

не ниже 0,65. Увеличение числа информативных параметров, например, за счет поляризации ультразвукового пучка [4] позволяет повысить достоверность разгруппировки до 0,8–0,9. В этом случае обработку информации необходимо осуществлять с помощью ЭВМ. Использование вычислительной машины позволяет для каждого анализируемого дефекта строить его трехмерную математическую модель и оценивать потенциальную опасность визуально.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ермолов И.Н. Теория и практика ультразвукового контроля. - М.: Машиностроение, 1981. - 240с.
2. Курс лекций по ультразвуковой дефектоскопии сварных швов. - Л.: НИИМостов ЛНИЖТа, 1979. - 98с.
3. ТУ-14-326-198-81. Установка дефектоскопическая магнитноакустическая рельсовая. Опытная партия. - Днепропетровск, 1981. - 67с.
4. Гарыкавый В.З., Сучков Г.М. Повышение достоверности ультразвукового контроля рельсов и других прокатных изделий. - В кн. Технологии производства ж.-д. рельсов и колес. Отрасль науч. тр. Харьков: УкрНИИМет, 1986, с.83-90.

УДК 669.621.78

ЛАВРЕНТЬЕВ Ф.Ф., доктор физ.-мат. наук,
НИКИФОРЕНКО В.Н., канд. техн. наук,
ПЛАТКОВ В.Я., доктор физ.-мат. наук

ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ КРИОГЕННОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ X18H10T)*

Известно [1], что воздействие переменных термомеханических напряжений вызывает существенные изменения структуры и физико-механических свойств Fe-Cr-Ni сталей. При этом эффект низкотемпературного циклического воздействия зависит от стабильности аустенитной ГЦК фазы. Так, например в метастабильной стали X18H8 с увеличением числа теплосмен (300÷577K) растет предел текучести $\sigma_{0,2}$, что связывается с образованием α -мартенсита с ОЦК решеткой и, соответственно, с уменьшением величины зерна [2]. Представляет интерес исследование влияния такого влияния на физико-механические свойства стали X18H10T с более стабильным аустенитом. В этой связи целью настоящей работы явилось изучение закономерностей влияния криогенных теплосмен на структуру и механические свойства стали X18H10T и сравнительный анализ полученных результатов с данными [2]. Исследовалась железо-хром-никелевая сталь, состав которой в процентах приведен в таблице 1.

ТАБЛИЦА 1. ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ СТАЛЕЙ

Cr	Ni	C	Si	Mn	S	P	Ti
18	10	0,08	0,08	1,0-2,0	0,02	0,035	0,4-0,8

* Благодарим Кириллова Е.С. и Курманову Т.М. за помощь в эксперименте.

Образцы имели прямоугольное сечение с размером рабочей части $20 \times 4 \times 3 \text{ мм}^3$. После приготовления они подвергались термической обработке (нагрев в атмосфере газообразного гелия до 1100°C , выдержка в течение 30 мин и охлаждение в воде). Затем образцы электрополировались в растворе концентрированных ортофосфорной (6 частей) и серной кислот при плотности тока 1 А/см^2 [3]. Приготовленные образцы подвергались теплосменам по схеме $300 \leftrightarrow 77 \text{ К}$ при действии внешнего напряжения, равного $0,85 \sigma_{02}$ (σ_{02} - условный предел текучести при 300 К) на установке, описанной в [4]. Цикл заключался в охлаждении образцов до температуры жидкого азота со скоростью $30^\circ/\text{мин}$ и отогреве до 300 К со скоростью $15^\circ/\text{мин}$. Этот режим термоциклирования обеспечивал протекание фазового мартенситного превращения. Возникающие фазы и их развитие наблюдались металлографически на полированной поверхности шлифа. Как и в случае стали X18H8 [2], исходные аустенитные зерна имеют неравновесную форму и неравновесное распределение по величине. Средний размер зерна равен $1,3 \times 10^{-2} \text{ мм}$. В отличие от стали X18H8 в стали X18H10T при теплосменах в описанном режиме происходит не прямой переход γ -фазы в α -мартенсит с ОЦК решеткой, а через промежуточную ϵ -фазу, которая при термоциклировании образуется в плоскостях скольжения $\{111\}$ исходных аустенитных зерен на дефектах упаковки которые, по-видимому, являются зародышами ϵ -фазы. Поэтому было предпринято установление количественной связи числа термоциклов и плотности возникающего ϵ -мартенсита $\bar{\rho}$.

