

Н.А. Бубнов, Л.Б. Воеводин, Л.И. Скрипниченко
Волгоградский государственный
педагогический университет

ОСОБЕННОСТИ ОТПУСКНОЙ ХРУПКОСТИ ПЛАКИРОВАННОЙ СТАЛИ

Технические науки

Низкий и средний отпуск закаленной стали — основной вид термической обработки, обеспечивающий получение высокопрочного состояния конструкционных сталей. Однако возможности применения сталей в таком состоянии часто ограничиваются развитием отпускной хрупкости первого (при отпуске в интервале температур 250—350°C) и второго (при отпуске в интервале температур 450—650°C) рода.

Имеется множество исследований [1;2], дающих основание предполагать, что отпускная хрупкость как первого, так и второго рода одинакова по своей физической природе и есть результат неодинаковой скорости протекания диффузионных процессов, приводящих к охрупчиванию в результате выделения вторичных фаз, в первую очередь фосфора, по границам бывших аустенитных зерен и к переходу от транс- к интеркристаллитному разрушению. Универсального способа полного устранения отпускной хрупкости сталей, содержащих фосфор, не существует. Мероприятия по борьбе с ней сложны, в каждом случае индивидуальны, но сводятся, как правило, к реализации двух задач: не допустить образования зернограницных сегрегаций фосфора; при наличии таковых — сформировать структуру, прочность границ которой была бы выше прочности зерна.

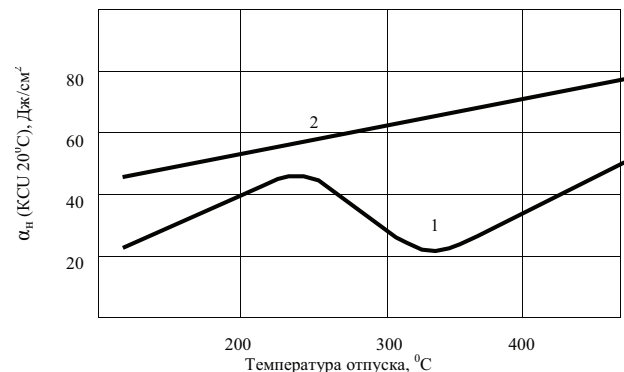
В этой связи, несмотря на очевидность недостатков, можно отметить способ термической обработки, при котором закаленный образец отпускается в камере-бомбе под гидростатическим давлением 15—21 кбар [3]. Возникающие при высоком давлении напряжения приводят к измельчению структуры стали — образуются субграницы, свободные от вредных примесей. Между границами зерен и образовавшимися субграницами происходит перераспределение вредных примесей, что уменьшает их концентрацию по границам бывших аустенитных зерен и вредное влияние отпускной хрупкости.

Очевидно также, что при определенном подборе компонентов в биметаллах (например, термобиметаллы) и вообще в многослойных материалах с прочной межслойной связью, исключающей расслаивание, уровень деформационных напряжений при термообработке может достигать значительной величины и меняться в зависимости от объемного содержания, физико-механических свойств компонентов (коэффициентов линейного расширения, пределов текучести, модулей нормальной упругости) и изменения этих свойств в зависимости от температуры. Созданием многослойных материалов можно решать различные задачи современного материаловедения, но до настоящего времени их применение, в основном, ограничивается лишь экономией дорогостоящих металлов и сплавов.

Целью работы явилась попытка устранить или в значительной мере ослабить отпускную хрупкость конструкционной стали, используя деформационное взаимодействие компонентов в многослойных металлах. Исследования проводились на стали 30ХГСА, для плакирующего слоя была выбрана аустенитная сталь Х23Н18. Плакирование осуществлялось с помощью сварки исходных заготовок взрывом (2—16—2 мм), которые затем прокатывались в лист толщиной 10 мм. Листы отжигались при температуре 800°C в течение 4 часов.

Образцы для испытания на ударную вязкость вырезались размером 10x10x55 мм с U-образным надрезом поперек всех слоев (ГОСТ 22501-78). Количественной характеристикой охрупчивания стали при отпуске служили результаты испытания на ударный изгиб, выявляющие аномалии увеличения ударной вязкости α_H (КСУ 20°C) с повышением температуры отпуска.

Полученные результаты представлены на рисунке. При проведении испытаний с целью устранения вклада плакирующих слоев в величины ударной вязкости они удалялись с образцов до (кривая 1) или после (кривая 2) термической обработки по режиму: закалка — нагрев 880°C, выдержка 0,5 часа, охлаждение в масле; отпуск при различных температурах с выдержкой в течение двух часов.



