

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
ТОМСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ
СИБИРСКОЕ ОТДЕЛЕНИЕ РОССИЙСКОЙ АКАДЕМИИ НАУК

ФИЗИКА ТВЕРДОГО ТЕЛА

СБОРНИК МАТЕРИАЛОВ XV РОССИЙСКОЙ НАУЧНОЙ СТУДЕНЧЕСКОЙ КОНФЕРЕНЦИИ

18–20 мая 2016 г., г. Томск, Россия

Томск
Издательский Дом Томского государственного университета
2016

Способ повышения прочности аустенитных сталей

С.А. Аккузин

Национальный исследовательский
Томский государственный университет, 634050, г. Томск
E-mail: s.a.akkuzin@gmail.com

A method for increasing the strength of austenitic steels

S.A. Akkuzin

National Research Tomsk State University, 634050, Tomsk
E-mail: s.a.akkuzin@gmail.com

Аустенитные нержавеющие хромоникелевые стали 08X18H10T и 02X17H14M3 являются широко распространенными материалами и применяются во многих отраслях промышленности. Эти стали обладают отличной коррозионной стойкостью и высокой пластичностью в закаленном состоянии, но при этом они имеют невысокие прочностные свойства (предел текучести 200–340 МПа). Повышение прочностных свойств указанных сталей возможно за счет формирования субмикроструктурных состояний, используя методы интенсивной пластической деформации или различные термомеханические обработки.

В настоящей работе методами просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурного фазового анализа (РСА) и измерений удельной намагниченности исследованы изменения структуры и фазового состава аустенитных сталей 08X18H10T и 02X17H14M3 в процессе термомеханических обработок. Изучение прочностных свойств осуществляли методом активного растяжения, используя образцы в форме двойных лопаток с размерами рабочей части 13×2×1 мм.

Термомеханическая обработка проводилась в два этапа: низкотемпературная деформация и последующая теплая деформация. Перед деформацией образцы закачивали в воду после выдержки 1100 °С 1 час. В исходном состоянии объемное содержание аустенита составляло ~ 100%, средний размер зерна ~ 40 мкм. Начальный размер образцов ~ 30×20×12 мм.

В отличие от методов интенсивной пластической деформации [1] в настоящей работе использованы относительно малые степени деформации прокаткой ($\epsilon < 1$, ϵ – логарифмическая деформация). Низкотемпературную деформацию осуществляли прокаткой $\epsilon \approx 10$ –20% при температуре жидкого азота $T = -196^\circ\text{C}$ за несколько проходов. Перед помещением в прокатный стан и между проходами образцы выдерживали в жидком азоте. После проведения низкотемпературной прокатки образцы отогревались до комнатной температуры. Последующую теплую деформацию $\epsilon \approx 25$ –40% осуществляли при температуре $T = 600^\circ\text{C}$. После выхода из прокатного стана образцы закачивали в воду.

Согласно данным РСА и магнитным измерениям в стали 08X18N10T низкотемпературная деформация приводит к развитию ($\gamma \rightarrow \alpha'$) и ($\gamma \rightarrow \varepsilon$) мартенситных превращений. Объемное содержание α' -мартенсита после низкотемпературной деформации составляет $\sim 55\%$, а ε -мартенсита не превышает 5% (таблица). Электронно-микроскопические исследования показали формирование преимущественно двухфазной $\gamma + \alpha'$ субмикроструктурной ламельной структуры, состоящей из микродвойников аустенита, пакетного α' -мартенсита и небольшого количества пластин ε -мартенсита.

Теплая деформация при $T = 600^\circ\text{C}$ после низкотемпературной прокатки приводит к обратному ($\alpha' \rightarrow \gamma$) мартенситному превращению. Объемная доля аустенита увеличивается до 72% (таблица). Следует отметить, что ε -мартенсит не обнаруживается, что может свидетельствовать о превращении его в аустенит. Для данного состояния характерна ламельная преимущественно аустенитная структура, в которой наблюдаются пластины нескольких направлений (рис. 1, а). Полученные ламели имеют размер $\sim 200\text{--}300$ нм. Внутри ламелей обнаруживаются микро- и нанодвойники деформации, а также высокая плотность дислокаций.

