

ОСОБЕННОСТИ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ АУСТЕНИТНЫХ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ РАЗЛИЧНОЙ ЧИСТОТЫ ПО НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИМ ВКЛЮЧЕНИЯМ

Осташев В.В.
Шевченко О.Д.

Процессы разупрочнения металлов и сплавов, связанные с их структурной стабильностью при термической обработке или во время эксплуатации при повышенных температурах, имеют существенное значение при определении долговечности ответственных конструкций. Наиболее важную роль при этом играет рекристаллизация, поскольку приводит к изменениям в структуре, связанным с зарождением и ростом нового зерна.

При исследовании возникает ряд проблемных вопросов рекристаллизации:

1. Механизм и движущие силы процессов образования и роста зародышей рекристаллизации, а также механизм и движущие силы роста зерен вообще.

2. Механизм формирования разномасштабных и крупномасштабных структур.

3. Закономерности и механизм влияния химического и фазового состава сплавов на температурный уровень и скорость рекристаллизации, и вид диаграмм рекристаллизации.

Целью настоящей работы является изучение структурной стабильности и кинетики разупрочнения деформированных аустенитных сталей типа 18-8, 18-13 различной чистоты по неметаллическим включениям на стадиях отдыха, полигонизация и рекристаллизация при непрерывном нагреве с определенной скоростью. Данные стали относятся к наиболее перспективным конструкционным материалам основных узлов термоядерных установок.

Предварительные исследования [1] показали возможность повышения качества и чистоты по неметаллическим включениям этих сталей путем применения вакуумно-индукционного (ВИ) и вакуумно-дугового (ВД) переплавов и их сочетания. Без учета металлургических аспектов проблемы, металлографически проводилась количественная оценка неметаллических включений на сталях с различной технологией выплавки по ГОСТ 5639-82:

1. Сталь 12X1810T промышленной чистоты. Преобладающий вид включений - карбонитриды и окислы титана кубической формы, неравномерно распределены по всему сечению. Загрязненность по неметаллическим включениям оценивается в 2,5 ÷ 3,0 балла.

2. Сталь 01X18H13 ВИ + ВД. Преобладающий вид включений - сульфиды (твердый раствор FeS · MnS) в виде тонких ленточных включений, вытянутых вдоль линии деформации. Общая загрязненность по

неметаллическим включениям составила $1,0 \div 1,5$ балла.

Таблица 1

Сталь	Содержание элементов, мас. %							
	C	Si	Mn	Cr	Ni	S	P	Ti
18-8	0,08	0,8	2,0	18	8-13	0,02	0,035	0,6-2,8
18-13	0,008	0,13	1,3	18	13,6	0,008	0,012	0,03

Снижение содержания углерода до 0,0086% и чистоты стали по неметаллическим включениям достигалось с применением металлургических переделов, что позволило целенаправленно изменить химический состав стали (табл. 1) и выявить следующие особенности [2]:

– сталь 18-13 не стабилизирована титаном, так что хрупкие карбиды и карбонитриды титана в структуре не выявлены. Это ведет к повышению пластичности при равных характеристиках прочности и снижает склонность к охрупчиванию при длительном старении;

– как следствие снижения содержания углерода после старения не образуется сложный карбид $Cr_{23}C_6$, что уменьшает склонность к межкристаллитной коррозии;

– повышение содержания никеля до 13-14% определяется необходимостью получения гарантированной аустенитной структуры, при этом образуется δ -феррит, который повышает свариваемость хромоникелевых сталей.

На примере сталей 12X18H10T и 01X18H13 ВИ + ВД методами металлографического, резистометрического, рентгеновского дифракционного анализов, построением кинетических кривых, анализом коэффициентов в уравнении Аврами выявлялось общее и различное в кинетике разупрочнения на стадиях отдыха, полигонизация и рекристаллизация после обработок по режимам:

1. Закалка - 1100°C, 1 час, вода, деформация 50%.

2. Закалка - 1100°C, 1 час, вода, деформация 50%, старение - 500°C, 8 часов.

3. Закалка - 1100°C, 1 час, вода, старение - 500°C, 8 часов, деформация 50%.

Учитывая то, что электросопротивление при нагреве зависит от многих факторов и является величиной аддитивной, были проведены дополнительные эксперименты со сталями после закалки 1100°C (1 час, вода), закалки 1100°C (1 час, вода) старение - 500°C для отделения деформационных явлений от вклада в электросопротивление эффектов старения.

