

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

Исследование релаксационных процессов в аустенитных хромоникелевых сталях после механико-термической обработки

Исследованы процессы релаксации, изменения микротвердости и акустической эмиссии аустенитных хромоникелевых сталей, прошедших различную механико-термическую обработку (закалка, деформирование при 77 К до $\epsilon \leq 20\%$ и отпуск при 720...820 К без нагрузки и под нагрузкой $\sigma_n = 0,5\sigma_{0,2}$). Установлено, что старение при напряжении, лежащем в упругой области, аустенитной стали, деформированной при 77 К, сопровождается существенным изменением прочностных свойств. Рассмотрены процессы релаксации, протекающие при деформационном старении и пластическом деформировании аустенитных сталей.

The processes of relaxation, a microhardness and an acoustic emission of austenitic chrome-nickel steels, which have passed various mechanical-thermal treatment (a hot-oil quenching, a plastic deformation at the 77 K up to $\epsilon \leq 20\%$ and tempering at the 720...820 K off-load and load aging under $\sigma = 0,5\sigma_{0,2}$). It is established that the stress aging (which lay within the elastic area) after a plastic deformation at 77 K of austenitic steel is accompanied by an essential change of a strength properties. The processes of stress relaxation which are flowing at a strain age-hardening and a plastic deformation of austenitic steels are discussed.

Изменения структуры закаленных аустенитных хромоникелевых сталей 08X18H10T и 12X18H10T в процессе нагружения в упругопластической области при пониженных температурах, осуществляемого в целях изотермического мартенситного превращения и как следствие для перераспределения дефектов в α -решетке, приводят к появлению неравномерно распределенных микронапряжений. Это не позволяет более полно использовать ресурс материала в целях улучшения механических характеристик.

О степени неоднородности внутренних микронапряжений в сплаве можно судить по величине изменения напряжений после прекращения активного нагружения. Изменение величин напряжений (релаксация) всегда непосредственно сопутствует нагружению, а также может происходить и после его прекращения, приводя к падению приложенной нагрузки. Если процесс релаксации достаточно полно протекает в ходе нагружения, то к моменту прекращения последнего в металле сохраняются лишь незначительные остаточные внутренние напряжения, релаксация которых проявляется незначительно. Напротив, затрудненность релаксации, сопутствующей нагружению, в условиях низкой подвижности дислокаций приводит к увеличению эффекта релаксации после прекращения нагружения.

Известно, что после прекращения деформирования силы, приложенные к образцу извне, оказываются уравновешенными, и образец находится под действием внутренних сил, определяющих уровень энергии упругой деформации. В дальнейшем происходит постепенный переход упругой деформации в микропластическую, сопровождающуюся падением напряжений в материале. Чем больше градиент внутренних напряжений, тем больше локальные силы, вызывающие микропластическую деформацию образца. Склонность к релак-

сации связана со степенью неравномерности распределения упругой энергии в теле под нагрузкой и поэтому может служить качественной характеристикой неоднородности внутренних напряжений [1, 2].

На рис. 1 представлены результаты исследования релаксационного процесса образцов из стали 08X18H10T, прошедших различную обработку. Релаксация напряжений наблюдалась у всех образцов независимо от способа обработки. Отпуск под нагрузкой привел к уменьшению величины напряжений (на рис. 1 кривые 1, 3 и 5 расположены выше кривых 2, 4 и 6 соответственно). Уменьшение напряжений произошло в результате релаксации локальных "пиковых" напряжений за счет фазовых превращений, перераспределения атомов углерода в мартенсите, а также переноса некоторой части атомов углерода к дислокациям и изменения дислокационной структуры в областях действия "пиковых" напряжений [3, 4].