Фазовый состав и прочностные свойства сталей

Состояние стали	Марка стали	α' , %	ε , %	γ , %	$\sigma_{0.1}$, МПа	σ_B , МПа
НД*	08X18N10T	55	≤ 5	≥ 40	925	1110
НД + ТД**	08X18N10T	28	0	72	1250	1310
НД + ТД	02X17N14M3	≤ 3	5	≥ 92	1130	1290

Примечание. НД* – низкотемпературная деформация; ТД** – теплая деформация.

Благодаря более высокой стабильности стали 02X17N14M3 низкотемпературная деформация не приводит к интенсивному ($\gamma \rightarrow \alpha'$) мартенситному превращению (по сравнению со сталью 08X18N10T). Для указанного состояния характерна ламельная аустенитная структура, содержащая множественные микро- и нанодвойники деформации нескольких ориентаций, отдельные пластины α' - и ε -мартенсита.

Последующая теплая деформация, как в случае стали 08X18N10T, способствует обратному ($\alpha' \rightarrow \gamma$) мартенситному превращению. При этом, согласно данным РСА, объемная доля α' -мартенсита $\leq 3\%$ (таблица). Кроме того, было обнаружено незначительное содержание карбида $M_{23}C_6$.

После теплой деформации наблюдается субмикроструктурная преимущественно аустенитная структура, состоящая из ламелей нескольких ориентаций (рис. 1, в). Между ламелями обнаружены двойниковые и близкие к ним высокоугловые разориентации.

Испытания на растяжение показали, что после термомеханической обработки, включающей низкотемпературную и последующую теплую деформации, предел текучести стали 08X18H10T составляет ≈ 1250 МПа, а стали 02X17H14M3 ≈ 1130 МПа соответственно (см. таблицу). Полученные прочностные свойства превышают исходные значения в 3–6 раз.

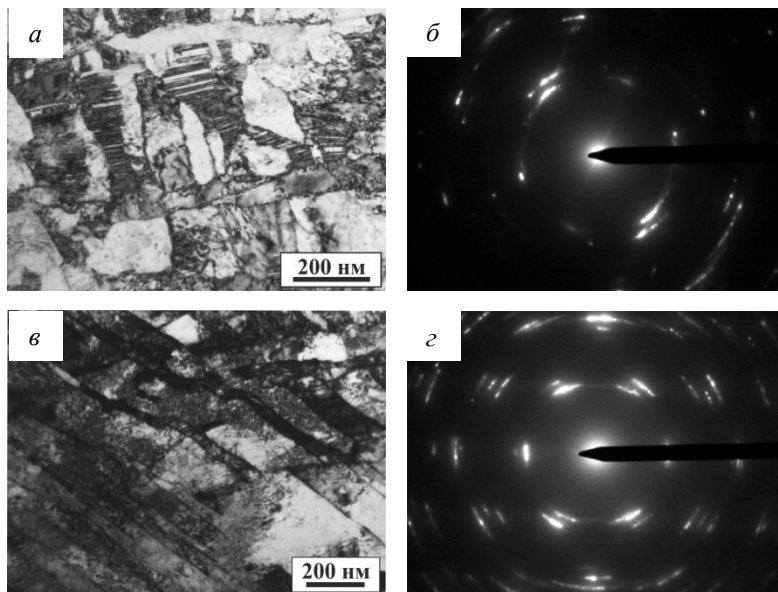


Рис. 1. Микроструктура сталей 08X18H10T (а, б) и 02X17H14M2 (в, г) после НД + ТД: а – светопольное изображение; б – соответствующая микродифракционная картина; в – светопольное изображение; г – соответствующая микродифракционная картина.

Таким образом, в результате низкотемпературной и последующей тепловой деформации в хромоникелевых аустенитных сталях 08X18H10T и 02X17H14M3 сформирована субмикроструктурная аустенитная структура с высокими прочностными свойствами.

Литература

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. М. : Академкнига, 2007. 398 с.