

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ БИМЕТАЛЛА ТИПА "КОРПУСНАЯ СТАЛЬ - АУСТЕНИТНАЯ НАПЛАВКА" ПРИ МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

Оценку несущей способности сосудов давления обычно проводят без учета влияния антикоррозионной наплавки, имея в виду, что ее наличие идет в запас прочности. Однако в реальных условиях имеет место взаимное влияние основного металла и металла наплавки вследствие особенностей напряженно-деформированного состояния и специфического характера механизма образования и развития разгрузки, обусловленного влиянием границы раздела слоев и переходной зоны между корпусной сталью и аустенитным плакирующим слоем.

В работе исследовали образцы изготовленного по штатной технологии биметалла "корпусная сталь 15Х2НМФА - аустенитная антикоррозионная наплавка".

При испытаниях выбран режим малоциклового усталости с постоянной амплитудой деформации 1,5% по схеме от нулевого растяжения с частотой 15 Гц. Поверхность образца в рабочей его части были подготовлена как металлографический шлиф для наблюдения за развитием трещины и для последующего исследования микроструктурных особенностей деформирования и разрушения. Испытания проводили до появления макротрещины длиной 1,5 - 2,0 мм.

На рис.1 показана система микротрещин, образовавшихся на поверхности образца к моменту развития макротрещины. Подсчет числа трещин показал, что в образце с наплавкой плотность микротрещин на 45% ниже, чем плотность микротрещин в образце без наплавки. В материале наплавки, имеющей структуру литого металла, в приграничной зоне наблюдаются неоднородные локализованные сдвиги и многочисленные микротрещины. Магистральная трещина зарождается и развивается в основном металле, на некотором расстоянии от границы раздела.

На рис.2 приведена построенная в координатах " $\sigma - \delta_s^{1/2}$ " диаграмма для двух образцов (с наплавкой и без наплавки), для которых σ - истинное напряжение, а δ_s - суммарная деформация, определяемая как арифметическая сумма всех деформаций без учета знака $\delta_s = N 2 \delta_a$, где N - число циклов, $2 \delta_a$ - полная амплитуда деформации в цикле. Для обоих образцов происходит уменьшение истинных напряжений с деформацией, т.е. наблюдается разупрочнение, характерное для циклического деформирования исходно упрочненного термической обработкой материала. При этом для образца с наплавкой диаграмма напряжений проходит ниже диаграммы для основного металла.

Диаграмма состоит из двух линейных отрезков, отражающих две стадии деформирования с различным механизмом. Для первой стадии характерна собственно пластическая деформация. На второй стадии преимущественной оказывается так называемая деструкционная деформация, протекающая путем множественных микротрещин и их слияния друг с другом. На первой стадии процессы разупрочнения проходят значительно интенсивнее,

чем на второй. Точка перехода ко второй стадии (A_1) располагается несколько ближе по деформации для образца с наплавкой по сравнению с образцом без наплавки (A_2).

На второй ветви полученной зависимости в качестве меры повреждений можно принять так называемый коэффициент добротности $\eta = \delta_p / \delta_s$ материала в любой стадии, определив как показано на рисунке, составляющие δ_p и δ_s .

Применение метода построения механической диаграммы в координатах " $S - \delta_s^{1/2}$ " позволяет выявить стадии деформации, существенно различающиеся по механизму накопления в материале дефектов типа пор, суб-, микро-, макротрещин. По существу лишь первая стадия деформации является пластической и поведение материала на этой стадии может быть описано уравнениями механики сплошной среды. На второй стадии существенную роль играют деструкционные процессы. Точка перелома на диаграмме A отражает переход материала, содержащего трещины, в качественно новое состояние. На этой стадии подводимая к образцу материала энергия расходуется в большей степени на развитие трещин и в меньшей - на пластические сдвиги.

Как было показано выше, развивающаяся мозаичная система макротрещин разбивает материал на так называемые "целики" разного размера, причем на субструктурном уровне размеры целиков могут быть соизмеримы с размерами частиц субструктуры.

При определении коэффициента добротности материала (как меры его повреждения на второй стадии) не обязательно испытывать образец до полного разрушения, а достаточно иметь наклон прямой на втором участке диаграммы.

Полученные рентгеновские данные по изменению уширения β - линии в зависимости от параметра деформации $\delta_s^{1/2}$ позволяют также определить точку A , характеризующую переход к деструкционно-дислокационному механизму деформации (рис.3).

Эти зависимости, устанавливаемые для данного материала, позволяют контролировать структурное состояние материала и прогнозировать его долговечность.

Однако следует отметить, что метод пригоден только для материалов, разрушению которых предшествует пластическая деформация, экспериментально оцениваемая в приведенной выше последовательности.

Образцы из основного металла (сталь 15Х2НМФА) показали долговечность почти в три раза большую долговечности биметаллических образцов из этой же стали с наплавкой (число циклов до разрушения $6 \cdot 10^4$ и $2,3 \cdot 10^4$ соответственно).

На рис. 4 приведены полученные в растровом электронном микроскопе снимки изломов при небольшом увеличении для сравнительного анализа картины разрушения при малоцикловом нагружении двух разных типов образцов - однородного и биметаллического с наплавкой.

