

П. Н. СТЕЦЕНКО, Л. М. НОВИКОВА

ВЛИЯНИЕ УПРУГИХ И ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ТИПА 1X18H9T

Проведено исследование изменений магнито-статических параметров аустенитной стали 1X18H9T при упругих и пластических деформациях. Показано, что на процессы распада аустенита в этой стали существенное влияние оказывает не только величина, но и схема деформаций.

Хромоникелевая сталь типа 1X18H9T, содержащая 18% Cr и 9% Ni, при высоких температурах (1100°C) имеет однофазную структуру чистого аустенита (γ -фаза). Равновесному состоянию этой стали при комнатных температурах соответствует двухфазное аустенитно-ферритное состояние [1], следовательно, аустенит при этих температурах является метастабильным с относительно высокой свободной энергией. Таким образом, факторы, понижающие энергию активации перехода из метастабильного в равновесное состояние, в частности, упругая и пластическая деформации должны способствовать образованию в аустенитной матрице участков ферромагнитной α -фазы.

Цина [2] исследовал изменение величины магнитного насыщения некоторых хромоникелевых сталей при деформации и отметил при этом существенное увеличение магнитного момента образца.

Процессы распада аустенита и выделение феррита или мартенсита в нержавеющих сталях типа 1X18H9T в значительной степени определяют их коррозионную устойчивость и другие физико-химические свойства [3]. Поэтому исследование магнитных параметров этих сталей, имеющих большое практическое значение, в зависимости от величины упругих напряжений или степени деформации представляет значительный интерес.

В настоящей работе проводилось исследование намагниченности насыщения, остаточной намагниченности и коэрцитивной силы стали 1X18H9T в зависимости от величины и схемы упругой и пластической деформации. Измерения проводились на аstaticком магнетометре, разработанном на кафедре магнетизма физического факультета МГУ. Магнетометрическая установка располагалась в помещении, снабженном двойным магнитным экраном, что практически исключало влияние помех от источников внешних полей и значительно упрощало задачу

астазирования. Чувствительность магнетометрической установки составляла $1,02 \cdot 10^{-2}$ гс/мм. Градуировка производилась по образцам чистого никеля, имевшим форму, близкую к форме исследуемых образцов. Магнетометр снабжен устройством, позволяющим подвергать образцы растяжению непосредственно в самом приборе в процессе измерения. Величина растягивающего усилия достигала 50 кг.

Для исследования влияния растяжения на магнитные параметры стали 1X18H9T непосредственно в магнетометре были использованы образцы в виде проволоки, диаметром 1 мм, длиной 150—180 мм. Величина напряжений менялась в пределах от 1 до 60 кг/мм².

Измерения показали, что растяжение образцов в указанных пределах, после того, как они были подвергнуты глубокой аустенизации, не приводит к образованию заметных количеств α -фазы — магнитный момент образцов оставался очень малым. Увеличение продолжительности выдержки образцов под нагрузкой до 20 час не изменило величину магнитного момента. Несколько большими значениями магнитного момента ($\sim 0,15$ гс) обладали образцы, которые перед измерениями подвергались растяжению до разрыва.

Необходимо отметить, что магнетометрические измерения дают среднюю величину магнитного момента, отнесенную ко всему объему образца. Поэтому эти измерения не исключают возможность существования участков, например, вблизи мест разрыва, в которых локальные значения магнитного момента, а следовательно, и количество α -фазы значительно превосходят их среднюю величину.

В группе образцов, представлявших собой трубки, диаметром 9 мм и толщиной 0,5 мм, деформация создавалась гидростатическим давлением изнутри, достигавшим 48 кг/мм². Результаты представлены в таблице.

№ образцов	Напряжение, кг/мм	Магнитный момент насыщения, гс	Остат. магн. момент, гс	Коэрцитивная сила, эрст.
1	0	0,5	0,02	
2	48	1,4	0,27	95
3	48	1,4	0,24	110
4	48	1,4	0,27	120

Малые значения магнитных моментов насыщения свидетельствуют о том, что деформация гидростатическим давлением в указанных пределах также не вызвала интенсивного распада аустенита. В таблице образец № 1 является исходным, не подвергавшимся нагрузкам. Небольшая величина магнитного момента, которая отмечается у этого образца, возможно, обусловлена магнетизмом карбидов железа, присутствующих в исходном состоянии.

Вслед за этим образцы той же проволоки, которая подвергалась растяжению в магнетометре, были прокатаны на вальцах. Для прокатанных полос толщиной 0,6 мм удельная намагниченность насыщения $\sigma_s = 0,62$; удельная остаточная намагниченность $\sigma_r = 0,14$ гс/г и коэрцитивная сила $H_c = 220$ эрст. Для пластин толщиной 0,4 мм $\sigma_s = 0,76$ гс/г; $\sigma_r = 0,15$ гс/г, $H_c = 240$ эрст.

Значения удельной намагниченности насыщения свидетельствуют о том, что в этом случае количество ферритной фазы значительно больше, чем в образцах, подвергавшихся растяжению. Высокие значения

коэрцитивной силы могут быть обусловлены значительной концентрацией внутренних напряжений в прокатанных образцах, а также дисперсностью и анизотропией формы выделяющихся включений ферритной фазы.

Эти предварительные результаты указывают на то, что значения магнитных параметров, а следовательно, количество и распределение в матрице ферритной α -фазы существенным образом зависит не только от величины, но и от схемы деформаций, созданных в образце.

Для установления количественных закономерностей были измерены магнитные характеристики образцов, подвергавшихся деформациям растяжения и сжатия в широких интервалах напряжений.

На рис. 1 приведены значения удельной намагниченности насыщения σ_s для образцов, подвергавшихся растяжению (1) и сжатию (2),

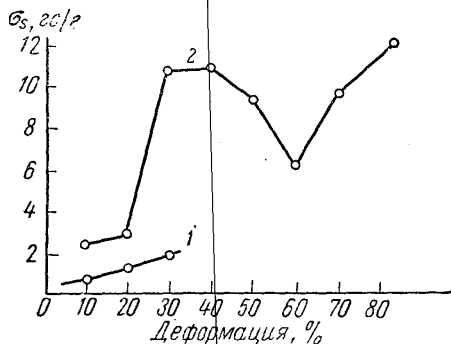


Рис. 1. Зависимость удельной намагниченности насыщения σ_s стали 1X18H9T от степени деформации: 1 — растяжение, 2 — сжатие

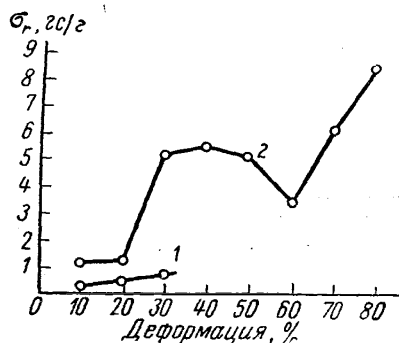


Рис. 2. Зависимость удельной остаточной намагниченности σ_r стали 1X18H9T от степени деформации: 1 — растяжение, 2 — сжатие

в зависимости от степени деформации. Значения σ_s усреднены по всем образцам с соответствующей степенью деформации.

На рис. 2 представлены средние значения удельной остаточной намагниченности σ_r для образцов после растяжения (1) и прокатки (2) соответственно.

Необходимо отметить большое различие в значениях удельной намагниченности насыщения. Среднее значение σ_s для образцов, подвергавшихся растяжению до 30%, составляет 2,01 гс/г, в то время как для прокатанных образцов при той же степени деформации средняя величина σ_s равна 10,8 гс/г. Значения σ_r при этом составляют 0,74 и 5,2 гс/г соответственно. Поскольку величина намагниченности насыщения пропорциональна количеству ферромагнитной фазы, то эти значения магнитных параметров однозначно указывают на то, что количество ферритной α -фазы в образцах, подвергавшихся прокатке, более чем в пять раз превышает ее количество в образцах, которые подвергались растяжению до такой же степени деформации. Ход кривой σ_s для прокатанных образцов указывает на то, что деформация до 20% относительно слабо изменяет количество α -фазы. На этом участке изменение σ_s почти параллельно для образцов после прокатки и растяжения. Дальнейшая деформация прокаткой приводит к резкому возрастанию σ_s . На кривой зависимости коэрцитивной силы H_c от степени деформации (рис. 3) при этих же значениях деформаций отмечается значительное уменьшение ее величины.

Указанный ход магнитных параметров дает возможность высказать предположение о существовании некоторой критической степени деформации при прокатке, лежащей в интервале 20—30%, которая разделяет две стадии процесса образования ферритной фазы в аустенитной стали 1X18H9T под действием пластических деформаций. Первая стадия, по-видимому, характеризуется в основном процессом образования мелкодисперсных зародышей (на это указывают, в частности, высокие значения коэрцитивной силы H_c). На второй стадии процесса определяющую роль, возможно, играет концентрация внутренних напряжений, обусловленных различием удельных объемов γ - и α -фаз (удельный объем α -фазы больше, чем у γ -фазы). Лавинообразное увеличение концентрации напряжений может привести к очень резкому увеличению количества ферритной фазы. По-видимому, эта стадия процесса идет в основном за счет роста и коагуляции дисперсных зародышей α -фазы, образовавшихся на первой стадии процесса. Об этом свидетельствует уменьшение коэрцитивной силы, имеющее место, несмотря на возрастание степени деформации. Убывание H_c с ростом степени деформации указывает также на то, что ее величина до 30% деформации обусловлена

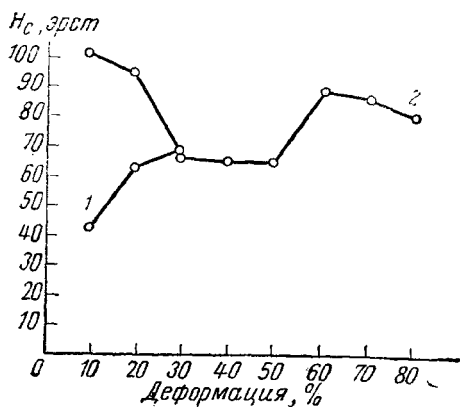


Рис. 3. Зависимость коэрцитивной силы H_c стали 1X18H9T от степени деформации: 1 — растяжение, 2 — сжатие

главным образом дисперсностью включений α -фазы и анизотропией их формы, а не внутренними напряжениями.

Природа минимума на кривых σ_s и σ_r , отмечающегося вблизи 60% деформации, в настоящее время неясна и требует дополнительного исследования.

Таким образом, изменение магнитных параметров образцов стали 1X18H9T, подвергавшихся упругой и пластической деформации, по различным схемам показывает, что схема деформации очень сильно влияет на процесс образования ферромагнитной α -фазы в аустенитной матрице. При этом, однако, необходимо учитывать возможность влияния на количество α -фазы самой технологии деформации — скорости прокатки, величины обжатия за каждый проход и т. д. То обстоятельство, что деформация сжатием (прокатка), идущая с уменьшением удельного объема, приводит к образованию значительно больших количеств α -фазы, которая обладает большим удельным объемом, по сравнению с γ -фазой может быть интерпретировано метастабильным характером квазимартенситной α -фазы, зародыши которой на определенной стадии сохраняют гомогенность с аустенитной матрицей. В этом случае деформация, сопровождающаяся уменьшением удельного объема, является дополнительным концентратором внутренних напряжений, способствующих образованию ферромагнитной α -фазы.

ЛИТЕРАТУРА

1. Гудремон Е. Специальные стали. М., Metallurgizdat, 1959.
2. Cina В. J. Steel. Inst., 177, 406, 1954.
3. Герасимов В. В. Коррозия реакторных материалов. М., Госатомиздат, 1960.

Поступила в редакцию
7. 9 1965 г.

Кафедра
магнетизма