

© Л.А. Мальцева, Т.В. Мальцева, Н.Н. Озерец, В.А. Шарапова,  
Н.В. Катаева, 2012 г.

ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет  
имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»  
г. Екатеринбург  
mla44@mail.ru

## ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ\*

Для изготовления упругих элементов широкое распространение получили коррозионностойкие аустенитные стали на Fe-Cr-Ni основе, которые обладают рядом ценных свойств, в частности высокой прочностью, коррозионной стойкостью в обычных и агрессивных средах, высокой жаростойкостью и жаропрочностью и могут использоваться при различных температурах от повышенных до криогенных. В связи с минитюаризацией изделий в промышленности возникла необходимость получения проволоки тонких и тончайших сечений. Широко применяемые в промышленности стали аустенитного класса 12X18H10T не обладают достаточной пластичностью для получения проволоки тонких сечений и поэтому возникла необходимость в создании коррозионностойких материалов для элементов ответственного назначения, выгодно отличающихся большей прочностью, лучшей теплостойкостью, технологичностью, а также высоким сопротивлением коррозии. Была разработана практически безуглеродистая сталь на Fe-Cr-Ni основе, дополнительно легированная Mo, Ti, Al и Co. Такая база легирования является одной из предпосылок высокой пластичности и технологичности исследуемой стали в закаленном состоянии. Высокая технологичность исследуемой стали обусловлена как низким содержанием атомов внедрения (углерода  $\leq 0,03$  %), так и особенностями легирования такими элементами как никель и кобальт, которые ослабляют степень закрепления дислокаций атомами внедрения и понижают сопротивление кристаллической решетки движению дислокаций.

Поскольку закалка в качестве исходной или промежуточной обработок, холодная пластическая деформация волочением и последующий отпуск (или старение) входят в технологический процесс изготовления высокопрочной проволоки, то представлялось

---

\* Работа выполнена при поддержке конкурса для молодых ученых УрФУ, в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» (темы 62261, 62265).

целесообразным изучить формирование структуры, фазового состава и изменения механических свойств на указанных технологических этапах.

Влияние температуры нагрева под закалку изучали на образцах стали, подвергнутых нагреву в интервале температур 800–1300 °С. Закалка от различных температур проводилась в воду, выдержка при нагреве составляла 15 мин. Микроструктура стали, обычная для аустенитных сталей, содержит зерна полиэдрической формы с большим числом двойников отжига. Чем выше температура, тем крупнее двойники, а следовательно, и зерно аустенита (рис. 1а). Такая структура характерна для аустенита с низкой энергией дефекта упаковки. Фазовый рентгеноструктурный анализ, проведенный на закаленных от различных температур образцах исследуемой стали, показал, что основной фазой является аустенит. С повышением температуры нагрева под закалку выше 1200 °С в структуре появляется  $\delta$ -феррит. В случае низкотемпературной закалки при температурах 800–900° С можно отметить присутствие небольшого количества высокотемпературной интерметаллидной  $\chi$ -фазы. Поскольку выбор температуры нагрева под закалку с одной стороны обусловлен растворением избыточных высокотемпературных фаз и получением однородной аустенитной структуры, а с другой – отсутствием интенсивного роста зерна, то можно считать оптимальной температурой нагрева под закалку для исследуемых сталей 1000–1050 °С. Механические свойства исследуемой аустенитной стали 03X14H11K5M2ЮТ после закалки от 1000 °С следующие:  $\sigma_B = 540$  МПа;  $\sigma_{0,2} = 245$  МПа;  $\psi = 83$  %;  $\delta = 63$  %;  $KCV_{\text{при } +20^\circ\text{C}} = 3,69$  МДж/м<sup>2</sup>;  $KCV_{\text{при } -196^\circ\text{C}} = 1,93$  МДж/м<sup>2</sup>;  $HV^{5/12,5} = 140$ . В закаленной стали аустенит отличается невысоким пересыщением, в результате чего старение закаленных образцов исследуемой стали вызывает слабый эффект дисперсионного твердения. Поэтому проводить старение на закаленных сталях нецелесообразно.