Предварительная пластическая деформация, вызывая в металле большое количество "свежих" дислокаций высокой подвижности, облегчает протекание релаксации в ходе последующего нагружения. Поэтому после прекращения нагружения уменьшение величин напряжений будет незначительно. Возможным активационным способом уменьшения подвижности дислокаций может быть дополнительный нагрев деформированного металла. Такой технологический процесс способствует закреплению дислокаций атомами примесей внедрения, что и приводит к затруднению релаксации в ходе нагружения и усилению релаксационного эффекта после прекращения нагружения.

Содержание углерода в исследуемых сталях незначительно, поэтому можно предположить, что с повышением температуры подвижность дислокаций возрастет. Это будет способствовать протеканию процесса

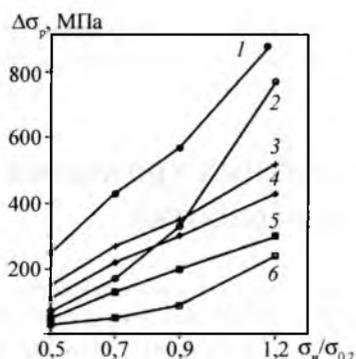


Рис. 1. Зависимость релаксационного эффекта от приложенного напряжения, температуры испытания и способа обработки образцов:

1, 3 и 5 – закаленных, деформированных при 77 К до $\epsilon \leq 20\%$ и отпущенных при 720 К с последующей релаксацией при 770, 820 и 720 К соответственно; 2, 4 и 6 – закаленных, деформированных при 77 К до $\epsilon \leq 20\%$ и отпущенных при 720 К при напряжении $\sigma_n = 0,5\sigma_{0,2}$ с последующей релаксацией при 770, 820 и 720 К соответственно

релаксации путем микропластических сдвигов, т.е. благодаря возникновению различных структурных изменений. В частности, было установлено anomальное протекание релаксационного процесса в температурной области 720...820 К (рис. 2). При этих же температурах отмечено увеличение содержания α -фазы при одновременном повышении твердости (рис. 3) и величины прироста условного предела текучести $\Delta\sigma_{0,2}$ (рис. 4). Увеличение твердости стали 08X18H10T и $\Delta\sigma_{0,2}$ при температуре до 830 К обусловлено в основном процессами старения мартенсита [5], способствующих релаксации внутренних напряжений.

Дальнейшее повышение температуры, приводящее к интенсивному снижению твердости и условного предела текучести, связано, очевидно, с процессом обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения. Известно, что в аустенитных сталях типа 08X18H10T $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение начинается при 720...780 К и заканчивается при 820...870 К. Наиболее интенсивный процесс $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения происходит при температурах 770...820 К, что совпадает с anomальным протеканием релаксационного процесса. Об этом и о процессах старения мартенсита свидетельствует поведение акустической эмиссии (АЭ) в этих температурных областях.

В названном интервале температур при напряжениях отпуска, не превышающих $0,5\sigma_{0,2}$ в аустенитной хромоникелевой стали 12X18H10T, подвергнутой программному упрочнению (деформационному старению при определенных режимах), регистрируют отчетливые максимумы суммарного счета АЭ в упругой области $N_{\Sigma}^{0,02}$ (рис. 5, а) и в области пластического течения N_{Σ}^B (рис. 5, б). Методика регистрации и обработки сигнала АЭ описана в работе [6].

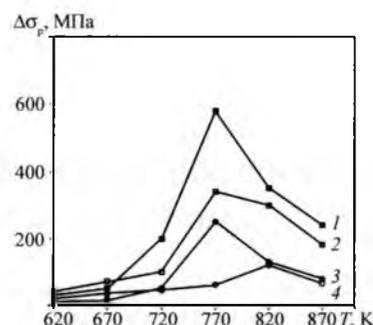


Рис. 2. Зависимость релаксации напряжения $\Delta\sigma_p$ от температуры испытания образцов T:

