

Н.В. Камышанченко, Н.И. Кузьменко, М.Н. Роганин
(Белгородский государственный университет),
И.М. Неклюдов (Харьковский физико-технический
институт ННЦ, Украина)

Взаимосвязь прочностных свойств и параметров акустической эмиссии в аустенитной хромоникелевой стали, прошедшей механико-термическую обработку

Проведено исследование механических свойств и акустической эмиссии стали 08X18H10T, подвергнутой деформированию при 77 К до $\epsilon \leq 20\%$ и прошедшей последующий отпуск и деформационное старение под нагрузкой ниже предела текучести при повышенных температурах. Установлено, что улучшение механических свойств и увеличение суммарной акустической эмиссии в упругой и пластической областях происходят в одном и том же температурном интервале деформационного старения под нагрузкой.

It is carried out research of mechanical properties and acoustic emission of the austenitic chromium-nickel steel, which has been passed deformation at 77 K up to $\epsilon \leq 20\%$ and stress-heat-treatment under stress below yield strength at the elevated temperatures. It is received, that improvement of mechanical properties and increase of total number of oscillations of acoustic emission in elastic and plastic areas occurs in the same temperature interval of deformation ageing under state of stress.

Введение

Известно, что металлы и сплавы находятся в состоянии, далеком от термодинамического равновесия. Достижению равновесия препятствуют энергетические барьеры дефектов структуры. Решение этой проблемы во многом зависит как от рационального внедрения редкоземельных легирующих элементов, так и от эффективного использования внутренних резервов материала за счет применения технологических схем, в которых сочетаются термическая обработка с механическим воздействием.

Распространенная в настоящее время оценка качества материалов (в том числе надежности) основана на измерении твердости и механических характеристик, получаемых при испытании образцов на растяжение, кручение, усталость и др., имеет ряд недостатков. Механические характеристики и законы деформирования определяют при испытании материала в облегченных по сравнению с эксплуатацией условиях. Такие испытания имеют сравнительно низкую чувствительность к наличию в материале различного рода дефектов.

Применяемые в материаловедении методы и средства дефектоскопии, основанные на последовательном сканировании датчиком всей поверхности изделия, позволяют выявить некоторые дефекты, например несплошность. Однако нарушение целостности материала, которое происходит в результате упруго-пластического нагружения и последующего разрушения, такие методы надежно не регистрируют. Это связано со скоростью и локальным характером протекания процессов пластической деформации и разруше-

ния. Указанного недостатка лишен метод акустической эмиссии (АЭ), который основан на регистрации процессов излучения волн напряжения, обусловленных возникновением и развитием дефектов структуры материала в условиях быстрого освобождения упругой энергии, запасенной кристаллической решеткой.

АЭ сопровождаются практически все физические процессы, протекающие в материалах при деформации: мартенситные превращения, движение дислокаций, двойникование, разрушение зерен путем сдвига и трения по границам зерен, образование микротрещин, коррозионное растрескивание и др.

Локальные поля напряжений, вызванные различными несовершенствами строения кристаллической решетки и отвечающие за прочностные свойства материала, отличаются упругой энергией, которую к настоящему времени уже можно определить, в частности, методом АЭ. В табл. 1 приведены в качестве примера параметры одиночных сигналов АЭ некоторых источников [1].

Материалы и методика эксперимента

Образцы были изготовлены из листовой стали марок 08X18H10T и 12X18H10T толщиной 1 мм. Исходная длина рабочей части образцов составляла 14 мм, ширина – 1,8 мм.

Для получения аустенитной структуры образцы подвергали термической обработке в соответствии с ГОСТ 5582–72. Механико-термическая обработка включала следующие процессы: указанная термическая обработка, пластическое деформирование на

20 % при температуре 77 К и отпуск под нагрузкой при температурах до 920 К и напряжениях до $0,5\sigma_{0,2}$.

