

О НЕКОТОРЫХ ВОЗМОЖНЫХ ПУТЯХ ВЛИЯНИЯ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

И.М. Неклюдов, В.М. Нетесов

Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»,
г. Харьков, Украина

Исследовано влияние микролегирования, различных схем температурно-силового воздействия на прямое $\gamma \rightarrow \alpha$ и обратное $\alpha \rightarrow \gamma$ мартенситное превращение и процессы структурообразования в аустенитных сталях.

Одной из основных особенностей сталей аустенитного класса является возможность реализации в них при определенных температурно-силовых условиях мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. Поскольку упомянутое явление в значительной мере определяет свойства этих материалов, то на протяжении длительного времени оно является предметом многочисленных исследований. В последние годы мы также изучали этот вопрос. Основная направленность наших исследований заключалась в установлении различных путей, позволяющих направленно влиять на фазовое превращение, формирование структуры и свойств аустенитных сталей. В первую очередь исследования относились к изучению влияния микролегирования и различных схем температурно-силового воздействия на этот процесс. Результаты в обобщенном виде приведены в настоящей работе.

Наиболее широкое распространение в промышленности получили аустенитные стали типа 18-10. Наличие в их составе основных легирующих элементов Cr и Ni в количествах, предусмотренных технологическими условиями, обеспечивает практически неограниченную область существования устойчивого аустенита. Охлаждение их даже в область низких температур не приводит к образованию в аустените α -фазы [1,2].

Фазовое $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение в этих сталях наблюдается при их низкотемпературной деформации. Главными параметрами превращения являются температура начала образования деформационного мартенсита (M_d) и полнота перехода (V_α). Указанные параметры в первую очередь контролируются наличием в их составе основных легирующих элементов и степенью деформации. Мы рассматривали возможность влияния на эти параметры микролегирования [3], для чего в состав некоторых промышленных аустенитных сталей вводили скандий (Sc).

На рис. 1 приведены мартенситные кривые исследованных сталей до и после микролегирования. Как следует из рисунка, стали в исходном состоянии имеют различную склонность к деформационному мартенситному превращению. Сталь X16H15M3B практически устойчива к $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращению (кр. 1). Стали X16H11M3B и X18H10T (кр. 2,3 соответственно) склонны к образованию в аустените деформационного мартенсита. Если сравнивать температуру M_d этих сталей, то эта характеристика у стали

X16H15M3B находится при более низкой температуре (~ 115 К) против ~ 220 К у стали X18H10T.

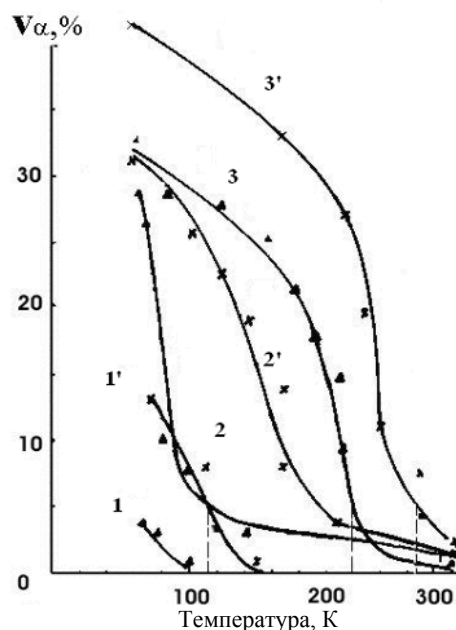


Рис. 1. Зависимость количества мартенсита V_α , образующегося в образцах при их растяжении в области равномерной деформации от температуры: 1,2,3 – стали X16H15M3B, X16H11M3B и X18H10T соответственно в исходном состоянии; 1',2',3' – эти стали, после дополнительного микролегирования Sc

Принято считать, что M_d – это температура, при которой в аустените во время деформации образуется не менее $\sim 5\%$ мартенсита. Сравнительный анализ результатов исследований до и после микролегирования показал, что введение в состав исследуемых сталей Sc снижает их фазовую устойчивость (кр.1'-3'). Это отражается в смещении точки M_d в сторону более высоких температур и увеличении V_α . Наиболее наглядно дестабилизирующее влияние Sc проявляется на стали X16H15M3B, которая после микролегирования перешла в разряд неустойчивых по отношению к $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращению аустенитных сталей. Деформация при температурах, близких к 77 К, сопровождается образованием в аустените $\sim 14\%$ мартенсита. Прочностные свойства сталей при температурах ниже M_d резко увеличиваются. Значения прочностных показателей у микролегированных

сталей выше, чем у исходного материала. Это связано с более полной реализацией мартенситного превращения, происходящего в процессе испытаний в условиях растяжения.

