

**ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И МЕХАНИЗМОВ  
ДЕФОРМАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНЫХ  
НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ ПРИ ХИМИКО-ДЕФОРМАЦИОННОЙ  
ОБРАБОТКЕ**

Мельников Е.В., Астафурова Е.Г., Астафуров С.В.,  
Майер Г.Г., Москвина В.А., Панченко М.Ю.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,  
E-mail: melnikov-jenya@yandex.ru*

Среди конструкционных материалов выделяются аустенитные нержавеющие стали (АНС), которые нашли широкое применение во многих отраслях промышленности. Они обладают хорошей коррозионной стойкостью и высокой пластичностью в закаленном состоянии, но при этом прочностные свойства АНС не высокие. Пластическая деформация является эффективным способом повышения прочности сталей за счет измельчения структуры, приводящим к формирования высокопрочного ультрамелкозернистого состояния. Основными механизмами деформации АНС выступают дислокационное скольжение, фазовые превращения ( $\gamma \rightarrow \alpha'$ ,  $\gamma \rightarrow \epsilon$ ,  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ ) и механическое двойникование. Понижение энергии дефекта упаковки за счет внедрения водорода может способствовать активации механического двойникования и реализации фазовых превращений при пластической деформации.

В работе изучали влияние механизмов деформации, структурно-фазовых превращений и механические свойства метастабильной 08Х18Н9Т и стабильной 01Х17Н13М3 аустенитной стали при химико-деформационной обработке (ХДО) – многоходовой холодной прокатки на плоских валках, комбинированной с электролитическим насыщением водородом.

Наводороживание электролитически отполированных образцов (пластины размером  $10 \times 15 \times 1$  мм) проводили в 1N растворе серной кислоты с добавлением тиомочевины при комнатной температуре и плотностях тока 10, 100 и 200 mA/cm<sup>2</sup>. Многоходовую прокатку проводили на 25÷85 % при деформации 3÷4 % за один проход. Степень обжатия рассчитывали как  $\varepsilon = ((h_1 - h_0)/h_0) * 100$  %, где  $h_0$  и  $h_1$  – толщина пластины до и после прокатки. Продолжительность наводороживания ( $t_h$ ) составляла 5-50 часов, температура деформации  $T=300$  К и  $T=77$  К (охлаждение образцов до температуры жидкого азота проводили перед каждым циклом прокатки).

Рентгеноструктурный (РСА) и рентгенофазовый (РФА) анализ сталей проводили на дифрактометрах Shimadzu XRD-6000 и Rigaku Ultima IV с использованием CuK $\alpha$  излучения. Количество образовавшегося при прокатке стали  $\alpha'$ -мартенсита также определяли методом изменения удельной намагниченности в зависимости от напряжения магнитного поля на установке «Магнитометр Н-04» (магнитофазовый анализ, МФА). Зеренную и дислокационную структуру изучали методом анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов (ДОЭ) с использованием сканирующего электронного микроскопа Quanta 600 FEG при ускоряющем напряжении 30 кВ с гексагональной постановкой точек и шагом 0.05÷0.15 мкм и просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) JEM-2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ. Образцы утоняли механической шлифовкой до 0.13÷0.15 мм и струйной полировкой в растворе 400 мл ледяной уксусной кислоты и 80 г HClO<sub>4</sub>. Фольги готовили из сечений, параллельных плоскости прокатки. Микротвердость измеряли по методу Викерса с использованием микротвердомера ПМТ-3 с нагрузкой  $P=200$  г. Одноосное статическое растяжение образцов в форме двойных лопаток проводили на испытательной машине Instron 3369 при комнатной температуре со скоростью  $4.2 \times 10^{-4}$  с<sup>-1</sup>.

Методы РФА и МФА показали, что прокатка стали 08Х18Н9Т приводит к образованию в структуре значительной доли  $\alpha'$ -мартенсита. Введение водорода перед деформацией способствует более активной реализации фазового  $\gamma \rightarrow \alpha'$  превращения

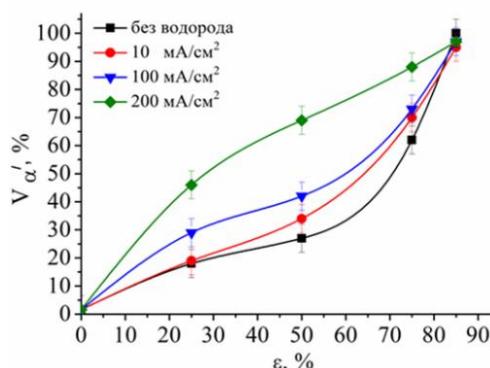


Рисунок 1 – Содержание  $\alpha'$ -фазы в стали 08Х18Н9Т в зависимости от степени деформации