Использованная методика регистрации и обработки сигнала АЭ на компьютере изложена в работе [2]. Общий коэффициент усиления сигнала АЭ составлял $1,5 \cdot 10^3$, частота дискретизации – 1,25 МГц. Сигнал, снимаемый с тензодатчиков, регистрировали параллельно акустическому на одном из входов аналогово-цифрового преобразователя. Деформирование растяжением проводили с постоянной скоростью $2 \cdot 10^{-2}$ мм/с.

Результаты и их обсуждение

Механические свойства (прочность, пластичность) чувствительны к содержанию в сталях мартенсита (табл. 2). Фазовые превращения и процентное содержание мартенсита, как показали исследования аустенитной хромоникелевой стали 12Х18Н10Т, существенно влияют на прочностные свойства.

Аналогичные результаты были получены при знакопеременном нагружении состаренных образцов из стали 12Х18Н10Т [3, 4].

Закалка и последующий стабилизирующий отпуск несколько снижают твердость образцов в сравнении с образцами, прошедшими только закалку.

Металлографические исследования показали, что в закаленном состоянии аустенитная структура насыщена карбидными включениями. При стабилизирующем отпуске уменьшается среднее содержание углерода в твердом растворе и одновременно происходит интенсивное выделение карбидов, что приводит к уменьшению содержания не только углерода, но и легирующих элементов в аустените [5].

Деформирование при 77 К до $\epsilon \leq 20$ % после закалки приводит к повышению твердости, причину которого необходимо искать, прежде всего, в образовании мартенситной фазы (до 80 %) из аустенита и во влиянии наклепа остаточного аустенита [6, 7].

Таблица 1

Параметры сигналов АЭ некоторых источников

Источник АЭ	Энергия импульса АЭ, Дж	Длительность сигнала, мкс	Ширина спектра сигнала, МГц
Дислокационный источник Франка–Рида	$(10^{-8} \dots 10^{-7})G^2$	$5 \dots 5 \cdot 10^4$	1
Аннигиляция дислокаций длиной $l \cdot (10^{-8} \dots 10^{-6})$ см	$4(10^{-16} \dots 10^{-8})$	$5 \cdot 10^{-5}$	100
Образование микротрещины	$l \cdot (10^{-12} \dots 10^{-10})$	$l \cdot (10^{-3} \dots 10^{-2})$	50
Исчезновение двойника размером около $l \cdot 10^{-9}$ м ³	$l \cdot (10^{-3} \dots 10^{-2})$	$1 \cdot 10^{-4}$	–
Пластическая деформация	$1 \cdot 10^{-4}$	$1 \cdot 10^3$	0,5

* G – модуль упругости.

Таблица 2

Механические характеристики образцов в зависимости от режимов термомеханической обработки

Вариант технологии обработки	$\sigma_n \cdot 10^{-7}$, Н/м ²	$\sigma_{0,2} \cdot 10^{-7}$, Н/м ²	HV	Вид и содержание элемента микроструктуры
1. Термообработка	64	23	300	Аустенит ≈90 %
2. Термообработка, пластическое деформирование при 77 К до $\epsilon \leq 20$ % с последующим отпуском при 300 К	125	118	360	Мартенсит ≈80 %
3. Термообработка, пластическое деформирование при 77 К до $\epsilon \leq 20$ % с последующим отпуском при 678 К под напряжением $\sigma_n = 0,2\sigma_{0,2}$	158	149	730	Мартенсит ≈90 %

Примечание. Термообработку для всех вариантов технологии проводили в соответствии с ГОСТ 5582–72.

