

НАНОСТРУКТУРЫ В ПРОБЛЕМНЫХ УЧАСТКАХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ ВЫСОКОПРОЧНЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

М. Н. Сейдуров, А. А. Иванайский

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

При изготовлении сварных конструкций ответственного назначения из высокопрочных низколегированных сталей остро стоит проблема предотвращения образования локальных разрушений – холодных трещин. Повышение комплекса механических свойств сварных соединений возможно при формировании в структуре металла околосварной зоны (ОШЗ) под действием термомеханических циклов сварки (ТДЦС) карбидной фазы не пластинчатой, а глобулярной формы.

Цель работы – изучение возможности получения наноструктурной карбидной составляющей глобулярной формы в процессе термомеханического воздействия на металл при $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении. В качестве основного материала применялись промышленные плавки сталей 20Х2НАч, 24Х2НАч и 28Х2НАч. Автоматическую сварку стыковых соединений выполняли под слоем флюса АН-47 на флюсовой подушке сварочными проволоками Св-08ХНМ, Св-10НМА.

Совместно применяли физическое моделирование ТДЦС на жесткозакрепленных образцах-имитаторах с помощью экспериментальной установки и математическое моделирование процессов автоматической сварки под флюсом с заданным тепловложением в программе «Среда моделирования автоматической сварки (AWS)». Особенности формирования структур рассматривались при двух ТДЦС – от 860 до 1100 °С, что соответствует участку полной перекристаллизации и от 1100 °С и выше, что соответствует участку перегрева. Образцы-имитаторы подвергались воздействию поперечных сварочных напряжений и упруго-пластических деформаций, возникающих в ОШЗ. Скорость нагрева в интервале температур фазовых превращений составляла 150 °С/с. Диапазон исследованных скоростей охлаждения $\omega_{6/5}$ от 0,35 до 17,0 °С/с полностью охватывал весь спектр структур от феррито-перлитной до мартен-

ситной. Температура нагрева образца задавалась от 860 до 1350 °С с шагом 50 °С.

Получение экспериментальной информации осуществлялось по методике «in situ» с помощью измерителя-регулятора «ОВЕН ТРМ 202 v2.025», обработка и регистрация производилась программой «MasterSCADA». Измерение параметров температурного и напряженно-деформированного состояния во времени осуществлялось через блок датчиков измерения температуры – хромель-алюмелевые термопары и напряжений в образце-имитаторе – тензодатчики сопротивления.

По мере поступления данных строился экспериментальный график термо- и деформационного цикла, который сопоставлялся с результатами компьютерного моделирования по входным параметрам, производился подбор режимов сварки и предварительная оценка свойств сварного шва. Изучение структуры и свойств металла ОШЗ с учетом влияния погонной энергии и режимов сварки выполняли на основе анализа экспериментально полученных диаграмм анизотермического распада аустенита и структурных диаграмм, определения химического состава и механических свойств контрольных сварных соединений. Структуру и фазовый состав изучали с помощью световой (НЕОФНОТ-32) и просвечивающей электронной микроскопии (УЭМВ-100К, ЭМ-125 и ЭМ-125К), рентгеноструктурного анализа (ДРОН-2,0).

В процессе распада аустенита в промежуточной области изучалось формирование бейнитных структур зернистой и игольчатой морфологии. Установлено, что карбидная фаза в промежуточных структурах может формироваться двух типов: Me_3C – цементит (рисунок 1) и Me_{23}C_6 – спецкарбид хрома $(\text{Fe}, \text{Cr})_{23}\text{C}_6$ (рисунок 2). Установлено, что состояние карбидной фазы в бейнитной структуре является важным фактором, определяющим свойства сварного соединения в целом.

Карбиды типа Me_3C имеют вытянутую пластинчатую форму и располагаются внутри реек и пластин бейнитной α -фазы, что характерно для игольчатых бейнитных структур (рисунок 1). Карбиды типа Me_{23}C_6 резко различаются по размерам. Крупные частицы диаметром приблизительно 200 нм расположены, в основном, в стыках и на границах фрагментов промежуточных структур зернистой морфологии (рисунок 2, а). Их объемная доля в отдельных локальных участках достигает 10 %. Мелкие карбиды глобулярной формы диаметром около 10 – 20 нм расположены преимущественно на дислокациях внутри всех структурных составляющих α -фазы (рисунок 2, б). Не смотря на то, что объемная доля мелких карбидов типа Me_{23}C_6 не превышает 0,2 %, их наличие благоприятно влияет на деформационную способность металла и является основным фактором предотвращения зарождения очагов замедленного разрушения, влекущих за собой образование локальных холодных трещин.

