Доклады Академии наук СССР
1955. Том 104, № 4

ТЕХНИЧЕСКАЯ ФИЗИКА

С. Ф. ЮРЬЕВ и Б. И. БРУК

ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ УГЛЕРОДА У ПОВЕРХНОСТИ РАЗДЕЛА ГЕТЕРОГЕННЫХ МИКРООБЪЕМОВ СТАЛИ ПРИ ОТПУСКЕ

(Представлено академиком Г. В. Курдюмовым 15 IV 1955),

Гетерогенность стали в результате закалки нередко приводит к возникновению в ней развитой поверхности контакта различных по природе фаз (аустенита, мартенсита, феррита, карбидов). В силу особых термодинамических условий, возникающих у поверхностей раздела, концентрационное поле обладает здесь уже в результате закалки резкой неоднородностью, локализующейся в пределах гиббсовых слоев. Эти обстоятельства должны оказывать влияние на последующее развитие процессов отпуска стали.

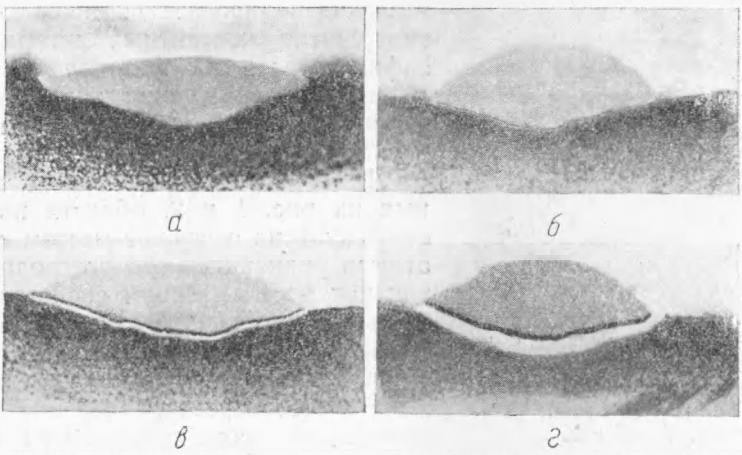


Рис. 1. Диффузия углерода на границе сплавления при различных температурах отпуска (выдержка 4 часа). *а* — без отпуска, *б* — 450°, *в* — 600°, *г* — 700°

Для исследования перераспределения углерода на поверхности раздела фаз при отпуске в условиях разной легированности контактирующих фаз в настоящей работе искусственно создавалась такая граница раздела путем наплавки методом дуговой сварки высоколегированной аустенитной стали на конструкционную сталь низкой легированности. Наблюдение за диффузией углерода при отпуске в зоне сплавления, имитировавшей микроповерхность раздела фаз в стали, осуществлялось при помощи радиоактивного углерода C_6^{14} методом авторадиографирования.

Помимо общего значения данного вопроса, подобная постановка опытов позволяла осветить природу хрупкого разрушения некоторых сварных соединений, возникающего в процессе их эксплоатации при повышенных температурах ([1]).

Исследование сварных соединений, в которых наплавленный металл шва существенно отличается по составу от основного металла, показывает, что при повторных нагревах на границе сплавления протекают слож-

ные субмикроскопические явления. Они сопровождаются развитием в зоне сплавления тонкой прослойки повышенной травимости, обладающей высокой твердостью, ощутимым падением микротвердости в зоне, непосредственно прилегающей к темнотравящейся прослойке со стороны основного металла, увеличением микротвердости в тонком слое высоколегированного наплавленного металла, примыкающем к границе сплавления. Вопрос о природе этих прослоек остается до сего времени дискуссионным.

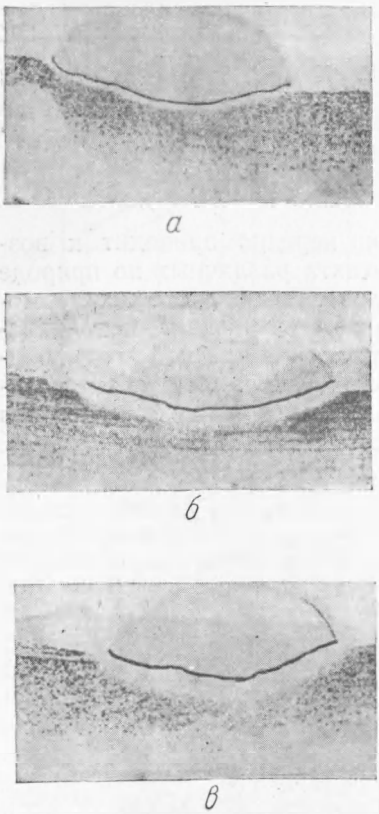


Рис. 2. Диффузия углерода на границе сплавления в зависимости от времени выдержки при отпуске (640°): *а* — 30 мин., *б* — 4 часа, *в* — 7 час.

