ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ПРОКАТКИ НА СТРУКТУРУ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МИКРОТВЕРДОСТЬ АУСТЕНИТНОЙ ХРОМОНИКЕЛЕВОЙ СТАЛИ 08Х17Н14М2

Т.А. Козлова, Е.В. Мельников*, В.С. Кошовкина
Научный руководитель: доцент, д.ф.-м.н. Е.Г. Астафурова*
Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Россия, г. Томск, пр. Ленина, 30, 634050
*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
Россия, г. Томск, пр. Академический, 2/4, 634055
E-mail: Tati21@inbox.ru

INFLUENCE OF ROLLING TEMPERATURE ON STRUCTURE, PHASE COMPOSITION AND MICROHARDNESS OF AUSTENITIC CHROMIUM-NICKEL STEEL Fe-17Cr-14Ni-2Mo-0.08C

T.A. Kozlova, E.V. Melnikov*, V.S. Koshovkina
Scientific supervisor: assistant professor, doctor of sciences (Phys & Math) E.G. Astafurova*
National Research Tomsk Polytechnic University, Russia, Tomsk, Lenin str., 30, 634050
*Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Russia,
Tomsk, Akademichesky pr. 2/4, 634055
E-mail: Tati21@inbox.ru

Annotation. *Plain rolling of steel Fe-17Cr-14Ni-2Mo-0.08C (in wt. %) provides a fragmentation of initial grain structure, formation of a high density of twin boundaries and increase in strength properties. Decrease in the deformation temperature increases the density of twin boundaries and cause an additional hardening effects. The plastic deformation at T=300K and at T=77K does not lead to α', ε phase transformations in steel.*

Введение. В настоящее время во многих сферах человеческой деятельности сталь остается основным материалом, она находит применение в машиностроении, металлургии, самолетостроении, буровых установках, морских сооружениях и конструкциях. Поэтому вопрос исследования и модернизации механических, физических и технологических свойств сталей остается очень актуальным.

Для изменения свойств стали существуют такие методы как отжиг, закалка, легирование, модификация поверхности, пластическая деформация и др. Деформационная обработка при низких температурах может способствовать развитию мартенситных превращений и двойникования в сталях за счет понижения энергии дефекта упаковки. В данной работе был использован метод холодной деформационной обработки (многоходовая плоская прокатка при разных температурах) с различными степенями осадки с целью изменения структуры, фазового состава и механических свойств коррозионностойкой аустенитной хромоникелевой стали 08Х17Н14М2.

Материалы и методы исследования. В качестве материала для исследования была выбрана сталь аустенитного класса 08Х17Н14М2. Образцы для испытаний вырезали на электроискровом станке в форме прямоугольных пластин с размерами 15×10×1,5 мм^3 из стали промышленной выплавки (закалка от 1100°С). Поврежденный при резке поверхностный слой на образцах удаляли химической чисткой в растворе: 2 части HNO_3 + 3 части HCl. Затем образцы подвергали механической шлифовке и

электролитической полировке в растворе 25 гр CrO_3 + 210 мл H_3PO_4.

Образцы прокатывали до различных степеней обжатия (ε) 25, 50, 75 и 90% с использованием вальцов настольных электромеханических В-51. Прокатывали образцы, выдержанные при комнатной температуре (Т=300К) и охлажденные до температуры жидкого азота перед каждым циклом прокатки (далее низкотемпературная прокатка при Т=77К).

Прочностные свойства (микротвердость) образцов изучали с помощью микротвердомера ПМТ-3 с механической нагрузкой Р=200г. Одноосное статистическое растяжение проводили на испытательной машине Instron 3369 при комнатной температуре со скоростью $4{,}2\times10^{-4}$ $с^{-1}$. Образцы для растяжения вырезали в форме двойных лопаток из предварительно прокатанных пластинок.

Зеренную и дефектную структуру изучали методом анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов (ДОЭ) с использованием сканирующих электронных микроскопов Quanta 200 3D и Quanta 600 FEG при ускоряющем напряжении 30 кВ. Также использовали метод просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) (JEM-2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ). Образцы для электронно-микроскопических исследований готовили стандартными методами. Рентгеновские исследования выполнены на дифрактометре Rigaku Ultima IV с использованием Cu K_α–излучения.

Результаты исследования. Анализ рентгенограмм показал, что исходная структура исследуемой стали 08Х17Н14М2 – аустенит с параметром решетки а=3,6028Å, размер областей когерентного рассеяния (ОКР) составляет >200 нм, микродеформация кристаллической решетки – $7{,}3\times10^{-4}$. Средний размер зерна аустенита составляет 14,3 мкм; границы зерен в основном большеугловые (разориентация более 15º). Микротвердость в исходном состоянии составляла 2,07 ГПа.

Рентгенофазовый анализ образцов показал, что после пластической деформации как при Т=300К, так и при Т=77К не происходит фазовых γ–α', γ–ε превращений, на рентгенограммах наблюдаются рефлексы только от γ-фазы (рис.1 *а, б*). Из анализа рентгенограмм следует, что размеры ОКР уменьшаются с деформацией до нескольких десятков нанометров, а микродеформация кристаллической решетки возрастает до величин $\sim10^{-3}$. Микронапряжения второго рода, возникающие в образцах стали после прокатки, возрастают при деформации (рис. 2 крив. 3, 4). Соотношение величин микронапряжений второго рода, формируемых в образцах при разных температурах деформации, свидетельствует о процессе формирования более напряженного состояния в процессе прокатки при 77К (рис. 2 крив. 3, 4).