В ходе экспериментов выявлено, что бейнитная структура зернистой морфологии может формироваться даже на участке перегрева ОШЗ (1100–1350 и выше) – при условии низких скоростей охлаждения ($\omega_{6/5}$ от 0,7 до 2,9 °C/c) и кратковременного пребывания выше 1100 °C, в противном случае происходит формирование игольчатых бейнитно-мартенситных структур. Основным условием образования бейнитных структур зернистой морфологии является выделение вместе с α -фазой карбида хрома глобулярной формы благодаря наличию дефектов кристаллического строения, возникающих в переохлажденном аустените под действием ТДЦС. Глобулярные карбиды выделяются при медленных скоростях охлаждения и развития пластических деформаций, основной объем фазовых превращений происходит в высокотемпературном интервале промежуточной области и сопровождается непрерывным нарастанием пластической деформации, вызывая активизацию распада аустенита. Микропластическая деформация развивается как по границам зерен аустенита (место расположения крупных карбидов типа Me_{23}C_6), так и внутри их (место расположения мелких карбидов типа Me_{23}C_6), что значительно облегчает процесс аккомодации зерен при общей пластической деформации, снижает уровень внутренних напряжений

при медленных скоростях релаксации и способствует повышению дисперсности формирующейся структуры.

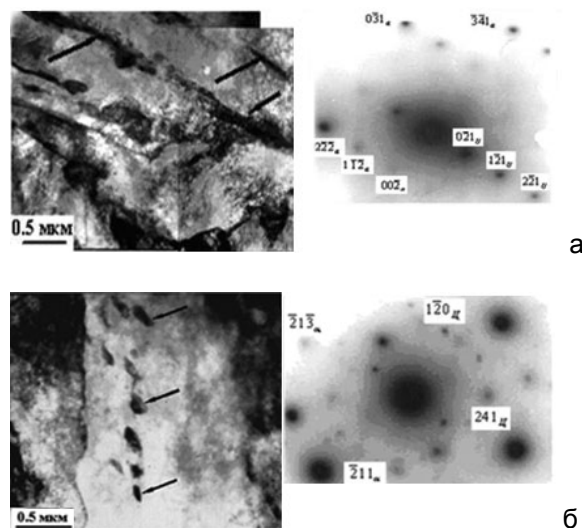


Рисунок 1 – Структуры верхнего (а) и нижнего (б) бейнита, электронная микроскопия с дифракционными картинками, сталь 20Х2Н4Ч: частицы цементита отмечены стрелками

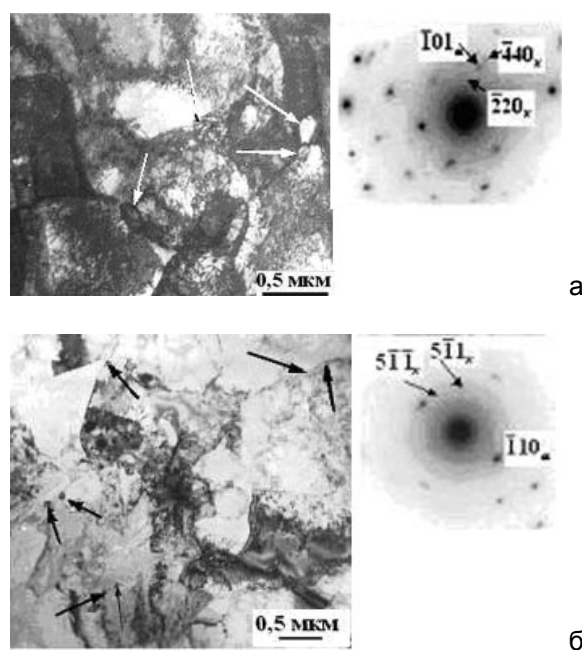


Рисунок 2 – Структура зернистого бейнита, электронная микроскопия с дифракционными картинками, сталь 20Х2Н4Ч: крупные (а) и мелкие (б) карбиды хрома $(\text{Fe,Cr})_{23}\text{C}_6$ отмечены стрелками

НАНОСТРУКТУРЫ В ПРОБЛЕМНЫХ УЧАСТКАХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ ВЫСОКОПРОЧНЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

При больших скоростях охлаждения и, следовательно, развития пластических деформаций происходит формирование игольчатых бейнитно-мартенситных структур с пластинчатой карбидной фазой типа Me_3C . Высокие скорости релаксации микронапряжений увеличивают уровень внутренних напряжений, поскольку микропластическая деформация аустенита затруднена. Интенсивное развитие микропластических деформаций происходит по границам аустенитных зерен. Это приводит к нарушению строения границ и, как следствие, к возникновению очагов замедленного разрушения.

В результате проведенных исследований было установлено, что возможность получения наноструктурной карбидной составляющей глобулярной формы в процессе термодеформационного воздействия на металл при $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении существует даже в высокотемпературных участках ОШЗ. При этом отмечено, что карбиды глобулярной формы диаметром около 10–20 нм, расположенные преимущественно на дислокациях внутри всех структурных составляющих α -фазы играют ведущую роль в предотвращении очагов замедленного разрушения в процессе фазового превращения в условиях развития локальных пластических деформаций.