Кинетические кривые строились по результатам металлографического анализа и количественного определения процентного содержания рекристаллизованной структуры методом сеток. Рентгеновский анализ выполнялся на дифрактометре ДРОН-2. Регистрировались линии (111) и (222).

Таблица 2

Нагрев	Температура начала и конца рекристаллизации			
	Сталь 12X18H10T		Сталь 01X18H13 ВИ + ВД	
	Т н.р	Т к.р	Т н.р.	Т к.р.
	Закалка 1100°C, деформация 50%			
1	680	980	590	950
2	690	980	610	950
3	720	980	610	950
	Закалка 1100°C, деформация 50%, старение			
1	750	1000	620	970
	Закалка 1100°C, деформация 50%, старение			
1	750	980	710	980

Результаты исследования показали, что температура начала рекристаллизации при всех скоростях нагрева зависит от чистоты сплава. У стали 01X18H13 ВИ + ВД точка начала рекристаллизации на 130-160°C ниже, чем у стали 12X18H10T (табл. 2).

Для чистой стали характерно интенсивное образование центров рекристаллизации уже на начальной стадии превращения. С повышением температуры число центров увеличивается, скорость процесса рекристаллизации возрастает, о чем свидетельствует плавный подъем кинетической кривой и ее рост с повышением температуры.

Сталь промышленной чистоты имеет большой инкубационный период в начале процесса рекристаллизации. Превращение идет медленно, т.к. малы значения с.к. и ч.ц. При повышении температуры кинетическая кривая идет круто вверх и процесс заканчивается за малый отрезок времени. Температура конца рекристаллизации у сравниваемых сталей отличается незначительно. При степени деформации 50% скорость нагрева мало влияет на температуру начала рекристаллизации, однако это

влияние более заметно на сталях промышленной чистоты.

С технологической точки зрения низкая температура рекристаллизации может являться полезным фактором, но совершенно недопустима с точки зрения сохранения стабильности структуры деформированных сталей в условиях эксплуатации. Повышение температуры начала рекристаллизации достигается применением термической обработки: закалка 1100°C, вода, старение, деформация.

Металлографический анализ рекристаллизации в сталях всех типов определяется границами зерен. В дальнейшем структурный механизм рекристаллизации отличается.

У стали 01X18H13 ВИ + ВД по границе деформированного зерна начинают зарождаться новые зерна. С повышением температуры число центров зарождения растет. Процесс развивается от периферии деформированного зерна к его центру. На каком-то этапе рекристаллизации обнаруживается структура, состоящая из множества сравнительно мелких зерен примерно одинакового размера и гораздо меньшего числа очень крупных зерен. Возникшие ранее новые зерна, подрастая до среднего размера 12-15 мкм, далее не изменяются почти до окончания превращения. Мелкое зерно постепенно "поедает" крупное. Количественно процесс рекристаллизации определяется, видимо, постоянной скоростью зарождения центров.

Для стали промышленной чистоты начальная стадия рекристаллизации по границам зерен переходит в стадию рекристаллизации в объеме зерна - по линиям скольжения. С повышением температуры структура стали меняется, возникает равномерная разноразмерность, т.е. закономерное чередование по всему объему зерен среднего размера деформированной матрицы и мелких рекристаллизованных зерен. Количественно процесс рекристаллизации определяется скоростью роста зерен.

На отличие в структурных механизмах рекристаллизации в исследованных сталях указывает анализ коэффициентов в уравнении Авраами [3]

$$\xi = 1 - \exp(-kt_n), \text{ где}$$

ξ - доля объема рекристаллизованной фазы,
 k и n - постоянные, характеризующие скорость роста зерен и скорость зарождения центров.

Параметр n определяется по тангенсу угла наклона $\lg \lg (1 - \xi)^{-1}$ к оси $\lg t$. Для оценки параметра было использовано соотношение

$$\xi \cong kt_n,$$

которое является хорошим приближением для начальной стадии превращения, когда

$$kt_n \ll 1.$$

Для анализа экспериментальных результатов строили графики зависимости $\lg \lg (1 - \xi)^{-1}$ от $\lg t$, которые, при условии справедливости

уравнения Авраами, являются прямыми линиями с тангенсом угла наклона, равным n . График состоит из 2-х линейных участков с наклоном, равным 1 и n (значения n указаны в табл. 3).

