

ВЛИЯНИЕ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ НА МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ И СВОЙСТВА РЕАКТОРНЫХ СТАЛЕЙ

В.М. Нетесов, П.А. Березняк, Л.С. Ожигов, В.В. Хандак

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

Проведено исследование влияния микролегирования на мартенситное превращение реакторных сталей X16H15M3B, X18H10T, X16H11M3B. Показано, что дополнительное введение в состав этих сталей Sc снижает их устойчивость по отношению к деформационному мартенситному превращению. Обнаруженный характер температурной зависимости предела текучести и литературные данные позволяют сделать предположение о том, что мартенситная реакция в сталях X16H11M3B и X18H10T происходит по схеме $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ с образованием промежуточной фазы, а у стали X16H15M3B – по схеме $\gamma \rightarrow \alpha$.

Проблема микролегирования сталей редкоземельными металлами стала актуальной сравнительно недавно. Достижения последних лет, относящиеся к этой проблеме, описаны в известной монографии [1], из которой следует, что введение даже незначительного количества металлов группы РЗМ в состав сталей может значительным образом влиять на их свойства. К настоящему времени наиболее изучены влияние РЗМ на структуру, механические свойства, склонность к хрупкому разрушению целого ряда конструкционных материалов. Практически неизученным является вопрос о влиянии этих металлов на склонность аустенитных сталей к мартенситному $\gamma \rightarrow \alpha$ превращению, которое в значительной мере определяет их физико-механические свойства.

Исходя из этого, цель настоящей работы заключалась в изучении влияния РЗМ на склонность реакторных сталей типа X18H10T, X16H15M3B, X16H11M3B к мартенситному превращению и установлении связи этого процесса с физико-механическими свойствами.

Исследовались две партии образцов: первая партия представляет собой стали X16H15M3B, X16H11M3B, X18H10T, промышленного состава. Ко второй партии относились образцы этих же сталей, но дополнительно легированные скандием (Sc). Образцы для исследований вырезали из прокатанных при 1273 К в вакууме заготовок. Направление вырезки образцов совпадало с направлением прокатки. Исходное состояние материалов представляло собой твердый раствор аустенита. Испытания проводились в температурной области 300...77К. Температурный интервал выбирался с учетом возможности реализации в материале прямого $\gamma \rightarrow \alpha$ мартенситного превращения. Скорость растяжения образцов при испытаниях составляла $1,4 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Количество мартенсита в образцах определяли баллистическим методом.

Согласно структурной диаграмме [2], исследуемые стали имеют очень широкую температурную область существования устойчивого аустенита. Охлаждение их до комнатной

температуры не приводит к существенному изменению фазового состава. Неустойчивость этих сталей по отношению к мартенситному превращению в основном проявляется при низкотемпературной деформации. При этом считают [3], что главными параметрами фазового превращения являются: температура начала мартенситного превращения при деформации M_d и полнота перехода V_α (максимально образующееся в аустените количество α -мартенсита)

С целью определения этих параметров, для исследуемых сталей были построены графики зависимости количества образующегося в деформированном аустените мартенсита от температуры деформации (рис.1).

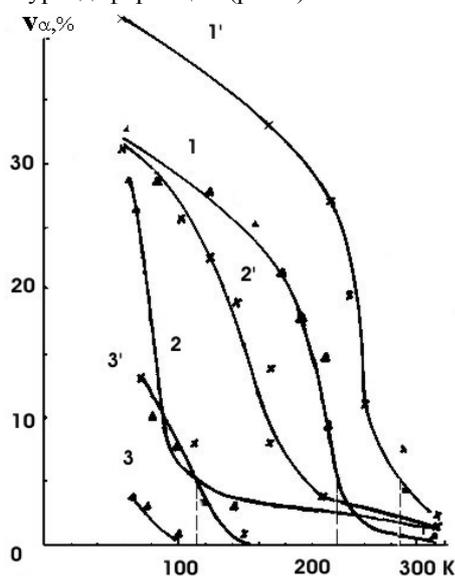


Рис.1. Зависимость количества мартенсита образующегося в образцах при их растяжении до разрушения от температуры деформации 1,2,3, – стали X18H10T, X16H11M3B и X16H15M3B соответственно; 1',2',3', – эти стали, но после дополнительного легирования

Проведенные исследования показали, что в условиях охлаждения и деформации в температурной области 300...77К сталь X16H15M3B практически устойчива по отношению к

мартенситному $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращению. У этого материала количество α -фазы даже после деформации при 77 К до разрушения не превышает 3%.