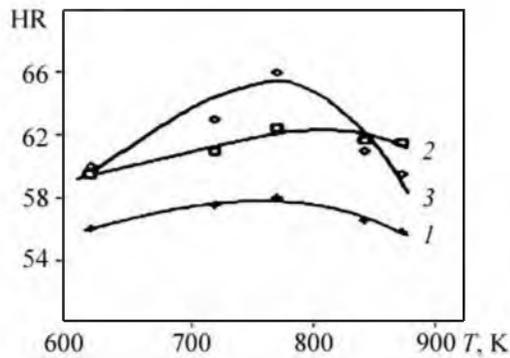


Рис. 1. Зависимость твердости HR стали 08X18H10T от температуры отпуска T термически обработанных (1), прошедших дополнительно деформирование при 77 К до $\epsilon \leq 20\%$ с отпуском при 720 К (2) и деформационное старение при 720 К под нагрузкой $\sigma_n = 0,5\sigma_{0,2}$ (3)

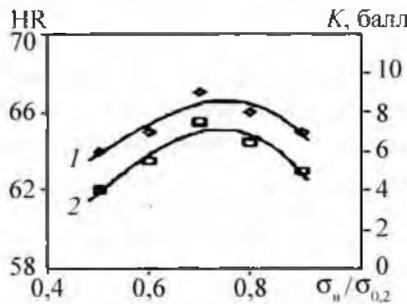


Рис. 2. Зависимость твердости HR (1) и балла зерна K (2) от нагружения $\sigma_n/\sigma_{0,2}$ после отпуска при температуре 770 К в стали 08X18H10T

Последующий отпуск при повышенных температурах влияет как на содержание мартенсита и размер зерна, так и на механические свойства стальных образцов (рис. 1).

Характерная зависимость размеров зерна, твердости и процентного содержания мартенсита от нагружения (рис. 2) и температуры старения (рис. 3) наблюдается в результате деформационного старения образцов стали 08X18H10T. Изменение твердости можно объяснить либо высокой степенью фазового наклепа аустенита, вызванного мартенситным превращением, либо высокой твердостью самих кристаллов мартенсита, либо наличием дисперсных частиц карбидной фазы, обусловленным распадом пересыщенного твердого раствора.

Оптимальным интервалом температур оказалась область между 680 и 780 К, в которой наряду с повышением твердости отмечается улучшение прочностных параметров стали (рис. 4).

Дальнейшее повышение температуры, как и увеличение напряжения при отпуске, приводит к замет-

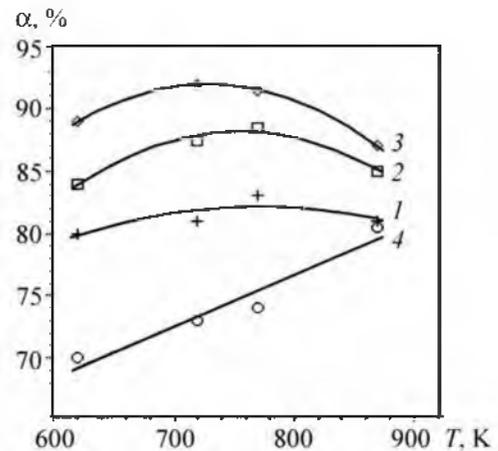


Рис. 3. Зависимость содержания мартенсита α в стали 08X18H10T от температуры отпуска T при напряжении σ_n : 1 – $0,5\sigma_{0,2}$; 2 – $0,7\sigma_{0,2}$; 3 – $0,9\sigma_{0,2}$; 4 – без нагрузки

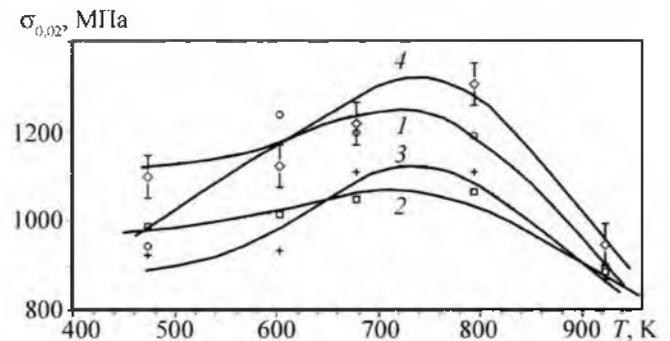


Рис. 4. Зависимость сопротивления малым пластическим деформациям $\sigma_{0,02}$ стали 12X18H10T от температуры отпуска T при напряжении σ_n : 1 – без нагрузки; 2 – $0,1\sigma_{0,2}$; 3 – $0,15\sigma_{0,2}$; 4 – $0,2\sigma_{0,2}$