Наличие деформационно-метастабильного аустенита, протекание мартенситных превращений и *trip*-эффекта позволило проводить холодную пластическую деформацию с чрезвычайно высокими степенями обжатия ( $e = 2,32$ ; 3,20; и порядка 5) и получать в структуре нанокристаллическое состояние. Исследуемая сталь после закалки с 1000 °С и подготовки поверхности к волочению была протянута с диаметра 14,0 мм до диаметра 2,7 мм без смягчающих промежуточных отжигов. По маршруту волочения были отобраны образцы для механических испытаний и дальнейших исследований. Прочностные свойства при деформации  $e = 2,32$  составляли:  $\sigma_B \approx 1400$ –1450 МПа,  $\sigma_{0,2} \approx 1320$ –1380 МПа. Также образцы исследуемой стали были протянуты с диаметра 8,0 мм на диаметр 0,8 мм; с диаметра 7,0 мм на диаметр 0,5 мм; с диаметра 3,0 мм на диаметр 0,15 мм без промежуточных смягчающих обработок, при этом прочностные свойства составляли:  $\sigma_B \approx 2000$ –2150 МПа,  $\sigma_{0,2} \approx 1000$ –1400 МПа,  $\delta \approx 2$  % на диаметре 0,8 и 0,5 мм;  $\sigma_B \approx 2200$ –2150 МПа,  $R_{\text{уэл}} \approx 50$  % на диаметре

0,15 мм. Таким образом, интенсивной холодной пластической деформацией удаётся повысить прочностные свойства более чем в 4 раза.

По данным рентгеноструктурного анализа аустенит при холодной пластической деформации претерпевает мартенситное превращение и при деформации  $\epsilon = 2,32$  количество мартенсита составляет 80–90 %.

Микроструктура имеет вид, типичный для большинства аустенитных коррозионностойких сталей, подвергнутых деформации волочением. При умеренных обжатиях (15–30 %) в отдельных зернах появляются полосы скольжения, а при большой деформации происходит изменение формы зерен – из равноосных они все более становятся волокнистыми, вытянутыми вдоль оси волочения (рис. 1б). В процессе холодного волочения исследуемой стали формируется аксиальная текстура.

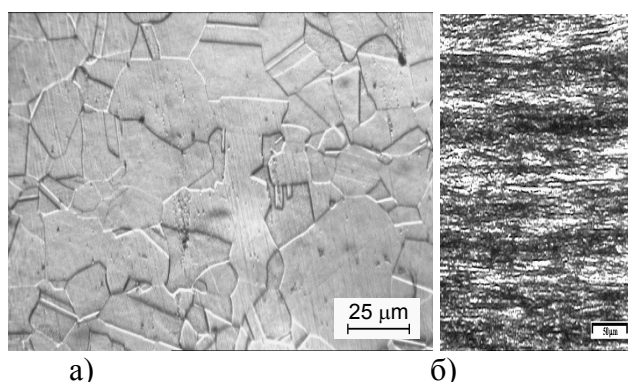


Рис. 1. Микроструктура стали 03X14H11K5M2ЮТ:  
а) закалка от 1000 °С; б) деформация  $\epsilon = 2,32$  (94,5 %)

Эволюцию субструктуры метастабильной аустенитной стали в процессе холодной пластической деформации изучали с помощью электронной микроскопии, что позволило установить следующее: при малых степенях обжатия  $\sim 30$  % ( $\epsilon = 0,39$ ) на фоне однородно распределенных дислокаций появляются многочисленные дефекты упаковки и микродвойники. Они располагаются сначала по одной системе сдвига  $\{111\}\langle 112 \rangle$ , а затем с увеличением степени деформации – по двум и более. Деформационные микродвойники становятся достаточно протяженными, приобретая искривленную форму вследствие значительной пластической деформации окружающей матрицы. С увеличением степени суммарного обжатия до 69 % ( $\epsilon = 1,15$ ) и выше в структуре появляется мартенсит деформации, количество которого увеличивается с увеличением степени холодной пластической деформации. Мартенсит обнаруживается только в местах с большой плотностью дефектов упаковки. При суммарной деформации 88 % ( $\epsilon = 2,17$ ) наблюдается появление кольцевых дифракционных картин вследствие мелкозернистости структуры с рефlekсами как ОЦК, так и ГЦК фаз. При деформации  $\sim 94$  % ( $\epsilon = 2,32$ ) имеем субмикроскопический размер кристаллов мартенсита 100 нм и менее (рис. 2а).

Высокая интенсивность мартенситообразования в данной стали при использовании больших суммарных обжатий позволяет существенно повысить прочностные свойства не только в холоднодеформированном состоянии, но и после проведения последеформационного старения. Использование при деформации столь высоких суммарных степеней обжатия позволило получить не только высокопрочное состояние на проволоке, но и способствовало достижению наноструктурного состояния и существенному сокращению числа промежуточных термических обработок при производстве проволоки, что существенно снизит ее себестоимость.