Стали X18H10T и X16H11M3B неустойчивы к $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращению. С понижением температуры испытаний количество деформационного α -мартенсита в аустените этих сталей увеличивается. Полнота перехода у этих материалов примерно одинакова $V_\alpha = 28...32\%$. Повышенное содержание аустенитообразующего никеля расширяет температурную область устойчивости аустенита стали X16H11M3B по сравнению со сталью X18H10T. Если сравнивать температуру начала деформационного превращения этих сталей, при которой образуется не менее 5% мартенсита, то эта характеристика у стали X16H11M3B находится при более низкой температуре (~115 К), против 220 К у стали X18H10T.

Сравнительный анализ результатов исследований сталей до и после микролегирования показал, что дополнительное введение в их состав Sc, снижает фазовую устойчивость. Его влияние отражается в смещении точки M_d в сторону более высоких температур и увеличении полноты превращения. Наиболее наглядно дестабилизирующее влияние РЗМ проявляется на стали X16H15M3B, которая после микролегирования перешла в разряд неустойчивых по отношению к $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращению сталей. Деформация при ~90К приводит к образованию в аустените этого материала более 10% мартенсита (см. рис.1).

Известно, что зависимость интенсивности деформационного $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения Fe-Cr-Ni материалов носит немонотонный характер. С понижением температуры деформации M_d интенсивность увеличивается, а затем снижается [4]. Принимая это во внимание, в исследуемых сталях интенсивность $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения оценивалась по положению максимума. На графиках показана зависимость прироста мартенсита от температуры деформации $-dv_\alpha/dt = f(T)$ (рис.2).

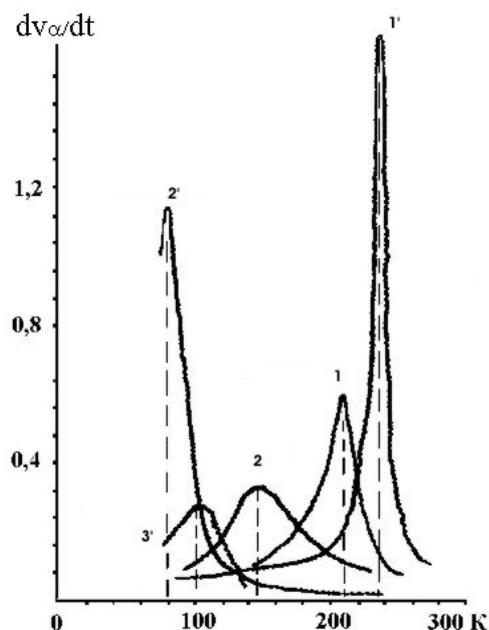


Рис.2. Зависимость интенсивности мартенситного превращения $-dv_\alpha/dt = f(T)$ от температуры деформации: 1,2,3 – стали X18H10T, X16H11M3B, X16H15M3B соответственно; 1',2',3' – эти же стали после микролегирования

Для этого все экспериментально полученные кривые (см. рис.1) обрабатывались на ЭВМ*. Сущность обработки заключалась в обмере полученных графиков на полуавтоматическом измерителе координат, обсчете цифровых массивов и построении графиков в заданных координатах.

Как следует из рис.2, максимальная интенсивность $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения стали X18H10T наблюдается при ~210 К, а стали X16H11M3B – при 80 К. После введения Sc пики смещаются по температуре соответственно до 230 и 150 К. У стали X16H15M3B после микролегирования пик наблюдается при 100 К.

При исследовании температурной зависимости механических свойств (рис.3) у сталей, испытывающих деформационное мартенситное превращение при температуре ниже

M_d , происходит резкое увеличение предела прочности (σ_B) и микротвердости (H_μ). Сталь X16H15M3B с устойчивым аустенитом характеризуется монотонным повышением этих показателей с понижением температуры.

* Авторы выражают благодарность В.А. Клюковичу за проведенную обработку и построение графиков рис.2.

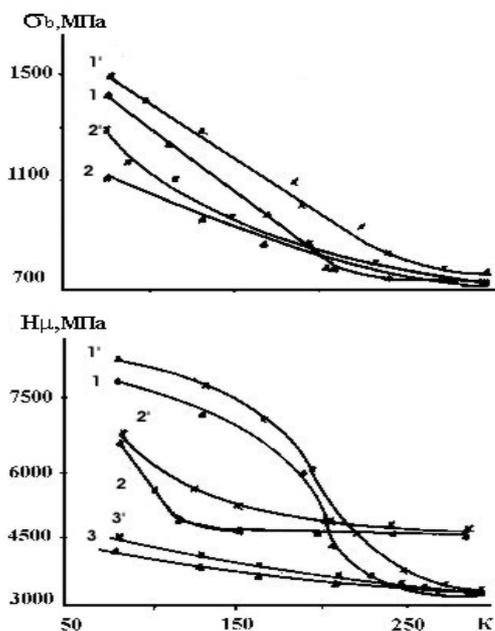


Рис.3. Температурная зависимость предела прочности (σ_B) и микротвёрдости (H_μ) сталей X18N10T (1), X16N11M3B (2) и X16N15M3B (3) до и после микролегирования Sc (1', 2', 3') соответственно