ному спаду твердости и изменению прочностных свойств аустенитных хромоникелевых сталей. Можно полагать, что отпуск под нагрузкой при оптимальных температурах способствует развитию следующих основных процессов:

- первоначальное увеличение содержания мартенсита в объеме обрабатываемой стали;
- локальные изменения дислокационной структуры в местах действия пиковых напряжений;
- деформационное старение мартенсита и др.

Другими словами, дополнительное нагружение в процессе отпуска закаленной и пластически деформированной при 77 К аустенитной стали приводит к образованию мартенситных α -кристаллов с ОЦК-структурой и формированию тонкой кристаллической структуры.

Исследование макроструктуры и тонкой кристаллической структуры аустенитной хромоникелевой

стали, а также процессов, способствующих ее образованию в результате обработки, показывает, что каждый из этих основных факторов играет определенную роль в сопротивлении пластическому деформированию и влияет на механические свойства стали [8].

Образование мартенсита сопровождается возникновением микронапряжений за счет сдвигового характера превращения, несоответствия решеток исходной и конечной фаз, а также за счет большого удельного объема конечной мартенситной фазы. Высокая скорость роста мартенситных кристаллов способствует развитию и сохранению упругих напряжений в структуре мартенсита. Особо высоких значений внутренние остаточные напряжения достигают в вершинах мартенситных кристаллов аустенитного зерна. В зонах пиковых напряжений возможно зарождение дислокаций [9, 10].

Методом электронной микроскопии установлено, что деформация аустенита при температуре около 730...780 К приводит к образованию ячеистой кристаллографической неупорядоченной структуры с высокой и неоднородной плотностью дефектов. В результате деформирования при низких температурах зоны скопления дислокаций в кристаллах аустенита остаются местами скопления дислокаций в кристаллах мартенсита деформации после $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, поэтому разделение аустенита на ячейки при термомеханической обработке приводит к фрагментации кристаллов мартенсита [11, 12].

Протекание микропластической деформации в реальных кристаллических телах при их нагружении в макроупругой области известно давно [13–15]. Дислокационная природа этого явления не вызывает сомнения. В мартенсите релаксация микронапряжений может протекать как за счет диффузионного перераспределения примесных атомов, и в первую очередь углерода, так и путем взаимодействия атомов внедрения с другими дефектами и развития микро-сдвигов.

Однако изучение механизма зарождения и развития микропластических сдвигов в объеме кристаллических материалов проводится постоянно. Знание закономерностей и механизмов микропластической деформации материала при его макроупругом нагружении, учитывающем особенности реальной структуры и характер распределения напряжений в металле, чрезвычайно важно при разработке технологических процессов формирования физико-механических характеристик.

Параметры АЭ позволяют судить о кинетике процессов деформации и разрушения, а также о характере протекающих процессов в сталях, прошедших соответствующую обработку. Установлено, что состоя-

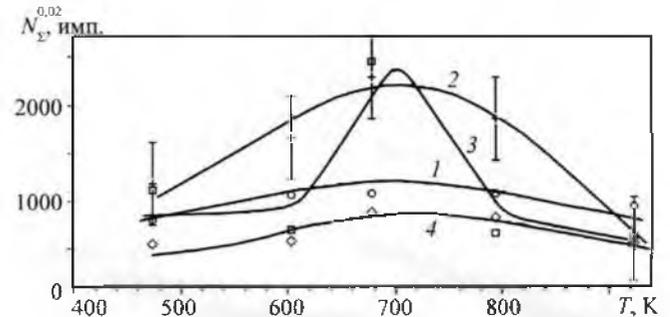


Рис. 5. Зависимость суммарной АЭ в упругой области $N_{\Sigma}^{0,02}$ от температуры T деформационного старения при напряжении σ_n : 1 – без нагрузки; 2 – $0,1\sigma_{0,2}$; 3 – $0,15\sigma_{0,2}$; 4 – $0,2\sigma_{0,2}$

ние структуры аустенитной хромоникелевой стали влияет на параметры АЭ.

Характерной особенностью поведения суммарной АЭ $N_{\Sigma}^{0,02}$ в области упругих деформаций (от начала нагружения до деформации, соответствующей пределу упругости) в стали 12Х18Н10Т, подвергнутой механико-термической обработке согласно варианту 3 (см. табл. 2), является наличие максимума ее зависимости от температуры деформационного старения (рис. 5). Такой характер зависимости отмечается при всех нагрузках отпуска в области температур 680...780 К (рис. 5, кривые 1–4).

Наличие максимума на кривых изменения предела упругости σ_n и суммарной АЭ в зависимости от температуры деформационного старения, вероятнее всего, обусловлено процессами $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения и старения мартенсита, в частности карбидообразованием. Температура, соответствующая максимуму, по-видимому, является температурой, при которой завершаются процессы формирования карбидов. Аналогичные результаты были получены в работе [16] на сталях со структурой мартенсита закалки, в которых основными источниками АЭ в области упругих деформаций выступали растрескивание карбидов и дислокационные процессы.

Характер изменения $N_{\Sigma}^{0,02}$ в зависимости от напряжения отпуска согласуется с поведением сопротивления малым пластическим деформациям $\sigma_{0,02}$, а именно: указанные зависимости носят противоположный характер. Наиболее явно это проявляется в интервале температур 680...780 К. Сравнительно низкий уровень суммарной АЭ в упругой области (см. рис. 5, кривая 4) и соответствующее ему высокое значение предела упругости (см. рис. 4, кривая 4) при напряжении отпуска $0,2\sigma_{0,2}$ объясняются релаксацией остаточных напряжений в кристаллической решетке, способствующей созданию стабильной внутренней структуры материала.

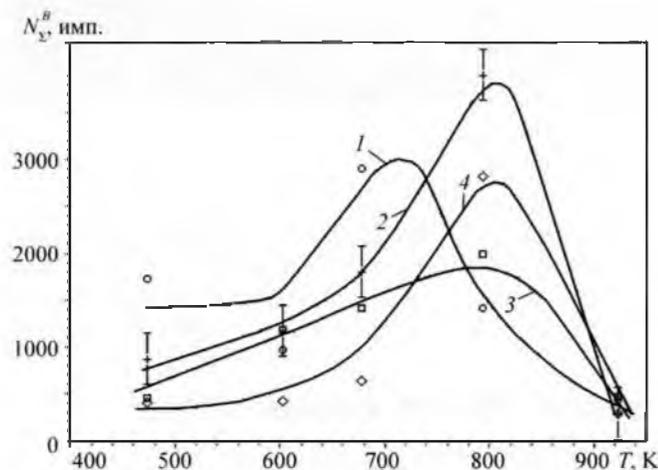


Рис. 6. Зависимость суммарной АЭ в области пластического течения N_{Σ}^B от температуры T деформационного старения при напряжении σ_n :

1 – без нагрузки; 2 – $0,1\sigma_{0,2}$; 3 – $0,15\sigma_{0,2}$; 4 – $0,2\sigma_{0,2}$

Аналогично ведет себя суммарная АЭ в зависимости от температуры деформационного старения в пластической области N_{Σ}^B , достигая максимальных значений в приведенном температурном интервале (рис. 6), что связано с перераспределением роли вязкого и хрупкого разрушения образцов.