Металлографические картины показали, что ϵ -фазы имеют вид тонких линий, часто ограниченных границами исходных аустенитных зерен, в пределах одного зерна линии ϵ -фазы располагаются параллельно друг другу вдоль определенных кристаллографических направлений, соответствующих следам выхода плоскостей скольжения по поверхности шипа. Рост числа термоциклов увеличивает количество ϵ -фазы. Повторное термоциклирование приводит не только к возникновению ϵ -фазы в новых местах, но также к ее развитию в длину и ширину. Кроме того, иногда при больших количествах термоциклов $N \geq 20$ наблюдается α -мартенсит, возникающий на ϵ -мартенсите. С ростом N ϵ -фаза также увеличивает свои размеры. Чтобы удостовериться, что наблюдаемые фигуры травления соответствуют ϵ -фазе, а не линиям скольжения, которые могут возникать при термоциклировании, проведено споллирование тонкого приповерхностного слоя шлифа и повторное наблюдение одного и того же места образца. Наблюдалось восстановление исходной картины, что подтвердило связь фигур травления с ϵ -фазой, наличие которой было независимо обнаружено рентгеновским методом [5]. Измерялась средняя плотность возникших линий ρ , т.е. плотность ϵ -фазы в зависимости от N . В табл. 2 приведены данные о влиянии термоциклирования на плотность ϵ -мартенсита. Видно, что первые термоциклы ($N < 20$) вызывают наиболее интенсивное увеличение ϵ -фазы.

$$\Delta \rho / \Delta N = 1,6 \cdot 10^4 / 12 \approx 10^3 \text{ мм}^{-2}$$

а затем при $N > 20$ нарастание плотности ϵ -фазы с увеличением числа термоциклов становится на порядок меньше $\Delta\rho / \Delta N \approx 10^2 \text{ мм}^{-2}$. Плотность – мар-

ТАБЛИЦА 2. ВЛИЯНИЕ ЧИСЛА ТЕРМОЦИКЛЕН N НА ПЛОТНОСТЬ ϵ -ФАЗЫ $\bar{\rho}$,
ВЕЛИЧИНУ ЗЕРНА $\bar{d}$, ПРЕДЕЛ ПЕКУЧЕСТИ σ_{02} В СТАЛИ X18N10T

Число термоциклов	$\bar{\rho} \cdot 10^4 \text{ мм}^{-2}$	$\bar{d} \cdot 10^{-4} \text{ мм}$	$\sigma_{02}, \text{ кг/мм}^2$ $T_{\text{исп}} = -78\text{K}$	$\sigma_{02}, \text{ кг/мм}^2$ $T_{\text{исп}} = 300\text{K}$
0	0	8,8	40	21,8
1	1,47	10,1	38,6	24
3	1,87			
5	1,96			
7	2,05			28,4
9	2,57			
11	2,62	12,66		
13	3,1			
15	3,2			
19	3,49	13,6	36	
21	3,67			
25	3,53			
30	3,17			
35	3,32		37	30,8
40	3,59			
45	3,35		37	
50	3,92		36	
55	3,49			
70	3,74		33	32,6

