

ТЕХНИЧЕСКАЯ ФИЗИКА

Н. С. ФАСТОВ

**К ТЕОРИИ ПАДЕНИЯ КОЭРЦИТИВНОЙ СИЛЫ
ПРИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОМ ОТПУСКЕ ЗАКАЛЕННОЙ
МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ**

(Представлено академиком Г. В. Курдюмовым 9 VI 1954)

При изучении влияния отпуска закаленной стали на коэрцитивную силу было обнаружено сильное падение коэрцитивной силы при низкотемпературном отпуске малоуглеродистой стали ⁽¹⁾. При этом падение коэрцитивной силы проходило без каких-либо структурных изменений, фиксируемых рентгенографически. Так, в определенном температурном интервале отпуска ширина рентгеновских интерференционных линий и отношение интенсивностей оставались без изменения. Последнее говорит о том, что при падении коэрцитивной силы в этих условиях, искажения решетки (т. е. деформации) не меняются. Указанный эффект падения коэрцитивной силы авторы исследования ⁽¹⁾ объясняют сглаживанием неоднородностей упругой деформации (главным образом в пластинках мартенсита), обусловленной перераспределением концентрации углерода. Рассмотрим изменение коэрцитивной силы, происходящее в закаленной стали при низкотемпературном отпуске в результате перераспределения концентрации углерода.

Известно, что на диффузию в твердых растворах оказывают влияние напряжения ⁽²⁾. В процессе диффузии происходит выравнивание химического потенциала растворенного вещества. Последний при заданной температуре является функцией концентрации и напряжений. Выравнивание химического потенциала приводит к изменению концентрации в твердом растворе, которая, в свою очередь, вызывает дополнительные, концентрационные напряжения. Поэтому в результате диффузии напряжения в теле могут перераспределяться, что вызовет изменение зависящих от напряжения свойств тела. Одним из таких свойств является коэрцитивная сила.

В закаленной стали, не подвергнутой отпуску, имеется большой градиент микронапряжений II рода, обусловленный существованием различных напряженных пластинок мартенсита. При этом концентрацию углерода по всему объему стали можно считать однородной, так как при комнатной температуре скорость диффузии углерода настолько мала, что перераспределение концентраций практически не происходит.

Если сталь подвергнуть достаточно продолжительному отпуску, то благодаря увеличению скорости диффузии станет заметной диффузия углерода. Внутри областей микронапряжений, а также между этими областями произойдет перераспределение концентрации углерода. При этом будем предполагать, что температура отпуска такова, что заметно может происходить только диффузия углерода. Другие же процессы, влияющие на изменение напряжений, такие, как разупрочнение, самодиффузия, выделение карбидов, еще не происходят. Эти условия имеют место в малоуглеродистой стали при температуре отпуска 100—300°. Кроме того, изменение напряжений, обусловленное перераспределением

концентрации углерода, зависит от того, как меняются деформации в процессе диффузии. Поэтому в соответствии с тем, что при низкотемпературном отпуске малоуглеродистой стали искажения решетки не меняются (ширина линий рентгеновских интерференций остается неизменной ⁽¹⁾), будем рассматривать перераспределение концентрации углерода при постоянных деформациях.

Химический потенциал растворенных частиц φ с учетом напряжений будет ⁽³⁾:

$$\varphi = kT \ln c + \psi = \frac{\omega}{N} \sigma_{ii}, \quad (1)$$

где c — концентрация, ω — концентрационный коэффициент параметра решетки (средний), N — общее число частиц в единице объема, ψ — функция температуры, σ_{ik} — тензор напряжений, $\sigma_{ii} = \sigma_{xx} + \sigma_{yy} + \sigma_{zz}$.

В результате диффузии химический потенциал углерода станет постоянным в областях напряжений II рода. Следовательно, из (1) получаем

$$\ln c - \frac{\omega v}{RT} \sigma_{ii} = \text{const}, \quad (2)$$

где v — атомный объем железа.

Напряжения σ_{ik} связаны с деформациями ε_{ik} и изменением концентрации $c - c_0$ следующим образом ⁽³⁾:

$$\sigma_{ii} = 3K\varepsilon_{ii} - 9K\omega(c - c_0)\delta_{ik}, \quad (3)$$

где K — модуль всестороннего сжатия, c_0 — первоначальная (равномерная) концентрация углерода, ε_{ik} — относительное изменение объема. Из (3) следует, что при изменении концентрации напряжения меняются в зависимости от того, как меняются при этом деформации.

Напряжения до отпуска σ_{ik}^0 получим из (3), полагая $c = c_0$,

$$\sigma_{ii}^0 = 3K\varepsilon_{ii},$$

откуда градиент напряжений

$$\nabla \sigma_{ii}^0 = 3K \nabla \varepsilon_{ii}. \quad (4)$$

Из (2) и (3) находим градиент напряжений после перераспределения концентрации (в результате отпуска) при условии, что деформации при диффузии не меняются:

$$\nabla \sigma_{ii} = \frac{3K}{1 + 9 \frac{K\omega^2 v}{RT} c} \varepsilon_{ii}. \quad (5)$$

Так как коэрцитивная сила пропорциональна градиенту напряжений в микрообластях ⁽⁴⁾, то отношение коэрцитивной силы после отпуска H_c к коэрцитивной силе закаленной стали H_c^0 будет:

$$\frac{H_c}{H_c^0} = \frac{|\nabla \sigma_{ii}|}{|\nabla \sigma_{ii}^0|} = \frac{1}{1 + 9 \frac{K\omega^2 v}{RT} c}. \quad (6)$$

В (6) c практически равно c_0 .

Из (6) следует, что перераспределение концентрации углерода, происходящее в результате диффузии, при условии, что искажения решетки в областях микронапряжений не меняются, приводит к уменьшению коэрцитивной силы.

Для стали, содержащей 0,1% углерода, при отпуске в интервале 100—200°, как следует из формулы (6), коэрцитивная сила уменьшается приблизительно в два раза, что находится в удовлетворительном со-

гласии с опытными данными, приведенными в ⁽¹⁾. При этом для ω было взято значение:

$$\omega = 0,2 \text{ (относительная атомная концентрация)}^{-1}.$$

Сравнение вычисленного падения коэрцитивной силы с опытными данными дает основание считать, что при низкотемпературном отпуске малоуглеродистой стали происходит перераспределение напряжений II рода, в значительной степени по указанной выше схеме.

Институт металловедения и физики металлов
Центрального научно-исследовательского
института черной металлургии

Поступило
4 VI 1954

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

¹ И. А. Бильдзюкевич, Я. М. Головчинер, Г. В. Курдюмов, ДАН, 98, № 3 (1954). ² С. Т. Конобеевский, ЖЭТФ, 13, 617 (1943). ³ Б. Я. Любов, Н. С. Фастов, ДАН, 84, 935 (1952). ⁴ Е. И. Кондорский, ЖЭТФ, 8, 613 (1938).