
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)

要旨：

1.2%C-13%Mn 鋼のひずみ時効を検討するため、主として引張試験および電気抵抗の測定を行なった結果次のことがわかった。(1)引張試験にみられる時効過程は低温あるいは短時間時効による硬化、引き続いておこる軟化、さらに末期の急激な硬化の三段階にわけられる。(2)電気抵抗の変化を検討することによって、初期の時効の機構は塑性変形で生じた空孔が転位で消滅することによる転位の形態変化、中期は炭化物の析出にともなうマトリックス中の固溶C量の減少による固溶硬化量の低下、さらに末期は組織観察あるいはX線回折の結果から炭化物の粗大化およびそれにともなうオーステナイトの不安定化によるマルテンサイト変態に起因する。

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.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

本文は次のページから閲覧できます。

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 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. 結 言

面心立方格子 (fcc と略記) の鋼においては、軟鋼などの体心立方格子 (bcc) の鋼の時効で主役を演ずる侵入型溶質原子である C や N の拡散はおそく、また bcc 鋼中での侵入型溶質原子のように格子に異方性ひずみを起さないと考えられているため転位との作用は弱く、侵入型原子による時効は起りにくいとされている。その研究は少なく、わずかに Ni 鋼の 200°C 付近における C の挙動についての報告¹⁾ および Ni-Cr 鋼の室温付近における C についての報告²⁾ しかみられず、鋼以外の fcc 金属でも Ni 中の C および H についての報告^{3) 4) 5)} がみられるのみである。また Al などの純金属で

はとくに焼入により導入された空孔の挙動についての研究は多いが、鋼のように不純物原子を多く含むものではその分離がむずかしく、空孔に関する研究はほとんどなされていない。1.2%C-13%Mn オーステナイト鋼 (13 Mn 鋼) については 300°C 以上の高温における時効析出の報告はあるが、^{6) 7) 8) 9)} 低温でのひずみ時効についてのものは全くみられない。

本報では 13 Mn 鋼についておもに引張試験および電気抵抗の測定を行ない、ひずみ時効の機構について検討した。

2. 試料および実験方法

* 技術研究所厚板研究室主任研究員

** 技術研究所厚板研究室室長

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

用いた試料の化学成分をTable 1に示す。10 t 塩基性電弧炉溶製の鋼塊を熱間で厚さ 2.3mm に圧延し、中間固溶処理および冷間圧延により厚さ 1mm に仕上げ、最後に1,000°Cからの急冷による固溶処理を行なった。その原板より1×10×150 mm (G.L.=50mm)の引張試験片を圧延方向と平行に採取した。なお引張試験片は熱処理後に採取したので加工成形でひずみの影響が残らぬよう十分注意した。また厚さ 1mmの原板を 1.5mm幅に切断し、中間固溶処理をはさんで直径 0.9mm に線引し、石英カプセルに真空封じして、1,000°Cに30min 加熱したのち水冷して電気抵抗測定用試料とした。

引張によるひずみ時効試験はオートグラフを用い、室温において定ひずみ速度 ($\dot{\epsilon}=1.7 \times 10^{-3} \text{ sec}^{-1}$) で 15%の予ひずみを与えた後荷重をおろし、試験片を試験機から取りはずして油中あるいはエアバス中で時効処理をし、再引張を行ない、時効前後での応力-ひずみ曲線にあらわれる変化を調査した。

時効による比抵抗の変化 ($\Delta\rho$) をしらべるために -75°Cにおいて 15%の予ひずみを与えた試料を種々の条件で時効し電気抵抗を測定した。測定は横河電機製 P 7 B 型電位差計により液体窒素温度で行ない、350°Cで十分炭化物を析出させたダミイ試料を用いて温度の変動による測定誤差を取り除いた。

その他の試験としてビッカース硬さ計 (20kg荷重) および微小ビッカース硬さ計 (100g荷重) による硬さ測定、光学顕微鏡あるいは電子顕微鏡 (日本電子製 JEM-6A) による組織観察を行なった。また X 線回折は CrK α 線を用いて行なった。

3. 実験結果

1000°Cからの急冷による固溶処理をした 13Mn 鋼は fcc 構造であり、その変形機構は転位の移動、

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、ただら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生により serration があらわれるようになる。

