

усталостное разрушение развивается при $T=0,2T_{пл}$ титана, когда процессы диффузии подавлены. Но при этом очень сильно выражены эффекты кривизны в наводороженном поверхностном слое титана. Их определяющая роль установлена в настоящей работе: усталостная трещина распространяется не по границам зерен, испытывающих поворот, а через зоны глубокой интрузии в приграничных зонах, в которых сформировалась сильная кривизна.

Заключение

Проведенный в настоящей работе анализ показал, что в исследованных поликристаллах технического титана в исходном и наводороженном состояниях в поверхностных слоях при знакопеременном изгибе формируется крупномасштабная мезоскопическая субструктура-II, с которой связано зарождение поверхностных усталостных трещин. Элементами мезосубструктуры-II являются конгломераты самосогласованно деформирующихся зерен.

Определяющую роль в зарождении и развитии усталостных трещин, как структурно – фазового распада материала играет формирование зон локальной кривизны, возникающей при генерации в твердом теле любых дефектов и выраженной особенно сильно в поверхностном слое.

Методом интерференционной профилометрии в зонах сильной кривизны в Ti-H₂ выявлено формирование микропор, объединяющихся в усталостные трещины. Причина её формирования в сильной кривизне материала, приводящей к резкому ослаблению межатомных связей. Установлено, что в условиях низких температур формирование микропористости происходит в границах поворотного типа, где возникает кривизна и растягивающие нормальные напряжения.

Список литературы:

1. Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов: В 2-х томах. // Под ред. В.Е. Панина. - Новосибирск: Наука. - 1995. - 297 и 320с.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ, ФАЗОВОГО СОСТАВА И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 08X17N14M2 ПОСЛЕ НАВОДОРОЖИВАНИЯ И ПРОКАТКИ

Т.А. Козлова¹, студент гр. 4БМ32, Е.В. Мельнико², аспирант

*¹ Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
634050, Россия, г. Томск, пр. Ленина, 30*

*² Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 634021, Россия, г.
Томск, пр. Академический, 2/4*

E-mail: Tati21@inbox.ru

Проблема водорода в металлах и сплавах постоянно находится в центре внимания широкого круга исследователей – физиков, химиков, металлургов и др. Интерес к этой проблеме из года в год растет. Исключить проникновение водорода в материалы не удастся из-за большого содержания водорода в атмосфере и водной

среде, а также по техническим условиям эксплуатации. Водород, растворяясь в металлах в ходе плавки, разливки, при электрохимических, ядерных и иных процессах, является одной из причин появления дефектов, трещин, ухудшения пластических свойств, приводящих к разрушению изделий. Растворенный в металлах водород приводит к существенному изменению механических и физико-химических свойств конструкционных материалов.

Работа посвящена изучению структуры, фазового состава и механических свойств коррозионностойкой аустенитной стали 08X17H14M2, подвергнутой химико-деформационной обработке – многоходовой плоской прокатке с обратимым легированием водородом.

Образцы для испытаний вырезали на электроискровом станке в форме прямоугольных пластин с размерами $15 \times 10 \times 1,5$ мм³ из стали промышленной выплавки. Поврежденный при резке поверхностный слой на образцах удаляли химическим травлением в растворе: 2 части HNO₃ + 3 части HCl. Затем образцы подвергали механической шлифовке и электролитической полировке в растворе 25 гр CrO₃ + 210 мл H₃PO₄.

Насыщение образцов водородом осуществляли в электролитической ячейке в однонормальном растворе серной кислоты (H₂SO₄) с добавлением тиомочевины (CH₄N₂S). Электролитическое насыщение образцов водородом проводили при плотности тока 10, 100, 200 мА/см² и продолжительности 5 часов, температура – комнатная.

Пластическую деформацию проводили методом прокатки с использованием вальцов настольных электромеханических В-51 на 25, 50, 75 и 90%. Степень обжатия вычисляли по соотношению $\varepsilon = (h_0 - h)/h_0$, где h_0 – исходная толщина образца, h – толщина образца после прокатки.

Рентгеновские исследования выполнены на дифрактометре Rigaku Ultima IV с использованием Cu K α -излучения. Зеренную структуру изучали методом анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD-анализ, ДОО) с использованием сканирующих электронных микроскопов Quanta 200 3D и Quanta 600 FEG при ускоряющем напряжении 30 кВ. Просвечивающую электронную микроскопию (ПЭМ) проводили на электронном микроскопе JEM-2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ. Образцы для электронно-микроскопических исследований готовили стандартными методами. Механические свойства (микротвердость) образцов изучали с помощью микротвердомера ПМТ-3 с механической нагрузкой P=200г.

Рентгеновские исследования показали, что исходная структура стали – аустенит с параметром решетки $a=3.59834\text{\AA}$, размер областей когерентного рассеяния составляет >200 нм, микродеформация кристаллической решетки – 7×10^{-4} . Средний размер зерна аустенита составляет 15 мкм; границы зерен в основном большеугловые (разориентация более 15°). Микротвердость стали в исходном состоянии составляла 2,2 ГПа.

Прокатка приводит к измельчению зерна по сравнению с исходным состоянием, на электронно-микроскопических изображениях видна ориентированная структура, сформированная при прокатке (рис. 1 а). Средний размер зерен аустенита после прокатки на 50% составляет 230 нм (ПЭМ) (рис. 1 б). Микротвердость стали после деформации увеличилась (табл. 1).

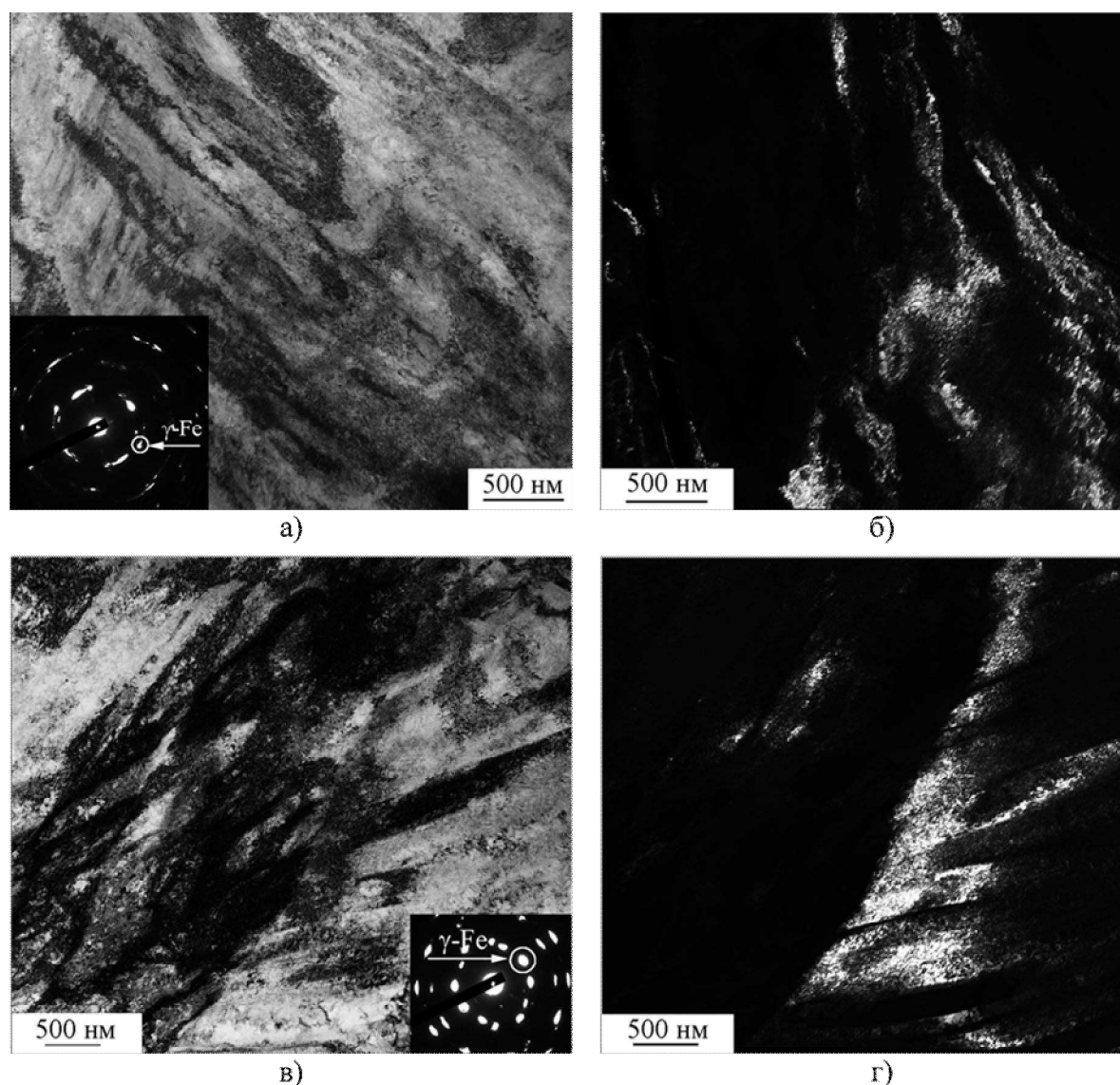


Рисунок.1. Электронно-микроскопические изображения структуры стали 08X17H14M2: а, б – после прокатки ($\epsilon=50\%$); в, г – после наводороживания при 100 mA/cm^2 и прокатки ($\epsilon=50\%$). Темнопольные изображения (б, г) получены в рефлексах аустенита. Микродифракционная картина получена с площади $\approx 1,4$

После деформации образцов, предварительно наводороженных при плотности тока 100 mA/cm^2 , наблюдается максимальное измельчение (фрагментация) структуры, она имеет ориентированный характер (рис. 1 в, г). После наводороживания при плотности тока 10 и 200 mA/cm^2 также происходит измельчение исходных аустенитных зерен за счет накопления деформационных дефектов и внутренних напряжений в результате прокатки. По данным ПЭМ, средний размер элементов зеренно-субзеренной структуры для наводороженных и прокатанных ($\epsilon=50\%$) образцов составляет: при плотности тока 10 mA/cm^2 – 185 nm ; 100 mA/cm^2 – 160 nm ; 200 mA/cm^2 – 310 nm .

На рентгенограммах после пластической деформации как с водородом, так и без него наблюдаются рефлексы только от γ -фазы, т.е. наводороживание не

способствует фазовому γ - α' превращению.

Микротвердость предварительно наводороженных по различным режимам образцов стали 08X17H14M2 возрастает с увеличением степени деформации при прокатке и слабо зависит от плотности тока при наводороживании (табл. 1). Дополнительное легирование образцов водородом перед прокаткой приводит к уменьшению микротвердости при степени обжатия 25% и росту микротвердости на 0,2-0,6 ГПа при степенях обжатия 50-90% (табл. 1).

Таблица 1. Микротвердость образцов стали 08X17H14M2 после различных режимов обработки

ε , %	H _ц , ГПа			
	Без наводоро- живания	j=10 мА/см ²	j=100 мА/см ²	j=200 мА/см ²
25	3,4	3,0	3,3	2,8
50	3,5	3,7	3,9	3,7
75	3,7	4,2	4,2	4,2
90	3,9	4,4	4,4	4,5

Таким образом, химико-деформационная обработка стали 08X17H14M2 приводит к повышению микротвердости, существенному измельчению структуры и формированию ультрамелкозернистого состояния. Фазовый состав стали при этом не изменяется.

Авторы работы выражают благодарность научному руководителю д.ф.-м.н. Астафуровой Е.Г., к.ф.-м.н. Майер Г.Г. и к.ф.-м.н. Тукаевой М.С. за помощь в проведении исследований. Работа выполнена с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования и Белгородского государственного университета.

ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ПУТЕМ МОДЕРНИЗАЦИИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА.

*А.А. Кондратюк, к.т.н., доц., А.А. Котельникова, студентка гр. 4Б00
Национальный исследовательский Томский политехнический университет, 634050,
г.Томск, пр.Ленина,30, тел.(3822)-444-555
E-mail: nast-kotelnikova@yandex.ru*

Одним из главных обоснований повышения эффективности производства является конкурентоспособность изготавливаемых изделий. В большинстве случаев после разумно проведенной модернизации производства улучшается качество продукции, а следовательно и повышается конкурентоспособность. Конкурентоспособность машиностроительной продукции является обобщенной характеристикой ее качества и проявляется в том, что потребитель отдает предпочтение тем ее видам, которые по его оценке, обладают наилучшим соотношением, с одной стороны, стоимостных, с другой- технических,