После микролегирования, обеспечивающего более полную реализацию $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, прочностные показатели у всех исследованных сталей при низких температурах выше. Однако абсолютные значения σ_B и H_μ у стали X16N15M3B ниже, чем у остальных материалов, что связано с меньшей степенью реализации в аустените $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения.

В температурной области, близкой к M_d , обнаружено аномальное снижение уровня предела текучести $-\sigma_{0,2}$ (рис.4) у сталей, испытывающих $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. Подобная зависимость наблюдалась и ранее [5] на некоторых метастабильных аустенитных материалах. Считают, что аномальный спад $\sigma_{0,2}$ присущ аустенитным материалам с низкой энергией дефектов упаковки, у которых мартенситное превращение протекает по схеме $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$, с образованием промежуточной ϵ -фазы.

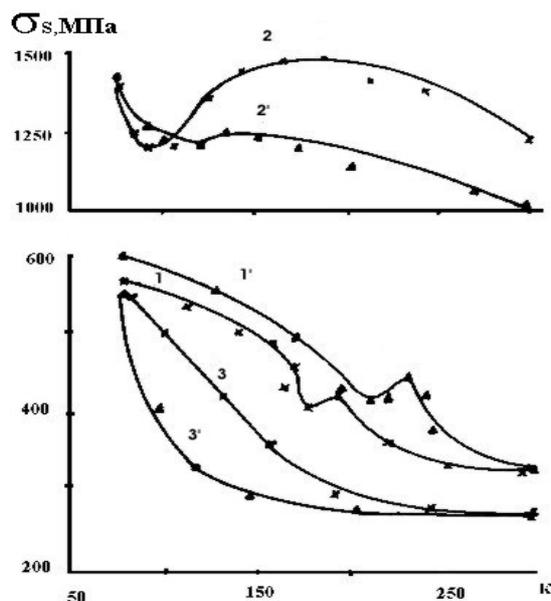


Рис.4. Температурная зависимость предела текучести ($\sigma_{0,2}$) сталей X18N10T(1), X16N11M3B(2), X16N15M3B(3) до и после микролегирования 1', 2', 3' соответственно

В этом случае упругие поля напряжений стимулируют образование ϵ -мартенсита, начиная с температуры его термодинамической нестабильности. Чем ближе температура деформации к точке максимальной интенсивности фазового превращения, тем больше скорость образования ϵ -фазы, которая реализуется сдвиговым механизмом аналогично деформации при двойниковании и низкотемпературной ползучести. В этом случае, фиксируемый предел текучести оказывается более низким, чем у стабильного аустенита, не претерпевшего $\gamma \rightarrow \epsilon$ -превращения.

У стали X16N15M3B, устойчивой к мартенситному превращению, подобная аномалия отсутствует. Не наблюдается она и после микролегирования, несмотря на то, что в этом случае при низкотемпературной деформации в аустените происходит частичная реализация мартенситного превращения. Можно предположить, что поскольку энергия дефектов упаковки этой стали самая высокая 90 мДж/м^2 [6], по сравнению с другими исследуемыми образцами, мартенситная реакция в стали X16N15M3B происходит по схеме $\gamma \rightarrow \alpha$, без образования промежуточной ϵ -фазы. Эта особенность и обуславливает отсутствие аномалии на температурной зависимости $\sigma_{0,2}$.

Температурная зависимость относительного удлинения сталей X18N10T и X16N15M3B представляет собой кривую с минимумом, находящимся вблизи температуры максимальной интенсивности $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения (рис.5). Для стали X16N15M3B изменение этой характеристики с понижением температуры испытаний имеет другой вид (см. рис.3).