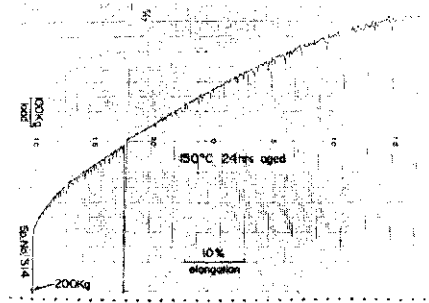
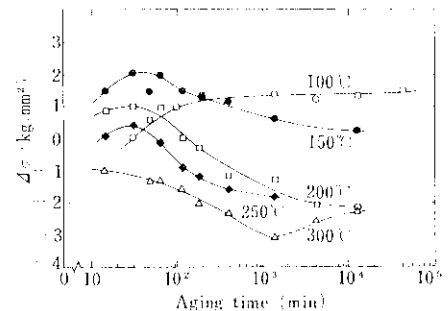
**Fig. 1** Typical load-elongation curve produced by testing 1.2%C-13%Mn steel**Fig. 2** Changes in aging index ($\Delta\sigma$) during aging of 1.2%C-13%Mn steel

Fig. 1 は荷重-伸び曲線の時効による変化の例を示している。Fig. 2 は 100°, 150°, 200°, 250° および 300°C における時効の進行の度合をあらわす時効処理前後での変形応力の差 $\Delta\sigma$ と時間の関係を示している。 $\Delta\sigma$ は時効の進行とともに増加しある時間で極大値になり、その後減少する。極大値を示す時間は時効温度が低いと長時間側に移行している。また Fig. 2 には示していないが 350°C 以上の高温時効では $\Delta\sigma$ はふたたび増加する傾向となり、450°C 以上の時効ではついに塑性変形をとまわず脆性破壊が起る。Fig. 3 はひずみなしおよび予ひずみ試料を 20~550°C の各温度で 24 hr 時効処理したときの硬さ変化を示し、300°C 以上の温度で、急激に硬くなることがわかる。これらの結果より 13Mn 鋼の時効の過程は

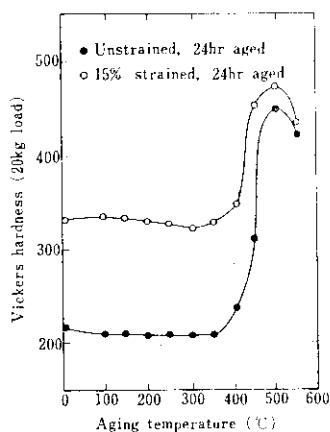


Fig. 3 Changes in hardness during aging of unstrained and strained 1.2%C-13%Mn steel

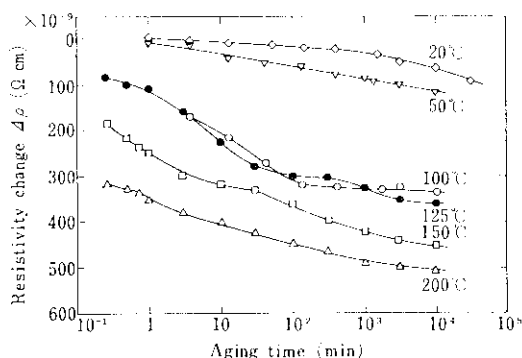


Fig. 4 Changes in $\Delta\rho$ during aging of 1.2%C-13%Mn steel strained 15%

- 1) 時効初期の硬化
- 2) 中期の軟化
- 3) 高温における時効末期にみられる硬化

の三段階にわけられる。

また Fig. 4 は 20~200°C における時効時間とともに $\Delta\rho$ の変化を示している。20°, 50°C の時効による $\Delta\rho$ の変化は少ないが、100°C 以上の時効では $\Delta\rho$ は単調な減少ではなく 2 段の変化を示し $300\sim350\times10^{-9}\Omega\text{ cm}$ 付近で平坦部を生ずる。この平坦部があらわれる時間には Fig. 2 にみられた $\Delta\sigma$ が極大値となる時間におよそ対応している。これ以後 $\Delta\rho$ は単調に減少し、いずれの温度でも 10,000min の保持時間では飽和しない。

Photo. 1 は 15% ひずみを与えた試料の時効による光学顕微鏡組織の変化を示したものである。

Photo. 1(a)(b) より引張試験でみられた 300°C 以下



(a) Unaged



(b) Aged 24 hr at 300°C



(c) Aged 24 hr at 350°C

Photo. 1 Effect of strain aging on the structure of 1.2%C-13%Mn steel ($\times 500$)



Photo. 2 Electron microscopic structure of 1.2%C-13%Mn steel pre strained 15% and aged 24 hr at 300°C