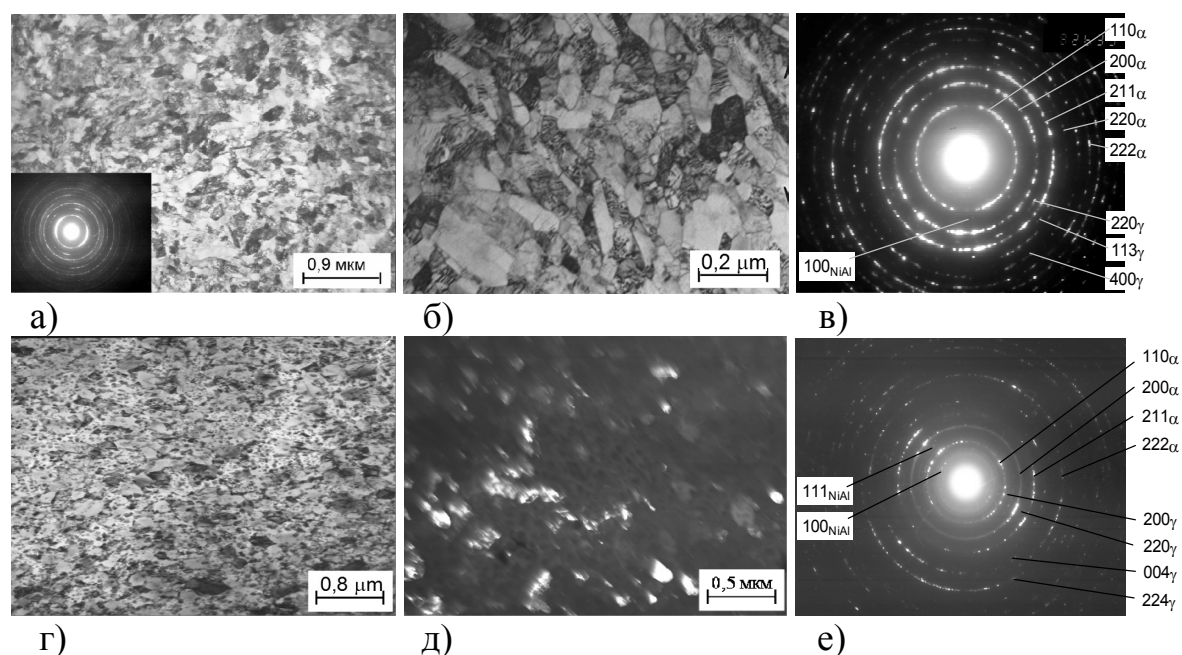


Рис. 2. Структура стали 03X14N11K5M2ЮТ после закалки от 1000 °С, а) деформации  $\epsilon = 2,32$  и старения: б, в) при 500 °С (1 ч); г-е) при 500 °С (1 ч) + 650 °С (2 ч); д) т/п в рефлексе  $\alpha$ -фазы (110); в, е) микродифракция

Старение деформированной стали вызывает дополнительное повышение механических свойств, которое связано с процессами распада мартенсита деформации. Электронно-микроскопическое исследование тонкой структуры изучаемой стали 03X14N11K5M2ЮТ после различных режимов оптимального и высокотемпературного старения показало, что основным механизмом старения в интервале температур 500–650 °С является гетерогенное выделение интерметаллидных фаз из ОЦК-твердого раствора. На ранних стадиях старения частицы имеют форму, близкую к сферической. После старения деформированных образцов на электроннограммах появляются рефлексы, принадлежащие уже подросшим частицам интерметаллидной фазы NiAl (рис. 2б, рис. 2в, рис. 2г, рис. 2д, рис. 2е, рис. 2ж).

Таким образом, проведенными исследованиями было показано, что фазой ответственной за упрочнение деформируемых исследуемых метастабильных алюминийсодержащих сталей является интерметаллидная фаза  $\text{NiAl}$ , размер которой составляет 10–15 нм. Имеющиеся данные позволяют сделать вывод, что практически безуглеродистая коррозионностойкая аустенитная сталь в результате правильно подобранного легирования сочетает в себе достоинства трех сталей: метастабильных аустенитных, трип-сталей и мартенситностареющих. В результате использования всех возможных механизмов упрочнения было достигнуто высокопрочное состояние с прочностью более 2500 МПа.