,39 Cr; 1,31 Ni; 0,31 Mn; 0,24 Si; 0,045 PЗМ; 0,021 S; 0,012 Р. Фазовый состав, общую и тонкую структуру изучали с помощью оптической микроскопии, рентгеноструктурного анализа, просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонких фольг и электронной микроскопии методом реплик.

Стыковые сварные соединения пластин, закрепленных в жесткой раме, выполняли автоматической сваркой под флюсом АН-47 на флюсовой подушке за один проход сварочной проволокой Св-08ХНМ. Термические циклы сварки (ТЦС) регистрировались хромель-алюмелевыми термопарами диаметром 0,24 мм с использованием измерителя-регулятора «ОБЕН ТРМ 202 v2.025» и программы «MasterSCADA». По точкам перегиба определялась температура начала и конца распада аустенита. Управление структурообразованием осуществлялось за счет изменения погонной энергии сварки (q_n).

Образцы-имитаторы подвергались воздействию как ТЦС, так и ТДЦС с помощью

экспериментальной установки. Температура нагрева образца задавалась от 860 до 1350 °С с шагом 50 °С. Данные о развитии напряжений в образце при испытании получали при помощи системы тензодатчиков сопротивления с передачей результатов на компьютер. Установлено, что ТЦС и ТДЦС по-разному влияют на формирование зернистого бейнита в ОШЗ.

Под воздействием ТЦС при температуре аустенизации – выше A_{c3} – 1100 °С (участок полной перекристаллизации ОШЗ) в интервале скоростей охлаждения $\omega_{6/5}$ от 17,0 до 5,2 °С/с распад аустенита сопровождается формированием игольчатых мартенсито-бейнитных структур. Снижение скорости охлаждения приводит к образованию структуры, преимущественно состоящей из смеси нижнего и зернистого бейнита, которая плавно переходит в смесь зернистого бейнита и мезоферрита. При сравнительно медленном охлаждении наряду с зернистым бейнитом и мезоферритом наблюдаются равноосные кристаллы дозвтектоидного феррита. При скоростях охлаждения $\omega_{6/5}$ от 1,85 °С/с и ниже распад аустенита сопровождается формированием феррито-перлитных кристаллов и по своему строению они соответствуют структуре основного (исходного) металла.

Как показал рентгеноструктурный анализ и электронно-микроскопические исследования (табл. 1) по своему строению зернистый бейнит на участке полной перекристаллизации представляет собой многофазную композицию, состоящую из добейнитной (мезоферритной), бейнитной и мартенситной α -фазы, остаточного аустенита и карбидов двух типов: $Me_{23}C_6$ – карбид хрома (Fe, Cr) $_{23}C_6$ и Me_3C – карбид железа (Fe, Cr, Mn) $_3C$. При этом карбид хрома имеет глобулярную форму и составляет вместе с α -фазой основу зернистого бейнита.

Нагрев стали выше 1100 °С (участок перегрева ОШЗ) и последующее охлаждение со

скоростями $\omega_{6/5}$ в диапазоне от 17,0 до 0,35 °C/с приводит к изменению структуры и фазового состава образцов (табл. 1). Происходит сужение скоростного диапазона образования зернистого бейнита, смещение области

его формирования в сторону меньших скоростей охлаждения $\omega_{6/5}$ – от 2,0 до 0,9 °C/с и при температуре аустенизации, соответствующей 1350 °C – полное исчезновение бейнитной структуры зернистой морфологии.

Таблица 1 - Структурно-фазовый состав ОШЗ сварного соединения из стали 24Х2Н4С, $q_{\Pi} = 20600$ Дж/см

Структурные составляющие		ТЦС		ТДЦС	
		Температура аустенизации, °С			
		860	1250	860	1250
		Содержание, %			
Аустенит остаточный		18	5	15	12
Смесь мезо- и бейнитного феррита		45	19	56	30
Карбиды	Me ₂₃ C ₆	2,0	-	4,0	1,0
	Me ₃ C	0,1	3,0	0,1	2,0
Верхний и нижний бейнит		20	43	20	35
Мартенсит		15	30	5	20

Под действием ТДЦС происходит всестороннее расширение скоростного диапазона образования бейнитных структур зернистой морфологии. При этом смещение в сторону высоких скоростей охлаждения является более значительным, что связано с ускорением бейнитного превращения на начальном и его торможением на завершающем этапе под влиянием ТДЦС.

Медленные скорости охлаждения сопровождаются непрерывным нарастанием пластической деформации, вызывая активизацию распада аустенита на бейнитные структуры зернистой морфологии, не склонные к образованию микротрещин. При образовании игольчатых структур возникает высокий уровень внутренних напряжений, поскольку микропластическая деформация переохлажден-

ного аустенита затруднена. Интенсивное развитие микропластических деформаций происходит по границам аустенитных зерен. Это, в свою очередь, приводит к возникновению очагов замедленного разрушения.

Вывод

Исследованиями структурных превращений в ОШЗ стали 24Х2Н4С под действием ТДЦС выявлена достаточно высокая склонность к формированию бейнитных структур зернистой морфологии на участке полной перекристаллизации и ограниченная – на участке перегрева. Такое поведение металла ОШЗ может быть обусловлено влиянием величины аустенитного зерна, различием его микрохимической неоднородности и зависимостью температуры превращения от предела текучести аустенита.