по сравнению с прокаткой без наводороживания (рис. 1). Этот эффект усиливается с увеличением продолжительности насыщения водородом. При деформации  $\epsilon=85\%$  объемная доля  $\alpha'$ -фазы ( $V_{\alpha'}$ ) достигает 95÷99 %. Методом ПЭМ наблюдали тонкие пластины  $\epsilon$ -мартенсита в аустенитных зернах. Однако его доля мала, так как  $\epsilon$ -фаза не идентифицируется методом РФА. Значения микродеформации кристаллической решетки ( $\Delta d/d$ ) для аустенита при ХДО увеличиваются на порядок с  $\sim 10^{-4}$  до  $\sim 10^{-3}$ , размеры областей когерентного рассеяния (ОКР) уменьшаются до 20÷100 нм (>200 нм в исходном состоянии), что свидетельствует о сильной фрагментации структуры и наличии высоких внутренних напряжений после ХДО. При

одинаковой степени деформации продолжительность наводороживания и плотности тока слабо влияют на структурные параметры как  $\gamma$ -, так и  $\alpha'$ -фазы.

Методом ПЭМ в прокатанных образцах стали 08Х18Н9Т наблюдали двойники деформации в аустените с толщиной пластин  $t=15\div25$  нм и расстоянием между двойниками  $e=25\div50$  нм. При этом линейная плотность двойникового границ ( $\rho_{tw}$ ) по данным ДОЭ увеличивается с  $0,1 \times 10^6 \text{ м}^{-1}$  (в исходном состоянии) до  $0,6 \times 10^6 \text{ м}^{-1}$  (при  $\epsilon=50\%$ ). Согласно данным ПЭМ, электролитическое насыщение водородом образцов перед деформацией способствует формированию двойников с  $t=1\div15$  нм,  $e=5\div15$  нм и  $\rho_{tw}$  до  $1,8 \times 10^6 \text{ м}^{-1}$  при прокатке до 50 %.

Прокатка приводит к повышению микротвердости ( $H\mu$ ) стали 08Х18Н9Т от 1,8 ГПа до 4,8 ГПа ( $\epsilon=85\%$ ). Предварительное введение водорода перед деформацией слабо влияет на значения  $H\mu$ . В исходно закаленном состоянии сталь сочетает умеренную прочность ( $\sigma_{0,1}=355$  МПа,  $\sigma_B=610$  МПа) с достаточно высокой пластичностью ( $\delta=73\%$ ). После прокатки на  $\epsilon=25\%$  предел текучести повышается в 2.3 раза, предел прочности – в 1.5 раза, а удлинение до разрушения уменьшается в  $\approx 5$ . Предварительное легирование водородом (в течение 5 часов) перед прокаткой на 25 % приводит к значительному увеличению равномерного удлинения образцов при растяжении – пластичность повышается в  $\approx 2$  раза по сравнению с образцами, прокатанными без наводороживания. Предел текучести при этом уменьшается на 60÷100 МПа, предел прочности на 10÷40 МПа относительно значений для образцов, прокатанных без насыщения водородом.

При степени осадки  $\epsilon=50\%$  при ХДО, величина предела текучести стали 08Х18Н9Т при растяжении  $\sigma_{0,1}$  достигает 1225 МПа,  $\sigma_B=1280$  МПа, а  $\delta$  уменьшается до 4 % (относительно исходно закаленного состояния). На диаграмме "напряжение-деформация" отсутствует участок равномерной деформации, при достижении максимального напряжения начинается процесс локализации пластического течения (образование локализованной полосы, а затем шейки). Наводороживание и прокатка на  $\epsilon=50\%$  не оказывают заметного влияния на вид кривых " $\sigma$ - $\epsilon$ ", но пластифицирующее действие водорода наблюдается. Увеличение продолжительности насыщения водородом (с 5 до 50 часов) сопровождается понижением характеристик прочности и увеличением пластичности.