На полноту превращения значительное влияние оказывает способ приложения деформирующей нагрузки. При изучении влияния знакопеременного кручения и изгиба [4-6] нами было установлено интенсифицирующее влияние таких схем нагружения на $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение. На рис. 2 показана зависимость количества мартенсита, образующегося в цилиндрических образцах стали X18H10T, от амплитуды деформации кручением при 77 К (а) и количества циклов приложения нагрузки (б) с амплитудой деформации $\sim 0,2\%$.

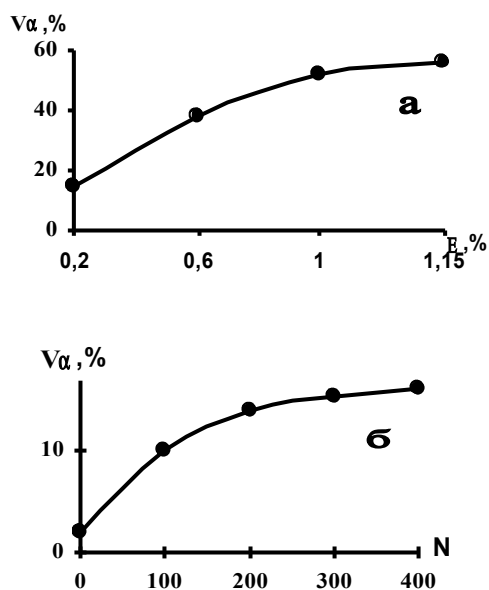


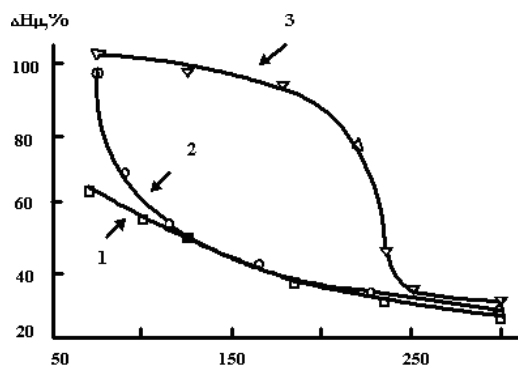
Рис. 2. Зависимость количества мартенсита $V\alpha$, образующегося в стали X18H10T, от амплитуды деформации ϵ (а) и числа циклов знакопеременного кручения N , при -77K (б) с амплитудой деформации $\sim 0,21\%$

Из рис. 2 следует, что знакопеременное кручение даже с амплитудой деформации на уровне предела текучести исследуемой стали способствует образованию в аустените значительного количества α -фазы. При других схемах нагружения такое количество мартенсита в стали X18H10T наблюдается после ее деформации на более значительные степени. С увеличением числа циклов нагружения и амплитуды деформации прирост новой фазы увеличивается. Практически при всех исследованных амплитудах деформации этот процесс затухает после ~ 400 циклов нагружения. Такой вид нагружения позволяет в деформируемом объекте формировать различные структурные зоны, которые характеризуются следующими особенностями. Поверхностный слой, представляет собой аустенит с большими количествами α -фазы. Предповерхностная зона состоит из аустенита с высокой плотностью областей, в

которых произошло частичное превращение. Для нее характерно наличие в аустените большого количества пластин промежуточной ϵ -фазы с α -мартенситом и без него. Центральная область представляет собой аустенит с несколько повышенной по сравнению с исходной плотностью дислокацией. Таким образом, можно говорить о том, что такая схема нагружения позволяет осуществить структурное «армирование» аустенита. Причем этот процесс легко регулируется изменением амплитуды деформации и числа циклов приложения нагрузки. Армированные структуры оказывают сильное влияние на механические свойства сталей при их последующих испытаниях. На основе этих исследований был разработан новый способ обработки аустенитных сталей [7], который позволяет в два раза увеличивать прочностные свойства и на $\sim 40\%$ – предел усталости.

Получение структур подобного типа в аустенитных сталях возможно также путем их поверхностного деформирования. Наиболее простыми технологическими приемами, позволяющими изменять структурное состояние поверхности, является обкатка и дробеструйный наклеп. Нами была разработана новая методика поверхностного наклепа с помощью ультразвука [8]. Сущность ее заключается в поверхностном деформировании материала ударным инструментом в виде шарика, который приводится в колебательное движение ультразвуковым концентратором. Изготовленное с этой целью устройство позволяет проводить сканирование обрабатываемой поверхности под ударным инструментом. Это дает возможность изменять структуру как всей обрабатываемой поверхности, так и в ее определенных местах.

При изучении влияния ультразвуковой поверхностной обработки (УЗПО) на свойства аустенитных сталей [9] мы рассматривали данное воздействие не только как метод, позволяющий направленно изменять дефектную структуру поверхности, но и как метод влияния на ее фазовый состав. Исходя из этого, исследования проводили в широкой температурной области (300...77К). Исследовали стали, которые имеют различную устойчивость аустенита по отношению к деформационному $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращению. Охлаждение образцов осуществляли жидким азотом. На рис. 3 показан график зависимости прироста микротвердости (ΔH_v) исследованных сталей от температуры УЗПО.



