

ВОЗМОЖНОСТИ ФЕРРОМЕТРИИ ПРИ ИССЛЕДОВАНИИ ПРОЦЕССА ТРЕЩИНООБРАЗОВАНИЯ ПРИ МАЛОЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

Ригмант М. Б., Пудов В. И.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург

Широкое применение сталей аустенитного класса в различных отраслях промышленности обусловлено их способностью противостоять различным видам коррозии при высоком уровне прочностных и пластических свойств. Однако в условиях их эксплуатации под влиянием внешних воздействий (температуры, напряжений и т.д.) в этих сталях могут происходить фазовые превращения, приводящие к возникновению ферромагнитного α' -мартенсита в больших объемах. Появившаяся α' -фаза иногда существенно изменяет свойства стали, тем самым ограничивая область её применения. Это обуславливает необходимость изучения процессов фазообразования, происходящих при эксплуатации аустенитных сталей, с использованием прецизионных физических методов и, в частности, методов магнитного анализа.

Известно [1], что в ряде сталей и сплавов со структурой метастабильного аустенита при нагружении в области упругой и пластической деформации при температуре ниже точки деформационного мартенситного превращения (M_n^0 и M_d) развиваются фазовые переходы по типу $\gamma > \alpha'$, $\gamma > \epsilon$ $\gamma > \epsilon > \alpha'$. При этом образуется, соответственно, мартенсит напряжения или мартенсит деформации. Мартенситные фазы деформации вызывают повышение интенсивности деформационного упрочнения, увеличивают способность к равномерному удлинению и, при определенных условиях, способствуют реализации эффекта пластичности превращения (аномальный рост относительного удлинения с понижением температуры испытания ниже точки M_d)

В отличие от системы Fe-Ni, для метастабильных сталей на основе Fe-Mn, Fe-Mn-Cr изменение магнитной фазы в процессе нагружения в области упругих и малых пластических деформаций подробно не изучалось. Известные данные по определению содержания α' -мартенсита деформации с погрешностью измерения в пределах $\pm 1\%$ в этих материалах относятся к замерам на магнитометре Штейнберга-Зюзина, нагруженных разрывных образцов после дробных степеней деформации, начиная с 5% относительного удлинения. Наличие ферромагнитного α' -мартенсита достоверно фиксируется и с помощью рентгеноструктурного метода, но его точность не превышает $\pm 5\%$.

Поэтому значительный интерес представляют исследования фазовых превращений в сталях на Fe-Mn и Fe-Mn-Cr основе при непрерывном нагружении разрывных образцов как в области упругих и малых пластических деформаций, так и при больших степенях деформации вплоть до разрушения. Изучение интенсивности образования α' -мартенсита в метастабильных сталях, в зависимости от уровня напряжений и деформаций и степени их локализации, может служить основой для разработки системы мониторинга упруго пластических деформаций и выявления скрытых усталостных трещин методом магнитного неразрушающего контроля.

Материалы и методы исследования

В качестве объекта исследования были выбраны три состава деформационно-метастабильных сталей на основе Fe-Mn, Fe-Mn-Cr с двухфазной ($\gamma + \epsilon$) θ аустенитной структурой. Химический и фазовый состав исследованных сталей после исходной за-

калки в воду от температуры 1050°C представлен в табл. 1. Вследствие различного содержания таких элементов как углерод, азот, кремний и хром, оказывающих значительное влияние на температуры M_n и M_d [2], фазовый состав и деформационная стабильность сталей существенно различались.

Таблица 1. Химический и фазовый состав исследованных сталей

Марка стали	Химический состав, мас. %							Фазовый состав, %	
	C	Mn	Cr	Si	N	S	P	γ	ϵ (δ)
1	0,05	19,7	-	1,88	-	0,008	0,006	45	55 (ϵ)
2*	0,03	21,66	13,22	0,14	-	0,006	0,012	96	4 (δ)
3	0,07	19,28	13,71	0,29	0,15	0,020	0,010	100	0

* В стали 2 в закаленном состоянии содержалось 4% ферромагнитного δ -феррита

Определение количества ферромагнитной фазы в исследованных сталях проводилось при комнатной температуре на специально разработанной установке [3]. Возможности данной установки позволяли производить механическое нагружение по схеме одноосного «растяжения-сжатия» с усилием до 50 кН (5000 кгс) с записью кривой деформирования. При этом с помощью встроенного ферритометра (α -фазометра) ФМ-3 ИФМ [4] в объеме растягиваемого образца производился непосредственный замер количества ферромагнитной α' -фазы вплоть до момента начала локализованного течения в шейке и разрушения.

Сравнительно большие усилия, развиваемые установкой, позволяли использовать достаточно массивные образцы, что повышало магнитный сигнал от этих образцов, при этом значительно уменьшается погрешность проводимых измерений. Образцы для испытаний при статическом нагружении изготавливались в виде цилиндров диаметром 6 мм, длиной рабочей части 40 мм с гантелевидными утолщениями на концах диаметром 22 мм и длиной по 45 мм с резьбой M10 для соединения с захватами установки. В процессе нагружения проводилась запись удлинения образцов с погрешностью $\pm 0,05$ мм, прикладываемая нагрузка фиксировалась тензометрическими мерами с погрешностью ± 5 кгс. Магнитная фаза определялась, начиная с уровня 0,3 – 0,5%, с ошибкой порядка $\pm 10\%$ от значения измеряемой величины.

Дополнительно фазовый состав метастабильных сталей в зоне разрушения разрывных образцов оценивался методом рентгеноструктурного анализа на дифрактометре ДРОН-0,5 в FeK_{α} -излучении по отношению интегральных интенсивностей линий $(111)_{\gamma}$, $(110)_{\alpha}$ и $(101)_{\epsilon}$ с учетом текстуры [5]. Погрешность при определении фазового состава рентгеноструктурным методом составляла 5%. Прецизионные механические свойства при испытании пропорциональных разрывных образцов диаметром рабочей части 5 мм оценивались при комнатной температуре на машине Инстрон-1251 с записью деформации рабочей части образца с усилием 400:1, результаты испытаний приведены в табл. 2. Циклическое отнулевое нагружение компактных образцов толщиной 3 и 12 мм, с целью инициации усталостной трещины, осуществлялось на машине EUS-20 с частотой 10–15 Герц и коэффициентом асимметрии цикла $R = 0,1$.

Таблица 2. Изменение механических свойств образцов

Сталь	$\sigma_{0,05}$	Мпа $\sigma_{0,05}$	Мпа $\sigma_{0,2}$	Мпа σ_y	Мпа δ , %	ψ , %
05Г20С20	199	368	408	810	42	52
03Г21Х13	127	233	250	660	65	68
0721АХ13	127	340	390	928	57	70

Обсуждение экспериментальных результатов

В исследуемых сталях на Fe–Mn–Cr и Fe–Mn основе с аустенитной и двухфазной ($\gamma + \epsilon$) структурой при упругопластической деформации последовательно развивается $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ мартенситное превращение [2]. При этом образование α' -фазы ранее фиксировалось в области значительных пластических деформаций (свыше 5% по относительному удлинению). На основании проведенных исследований данных сталей установлено, что образование первых порций α' -мартенсита деформации в количестве 0,5–2,5% происходит в макроупругой области при напряжениях, близких к условному пределу текучести $\sigma_{0,2}$.

Механические испытания на растяжение показали, что в зависимости от состава и структуры сталей (табл. 1) экспериментальные кривые растяжения значительно различаются (табл. 2). Установлено, что максимальная прочность реализуется в азотосодержащей стали 3, а более низкая пластичность – в двухфазной ($\gamma + \epsilon$) стали 1. При этом общей особенностью изученных метастабильных сталей является способность к делокализации пластического течения, что проявляется в высокой степени равномерного удлинения образцов.

Анализ деформационной кинетики образования α' -мартенсита на примере стали 1, показал, что наибольший прирост ферромагнитной фазы на стадии равномерной деформации происходит до степени относительного удлинения 15%, а затем интенсивность образования α' -фазы остается постоянной вплоть до момента образования шейки. Для аустенитных Fe–Mn–Cr сталей 2 и 3 характерна более пологая зависимость образования α' -мартенсита деформации от степени относительного удлинения. Переход от равномерной к сосредоточенной деформации для всех изученных сталей вызывает резкую активизацию образования ферромагнитной α' -фазы. Для всех исследуемых марок стали при некоторых степенях удлинения образцов наблюдается резкое увеличение содержания ферромагнитной фазы. Совместный анализ содержания магнитной фазы и истинной диаграммы растяжения показал, что существенный прирост α' -мартенсита наблюдается в области образования шейки, которая характеризуется высоким уровнем трехосных растягивающих напряжений и интенсивным развитием пластической деформации. Если испытываемые образцы после нагружения, сопровождающегося интенсивным образованием α' -фазы, разгрузить, то в разгруженном состоянии содержание ферромагнитной фазы остается таким же, как и при действии максимальной нагрузки. Таким образом, количество α' -фазы может служить надежным параметром неразрушающего контроля для оценки уровня действовавших напряжений.