1 и 3 – закаленных, деформированных при 77 К и отпущенных при 720 К с последующей релаксацией при $\sigma_n = 0,9\sigma_{0,2}$ и $0,5\sigma_{0,2}$; 2 и 4 – закаленных, деформированных при 77 К и отпущенных при 720 К и $\sigma_n = 0,5\sigma_{0,2}$ с последующей релаксацией при $\sigma_n = 0,9\sigma_{0,2}$ и $0,5\sigma_{0,2}$ соответственно

Вероятнее всего, немонотонная зависимость суммарной АЭ от температуры отпуска связана с процессами карбидообразования в ходе старения мартенсита, релаксации внутренних напряжений и обратным $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращением. Интенсивность АЭ при упругих и пластических деформациях возрастает за счет процессов разрушения формирующихся карбидов [7], вдоль границ которых сосредоточены значительные внутренние напряжения, и перераспределения роли вязкого и хрупкого разрушения образцов. Последнее связано, в частности, с высокой концентрацией дефектов во вторичном аустените, что приводит к замедлению процесса пластического деформирования. Склонность к более хрупкому разрушению проявляется в уменьшении деформации, соответствующей снижению нагрузки на деформационной кривой, а предел прочности σ_b в указанном температурном интервале достигает максимального значения.

Механические характеристики стали 12X18H10T, подвергнутой механико-термической обработке, изменяются аналогично параметрам стали 08X18H10T.

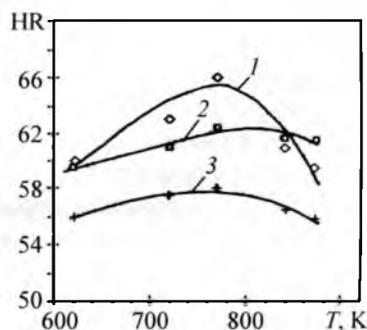
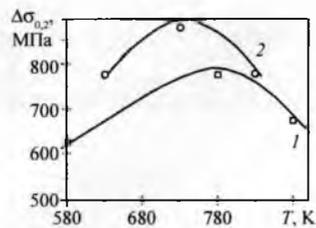


Рис. 3. Зависимость твердости HR образцов из стали 08X18H10T от температуры отпуска T:

1 – под нагрузкой при $\sigma_n = 0,5\sigma_{0,2}$; 2 – прошедших дополнительно деформирование при 77 К до $\epsilon \leq 20\%$ с отпуском при 720 К; 3 – термически обработанных

Рис. 4. Зависимость прироста предела текучести $\Delta\sigma_{0,2}$ образцов стали 08X18H10T от температуры старения T : 1 – без нагрузки; 2 – под нагрузкой с $\sigma_n = 0,5\sigma_{0,2}$



Достаточно важную роль в релаксационных процессах аустенитных сталей, подвергнутых деформационному старению, играет наследование дефектов кристаллического строения при мартенситном превращении в процессе термомеханической обработки. Наследование мартенситом тонкой структуры аустенита в ходе прямого мартенситного превращения неоднократно подтверждалось электронно-микроскопическими исследованиями. В работе [8] показано, что дислокационная структура (субзеренная или ячеистая), созданная в аустените, переходит после термомеханической обработки в мартенсит с сохранением размера субзерен или ячеек и приблизительным сохранением углов разориентировки. Наследование субструктуры при мартенситном превращении наблюдалось в различных сталях и сплавах с разной морфологией мартенсита. Изменение кристаллографической ориентировки субграниц при переходе из аустенита в мартенсит аналогично изменению направления рисок на поверхности шлифа, что объясняется сдвиговым характером мартенситного превращения.

При обратном $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращении в процессе нагрева, если оно происходит по сдвиговому механизму, также должно иметь место наследование дислокационной структуры. Наследование структуры α -фазы при обратном мартенситном превращении влияет на создание фазового наклепа аустенита, особенно при двойном мартенситном $\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$ -превращении [9].