の低温での時効現象に対応する変化はまったく確認できないが、350°C以上の高温時効では、Photo. 1(c)にみられるように針状炭化物と思われる析出物が認められる。さらに Photo. 2は300°C 24hr時効処理をした試料の電子顕微鏡組織を示している。電子線回折はできなかったが直径およそ400Åの炭化物と考えられる析出物がみられる。

4. 考 察

4.1 時効前の状態

13Mn鋼は普通1,000°C付近から急冷されるが、C1.2%, Mn13%の標準成分でのMs点は-200°C以下であり、したがって急冷後の組織はCを過飽和に固溶した不安定オーステナイト組織となり、この固溶Cが時効現象の一因になると考えられる。^(a) 一般にfcc金属中での侵入型溶質原子は格子に異方性ひずみを起さないため固溶硬化量は小さいが⁽¹⁰⁾、固溶により格子がひずむことは観測されている。⁽¹¹⁾ したがって13Mn鋼のようにC含有量が多い場合は固溶硬化が認められ、たとえば固溶処理条件一定での硬さにおよぼすC量の影響は木戸、藤井⁽¹²⁾により報告されており、C量がふえると硬さは増加する。また Fig. 5は同一C量の13Mn鋼を固溶処理し、さらに900°Cおよび800°Cに再加熱後水冷して結晶粒界に炭化物を析出させてマトリックス中の固溶C量をかえ、微小ビッカース硬さ計(100g荷重)で測定したマトリックスの硬さ変化を示している。固溶C量が少ない長時間処理あるいは低温処理のものほど硬さは低く、固溶硬化の現象が明らかに認められる。800°C 25min加熱のものはマトリックスにも炭化物がみられるため硬くなっている。ただし13Mn鋼の硬さに対するCの影響を考える場合、単純な固溶硬化だけではなく、C量がオーステナイトの安定性すなわち変態に影響をおよぼすことおよび析出した炭化物による硬化についても注意しなければならない。いずれにしても1,000°Cより水冷された13Mn鋼は固溶硬化した状態にあり、次の時効処理で溶質原子の析出が考えられる。ところが予びず

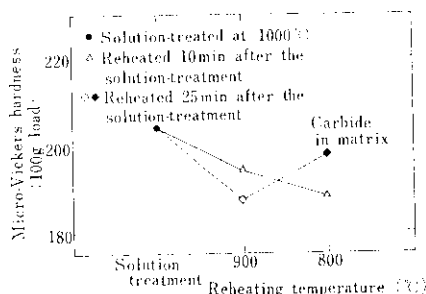


Fig. 5 Effect of reheating temperature on Micro-Vickers hardness of matrix

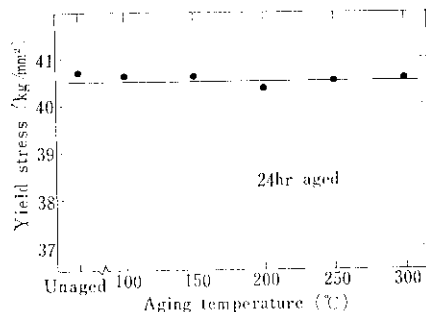


Fig. 6 Effect of aging on yield stress of unstrained 1.2%C-13%Mn steel

みがいない状態で種々の時効処理による降伏応力の変化をしらべると、Fig. 6にみられるように予びずみがない場合、降伏点への時効の影響は300°C 24hrでも全くみられず、したがってFig. 2にみられる変化は塑性変形が大きな役割を演じていることを示している。

塑性変形により導入される格子欠陥の変化としては、まず転位密度の増加があげられる。Ag単結晶の実験⁽¹³⁾によると塑性変形の第1段階における転位密度 ρ とひずみ量 ϵ との関係は $\rho \propto \epsilon$ で、第2段階では $\sqrt{\rho} \propto \epsilon$ であるとされている。電子顕微鏡による観察では15~20%変形された13Mn鋼の転位密度はおよそ $10^{11}\text{cm}^2/\text{cm}^3$ であり、急冷による固溶処理状態の $10^8\text{cm}^2/\text{cm}^3$ に対して大きく、さらに転位だけでなく変形により積層欠陥、積層欠陥が一層おきに配置された稠密六方格子(hcp)の ϵ -マルテンサイト⁽¹⁴⁾、さらに双晶⁽¹⁵⁾の形成がみられる。これらの格子欠陥はいずれもCの拡散を