генса увеличивается от $\bar{\rho} = 1,4 \times 10^4 \text{ мм}^{-2}$ после одного термоцикла до $\bar{\rho} \approx 4 \times 10^4 \text{ мм}^{-2}$ после 70 термоциклов, т.е. почти в 3 раза. Как отмечается в [5], зародыши ϵ -мартенсита (дефекты упаковки) появляются вследствие формации, как правило, в плоскостях скольжения исходного аустенита с ПЦК решеткой и, очевидно, развиваются посредством захватывания новых слоев вдоль $\langle 111 \rangle$. Можно считать, что ϵ -мартенсит зарождается в местах концентрации напряжений, возникающих в результате термоциклирования под нагрузкой. Появление ϵ -фазы вызывает релаксацию напряжений в местах ее концентрации, что обуславливает последующее уменьшение скорости нарастания плотности ϵ -фазы с термоциклированием. Как видно из табл. 2 величина σ_{02} при 77K с увеличением N уменьшается от 40 кг/мм^2 при $N=0$ до 32 кг/мм^2 при $N=70$, а при 300K σ_{02} ведет себя иначе - увеличивается с увеличением N , изменяясь от 22 кг/мм^2 при $N=0$ до 32 кг/мм^2 при $N=70$. Для ≥ 70 σ_{02} при 77 и 300K практически совпадает. Таким образом термоциклы действуют как упрочняющий фактор при деформировании при 300K, а при 77K, как разупрочняющий фактор. Для выяснения природы этой особенно-

сти предпринято исследование характера изменения структуры образцов стали X18H10T с термоциклированием и связи этого изменения с величиной σ_{02} при 77 и 300K. Эффект упрочнения в области комнатных температур при термоциклировании объясняется также, как и для стали X18H8 [2], уменьшением величины зерна, вследствие появления новых границ раздела в виде пластин ϵ -фазы, так как величина зерна

$$\bar{d} \approx \frac{1}{\sqrt{\rho}}$$

где $\bar{\rho}$ – плотность ϵ -фазы. Зависимость $\sigma_{02}(d)$ хорошо описывается уравнением Холла-Петча:

$$\sigma = \sigma_0 + Kd^{-1/2},$$

где $\sigma_0 = 2,58 \text{ кг/мм}^2$, $K = 2,26 \text{ кг/мм}^{3/2}$ – постоянная Холла-Петча. Сравнивая эти значения σ_0 и с аналогичными для стали X18H8 [2], можно видеть, что для исследуемой стали они значительно меньше. Это свидетельствует о том, что границы ГПУ ϵ -мартенсита оказывают меньшее сопротивление пластической деформации по сравнению с границами ОЦК α -мартенсита. Кроме того сопротивление скольжению в гипотетических монокристаллах стали X18H8 больше, чем в монокристаллах стали X18H10T. (Сравним $\sigma_0 = 15 \text{ кг/мм}^2$ и $\sigma_0 = 2,5 \text{ кг/мм}^2$, соответственно).

Очевидно, что явление упрочнения и разупрочнения при НТЦО свойственны не только сталям X18H10T и X18H8, но должны иметь место и в других материалах, претерпевших фазовые превращения с изменением формы и объема, причем эти эффекты должны зависеть от скорости протекания фазовых превращений. Если скорость развития возникшей фазы равна нулю или мала по сравнению с заданной скоростью деформирования, то тогда имеет место эффект упрочнения. В этом случае, когда скорость развития возникшей фазы больше или соизмерима с задаваемой скоростью деформирования, наблюдается эффект разупрочнения. Подобный подход к объяснению влияния фазовых превращений на скорость деформационного упрочнения материалов предложен в [6]

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Медведев Е.М., Ильяшев В.Я., Кириллов Е.С., Захарченко А.И. Проблемы прочности, 1976, №8, с.47-50
2. Лаврентьев Ф.Ф., Платков В.Я., Никифуренко И.И. В сб. "Вопросы электрификации сельского хозяйства", 1996, с.104-50.
3. "Металлография железа" под ред. Тавадзе Ф.И. М., Металлургия, 1972, том I
4. Медведев Е.М. В сб. "Криогенная и вакуумная техника", Харьков, ФТИНТ АН УССР, 1974, в.4, с.34-36
5. Лысак Л.И. Металлофизика, К. Наукова думка, 1976, в.54, с.3
6. Chalmers R.C., Angelis R.J. Met Trans, 1973, 4, p.2379-2381