Температура, К

Рис. 3. Зависимость прироста микротвердости ΔH_c от температуры УЗПО стали X16H15M3B, X16H11M3B, X18H10T (кр. 1, 2, 3 соответственно)

Как видно, для стали X16H15M3B, практически устойчивой по отношению к деформационному $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращению (см. рис. 1), в указанной области температур характерным является монотонный прирост H_c с понижением температуры обработки. Для сталей X16H11M3B и X18H10T подобный вид зависимости имеется в области температур выше точки M_d . Обработка при более низких температурах приводит к резкому увеличению прироста микротвердости.

Структурные исследования показали, что упрочняющее действие обработки в температурной области фазовой устойчивости аустенита связано с реализацией в поверхностном слое материалов процессов деформационного упрочнения. В первую очередь это связано с интенсивным двойникованием, увеличением плотности дислокаций, образованием значительного количества пластин промежуточной ϵ -фазы. Упрочняющее действие УЗПО при температурах, ниже M_d обусловлено реализацией в поверхностном слое материала деформационного мартенситного превращения.

Несколько неожиданные результаты были получены на образцах, имеющих различную степень искаженности исходной структуры. Так, например, УЗПО стали X18H10T, предварительно прокатанной на большие степени деформации, сопровождается снижением значения H_c [10]. Эти данные указывают на изменение характера воздействия обработки, превратившейся из способа повышения плотности дефектов в поверхностном слое в достаточно эффективный метод, способствующий реализации в высокодефектном материале релаксационных процессов.

Известно [11], что максимальные значения прочностных свойств у сталей данного класса наблюдаются после отжига аустенита с деформационным мартенситом при температуре начала обратного $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, которое протекает в интервале $\sim 673 \dots 1023$ К. Резкое увеличение показателей прочности после отжига является следствием структурных изменений, происходящих в α -твердом растворе, а именно формированием сферических зон Гинье-Престона, обогащенных хромом [12]. Это подтверждается и данными измерения электрического сопротивления [13]. Отжиг стали X18H10T с мартенситом при ~ 678 К приводит к аномальному увеличению электросопротивления. Это температура, при которой формируются зоны критического размера, приводящие к сильному рассеянию электронов проводимости и повышению прочностных свойств. Мы изучали влияние отжига на микротвердость сталей X16H15M3B, X16H11M3B и X18H10T с мартенситом. Деформационный мартенсит в исследуемые стали вводили прокаткой на 30% и УЗПО, проводимых при 77К. В первом случае

α -фаза формировалась во всем объеме материала, во втором – в поверхностном слое.

На рис. 4 приведена зависимость микро-твердости (H_c) от температуры изохронного отжига в течение 30 мин. Как следует из рисунка, отжиг при ~ 673 К приводит к резкому увеличению H_c . Прирост микротвердости наблюдается только у сталей, низкотемпературная деформация которых сопровождается образованием деформационного мартенсита (кр. 1, 2). Отжиг стали X16H15M3B с устойчивым аустенитом не приводит к заметному изменению H_c . Следует сказать, что после дополнительного микрорегионирования этой стали Sc наличие пика после отжига имеет место (кр. 3).

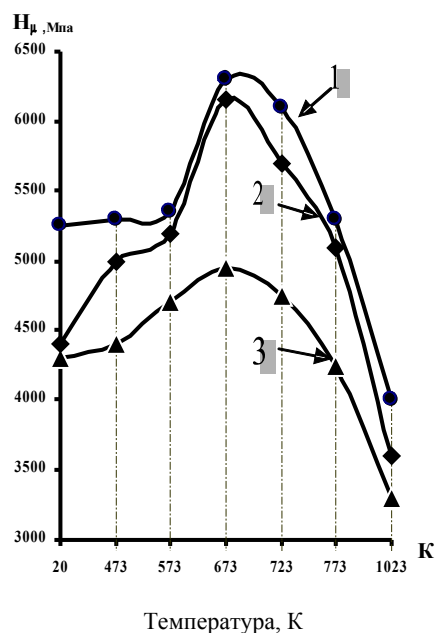


Рис. 4. Зависимость H_c сталей X18H10T, X16H11M3B и X16H15M3B со скандием (кр. 1-3 соответственно), подвергнутых УЗПО от температуры изохронного 30-минутного отжига

Однако величина прироста (H_c) в этом случае гораздо меньше, чем у других материалов, что связано с меньшим количеством деформационного мартенсита у этой стали, участвующего в обратном превращении. Существенного различия значения H_c после отжига у прокатанных и подвергнутых УЗПО образцов не обнаружено. Очевидно, как в первом, так и во втором случаях количественное содержание α -мартенсита во всем объеме и поверхностном слое материалов примерно одинаковое.