(註) なおNについても類似の効果は期待できるが、その含有量はCにくらべ非常に少ないので無視できる。

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、ジョグの非保存運動により空孔が形成されるが、その濃度(c)は、Seitz¹⁶⁾、Mott¹⁷⁾、Van Bueren¹⁸⁾らによると塑性ひずみ(ε)と

$$c = \alpha \varepsilon^n \quad \dots\dots\dots (1)$$

の関係にある。 α および n は常数であり、その値は変形初期の一重すべり領域では $\alpha \approx 10^{-4}$ 、 $n = 5/4$ 、変形後期では $\alpha \approx 10^{-2}$ 、 $n = 2$ が与えられている。¹⁸⁾したがって15%のひずみが与えられた状態では $c \approx 2 \times 10^{-4}$ の空孔が導入されることになり、これらの空孔の存在はCの拡散を速くする間接的な影響だけでなく、転位との相互作用による直接的な影響をも与える。

4.2 時効の機構

Fig. 2にみられたような三段階の時効現象の原因としては次のことが考えられる。

(1) 時効初期の硬化

- a) C原子の雰囲気による転位の固着
- b) 炭化物の微細な析出粒子による析出硬化
- c) 空孔による転位の形態変化
- d) C原子-空孔対によるオーダーリング²⁾

(2) 中期の軟化

- a) 炭化物の析出、成長にともなうCによる固溶硬化量の低下
- b) 空孔濃度の減少
- c) 積層欠陥の消滅
- d) 転位密度の減少

(3) 高温における時効末期にみられる硬化

- a) 炭化物の成長、粗大化
- b) 固溶炭素量の減少にともなうマルテンサイト変態

まず時効初期の硬化について、その原因を考える。鋼の電気抵抗は一般に時効の進行にともなって減少するが、Fig. 2にみられる時効初期の $\Delta\sigma$ の極大値を示す時間に対応して $\Delta\rho$ にも平坦部を生ずること(Fig. 4)は $\Delta\rho$ が $\Delta\sigma$ に密接に関連することを示している。比抵抗 ρ は一般に固溶炭素量、空孔濃度、転位密度および積層欠陥密度に比例するといわれており、 $\Delta\rho$ はこれらのものの

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の時効によって転位や積層欠陥が消滅するとは考えられないので $\Delta\rho$ の変化はこれら以外のC原子あるいは空孔が関与する現象をあらわしていることになる。一般に空孔も含め溶質原子の析出はJohnson-Mehl¹⁹⁾の式(2)であらわされ、析出の割合 f は時間 t に依存している。

$$f = 1 - \exp\{-(kt)^n\} \quad \dots\dots\dots (2)$$

したがって(2)式で $k^n = K$ とおけば

$$\ln \frac{1}{1-f} = Kt^n \quad \dots\dots\dots (3)$$

の関係が得られる。 K 、 n は常数で、 K の中に活性化エネルギーが含まれている。そこでFig. 4で得られた平坦部を時効初期の変化の終了点と考え、その値を $\Delta\rho_s$ とすると $\Delta\rho/\Delta\rho_s$ は規格化した割合 f を示すことになる。(3)式における $\log\{\ln 1/(1-f)\}$ と $\log t$ の関係はFig. 7に示され、さらにFig. 8はクロスカット法により求めた $\log t$ と析出温度の逆数 $1/T$ の関係を示している。

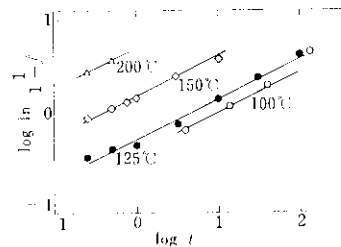


Fig. 7 Relation between $\log\{\ln \frac{1}{1-f}\}$ and $\log t$ at early stage of aging

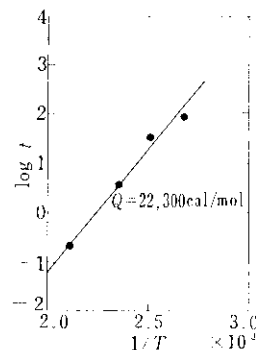


Fig. 8 Relation between $\log t$ and $\frac{1}{T}$ at $f=0.9$ in the case of Fig. 7

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。

オーステナイト中でのC原子の拡散の活性化エネルギーは33,000cal/molといわれており²⁰⁾フェライト中での値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をしたり、空孔により拡散が促進されたり、あるいは積層欠陥の境界部での拡散が起ったりするため、見かけ上活性化エネルギーが低下する可能性は考えられる。しかしこのようにC原子の拡散が格子欠陥により促進されるためにはC原子はまずその欠陥にまで移動することが必要であり、この過程が律速になるはずである。したがって時効初期の変化はC原子の移動による現象ではないといえよう。

fcc鉄中における空孔の移動の活性化エネルギーは現在のところ実測されていないが、WestwoodとBroom²¹⁾によるとfcc金属中での空孔の移動の活性化エネルギーは自己拡散の活性化エネルギーの1/2であるとされている。オーステナイトでの自己拡散の活性化エネルギーの値64,000cal/mol²²⁾より計算すると空孔の移動の活性化エネルギーは21,000cal/molとなる。また一般に空孔の移動の活性化エネルギーはその金属の融点に比例するといわれており、Cuの融点1,080°Cに対して13Mn鋼では1,345°Cであるので、Cuについて求められている15,500cal/molより計算すると19,000cal/molが得られる。いずれにしても20,000cal/mol程度であるから本実験で得られた値とかなりよく一致している。

空孔の熱エネルギーによる1sec間のジャンプ数 n は Maxwell-Boltzmann の式(4)により示される。

$$n = A z \nu \exp\left(-\frac{Q}{kT}\right) \dots \dots \dots (4)$$

ここで A はエントロピーに関連した定数 (≈ 1)、 z は格子の配位数、 ν は原子の振動数 ($\approx 10^{13}\text{sec}^{-1}$)、 Q は移動の活性化エネルギー、 k は Boltzmann 定数、 T は絶対温度である。時効初期の終了時間は Fig. 4 より 125°C で 300min, 150°C で 30min,

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であるとすればその距離は 1,000~3,000Å と計算される。一方15%ひずみを受けた13Mn鋼の転位密度はおよそ 10^{11}cm/cm^2 であるので、この転位が1様に分布しているとすればその平均間隔はおよそ 1,000Å となり、転位間に存在する空孔は全部転位に到達できると考えられる。また時効初期での比抵抗の変化量は 100~200°C の各温度ともすべて $300 \sim 350 \times 10^{-9}\Omega\text{cm}$ で一致している。与えられた塑性ひずみ量は各試料とも15%で一定であるので、この時期の $\Delta\rho$ の変化は塑性変形により生じた空孔が転位へ拡散して消滅したことによると考えることができる。また15%ひずみによって形成された空孔の量は(1)式により推定できるから比抵抗の変化がそれらの消滅によるのみおこるとすれば空孔の比抵抗への寄与率は計算でき $15\mu\Omega\text{cm/at}\%$ であった。この値は従来fcc金属について求められている値²³⁾よりやや大きい。なおC原子-空孔対のオーダーリング²⁴⁾は空孔が移動する場合のごく初期の数回のジャンプでおこる現象と考えられ、125°C 300min も要する現象はオーダーリングによるものではないと考えられる。以上のことから時効初期の硬化は空孔が転位に吸収され転位の形態に変化がおこったことによると考えるのが妥当のようである。

時効中期の軟化については、まず転位の消滅は熱活性により安定な位置に移動した正負の転位の合体や空孔が転位に吸収されることにより起るが、転位が自由に動けるほど時効温度は高くなく、また空孔の数も熱平衡的に存在するものが低温であるので期待できないから転位密度を減少させるほど多くない。積層欠陥の消滅も自己拡散が必要でありこの温度では考えられない。したがって軟化の機構は塑性変形で導入された空孔濃度の減少あるいは炭化物の生成にともなう固溶炭素量の減少の二つに示はられるが、空孔はすでに時効初期で転位に吸収されつくしていると思われる。

Fig. 4 において 200°C 1,000 min 時効によっても $\Delta\rho$ は一定値にならず時効中期終了点は求められていないが、Fig. 2 で $\Delta\sigma$ の極小値がみられる

300°C 1,000min前後の時効によって $\Delta\rho$ 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 $\log t$ の関係を求めると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 $\Delta\sigma$ 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濃度が減少し固溶硬化量が低下したと考えるのがよいようである。

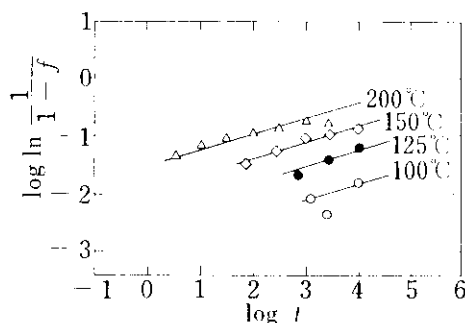


Fig. 9 Relation between $\log\{\ln \frac{1}{1-f}\}$ and $\log t$ at second stage of aging

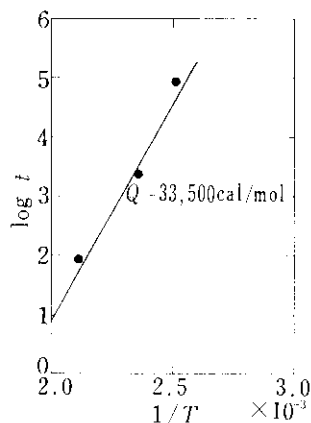


Fig. 10 Relation between $\log t$ and $\frac{1}{T}$ at $f=0.1$ in the case of Fig. 9

高温における時効末期ではFig. 2 および Fig. 3 にみられる著しい硬化があり、この現象についてはすでにいくつかの報告がなされ、炭化物の生成およびオーステナイトの不安定化によるとされて

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

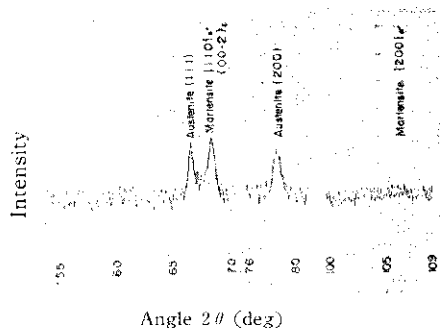


Fig. 11 Copy of X-ray diffraction chart of 1.2%C-13%Mn steel aged at 450°C

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 ϵ 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し、bccあるいはbccの[110]またはhcpの(002)のピークが認められる。

5. 総 括

1.2%C-13%Mn 鋼のひずみ時効を検討するため主として引張試験および電気抵抗の測定を行なった。その結果次のことがわかった。

(1) 引張試験でみられる時効過程は低温あるいは短時間の時効による初期の硬化、引き続いておこる中期の軟化、さらに末期の急激な硬化の三つの段階に分けられる。

(2) 電気抵抗の変化を解析することによって、初期の時効の機構は塑性変形を導入された空孔が転位で消滅することによる転位の形態変化、中期は炭化物の析出にともなうマトリックス中の固溶C量の減少による固溶硬化量の低下、さらに末期は組織観察あるいはX線回折の結果から炭化物の粗大化およびそれにとまらうオーステナイトの不安定化によるマルテンサイト変態に起因すると考えられる。

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) E. Mancherauch and O. Vöhringer : Acta Met., **11** (1963), 157
- 5) G. C. Smith and T. Boniszewski : Acta Met., **11** (1963), 165
G. C. Smith and B. A. Wilcox : Acta Met., **13** (1965), 331
- 6) K. J. Irwin and F. B. Pickering : Iron Steel, (U.K.) April (1956), 135, May (1956), 169
- 7) A. E. W. Smith : J. Iron Steel Inst., **186** (1957), 425
- 8) 橋浦, 渡辺 : 金属学会誌, **22** (1958), 557
- 9) 今井, 斎藤 : 金属学会誌, **25** (1961), 57, 鉄と鋼, **46** (1960), 195, **47** (1961), 1682
- 10) R. L. Fleischer : Acta Met., **10** (1962), 835
- 11) N. J. Petch : J. Iron Steel Inst., **145** (1942), 111
- 12) 木戸, 藤井 : 鉄と鋼, **45** (1959), 1097
- 13) H. J. Levinstein and W. H. Robinson : The relation between the structures and mechanical properties of metals, (1963), 180
- 14) 西山, 清水, 岡 : 金属学会誌, **22** (1958), 532
- 15) W. N. Roberts : Trans. AIME, **230** (1964), 372
- 16) F. Seitz : Advan. Phys., **1** (1953), 43
- 17) N. F. Mott : Phil. Mag., **43** (1952), 1151, **44** (1953), 187, 742
- 18) H. G. Van Bueren : Z. Metallk., **46** (1955), 272, Acta Met., **3** (1955), 519
- 19) W. A. Johnson and R. F. Mehl : Trans. AIME, **135** (1939), 416
- 20) W. Batz and R. Mehl : Trans. AIME, **188** (1950), 553
- 21) A. Westwood and T. Broom : Acta Met., **5** (1957), 249
- 22) D. Graham and D. H. Tomlin : Phil. Mag., **8** (1963), 1581
- 23) 幸田 : 金属物理学序論, (1964), 73