

ВЛИЯНИЕ ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТИ НАВОДОРОЖИВАНИЯ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МИКРОТВЕРДОСТЬ СТАЛИ 17X18H9, ФОРМИРУЕМЫЕ ПРИ ПРОКАТКЕ

Е.В. МЕЛЬНИКОВ¹, Е.Г. АСТАФУРОВА¹, Г.Г. МАЙЕР¹, В.А. МОСКВИНА²

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия

²Томский политехнический университет, г. Томск, Россия

E-mail: melnickow-jenya@yandex.ru

Методами рентгенофазового и рентгеноструктурного анализа, микроиндентирования исследовали влияние прокатки, комбинированной с наводороживанием, на фазовый состав и микротвердость аустенитной стали 17X18H9 (Fe-17,4Cr-9,5Ni-0,95Mn-0,77Si-0,23P-0,12Mo-0.02Ti-0.21C) (в мас. %).

Образцы для испытаний в форме прямоугольных пластин вырезали из прутков промышленной выплавки, закаленных в воду от 1050 °С. Рентгеновские исследования показали, что исходная структура стали – аустенит с параметром решетки $a=3,6 \text{ \AA}$ (таблица 1). После химической чистки (2 части HNO_3 + 3 части HC), механической шлифовки и электролитической полировки (25 гр CrO_3 + 210 мл H_3PO_4) пластины имели размер $15 \times 30 \times 1$ мм. Насыщение образцов водородом проводили при комнатной температуре в течение 5, 25 и 50 часов при плотности тока 10 mA/cm^2 в 1N растворе серной кислоты (H_2SO_4) с добавлением тиомочевины ($\text{CH}_4\text{N}_2\text{S}$). Пластическую деформацию осуществляли непосредственно после наводороживания методом многоходовой прокатки с обжатием на 25, 50 и 75 %. Степень обжатия $\varepsilon = ((h_1 - h_0)/h_0) * 100 \%$, где h_0 – исходная толщина пластинки, h_1 – толщина пластинки после прокатки, при одном проходе образцов через валки прокатного стана составляла $\approx 3-4 \%$. Исследование фазового состава и структурных параметров стали проводили на дифрактометре Shimadzu XRD-6000 с использованием CuK_α излучения. Микротвёрдость образцов измеряли по методу Виккерса на приборе Duramin 5 с нагрузкой 200 г.

Таблица 1 – Влияние продолжительности наводороживания (H_2) на значения параметров решетки (a), размеров областей когерентного рассеяния (ОКР), микродеформации кристаллической решетки ($\Delta d/d$), микронапряжений II рода (σ_{II}) в образцах стали 17X18H9

Обработка	$a, \text{ \AA}$	ОКР, нм	$(\Delta d/d)$	$\sigma_{II}, \text{ МПа}$
исходный	3,6081	59	$2,0 * 10^{-4}$	41
$\varepsilon=25 \%$				
прокатка	3,5927	24	$0,7 * 10^{-3}$	144
H_2 в течение 5 ч + прокатка	3,6112	25	$0,4 * 10^{-3}$	82
H_2 в течение 25 ч + прокатка	3,5961	25	$0,4 * 10^{-3}$	82
H_2 в течение 50 ч + прокатка	3,5971	24	$0,7 * 10^{-3}$	144
$\varepsilon=50 \%$				
прокатка	3,5989	20	$1,1 * 10^{-3}$	225
H_2 в течение 5 ч + прокатка	3,6015	18	$0,9 * 10^{-3}$	185
H_2 в течение 25 ч + прокатка	3,6012	19	$0,8 * 10^{-3}$	164
H_2 в течение 50 ч + прокатка	3,5931	17	$0,8 * 10^{-3}$	164
$\varepsilon=75 \%$				
прокатка	3,6158	23	$2,0 * 10^{-3}$	410
H_2 в течение 5 ч + прокатка	3,5991	28	$2,7 * 10^{-3}$	554
H_2 в течение 25 ч + прокатка	3,6031	17	$1,0 * 10^{-3}$	205
H_2 в течение 50 ч + прокатка	3,6091	18	$1,9 * 10^{-3}$	389

Согласно данным рентгенофазового анализа, прокатка стали не приводит к протеканию фазовых превращений, на рентгенограммах наблюдали рефлексы только от γ -фазы. Несмотря на это образцы после прокатки становятся магнитными, то есть в них образуется небольшая доля α' -мартенсита деформации. Размеры ОКР с ростом степени пластической деформации становятся меньше (≈ 25 нм), а микродеформация кристаллической решетки ($\Delta d/d$) возрастает на порядок по сравнению с исходным состоянием (от $2,0 \times 10^{-4}$ до $2,0 \times 10^{-3}$) (таблица 1). Это свидетельствует о деформации и фрагментации структуры, повышении внутренних напряжений, величина которых при 75 % осадки достигает $\sigma_{II}=410$ МПа.

По данным рентгенофазового анализа электролитическое насыщение образцов водородом перед пластической деформацией также не способствует появлению заметного количества α' и ϵ мартенситных фаз – на рентгенограммах наблюдаются рефлексы только от γ -фазы. Рентгеноструктурный анализ показал, что значения параметров решетки, размеры ОКР, микродеформация кристаллической решетки уменьшаются с увеличением продолжительности насыщения стали водородом (таблица 1). Это свидетельствует о том, что атомы водорода способствуют частичной релаксации структуры, сформированной при прокатке.

Фрагментация структуры, накопление дефектов кристаллического строения и рост внутренних напряжений при пластической деформации приводят к упрочнению стали 17X18N9, что способствует росту ее микротвердости с увеличением степени деформации

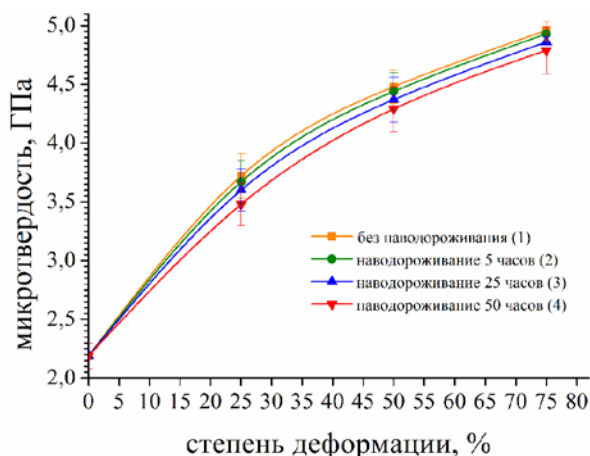


Рисунок 1 – Влияние продолжительности наводороживания на зависимость микротвердости от степени деформации стали 17X18N9

структуры с использованием просвечивающей электронной микроскопии.

Таким образом, прокатка аустенитной стали 17X18N9, комбинированной с наводороживанием, не приводит к формированию заметного количества α' -мартенсита деформации – на рентгенограммах наблюдаются отражения только от аустенита, но магнитофазовый анализ выявляет небольшое количество ферритной фазы в структуре стали после прокатки, как с водородом, так и без него. Микротвердость стали растет с увеличением степени деформации при прокатке, однако предварительное наводороживание приводит к небольшому ее снижению за счет частичной релаксации структуры, вызванной легированием атомами водорода.

Работа выполнена при финансовой поддержке стипендии Президента (СП-419.2015.1). Исследования проведены с использованием оборудования ЦКП научным оборудованием БелГУ «Диагностика структуры и свойств наноматериалов» и ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН.