

1.2 C-13 Mn

Strain Aging in 1.2%C-13%Mn Austenitic Steel

(Michihiro Takeyama) (1)

(2)

Synopsis :

Strain aging in 1.2%C-13%Mn austenitic steels was investigated in the temperature range 20°C to 550°C. In the tensile aging test, three stages were distinguished in the aging process: the early hardening stage, the successive softening stage and the last remarkable hardening stage, respectively. By use of several techniques, such as measurements of electro-resistivity, observations of microstructures and X-ray diffraction analyses, the mechanisms at each stage were clarified as follows: (1) In the early stage of aging, the annihilation of strain-induced vacancies as the result of their diffusion into dislocations makes unstraight dislocations such as jogs. (2) In the second stage, the amount of carbon atoms in solution decreases with the precipitation of carbides. (3) In the last stage, carbide particles grow larger and subsequently unstable austenite transforms to martensite.

1.2%C-13%Mnオーステナイト鋼のひずみ時効

Strain Aging in 1.2%C-13%Mn Austenitic Steel

田 中 康 浩*

Michihiro Tanaka

船 越 督 己**

Tokushi Funakoshi

Synopsis :

Strain aging in 1.2%C-13%Mn austenitic steels was investigated in the temperature range 20°C to 550°C.

In the tensile aging test, three stages were distinguished in the aging process: the early hardening stage, the successive softening stage and the last remarkable hardening stage, respectively. By use of

diffraction analyses, the mechanisms at each stage were clarified as follows:

Table 1 Chemical composition of material (wt %)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	N
1.16	0.42	14.14	0.034	0.005	0.02	0.03	0.02	0.69	0.0155

積層欠陥や双晶の発生などからなり、荷重伸び曲線は bcc 構造の軟鋼のような降伏点降下現象を示さず、ただちかに塑性変形域に移行するが、変形が進むと積層欠陥や双晶の発

用いた試料の化学成分を**Table 1**に示す。10 t



の低温での時効現象に対応する変化はまったく確

定されず、また、その原因も明確でない。

速めるし、また炭化物析出の核にもなると考えられる。

変形中における転位の交切、ジョグの非保存運

減少あるいは再配列による量的変化を示していると考えてよい。しかしながらこのような低温度の時効によって転位や積層欠陥が消滅するとは考え

したがってその勾配が時効初期の活性化エネルギーを与えることになり、その値は 22,300cal/mol であった。

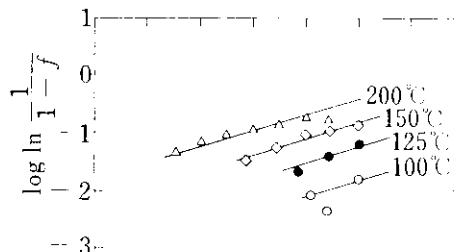
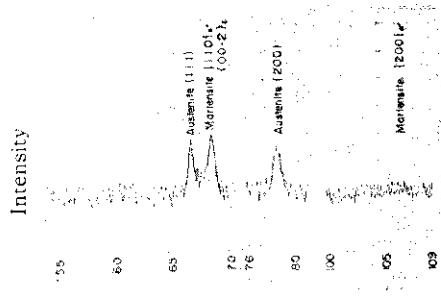
200°Cで3/4min であるから $Q = 22,300 \text{ cal/mol}$ とすると(4)式よりそれまでの空孔のジャンプ数は $3 \times 10^5 \sim 10^6$ 回となり、移動がランダムウォーク

エネルギーは 33,000cal/mol といわれており²⁰⁾ フェライト中の値 20,100 cal/mol に対してかなり大きい。塑性変形によって格子欠陥が増加すると、C 原子の拡散過程で、たとえば転位がパイプの役

される。一方 15%ひずみを受けた 13Mn 鋼の転位密度はおよそ $10^{11} \text{ cm}/\text{cm}^3$ であるので、この転位が一様に分布しているとすればその平均間隔はおよそ $1,000\text{\AA}$ となり、転位間に存在する空孔は全

300°C 1,000min前後の時効によって $A\alpha$ の値に変化がないことを確認したので、この値を飽和値として用い初期とおなじように時効の進行の割合を規格化した値で整理し $\log\{\ln 1/(1-f)\}$ と $\log t$ の関係を求める(Fig. 9)。Fig. 9 のようになり、クロスカット法により求めた活性化エネルギーは 33,500cal/mol となる(Fig. 10)。この値はオーステナイト中における C の移動の活性化エネルギーと全く一致しており、中期の時効過程は C の拡散に関連していると考えられる。さらに Fig. 2 にみられる軟化の過程で $A\alpha$ が負の値となることをも考えあわせると、その機構は炭化物が析出して素地中の C

いる。本実験においても Fig. 5 および Fig. 6 の光学あるいは電子顕微鏡組織にみられるように炭化物の析出成長が認められる。成長した炭化物とマトリックスの不整合境界は変形の過程において転



1.2%C-13%Mn steel aged at 450°C
位の発生源となり、転位密度は急激に増加する。一方炭化物は亀裂の発生源ともなるため急激な加工硬化とともに脆性破壊がおこる。また炭化物の析出成長にともない固溶 C 量が減少したオーステナイトは不安定となり、 α' あるいはマルテンサイトに変態し硬化がおこる。Fig. 11 は 450°C での時効試料の X 線による回折強度を示す。bcc あ

参考文献

- 1) J. Gren : J. Iron Steel Inst., 186 (1957), 21
- 2) K. S. Rose and S. G. Glover : Acta Met., 14 (1966), 1505
- 3) V. Sukhorava and R. Kharlova : Phys. Met. Metallography, 10 (1960), 143
- 4) R. M. Ferguson and C. D. Parker : Iron Steel Inst., 186 (1957), 425
- 5) G. C. Smith and T. Boniszewski : Acta Met., 11 (1963), 165
- 6) G. C. Smith and B. A. Wilcox : Acta Met., 13 (1965), 331
- 7) K. J. Irwin and F. B. Pickering : Iron Steel, (U.K.) April (1956), 135, May (1956), 169
- 8) A. F. W. Smith : J. Iron Steel Inst., 186 (1957), 425
- 9) 橋浦, 渡辺 : 金属学会誌, 22 (1958), 557
- 10) 今井, 斎藤 : 金属学会誌, 25 (1961), 57, 鉄と鋼, 46 (1960), 195, 47 (1961), 1682
- 11) N. J. Petch : J. Iron Steel Inst., 145 (1942), 111
- 12) 木戸, 藤井 : 鉄と鋼, 45 (1959), 1097
- 13) H. I. Levstein and W. H. Robinson : The relation between the structures and mechanical