Таблица 3

Режим	12X18H10T			01X18H13 ВИ + ВД		
	T нагр.	k	n	T нагр.	k	n
1	750	0,07	1,5/3	650	0,08	1,5/10
2	750	0,01	2	650	0,04	1,5
3	750	0,02	2	750	0,03	1,0/3

Временную область существования конкретного механизма определили по значению параметра n .

1. Образование новой фазы, контролируемое диффузией одного из компонентов с параметром $n = \frac{3}{2}$, принято рассматривать как рост конечного числа готовых зародышей.

2. Кинетика начальной стадии сегрегации примесных атомов на дислокациях подчиняется уравнению с $n = \frac{2}{3}$.

3. Рост новой фазы, при убывающей скорости зарождения, контролируется уравнением с $n = 3$.

Результаты анализа уравнения Авраами коррелируют с данными рентгеновского и резистометрического анализов. Для сталей промышленной чистоты характерно развитие полигональных процессов перед рекристаллизацией (так называемая стабилизирующая полигонизация), хотя и известно, что для материалов с низкой энергией дефектов упаковки полигонизационные процессы затруднены.

Рентгеноструктурный анализ показал изменения свойств стали 12X18H10T на начальных стадиях рекристаллизации. Об этом свидетельствует расширение линии (222) на графике зависимости $\beta(222)$ от температуры.

Резистометрическими методами измеряли электросопротивление и строили графики зависимости термического коэффициента сопротивления от температуры. У сталей промышленной чистоты наблюдается некоторый подъем кривой электросопротивления на участке 650-750°C, т.е. при развитии полигонизации.

В процессе исследования были определены температурно-временные интервалы рекристаллизации нержавеющей сталей различной чистоты по неметаллическим включениям. На основании выше изложенных фи-

зических методов исследования и аналитического представления результатов в виде уравнения Авраами сделано предположение о механизме разупрочнения данных сталей.

ЛИТЕРАТУРА

1. А.Н.Паршин, В.В.Осташев, В.Г.Теплухин, О.Д.Шевченко. Двойной вакуумный переплав и качество аустенитной стали. Тезисы докладов V Межгосударственного семинара "Радиационная повреждаемость и работоспособность конструкционных материалов", 1993.

2. А.Н.Паршин и др. Пути создания особо чистой аустенитной коррозионно-стойкой свариваемой стали // Вопросы атомной науки и техники. Серия: Термоядерный синтез. №1. 1993.

3. Кан Р.В. Физическое металловедение. - М.: Мир, 1968 - Т.2.

ХАРАКТЕРНЫЕ ПРИЗНАКИ РАЗРУШЕНИЯ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ В ГОРЯЧИХ РАСТВОРАХ ХЛОРИДОВ

Н.В.Виноградова,
В.В.Потапов
СПбГТУ

Коррозионное растрескивание (КР) и коррозионная усталость (КУ) в высокотемпературных растворах хлоридов являются наиболее вероятными причинами выхода из строя отдельных узлов энергоустановок, изготовленных из аустенитных сталей. Поскольку мероприятия, необходимые для борьбы с этими явлениями, не всегда одни и те же, необходимо по возможности установить роль каждого из них в реальных разрушениях. Для получения характерных признаков обоих видов разрушения проведены испытания сталей с 8% хрома и 18, 22 и 45% никеля (08X18H10T, 10X18H22B2T2 и 06X20H45B) в среде и на воздухе при статической и циклической нагрузках, при осевом растяжении и кручении с разными частотами. Использовали трубчатые образцы, внутреннюю полость которых заполняли средой, а снаружи нагревали электрическими печами сопротивления. Поверхность изломов анализировали с помощью электронного сканирующего микроскопа, характер трещин - с помощью металлографического микроскопа. В качестве коррозионных сред использовали 42%-й хлористый магний при 160°С и 3%-й и 25-30%-й раствор хлористого натрия при 250°С.

Относительная кратковременность усталостных испытаний (100 ч) потребовала использования концентрированных растворов хлоридов, обычно не встречающихся в реальных условиях. Это позволило достигнуть соизмеримости длительностей коррозионного растрескивания и коррозионной усталости в условиях эксперимента. Полученные результаты, по-видимому, могут быть справедливы и для более слабых концентраций хлоридов, если при этом время действия циклической нагруз-