После введения Sc характер этих зависимостей существенно не изменяется

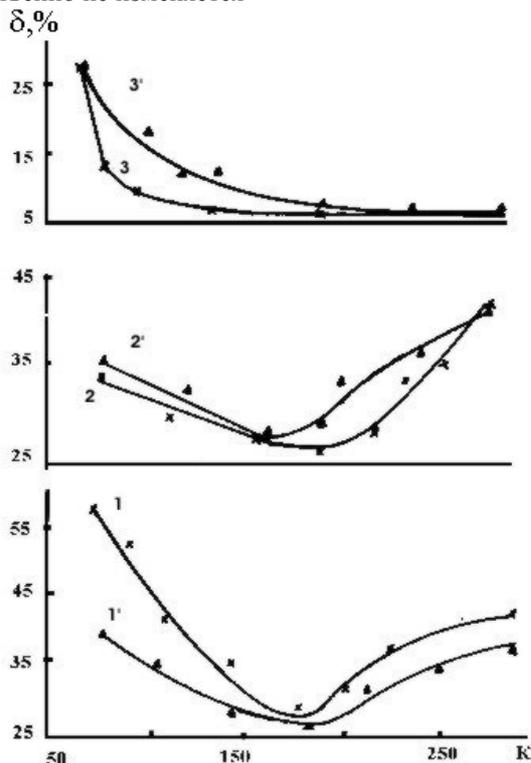


Рис. 5. Температурная зависимость относительно удлинения стали X18H10T(1), X16H11M3B(2), X16H15M3B(3) и 1', 2', 3' – до и после микролегирования соответственно

Таким образом, на основании полученных результатов можно сделать заключение о том, что микролегирование исследованных сталей Sc снижает их устойчивость по отношению к деформационному

мартенситному превращению. Поскольку полнота $\gamma \rightarrow \alpha$ -перехода при этом увеличивается незначительно, существенного влияния на показатели прочности это не оказывает. Обнаруженный характер низкотемпературной зависимости предела текучести и имеющиеся литературные данные позволяют предположить, что у сталей X16H11M3B и X18H10T мартенситное превращение происходит с образованием промежуточной фазы по схеме $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$, а у стали X16H15M3B – по схеме $\gamma \rightarrow \alpha$

ЛИТЕРАТУРА

1. П. Браун. Микролегирование. Киев: «Наукова думка», 1982, с.303.
2. Ф.Ф. Химушин. Легирование, термическая обработка металлов и сплавов. М.: «Металлургия», 1968, с.263.
3. О.А. Банных, Ю.К. Ковнеристый. Сталь для работы при низких температурах. М.: «Металлургия», 1969, с.263.
4. А. Rosen, R. Sago. Tensile properties of unstable stainless steels // *Journal of Mater Sci.* 1972, v.7, p.870–876.
5. Д.А. Мирзаев, Ю.Г. Гойхенберг, М.М. Штенберг, С.В. Рушиц. Эффекты упругопластической деформации при температурах выше M_d в сплавах с низкой энергией дефектов упаковки // *ФММ.* 1973, т. 35, вып. 6, с.1206–1211.
6. В.М. Нетесов, А.А. Яес, В.А. Клюкович. Мартенситное превращение и деформационные характеристики сталей X18H10T и X16H15M3B // *«Металлофизика».* 1987, т. 9, №5, с.116–118.

ВПЛИВ МІКРОЛЕГУВАННЯ НА МАРТЕНСІТНЕ ПЕРЕТВОРЕННЯ ТА ВЛАСТИВОСТІ РЕАКТОРНИХ СТАЛЕЙ

В.М. Нетесов, П.О. Березняк, Л.С. Ожигов, В.В. Хандак

Проведено дослідження впливу мікролегування на мартенситне перетворення реакторних сталей X16H153B, X18H10T, X16H11M3B. Показано, що додаткове введення Sc в склад цих сталей знижує їх стійкість відносно деформационного мартенситного перетворення. Виявлений характер температурно залежності межі плинності та літературні данні дозволяють зробити припущення, що мартенситна реакція у сталях X16H11M3B та X18H10T проходить по схемі $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ з утворенням проміжної фази, а у сталі X16H15M3B по схемі $\gamma \rightarrow \alpha$.

INFLUENCE OF MICROALLOYING ON MARTENSITE TRANSFORMATION AND PROPERTIES OF REACTOR STEELS

V.M. Netesov, P.A. Bereznyak, L.S. Ozhigov, V.V. Handak

The research of microalloying effect on martensite transformation of reactor steels 16Cr15Ni3MoNb, 18Cr10NiTi, 16Cr11Ni3MoNb is carried out. It is shown, that the additional introduction of Sc in structure essentially reduces its stability to the deformation martensite transformation. The established character of yield on temperature and existing literature data allow to make the assumption that martensite reaction in steels 16Cr11Ni3MoNb and 18Cr10NiTi occurs according to the scheme $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$, with formation of an intermediate phase, and in steel 16Cr15Ni3MoNb – according to the scheme $\gamma \rightarrow \alpha$.