Излом образца с наплавкой (рис. 4а) имеет более гладкую поверхность разрушения с преобладанием макротрещин, располагающихся в наплавке по междендритным сочленениям.

Образцы без наплавки (рис. 4б) имели более развитую поверхность разрушения.

Детальное изучение изломов показало, что в образцах без наплавки фронт усталостной трещины от очага проходил через все сечения образца до противоположной стороны.

Поверхность излома образца с наплавкой имела сложную структуру. Усталостная трещина большей своей частью располагалась в основном металле. Кроме того, различались две зоны в основном металле по обе стороны от усталостной трещины.

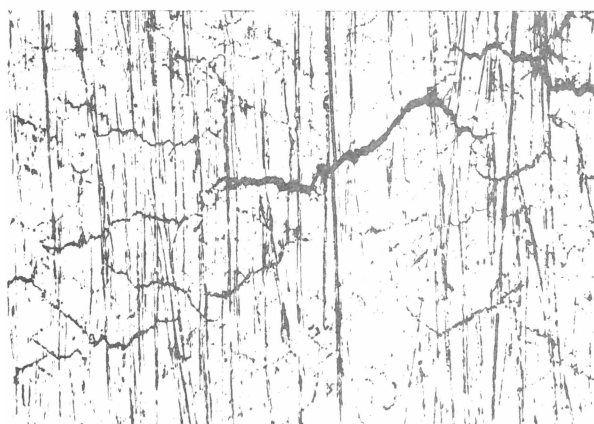
Усталостная зона располагалась также и в наплавке, развивалась от очага на боковой стороне образца.

Наличие многоочаговых трещин характерно для разрушения биметаллического образца в условиях малоциклового нагружения.

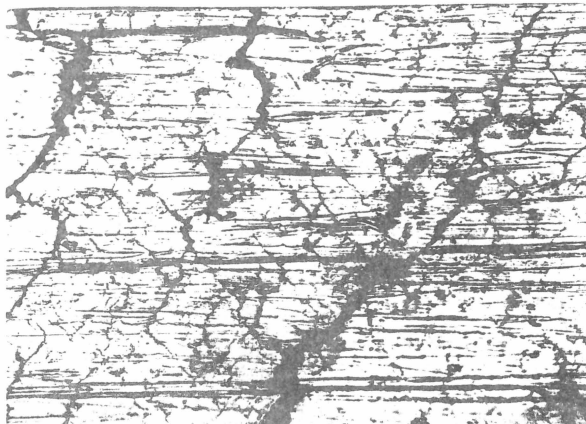
Рассмотрение структурных особенностей разрушения двухслойного образца показало, что более низкая (по сравнению с однородным образцом) долговечность определяется меньшим сопротивлением разрушению как на стадии зарождения (рис.5), так и на стадии распространения усталостных трещин.

Как уже отмечалось, усталостная трещина сначала зарождается и развивается в основном металле, на некотором расстоянии от границы раздела слоев. Причем наличие границы раздела, а также ярковыраженной структурной и механической неоднородности переходной зоны затрудняет совместное деформирование разнородных металлов, приводит к повышенной неоднородности деформации и, как следствие - к более раннему зарождению трещины. Появляется это в многоочаговости зарождения усталостных трещин и в большей скорости их распространения. Действие барьерного эффекта границы раздела, связанного с изменением траектории магистральной трещины, некоторой остановкой ее на границе раздела, преломлением, а иногда и ветвлением, в данных условиях испытания, не являлось определяющим.

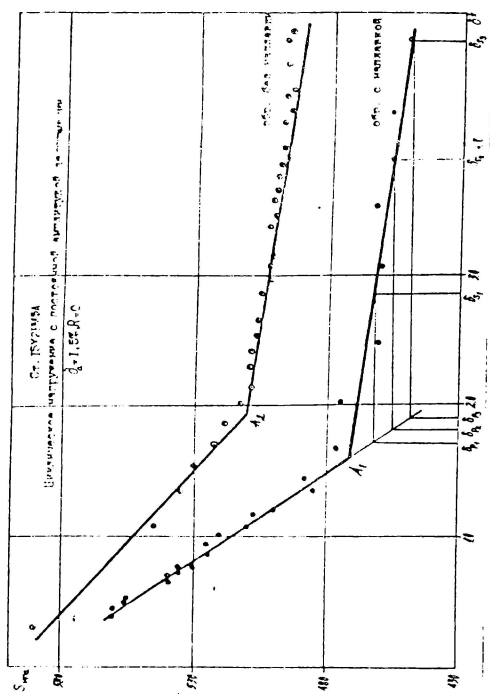
В заключение отметим, что использование физических (рентгеновских) методов оценки повреждений и металлографических наблюдений за характером образования и развития разрушения при испытаниях биметаллических материалов на малоцикловую усталость позволяет устанавливать основные причины отрицательного влияния наплавки на долговечность исследованного материала.