В данном исследовании радиоактивный изотоп углерода C^{14}_{6} вводился в сравниваемую сталь с содержанием стабильного углерода 0,20%. На образец стали с радиоактивным углеродом наплавлялся валик нерадиоактивного аустенитного металла, содержащего 0,1% C, 22% Cr и 15% Ni. Используя способность радиоактивных изотопов вызывать под влиянием испускаемого ими излучения (в данном случае β-излучения) потемнение фотоэмульсии, представлялось возможным после отпуска таких «разнородных» образцов на различные температуры и приготовления полированных микрошлифов путем снятия контактных авторадиограмм зафиксировать на фотопленке истинный характер перемещения углерода в зоне сплавления в процессе отпуска рассматриваемого сварного соединения.

На серии авторадиограмм, приведенных на рис. 1 и 2, области потемнения фотоэмульсии отвечают местам скопления атомов радиоактивного углерода, причем, так как по всем своим свойствам, кроме радиоактивности, эти атомы ничем не отличаются от атомов стабильного углерода, то закономерности потемнений характеризуют общее перераспределение углерода, перемещающегося из основного металла в наплавленный.

Полученная картина наглядно свидетельствует о следующих фактах.

1. Непосредственно после сварки некоторое количество углерода из основного металла за счет проплавления и перемешивания перешло в аустенитный наплавленный металл и в последнем распределилось равномерно, вследствие чего и наблюдается общее умеренное потемнение наплавленного металла (рис. 1 *а*).

2. В процессе последующего отпуска, начиная от 450°, у зоны сплавления возникает резкое перераспределение углерода, который скапливается в тонкой полоске аустенитного металла, непосредственно примыкающей к зоне сплавления. Источником накопления углерода в этой области служит примыкающая с противоположной стороны к зоне сплавления область основого металла, где наблюдается процесс обезуглероживания стали (рис. 1 *б* — *г*). Этим обусловливается повышение микротвердости тонкого слоя аустенита у зоны сплавления при отпуске и падение твердости в основном металле.

3. Повышение температуры отпуска от 450° вплоть до 700° для исследованных материалов приводит к монотонно возрастающему развитию указанных процессов.

В том же направлении действует и увеличение длительности отпуска при постоянной температуре (рис. 2). Можно даже визуально наблюдать, что ширина обезуглероженной зоны со стороны основного металла растет с повышением температуры и длительности отпуска более интенсивно, чем ширина науглероживаемой зоны в аустените, что свидетельствует о непрерывном повышении содержания углерода в тонкой прослойке аустенитного металла, контактирующего с зоной спавления.

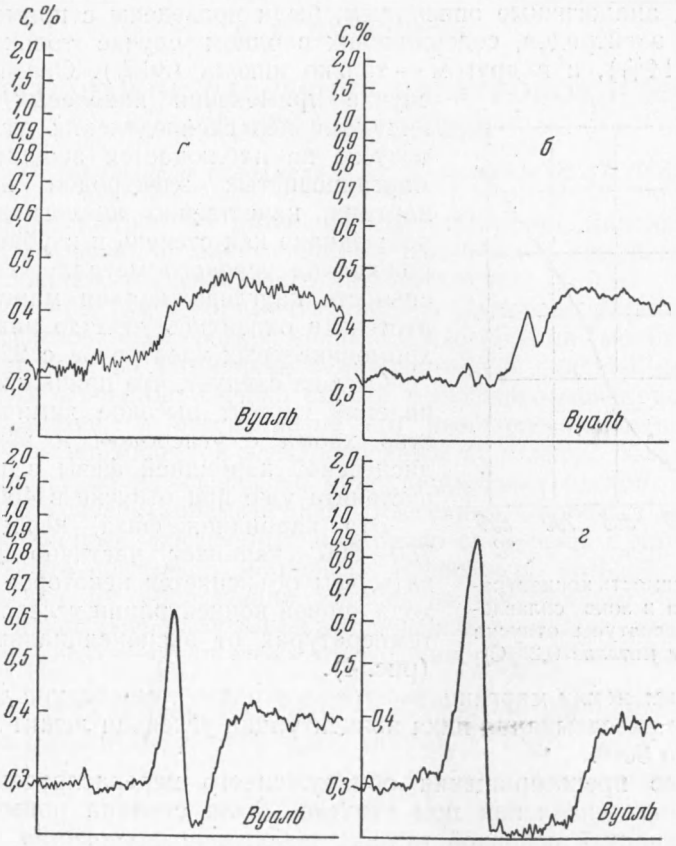


Рис. 3. Кривые почернений авторадиограмм в зависимости от температуры отпуска. *а* — без отпуска, *б* — 4 часа (450°), *в* — 4 часа (600°), *г* — 4 часа (700°)