Завершается обратное $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение формированием в аустените сетчатой дислокационной структуры. На процесс структурообразования при обратном превращении значительное влияние оказывает воздействие внешней нагрузки. Отжиг образцов в условиях макроупругого растяжения, в отличие от вышеприведенного случая, завершается формированием в аустените полигональной дислокационной структуры. Дислокационные границы образуются в тех местах, где находились ϵ -пластины с α -мартенситом.

Работа выполнена в рамках Программы проведения фундаментальных исследований по атомной науке и технике ННЦ ХФТИ.

ЛИТЕРАТУРА

1. А. Банных, Ю.К. Ковнеристый. *Стали для работы при низких температурах*. М: «Металлургия», 1969.
2. В.А. Лободюк, Г.И. Саввакин, Н.П. Федос, Л.Г. Хандрос. Влияние ударной волны на структуру и фазовое превращение в нержавеющей стали X18H10T // *Металлофизика*. 1976, в. 64, с. 53–57.
3. В.М. Нетесов, П.А. Березняк, Л.С. Ожигов, В.В. Хандак. Влияние микролегирования на мартенситное превращение и свойства реакторных сталей // *Вопросы атомной науки и техники. Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение (84)*. 2003, №6, с. 24–27.
4. И.А. Гиндин, И.М. Неклюдов, В.М. Нетесов, М.П. Старолат. Влияние знакопеременного нагружения на мартенситное превращение аустенитной стали // *Проблемы прочности*. 1976, №9, с. 76–78.
5. И.А. Гиндин, В.М. Нетесов, М.П. Старолат. Структура и свойства стали X18H10T после знакопеременного кручения при 196 С // *Проблемы прочности*. №9, 1985, с. 45–47.
6. И.А. Гиндин, И.М. Неклюдов, В.М. Нетесов, О.Т. Розумный. Особенности мартенситного превращения аустенитных сталей при низкотемпературном знакопеременном кручении // *Металлофизика*. 1977, в. 69, с. 88–92.
7. А.с. 502051. *Способ обработки изделий из аустенитных сталей* // И.А. Гиндин, И.М. Неклюдов, В.М. Нетесов, М.П. Старолат // Б.И. 1976, №5.
8. И.А. Гиндин, В.М. Нетесов, Л.С. Ожигов, Н.А. Яес. Влияние ультразвуковой поверхностной обработки на ударную вязкость стали 15X2HMФА // *Вопросы атомной науки и техники. Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение*. 1989, в. 1(4)-2(5), с. 1–139.
9. В.М. Нетесов, П.А. Березняк, Н.А. Яес. Влияние температурной ультразвуковой поверхностной обработки на поверхностную твердость сталей // *Вопросы атомной науки и техники. Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение (84)*. 2003, №6, с. 107–109.
10. В.К. Аксенов, П.А. Данилов, А.В. Мац, В.М. Нетесов, А.А. Яес. Ультразвуковая поверхностная обработка стали X18H10T с различным структурным состоянием // *Проблемы прочности*. 1989, №9, с. 111–115.
11. М.М. Штейнберг, Ю.Н. Гойхенберг, М.А. Смирнов, Д.А. Мирзаев. Упрочнение нержавеющей стали при деформации мартенситного превращения и старении // *МиТОМ*. 1972, №7, с. 24–27.
12. Е.З. Винтайкин, Н.В. Звягинцев, В.Ю. Коломцов, Б.М. Могутнов. Расслоение в мартенсите сталей X12H10 и X13H8Ю // *Физика металлов*. 1970, т. 30, в. 6.
13. В.М. Нетесов, А.А. Яес. Влияние $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения на электрическое сопротивление и структуру стали X18H10T // *Металлы*. 1987, №3, с. 104–106.

О ДЕЯКИХ ВОЗМОЖНЫХ ПУТЯХ ВПЛИВУ НА ФАЗОВИЙ СКЛАД, СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ АУСТЕНИТНИХ СТАЛЕЙ

І.М. Неклюдов, В.М. Нетесов

Досліджено вплив мікролегірування, різних схем температурно-потужного впливу на пряме $\gamma \rightarrow \alpha$ та зворотнє $\alpha \rightarrow \gamma$ мартенситне перетворення та процеси структуробудування в аустенітних сталях.

ON SOME POSSIBLE WAYS OF EFFECT ON PHASE COMPOSITION, STRUCTURE AND PROPERTIES OF STAINLESS STEEL

I.M. Neklyudov, V.M. Netesov

Stress-temperature scheme and microdoping influence on the direct and reverse $\alpha \leftrightarrow \gamma$ martensitic transformation, structure evolution processes in the austenitic stainless steels were studied.