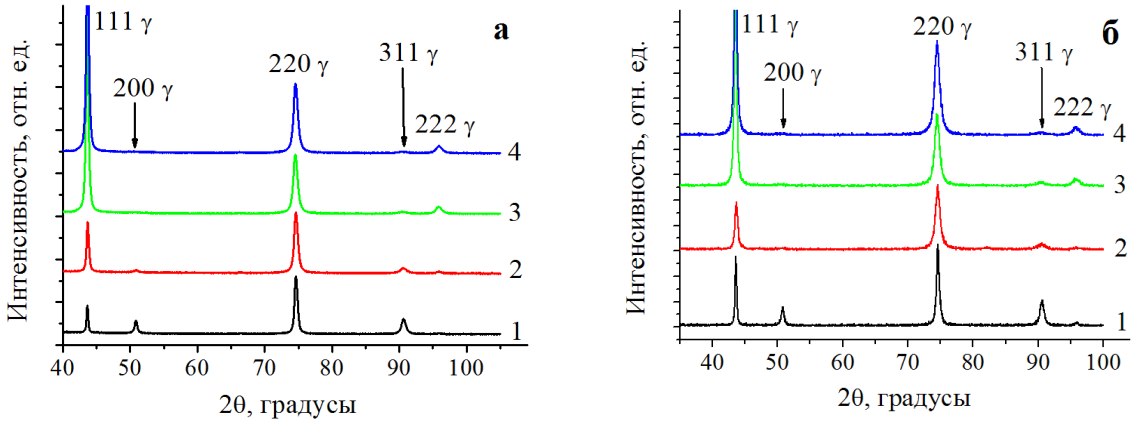

Рис. 1 – Рентгенограммы для образцов стали 08Х17Н14М2 после прокатки: а) Т=300К; б) Т=77К; 1) ε=25%; 2) ε=50%; 3) ε=75%; 4) ε=90%

Анализ ДОЭ-картин и электронно-микроскопических изображений показал, что структура аустенита

после прокатки при Т=300К и Т=77К имеет ориентированный характер, реализуется деформация механическим двойникованием и происходит формирование полос локализованного течения различного масштаба, наблюдается фрагментация исходных аустенитных зерен. Электронно-микроскопические данные свидетельствуют о том, что низкотемпературная прокатка приводит к образованию большего количества двойников, чем в стали после прокатки при комнатной температуре. Так же при увеличении степени деформации и при понижении температуры происходит уменьшение толщины двойниковых пластин, что способствует большему измельчению структуры и упрочнению.

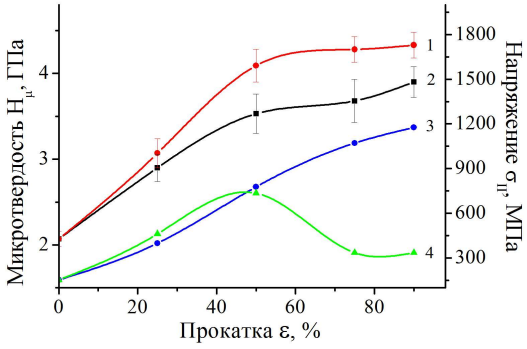

Рис. 2 – Графики зависимости микротвердости (крив. 1, 2) и внутренних напряжений второго рода σ_{II} (крив. 3, 4) от степени осадки для образцов стали 08Х17Н14М2: крив. 1, 3 – Т=77К, крив. 2, 4 – Т=300К

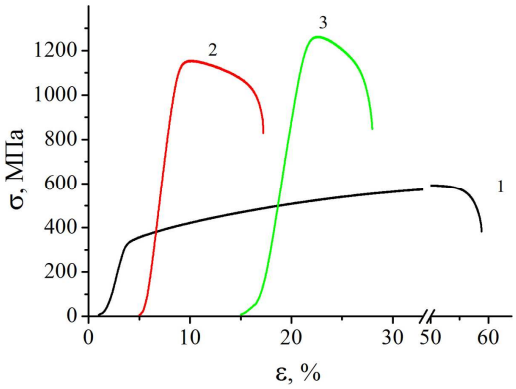

Рис. 3 – Кривые течения стали 08Х17Н14М2 в исходном состоянии (1) и после прокатки (ε=50%) при температурах Т=300К (2) и Т= 77К (3)

Анализ кривых течения для образцов стали 08Х17Н14М2 показал, что деформационная обработка приводит к упрочнению стали, предел текучести повышается от 340МПа в исходном состоянии до 1080МПа и 1200МПа после прокатки при температурах 300К и 77К соответственно. Предел прочности также увеличивается от 595МПа в исходном состоянии до 1155МПа и 1260МПа после прокатки при температурах 300К и 77К соответственно, при этом пластичность снизилась в 6 раз по сравнению с исходным образцом стали (рис. 3). Таким образом, понижение температуры прокатки способствует формированию более высоких прочностных свойств в стали 08Х17Н14М2, об этом свидетельствуют также данные по зависимости значений микротвердости от температуры прокатки (рис. 2 крив. 1, 2). При пластической деформации происходит измельчение зерна, накопление дефектов кристаллического строения и рост внутренних напряжений, что приводит к описанным выше эффектам упрочнения при увеличении степени деформации.

Заключение. Деформационная обработка стали 08Х17Н14М2 прокаткой приводит к увеличению её прочностных характеристик вследствие измельчения структуры с образованием мало и высокоугловых границ (общих и специальных – двойниковых), роста внутренних напряжений. Понижение температуры деформации при прокатке способствует увеличению плотности двойниковых границ и, как следствие, вызывает большие эффекты упрочнения, чем при прокатке при комнатной температуре. После пластической деформации стали 08Х17Н14М2 как при Т=300К, так и при Т=77К на рентгенограммах наблюдаются рефлексы только от γ-фазы, то есть температура прокатки не способствует к появлению заметного количества α', ε-мартенсита.