Таким образом, старение при напряжении, лежащем в упругой области, аустенитной стали, деформированной при 77 К, сопровождается существенным изменением прочностных свойств, в том числе и релаксационных.

На основании полученных данных можно предположить, что деформационное старение при напряжении $0,5\sigma_{0,2}$ и температуре 720...820 К приводит к более эффективному снижению градиента внутренних напряжений путем развития микропластических деформаций. Этот режим обработки аустенитной хромоникелевой стали можно считать оптимальным, так как механические характеристики в указанных пределах достигают наибольших значений.

Таким образом, процесс АЭ чувствителен к наличию и величине внутренних напряжений в материале, поэтому анализ его параметров может быть успешно использован для определения оптимальных режимов механико-термической обработки аустенитной стали.

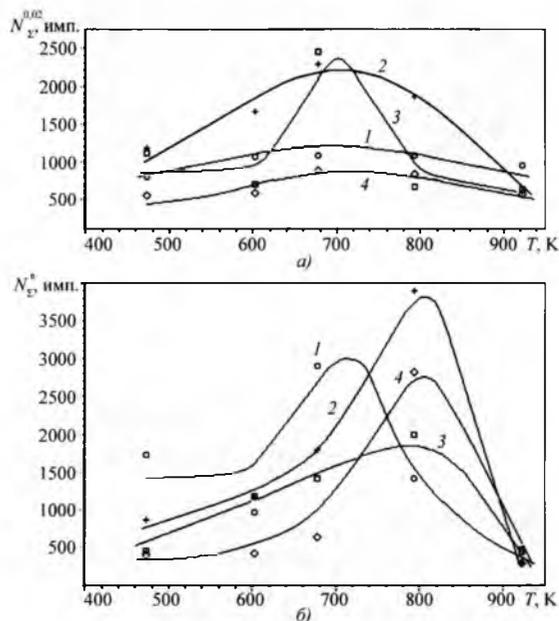


Рис. 5. Зависимость суммарной АЭ от температуры отпуска в образцах из стали 12X18H10T, прошедших закалку (ГОСТ 5582–72), деформирование при 77 К до 20 % и отпуск под нагрузкой с σ_n : 1 – без нагрузки; 2 – $0,15\sigma_{0,2}$; 3 – $0,225\sigma_{0,2}$; 4 – $0,3\sigma_{0,2}$

ЛИТЕРАТУРА

1. Саррак В.И., Шубин В.И. О влиянии скорости испытания на сопротивление пластической деформации железа разной чистоты // Физика металлов и металловедение. 1968. Т. 26. Вып. 2. С. 337–341.
2. Саррак В.И., Шубин В.И., Энтин Р.Н. Неоднородное распределение внутренних напряжений и склонность стали к хрупкому разрушению // Физика металлов и металловедение. 1970. Т. 29. Вып. 1. С. 143–149.
3. Саррак В.И., Суворова С.О., Энтин Р.Н. Отпуск под нагрузкой конструкционных сталей // Физика металлов и металловедение. 1970. Т. 30. Вып. 6. С. 1221–1227.
4. Рожкова С.Б., Осинцева А.Л. Механические свойства аустенитных сталей после низкотемпературной деформации и отпуска // Металловедение и термическая обработка металлов. 1975. № 2. С. 63–66.
5. Ужевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. М.: Металлургия, 1973. 582 с.
6. Роганин М.Н. Методика обработки сигналов акустической эмиссии на компьютере // Изв. ТРТУ. 2006. № 5. С. 114–118.
7. 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.
8. Козлова А.Г., Ужевский Л.М. Наследование мартенситом субграниц, существующих в аустените конструкционной стали // Физика металлов и металловедение. 1974. Т. 37. Вып. 1. С. 218–220.
9. Фазовый наклеп аустенитных сплавов на железоникелевой основе / К.А. Малышев, В.В. Сагарадзе, И.П. Сорочкин и др. М.: Наука, 1982. 260 с.