

Л. А. Мальцева, А. В. Левина, Т. В. Мальцева, С. А. Демидов  
УрФУ им. первого Президента России Б.Н. Ельцина,  
г. Екатеринбург  
mla44@mail.ru

## СТАБИЛЬНОСТЬ АУСТЕНИТА В АУСТЕНИТНО-ФЕРРИТНОЙ СТАЛИ

В работе изучено влияние термомеханических обработок на стабильность аустенита в аустенитно-ферритной стали. Установлено, что аустенит исследуемой стали является термически стабильным и деформационно-нестабильным.

*Ключевые слова:* аустенит, мартенсит, стабильность структуры, криогенные температуры.

In this paper we studied the influence of thermos-mechanical treatments on the hundred-stability of austenite in austenitic-ferritic steel. Found that austenite investigated steel is thermally stable and unstable deformation.

*Keywords:* austenite, martensite, structure stability, cryogenic temperature.

Как правило, после закалки с высоких температур в структуре двухфазных сталей присутствуют две основные фазы: аустенит и  $\delta$ -феррит. Это обусловлено введением в состав стали легирующих элементов как ферритообразующих, так и аустенитообразующих, которое обеспечивает понижение точки начала мартенситного превращения  $\gamma$ -фазы в области отрицательных температур.

Температура начала мартенситного превращения может быть описана формулой, предложенной Потаком и Сагалевиц [1], или может быть определена из соотношения Т. Гладмена, В. Холмса, Ф. Пикеринга [2]:

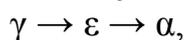
$$M_H, ^\circ\text{C} = 5/9\{75(14,6 - \%Cr) + 110(8,9 - \%Ni) + 60(1,33 - \%Mn) + \\ + 50(0,47 - \%Si) + 3000[0,068 - (\%C + \%N) - 32]\} = - 49 ^\circ\text{C}[1]$$
$$M_H, ^\circ\text{C} = 502 - 810 \cdot \%C - 1230 \cdot \%N - 13 \cdot \%Mn - 30(\%Ni) - 12 \cdot \%Cr - 54 \cdot \%Cu - \\ - 46 \cdot \%Mo = - 107,35 ^\circ\text{C}.$$

Однако ни одна из существующих формул не применима к исследуемой стали, т. к. не учитывает все легирующие элементы.

Легирование алюминием неоднозначно влияет на устойчивость аустенита. Известно, что он повышает температуру мартенситного превращения и тем самым способствует сдвигу стали в мартенситный класс. Однако одним из наиболее эффективных средств, способствующих протеканию мартенситного превращения в коррозионностойких сталях с метастабильным аустенитом, является холодная пластическая деформация.

Многочисленные исследования влияния температуры деформации и степени обжатия при прокатке и волочении однозначно показали, что количество мартенсита деформации пропорционально степени обжатия и понижается по мере повышения температуры деформации [3]. Температура, выше которой деформация метастабильного аустенита уже не приводит к образованию мартенсита, получила наименование  $M_d$ . Чем ниже температура деформации, тем полнее протекает процесс распада аустенита с образованием  $\epsilon$ - и  $\alpha$ -мартенсита.

Распад  $\gamma$ -твердого раствора при деформации промышленной метастабильной аустенитной стали 18-8 протекает по схеме:



где  $\epsilon$ -мартенсит – промежуточная немагнитная фаза с гексагональной решеткой.

$\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ -превращение состоит из двух этапов, причем, так как стабильность  $\epsilon$ -фазы при температуре 20 °С крайне низка, то после  $\gamma \rightarrow \epsilon$ -превращения следует немедленное образование  $\alpha$ -мартенсита внутри полос  $\epsilon$ -фазы. При понижении температуры деформации до –196 °С после малых степеней обжатия (5–15 %) рентгенографически обнаружено до 10 %  $\epsilon$ -мартенсита. Однако в исследованной авторами стали 03X13H11K5M2ЮТ электронномикроскопически было показано, что кобальт подавляя образование  $\alpha$ -мартенсита при деформации, способствует сохранению  $\epsilon$ -мартенсита до обжатия порядка 40 % [4].