В целом, можно отметить, что полученные методом прецизионного магнитного анализа экспериментальные данные характеризуются высокой точностью, повторяемостью, непосредственным характером измерения и хорошо согласуются с данными, полученными методом магнитометрического анализа с промежуточными разгрузками. Дополнительные замеры магнитной фазы в разгруженных образцах не выявили различий в фазовом составе сталей, связанных с возможным уменьшением содержания α' -мартенсита за счет возможного развития упруго-обратимого $\gamma - \alpha'$ превращения.

Более сложная картина наблюдалась в случае циклического роста трещины в условиях малоциклового нагружения сталей. Определенное рентгеновским методом содержание α' -фазы на поверхности усталостного излома на всем изученном участке роста трещины меняется в пределах от 20 до 58% и зависит от достигнутого в вершине трещины размаха коэффициента интенсивности напряжений (ΔK). Однако малое количество α' -мартенсита деформации (до 5%), образующегося на начальных этапах срагивания трещины при малых значениях ΔK не удается фиксировать рентгеноструктурным методом анализа. В то же время, использование магнитного метода определения фер-

ритной фазы [4, 8] позволило зафиксировать образование 1,5–2% α' -мартенсита деформации на боковой поверхности образца в пределах пластической зоны перед усталостной трещиной на начальной стадии ее роста в области $\Delta K = 15\text{--}20 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$.

Согласно работе [6], протяженность пластической зоны впереди фронта трещины в случае циклического нагружения определяется как

$$R \approx 0,4 (\Delta K/\sigma_{0,2})^2.$$

Проведенные с использованием результатов механических испытаний расчеты показали, что максимальная величина циклической зоны пластической деформации в вершине трещины при заданных условиях нагружения не превышала 0,5 мм.

Результаты локальных измерений ферромагнитной фазы на боковой поверхности испытуемого образца показывают, что появление α' -мартенсита перед трещиной в зоне 1–2 мм служит надежным признаком того, что трещина при последующих циклах нагружения продолжит свой рост в направлении образовавшегося α' -мартенсита.

Выводы

1. Образование ферромагнитного α' -мартенсита деформации в изученных метастабильных Fe–Mn и Fe–Mn–Cr наблюдается в макроупругой области при напряжениях, близких к величине условного предела текучести $\sigma_{0,2}$.
2. На начальных стадиях деформирования происходит существенный прирост содержания α' -фазы, а затем ее количество остается стабильным или равномерно увеличивается с ростом степени деформации.
3. Наиболее активный прирост содержания α' -мартенсита деформации при растяжении образцов наблюдается в условиях локализации деформации (в момент образования шейки), что связано с изменением напряженного состояния из-за повышения доли растягивающих напряжений и развитием пластической деформации.
4. Достигнутые значения α' -фазы в шейке разрывных образцов близки к ее содержанию на поверхности излома в зонах статического роста трещин.
5. Полученные разными методами данные по измерению содержания α' -мартенсита в усталостном изломе и в пластической зоне в вершине трещины при циклическом нагружении указывает на перспективные возможности использования магнитной дефектоскопии для выявления усталостных трещин, не выходящих на поверхность и развивающихся по механизму встречного роста.

Список литературы

1. Fachr D. Stress-and strain-induced formation of martensite and effects on strength and ductility of metastable austenitic stainless steels // Met. Trans. 2, 1971, pp. 1883-1892.
2. Богачев И.Н., Егояев В.Ф. Структура и свойства железомарганцевых сплавов. // М.: Металлургия, 1973, 295 с.
3. Кулеев В.Г., Ригмант М.Б. Особенности магнитоупругих явлений в ферромагнитных сталях в малых магнитных полях, перпендикулярных направлению действия циклических растягивающих и сжимающих напряжений. // ФММ, 1995, том 79, вып.1, с.120-129.
4. Ригмант М.Б., Горкунов Э.С., Пономарев В.С. и др. Прибор для измерения содержания ферритной фазы ферритометр ФМ-3 ИФМ. // Дефектоскопия, 1996, № 5, с.78-83.
5. Неразрушающие методы контроля. Спецификатор различий в национальных стандартах разных стран. // Под ред. Кершенбаума В.Я., 1995, том 3, 244с.
6. Нотт Д. Основы механики разрушения. // Пер. с англ. М., Металлургия, 1978 - 256 с.