Методами РФА и МФА не было выявлено никаких фаз кроме аустенита в образцах стали 01Х17Н13М3 после ХДО при  $T=300$  К. При ХДО размеры ОКР уменьшаются до 7÷32 нм (>200 нм в исходном состоянии), а  $\Delta d/d$  возрастает с  $\sim 10^{-4}$  (в исходном состоянии) до  $\sim 10^{-3}$ . После деформации при 77 К, значения ОКР несколько выше, чем при комнатной температуре – 28÷69 нм, а микродеформация кристаллической решетки и параметр решетки практически не зависят от температуры деформирования прокаткой. Методом МФА было обнаружено формирование

небольшой доли  $\alpha'$ -мартенсита в образцах, прокатанных при 77К, однако ее доля не превышает 5 %. Такое количество  $\alpha'$ -фазы не идентифицируется методом РФА, на рентгенограммах наблюдали рефлексы только от  $\gamma$ -фазы.

ПЭМ исследования и ДОЭ анализ свидетельствуют о том, что двойникование, как механизм деформации, активно развивается при ХДО и выступает одним из основных деформационных механизмов в стали 01Х17Н13М3 (рис. 2). ПЭМ исследования прокатанных образцов показали, что в аустените наблюдаются зерна с невысокой плотностью двойниковых границ  $\rho_{tw}=6\times10^6 \text{ м}^{-1}$  ( $\varepsilon=50\%$ ) при  $t=50\div150 \text{ нм}$ ,  $e=40\div130 \text{ нм}$  и отдельные зерна (помимо, они были наиболее благоприятно ориентированы для двойникования), в которых плотность двойниковых границ была выше  $16\times10^6 \text{ м}^{-1}$  при  $t=15\div25 \text{ нм}$ ,  $e=15\div40 \text{ нм}$ . Предварительное наводороживание способствует образованию большего количества двойников, уменьшению их толщины и расстоянию между ними и, как следствие, увеличению линейной плотности двойниковых границ до  $13\times10^6 \text{ м}^{-1}$  в большинстве зерен и до  $34\times10^6 \text{ м}^{-1}$  в зернах, благоприятно ориентированных для двойникования. Механическое двойникование реализуется в нескольких системах одновременно. Понижение температуры прокатки при ХДО способствует усиления вклада от двойникования, оно наблюдается во всех зернах, а  $\rho_{tw}$  достигает  $40\times10^6 \text{ м}^{-1}$  при  $t=10\div40 \text{ нм}$ ,  $e=20\div60 \text{ нм}$ .

При деформации микротвердость стали 01Х17Н13М3 увеличивается с 2,2 ГПа до 4,4 ГПа ( $\varepsilon=85\%$ ). Понижение температуры прокатки и увеличение плотности тока при наводороживании способствуют дополнительному росту микротвердости. В исходно закаленном состоянии сталь 01Х17Н13М3 обладает следующими механическими свойствами:  $\sigma_{0.1}=375 \text{ МПа}$ ,

Рисунок 2 – ПЭМ-изображения структуры стали 01Х17Н13М3 после прокатки до  $\varepsilon=50\%$  при  $T=300 \text{ K}$  (а) и  $77 \text{ K}$  (б)

$\sigma_B=665 \text{ МПа}$  и  $\delta=65\%$ . Деформация на 25 % сопровождается повышением  $\sigma_{0.1}$  до 800 МПа,  $\sigma_B$  до 900 МПа и уменьшением  $\delta$  до 15 %. Предварительное наводороживание вызывает увеличению как характеристик прочности, так, и пластичности стали при ХДО.

Прокатка стали 01Х17Н13М3 на 50 % приводит к повышению  $\sigma_{0.1}$  до 1080 МПа,  $\sigma_B$  до 1150 МПа и уменьшению  $\delta$  до 10 %. Значения предел текучести и предел прочности наводороженных образцов подрастают, а относительное удлинение снижается по сравнению с образцами, прокатанными без наводороживания. Анализ диаграмм «напряжение-деформация» показал, что механические свойства образцов, прокатанных при температуре 77 К характеризуются более высокими значениями предела прочности и предела текучести и меньшими значениями относительного удлинения по сравнению с образцами, деформированными при 300 К.

Таким образом, химико-деформационная обработка исследуемых аустенитных сталей приводит к повышению прочности и снижению пластичности исследуемых сталей. Предшествующее прокатке наводороживание способствует усилию вклада от деформационного двойникования и фазовых превращений при пластической деформации.