На закаленных образцах исследуемой стали (пл. 6) 03X13H10K5M2Ю2Т, выточенных в форме цилиндра высотой 15,0 мм и диаметром 10,0 мм была проведена осадка давлением при температурах как комнатной, так и при криогенной: –100 °С. К образцам было приложено давление 10, 20, 30, 40 т. Была построена зависимость величины истинной деформации и истинного сопротивления деформированию при сжатии. С понижением температуры испытания величина истинного сопротивления деформированию несколько выше при всех деформациях сжатием. Чем ниже температура испытания, тем легче в условиях внешней нагрузки протекает мартенситное превращение, и следовательно, больше образуется мартенсита деформации.

После нагрева на 1000 °С было проведено охлаждение в жидком азоте. Электронно-микроструктурные исследования показали, что в структуре присутствуют две фазы: аустенит и  $\delta$ -феррит с частицами упорядоченной интерметаллидной фазы (Fe,Ni)Al. Дополнительных рефлексов не появилось.

Данные измерения дюрOMETрических испытаний после указанных обжатий показали, что с повышением степени обжатия исследуемой стали твердость растет, т. к. увеличивается количество мартенсита, и чем ниже температура испытания, тем выше твердость. Образующиеся кристаллы мартенсита деформации весьма дисперсны, т. к. образуются в деформированном аустените и образуют вытянутые скопления в полосах скольжения

аустенита. Поскольку твердость мартенсита деформации выше, то и различие в количестве мартенсита деформации приводит к повышению твердости. Микроструктурные исследования торцевой поверхности осаженных при различных температурах образцов показали, что деформация при криогенных температурах приводит к существенному измельчению структуры исследуемой аустенитно-ферритной стали 03X13H10K5M2Ю2Т.

Известно, что  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения протекает при растяжении заметно интенсивнее, чем при сжатии. Это объясняется двумя причинами. Во-первых, образование мартенсита сопровождается увеличением объема, поэтому, согласно принципу Ле-Шателье, приложение сжимающих напряжений будет препятствовать, а растягивающих – способствовать  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращению. Во-вторых, на процесс распада аустенита влияет также то, что металлы с ГЦК решеткой образуют различные текстуры деформации при растяжении и сжатии. При растяжении сдвиговые напряжения по плоскостям  $\{111\}$ , в которых происходит движение дислокаций при пластической деформации, обычно заметно выше, чем при сжатии, что и обуславливает образование большего количества мартенсита.

Образцы закаленной аустенитно-ферритной стали (пл. 6) были подвергнуты растяжению при криогенных температурах  $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$  и  $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Приведены кривые истинного сопротивления деформированию с увеличением величины истинных деформаций. При указанных температурах испытания, ход кривых совпадает, однако при температуре  $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$  разрушение происходит при более низких деформациях, что свидетельствует о том, что при растяжении при  $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$  уже при меньших степенях истинных деформаций происходит образование 100 % ОЦК фазы ( $\delta$ -феррита и мартенсита деформации), фазовый наклеп ранее существовавших и вновь образованных фаз. Следовательно, фазовых превращений с сопровождающим TRIP-эффектом при этих деформациях уже не происходит. Представляют интерес диаграммы деформация – температура – превращение, позволяющие описать все параметры деформационного мартенситного превращения стали вплоть до 100 %  $\alpha$ -мартенсита.

#### Выводы

1. Исследуемая аустенитно-ферритная сталь (пл. 6) при криогенных температурах показала надежность и стабильность свойств стали.
2. Аустенит в исследуемой аустенитно-ферритной стали является деформационно-метастабильным.

*Работа выполнена в рамках государственного задания (тема № Н977.42Г.024/14)*

#### Список литературы

1. Гуляев А. П. Новые низколегированные нержавеющей стали / А. П. Гуляев, Т. А. Жадан. М.: Машиностроение. 1972. 104 с.

2. *Пикеринг Ф. Б.* Физическое металловедение и разработка сталей / Ф. Б. Пикеринг ; пер. с англ. М.: Металлургия, 1982. 182 с.
3. *Братухин А. Г.* Высокопрочные коррозионно-стойкие стали современной авиации / А. Г. Братухин ; науч. ред. А. Г. Братухин. М.: Изд. МАИ, 2006. 650 с.
4. *Мальцева Л. А.* Влияние кобальта на образование мартенсита и комплекс свойств аустенитных сталей после различных термопластических обработок / Л. А. Мальцева, С. М. Задворкин, В. А. Шарапова, Н. Н. Озерец, Т. В. Мальцева, Л. С. Горулева // Деформация и разрушение. 2012. № 5. С. 23–31.