При соблюдении идентичных условий экспонирования и фотообработки авторадиограмм последние дают возможность путем фотометрирования произвести количественную оценку развивающихся при отпуске процессов перераспределения углерода. На рис. 3 приведены фотометрические кривые, характеризующие изменение плотности почернения при перемещении зайчика микрофотометра в направлеии, перпендикулярном границе сплавления.

Очевидно, что фотометрические кривые приведенного типа позволяют количественно определить по глубине минимума концентрацию углерода, до которой идет обезуглероживание основного металла, а по высоте пика — максимальную концентрацию углерода, скапливающегося в аустените.

Приведенная на рис. 4 кривая характеризует степень науглероживания пограничной зоны аустенитного металла с повышением температуры отпуска. Максимальное содержание углерода в этой зоне с температурой растет по экспоненциальному закону и достигает 1,2%.

Локализация углерода в аустените на самой границе при накоплении его до 0,8—1,2% свидетельствует о том, что первопричиной процессов перераспределения является исключительно высокая химическая связь углерода в аустенитном металле данного состава; это вытекает также из того, что накапливающийся в необыкновенно больших количествах углерод в аустените полностью остается на поверхности контакта с основным металлом и не диффундирует заметно в аустенитном наплавленном металле.

Опыты, аналогичные описанным, были проведены с применением аустенитных электродов, содержавших в одном случае только марганец (порядка 14%), а в другом — только никель (36%). Оказалось, что в случае применения никелевых электродов никакого перераспределения углерода при отпуске не наблюдается вообще; в случае марганцовистых электродов наблюдалась картина, качественно аналогичная описанной; однако как степень и глубина обезуглероживания основого металла, так и интенсивность науглероживания марганцовистого аустенита оказались гораздо ниже, чем для хромоникелевых электродов с 22% Cr.

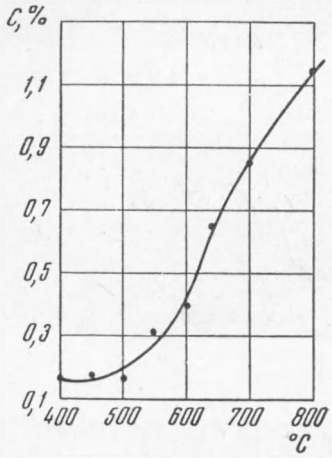


Рис. 4. Зависимость концентрации углерода в зоне сплавления от температуры отпуска (в основном металле 0,2%C)

Отсюда следует, что причиной описанных явлений служит высокое химическое сродство хрома с углеродом и возникновение дисперсной карбидной фазы в тонком слое аустенита уже при отпуске в 450°.

Эта карбидная фаза, вероятно, около 750—800° начинает частично диссоциировать, чем объясняется некоторое отклонение хода кривой концентрации углерода при этих температурах от экспоненциального закона (рис. 4).

При применении марганцовистых электродов температура диссоциации карбидов и рассасывания пика концентрации углерода лежит гораздо ниже — около 600°.

С целью предотвращения обнаруженного перераспределения углерода у зоны спавления при отпуске была сделана попытка ввести в нелегированный основной металл небольшое количество титана для более прочного связывания углерода. Введение 0,10% Ti в основной металл имело следствием лишь заметное ослабление описанных явлений, и в частности, меньшую степень обезуглероживания соответствующей зоны, чем в отсутствие титана.

С точки зрения описанных явлений перераспределения углерода на границе «гетерогенного контакта» можно предложить новую трактовку развития в конструкционной стали отпускной хрупкости II рода, учитывающую накопление при нагреве под закалку по границам аустенитных зерен карбидообразующих элементов (хрома, марганца и др.), обладающих горофильностью, и интенсивный приток к ним углерода при отпуске на температуры 450—600°.

Поступило
12 IV 1955

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

[1] В. И. Земзин, Котлотурбиностроение, № 6 (1950).