Влияние температуры отпуска на ударную вязкость плакированной стали 30ХГСА: 1 — плакирующие слои удалены до термообработки; 2 — плакирующие слои удалены после термообработки.

Как видно, «провал» значений ударной вязкости α_H (КСУ 20°C) стали 30ХГСА, термообработанной в однородном состоянии, имеет место в интервале температур 300—350°C, характерном для необратимой отпускной хрупкости. При термообработке стали 30ХГСА в плакированном состоянии «провала» свойств не наблюдается, что свидетельствует о существенном увеличении ее вязкости.

Ударная вязкость α_H состоит из двух слагаемых, отражающих основные этапы разрушения: $\alpha_H = \alpha_3 + \alpha_p$ (где α_3 — работа, затрачиваемая на пластическую деформацию и зарождение трещины в надрезе, α_p — работа, затрачиваемая на развитие трещины до полного разрушения). Работа развития трещины (по сравнению с работой ее зарождения) в меньшей мере зависит от геометрии надреза в образце, более связана со свойствами материала, лучше, чем суммарная работа, характе-

Таблица 1

Сталь 30ГСА	Термообработка	$\alpha_{\text{н}} \text{КСУ}_{20}^0 \text{С}$, Дж/см ²	α_3 , Дж/см ²	$\alpha_{\text{р}}$, Дж/см ²
Плакирующие слои удалены до термообработки	Закалка 880 ⁰ С	22	18	4
	То же, отпуск 350 ⁰ С	25	20	5
Плакирующие слои удалены после термообработки	Закалка 880 ⁰ С	44	21	23
	То же, отпуск 350 ⁰ С	63	20	43

Таблица 2

Материал	Термообработка	Микротвердость, МПА		Глубина растравливания, МКМ
		по зерну	в приграничной зоне	
Сталь 30ХГСА	Закалка 880 ⁰ С	5500	5850	0,21
	То же, отпуск 350 ⁰ С	4300	5000	0,44
Х23Н18 + 30ХГСА + Х23Н18	Закалка 880 ⁰ С	5500	5650	0,23
	То же, отпуск 350 ⁰ С	4600	4800	0,25

ризует склонность материала, особенно находящегося в высокопрочном состоянии, к хрупкому разрушению. Результаты разложения $\alpha_{\text{н}}$ стали 30ХГСА на составляющие по методике [4] приведены в табл.1.

Видно, что во всех случаях работа зарождения трещины примерно одинакова, но на распространение трещины в стали 30ХГСА, термообработанной в плакированном состоянии, затрачивается работа в 6—8 раз большая по сравнению с $\alpha_{\text{р}}$ для однородной стали. Замеры микротвердости внутренних объемов и приграничных зон зерен показали, что в плакированной стали углерод распределен равномерней по сравнению с однородной (микротвердость приграничных зон однородной стали 30ХГСА заметно выше плакированной, и чем сильнее охрупчивается сталь, тем больше эта разность). Границы зерен однородной стали 30ХГСА растравливаются раствором пикриновой кислоты на большую глубину (время травления 20 мин., среднюю глубину растравливания определяли с помощью микроинтерферометра МИИ-4 (табл. 2).

Таким образом, деформационное взаимодействие компонентов в плакированной стали во время аустенитно-мартенситного превращения при закалке, вызывая в стальном армирующем слое высокий уровень напряжений, проявляет, по-видимому, такой же эффект, что и при воздействии высоких давле-

ний. При последующем отпуске деформационное взаимодействие компонентов, подобно отпуску под нагрузкой, способствует интенсивному прохождению релаксационных процессов в структуре. Отмеченные факторы, действуя комплексно, приводят к более равномерному распределению углерода, легирующих элементов и примесных атомов и, в конечном итоге, к подавлению отпускной хрупкости, что позволяет для плакированной стали использовать низкий и средний отпуск после закалки как основной вид термической обработки для получения высокопрочного состояния.

Литература

1. Утевский А.И., Гликман Е.В. Обратимая отпускная хрупкость стали и сплавов железа. М.: Металлургия, 1997. 220 с.
2. Фетисова М.М., Плешаков В.И. О механизме снижения прочности межзеренной связи при развитии в сталях обратной отпускной хрупкости // ФХММ. 1985. №3. С.86—89.
3. Авторское свидетельство СССР № 291969. Кл. С 21Д1/78. 1987.
4. Бакши О.А., Моношков А.Н., Кукин А.Г. Метод определения составляющих ударной вязкости // Заводская лаборатория. 1989. №5. С.605—615.