Значение N_{Σ}^B монотонно снижается с ростом напряжения отпуска, за исключением указанной области температур, в которой тенденция к снижению может быть нарушена процессами хрупкого разрушения, являющимися наиболее вероятным источником АЭ.

Заключение

Установлено, что отпуск при нагрузке в интервале температур 680...790 К приводит к повышению механических характеристик – предела упругости и микротвердости. Суммарная акустическая эмиссия в упругой области при этом достигает максимального значения в зависимости от температуры отпуска, что объясняется протеканием процессов старения мартенсита, $\gamma \rightarrow \alpha$ - и обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращений.

Повышению всех механических характеристик аустенитной стали, пластически деформированной при низкой температуре, в результате отпуска при нагрузке в оптимальном напряженном состоянии соответствует снижение всех рассмотренных параметров АЭ, обусловленное достижением более стабильного состояния структуры обрабатываемой стали за счет процессов релаксации внутренних напряжений.

Таким образом, из представленных результатов исследований следует, что поведение параметров АЭ зависит от способа и режима обработки стали, которые влияют на состояние образовавшейся структуры. Накопленная в объеме изделия потенциальная энергия выделяется в виде акустического излучения, по интенсивности которого можно судить о фактических значениях внутренних напряжений.

ЛИТЕРАТУРА

1. Иванов В.И., Белов В.М. Акустико-эмиссионный контроль сварки и сварных соединений. М.: Машиностроение, 1981. 184 с.
2. Роганин М.Н. Методика обработки сигналов акустической эмиссии на компьютере // Изв. Таганрогского радиотехн. ун-та. 2006. № 5. С. 114–118.
3. Влияние знакопеременного нагружения на мартенситное превращение аустенитной стали // И.А. Гиндин, И.М. Неклюдов, В.М. Нетесов и др. Проблемы прочности. 1976. № 9. С. 76–78.
4. Курдюмов Г.В. Явление закалки и отпуска стали. М.: Металлургиздат, 1960. 340 с.
5. Гуляев А.П., Черненко Н.В. Влияние деформации при низких температурах на фазовые превращения и свойства аустенитной стали 1X18H9T // Металловедение и термическая обработка металлов. 1957. № 5. С. 2–7.
6. Новиков Н.В., Городынский Н.И. Влияние низкотемпературного растяжения на механические свойства стали 08X18H10T // Металловедение и термическая обработка металлов. 1975. № 2. С. 67–68.
7. Влияние низкотемпературной деформации и отпуска под нагрузкой на механические свойства стали 08X18H10T / Н.В. Камышанченко, И.И. Сальников, Ю.А. Ольшанский и др. // Энергомашиностроение. 1983. № 4. С. 26–27.
8. Курдюмов Г.В. О природе твердости закаленной стали // Журнал технической физики. 1954. Т. XXIV. Вып. 7. С. 1224–1267.
9. Бенгус В.З. Динамика дислокаций. Киев: Наук. думка, 1975. С. 234.
10. Орлов В.Г. О деформации поликристаллического железа на площадке текучести // ФТТ. Т. 9. № 8. 1967. С. 3231–3240.
11. Ужевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. М.: Металлургия, 1973. 582 с.
12. Козлов А.Г., Ужевский Л.М. Наследование мартенситом субгранц, существующих в аустените конструкционной стали // Физика металлов и металловедение. 1974. Т. 37. Вып. 1. С. 218–220.
13. Фридель Ж. Дислокации. М.: Мир, 1967. 642 с.
14. Браун Н. Микропластичность. М.: Металлургия, 1972. 472 с.
15. Панин В.Е., Дударев Е.Ф., Бушнев Л.С. Структура и механические свойства твердых растворов замещения. М.: Металлургия, 1971. 298 с.
16. Ильина С.Г., Забильский В.В., Мерсон Д.Л. Акустическая эмиссия вблизи предела текучести отпущенных сталей // Физика металлов и металловедение. 1997. Т. 83. Вып. 5. С. 143–151.