Фиг. 1а:

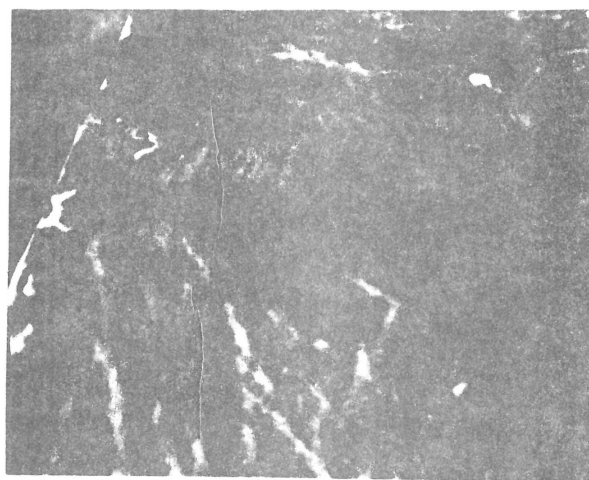
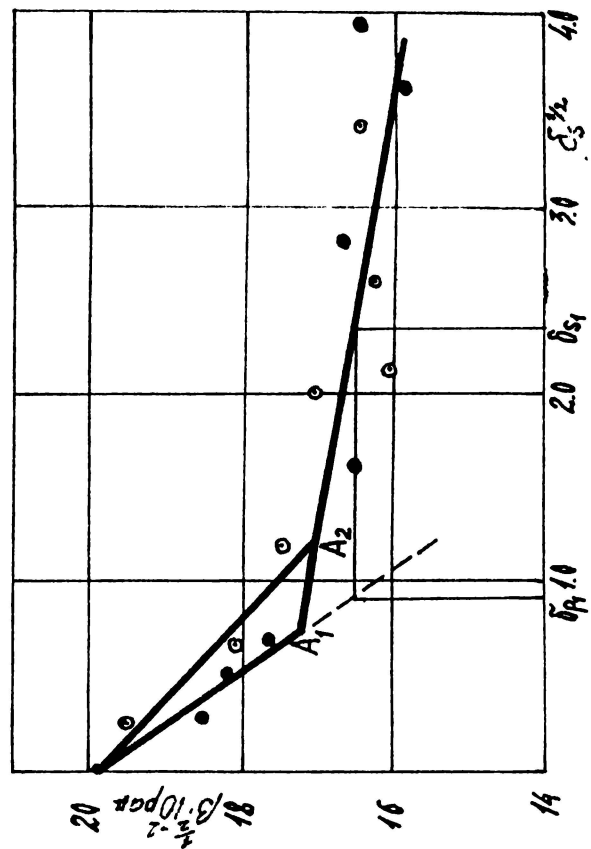


1б:

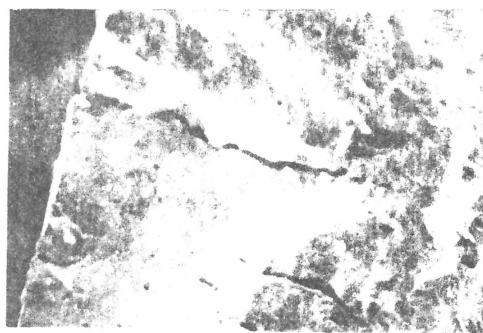


Фиг. 2:

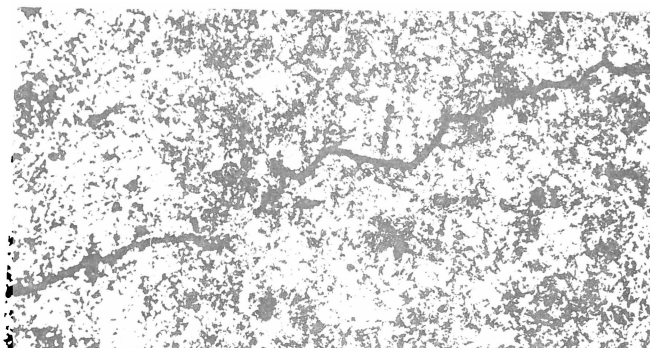
Фиг. 3:



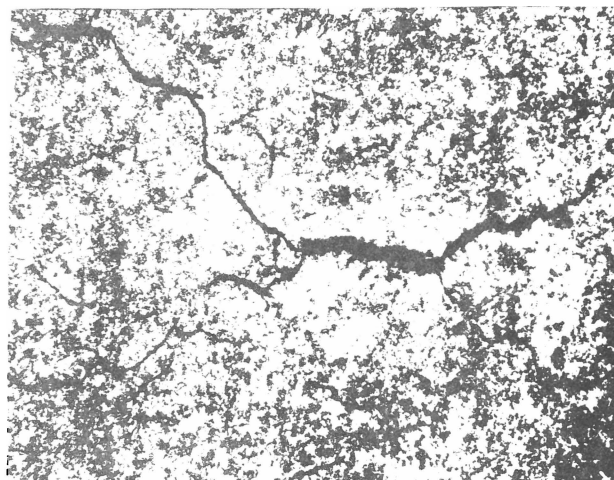
Фиг. 4б



Фиг. 4а:



Фиг. 5а:



Фиг. 5б: