

論 文

UDC 669.15'295-192 : 669.15'3-192 : 539.52 : 621.785.78

フェライト鉄の低温引張性質におよぼす第2相粒子の影響*

浜 野 隆 一**・津 谷 和 男***

The Effect of Second Phase Particles on the Tensile Properties of Ferritic Iron at Low Temperature

Ryuichi HAMANO and Kazuo TSUYA

Synopsis:

The effect of two kinds of the finely dispersed particles with different elastic modulus from iron matrix (ϵ -Cu and TiN) on the low temperature ductility of ferritic iron was investigated.

ϵ -Cu particles were uniformly dispersed in the matrix by aging of Fe-1.83%Cu alloy at 700°C for 96 h, whereas TiN particles were uniformly dispersed by internal nitriding of Fe-0.1%Ti alloy at 700°C for 4 h. By the presence of TiN particles, the elongation at 77 K of ferritic iron with 150 μ grain diameter increased by about 20%, whereas, by the presence of ϵ -Cu particles, the elongation at 77 K of ferritic iron with 60 μ grain diameter decreased by about 20%. The reason is considered that the presence of TiN particles favors cross slip of screw dislocation around these particles which changes the deformation mode of coarser grained ferritic iron from twinned to slipped, whereas ϵ -Cu particles do not work so.

1. 緒 言

鉄の延性は試験温度の低下とともに減少し、その傾向は結晶粒の大きなフェライトほど著しい。大きな結晶粒のフェライトでは、77 K で双晶変形が優先し、ほとんど延性を示さずに破断する。この大きなフェライト粒の中に分散した微細な第2相粒子 (TiN) は、鉄の双晶変形を抑えることにより低温延性を改善することを明らかにした¹⁾。一方、鉄よりも剛性率の小さな ϵ -Cu 粒子は、TiN 分散粒子と異なり、77 K の引張変形では転位によつて切られる²⁾。このような第2相粒子と転位との相互作用の違いから、 ϵ -Cu 析出粒子は TiN 分散粒子と異なつたフェライトの低温延性への効果を持つと予想される。

HORNBOGEN³⁾は、 ϵ -Cu 析出粒子を含むフェライトの室温変形では ϵ -Cu 析出粒子が転位源として作用すると報告している。しかし、77 K でフェライトを変形させた場合、第2相粒子の存在により双晶変形が抑制されてすべり変形に変わるのはその第2相粒子が転位源として作用することによるのか、または、それが交差すべりを起しやすくすることによるのかは明らかでない。

本実験では、77 K でのフェライトの低温延性におよぼ

す第2相粒子の影響を、地鉄中に分散させた、鉄よりも剛性率の大きな TiN 粒子と小さな ϵ -Cu 粒子とを対比させながら検討した。得られた結果の解析を容易にするために、TiN 分散粒子は Fe-0.1%Ti 合金を内部窒化することにより、また、 ϵ -Cu 析出粒子は Fe-1.83%Cu 合金を過時効させることにより地鉄中に分散させた。

2. 実 験 方 法

電解鉄と Ti 合金 (Fe 30.6%-Ti 69.4%) および電解鉄と無酸素銅を高周波真空溶解炉でそれぞれ 17 kg 溶解して Fe-Ti 合金および Fe-Cu 合金の鋳塊を得た。なお、Fe-Cu 合金には Ti を脱炭、および脱酸剤として添加した。Fe-Ti 合金は 1200°C × 30 min, Fe-Cu 合金は 1080°C × 2 h 加熱後熱間圧延し、さらに冷間圧延をして 1.2 mm の板とした。供試材の化学組成は、(1) Fe-Cu 合金は 1.83%Cu, 0.16%Ti, 0.007%C, 残り Fe, (2) Fe-Ti 合金は 0.10%Ti, 0.005%C, 残り Fe であつた。

冷間圧延材から平行部長さ 30 mm, 幅 4.0 mm, 厚み 1.0 mm の引張試験片を採取した。両供試材とも引張試験片の結晶粒度を調整するために熱処理¹⁾を行なつた。

つぎに、微細な第2相粒子を分散させるために、Fe-

* 昭和 51 年 11 月 1 日受付 (Received Nov. 1, 1976)

** 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals, 2-3-12 Nakameguro Meguro-ku Tokyo 153)

*** 金属材料技術研究所 工博 (National Research Institute for Metals)

Ti 合金は $700^{\circ}\text{C} \times 4\text{h}$ の内部窒化のあと、 $680^{\circ}\text{C} \times 72\text{h}$ の脱窒処理および $850^{\circ}\text{C} \times 48\text{h}$ の焼鈍を行なった。得られた TiN 相の大きさは約 $1500\text{\AA}$ で角状をなし、その体積率は 0.22% であった。また、Fe-Cu 合金は $840^{\circ}\text{C} \times 4\text{h}$ の溶体化処理後 700°C の等温時効処理を行ない、 $\epsilon\text{-Cu}$ 粒子を析出させた。得られた $\epsilon\text{-Cu}$ 粒子の体積率は 1.1% で、その大きさは約 $200 \sim 1200\text{\AA}$ で約 $300\text{\AA}$ の直径を境として、析出粒子の形状は球形から棒状へと変化することが知られた。棒状析出物の大きさはその軸長で示した。また、 $\epsilon\text{-Cu}$ 粒子は粒内に析出し、粒界にはほとんど見られなかった。

つぎに、TiN および $\epsilon\text{-Cu}$ 粒子の低温延性および引張挙動におよぼす影響を検討するために、室温から 77K まで試験温度を変えて歪速度 $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ の引張試験

を行なった。

3. 実験結果

3.1 鉄の降伏応力の結晶粒度依存性におよぼす $\epsilon\text{-Cu}$ および TiN 第 2 相粒子の影響

Fig. 1 は Fe-1.83% Cu 合金を 700°C で等温時効した場合の室温での 0.2% 耐力 ($\sigma_{0.2}$ と略記) と 77K での伸びの変化を示す。

Fig. 2 は $\epsilon\text{-Cu}$ および TiN 第 2 相粒子を含む合金の室温での $\sigma_{0.2}$ と結晶粒の大きさ ($2d = \text{平均直径}$) の関係を示す。すなわち、Fe-1.83% Cu 合金については 840°C の溶体化処理材、 700°C 時効での最高硬さ状態 (5 min)、過時効の段階で約 $200\text{\AA}$ の大きさを持つ球状の $\epsilon\text{-Cu}$ 粒子が析出した場合 (30 min)、およびさらに時効を行なつて約 $1200\text{\AA}$ の大きさを持つ棒状の $\epsilon\text{-Cu}$ が析出した場合 (96 h) の結果を示す。本図から明らかなように、直線の勾配 (K_y) は溶体化状態ではあまり大きくないが、最高硬さを示す $700^{\circ}\text{C} \times 5\text{ min}$ 時効した場合が最も大きく、以後時効時間の経過とともに減少する。そして溶体化状態の $K_y = 0.8 \text{ kg} \cdot \text{mm}^{-3/2}$ は Ti 添加して侵入型元素を軽減させた純鉄の値 ($K_y = 1.0 \text{ kg} \cdot \text{mm}^{-3/2}$) とほぼ同じである。 700°C の時効の程度によつて、Fe-1.83% Cu 合金の K_y 値が変わるのは Cu の析出状態に起因するものと考えられる。

一方、Fe-0.1% Ti 合金の内部窒化によつて得られた TiN 分散粒子は約 $1500\text{\AA}$ の大きさで角形の形状を持っていた。地鉄中の Ti はほとんど TiN の形で析出していると考えられるから供試材の $\sigma_{0.2}$ の結晶粒度依存性が消失したのは TiN 分散粒子によるものと考えられ

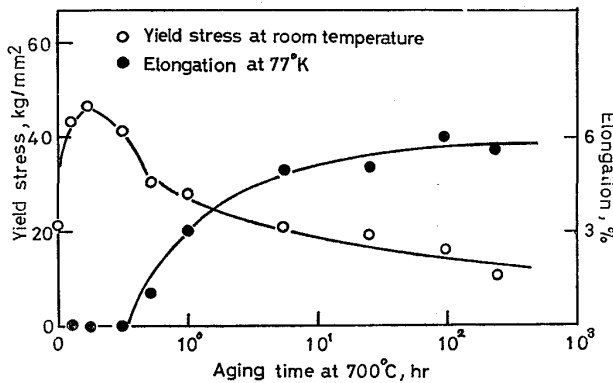


Fig. 1. Yield stress or $\sigma_{0.2}$ at room temperature and elongation at 77K of Fe-1.83%Cu alloy aged for different time at 700°C .

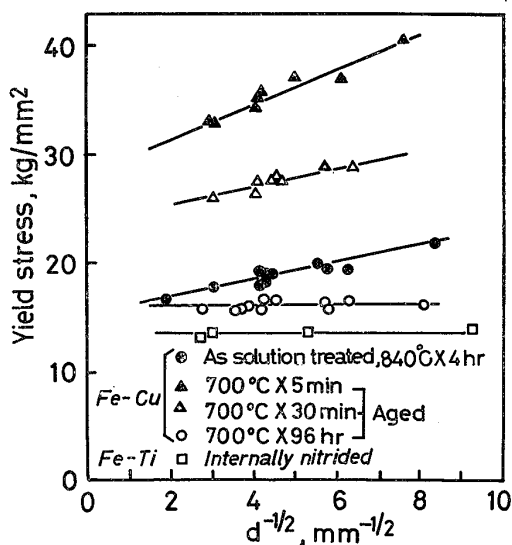


Fig. 2. Effect of fine dispersed particles on grain size dependence of yield stress or $\sigma_{0.2}$ at room temperature of Fe-1.83%Cu alloy aged under different conditions and internally nitrified Fe-0.1%Ti alloy.

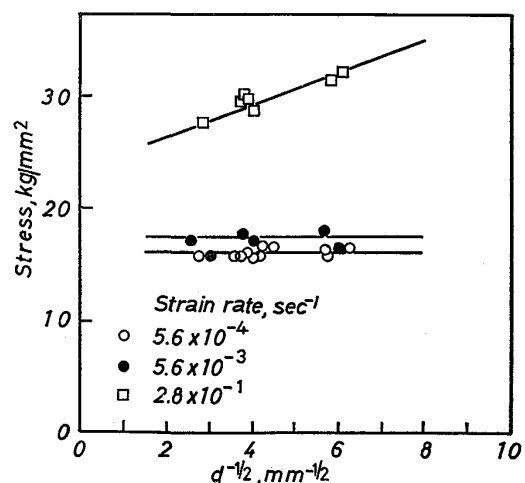


Fig. 3. Effect of strain rate on grain size dependence of yield stress or $\sigma_{0.2}$ at room temperature of Fe-1.83%Cu alloy aged for 96h at 700°C .

る。

Fig. 3 は $700^{\circ}\text{C} \times 96\text{ h}$ 過時効した Fe-1.83%Cu 合金の $\sigma_{0.2}$ の結晶粒度依存性への歪速度の影響を示す。 K_y 値は歪速度依存性を示し、歪速度が大きくなると増加する。

Fig. 4 は Fe-1.83%Cu 合金および内部窒化された Fe-0.1%Ti 合金の K_y の温度変化を示す。溶体化処理された Fe-1.83%Cu 合金の K_y は温度の低下とともに増加し、その増加傾向は低温ほど大きい。一方、 $700^{\circ}\text{C} \times 96\text{ h}$ 時効した Fe-1.83%Cu 合金の K_y は約 200K ま

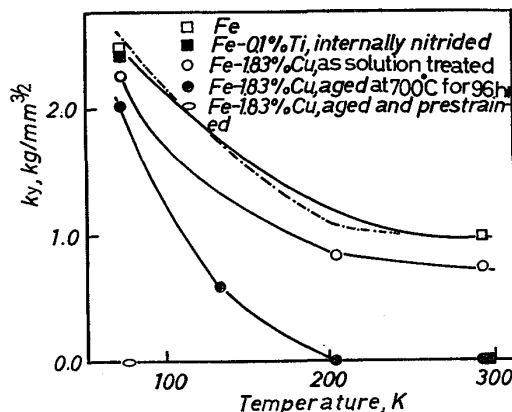


Fig. 4. Temperature dependence of K_y value of Fe, internally nitrated Fe-0.1%Ti alloy, Fe-1.83%Cu alloy aged for 96h at 700°C and Fe-1.83%Cu alloy prestrained 2.0 % at room temperature after aged under the same condition. Dotted line; calculated from the equation (1).

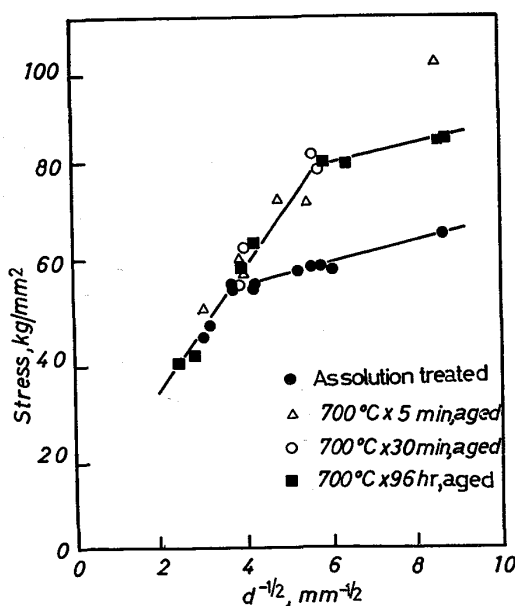


Fig. 5. Grain size dependence of yield stress or $\sigma_{0.2}$ at 77K of Fe-1.83%Cu alloy aged under different condition.

ではほぼ変わらず 0 で温度依存性を示さないが、77K では溶体化材とはほぼ同じ値を示す。また、TiN 分散粒子を含む場合にも 77K では第2相粒子を含まない純鉄の値に近づく傾向を示す。

Fig. 5 は 77K の $\sigma_{0.2}$ の結晶粒度依存性を Fe-1.83%Cu 合金の溶体化材、 $700^{\circ}\text{C} \times 5\text{ min}$ の時効材、 $700^{\circ}\text{C} \times 30\text{ min}$ および $700^{\circ}\text{C} \times 96\text{ h}$ 過時効材について示す。 $700^{\circ}\text{C} \times 5\text{ min}$ の時効材を除いて、 $\sigma_{0.2}$ の結晶粒度依存性には遷移点が認められる。結晶粒の小さい領域での弱い結晶粒度依存性を示す領域はすべりにより降伏し結晶粒の大きな領域での強い結晶粒度依存性を示す領域は双晶により降伏する領域である¹⁴⁾。最高硬さ状態では調べた全結晶粒度範囲にわたって双晶により降伏する (Photo. 1)。時効の進行とともに、結晶粒の小さい領域ではすべり変形により降伏するようになる。しかし、降伏が双晶変形からすべり変形へ遷移する結晶粒の大きさは、過時効材でも溶体化材に比較して、より小さな結晶粒側に位置している。

Fig. 6 は溶体化材、最高硬さ状態 ($700^{\circ}\text{C} \times 5\text{ min}$)、および過時効状態 ($700^{\circ}\text{C} \times 30\text{ min}$, 5, 25 および 100 h) に処理された Fe-1.83%Cu 合金に引張変形 (77K)

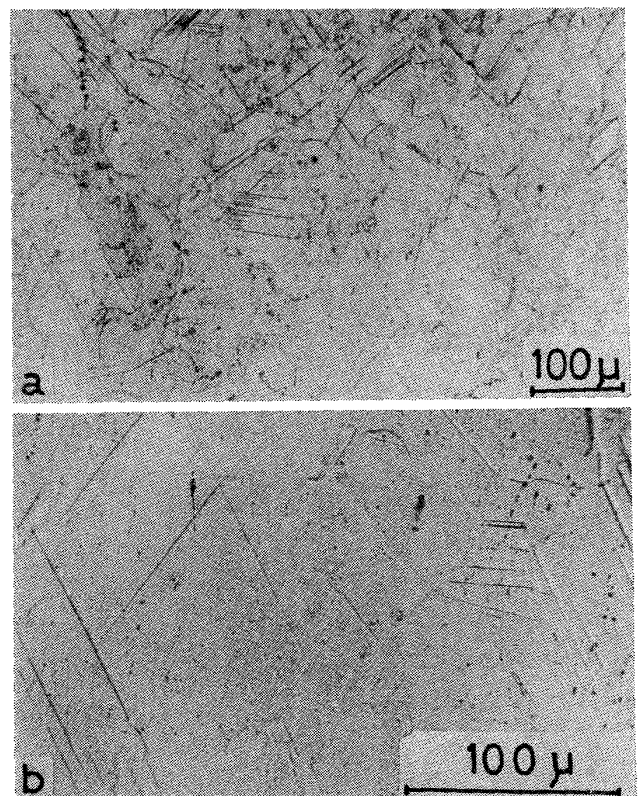


Photo. 1. Optical micrographs of deformation twin of Fe-1.83%Cu alloy stressed to yield stress or $\sigma_{0.2}$ at 77K, after aged for 5 min at 700°C .

を与えた場合の双晶発生頻度を破断面からの距離の関数として示す。双晶発生頻度は試験片の表面上の破断面に平行な任意の線上の全結晶粒 (約80個) のうちの双晶変形を含む結晶粒の割合とした。図示したように、溶体化状態の Fe-1.83%Cu 合金は純鉄の場合と大差ない。700°C × 5 min の時効で双晶発生頻度は著しく増加するが、時効の進むにつれて双晶発生頻度は少なくなり、HORNBOGEN⁵⁾ の結果と一致する。しかしながら溶体化状態に比べて双晶の発生が少なくなる傾向は認められなかった。

Fig. 7 は Fe-1.83%Cu 合金の溶体化材と 700°C × 96 h 時効材の 77K での全伸びと結晶粒度との関係を示

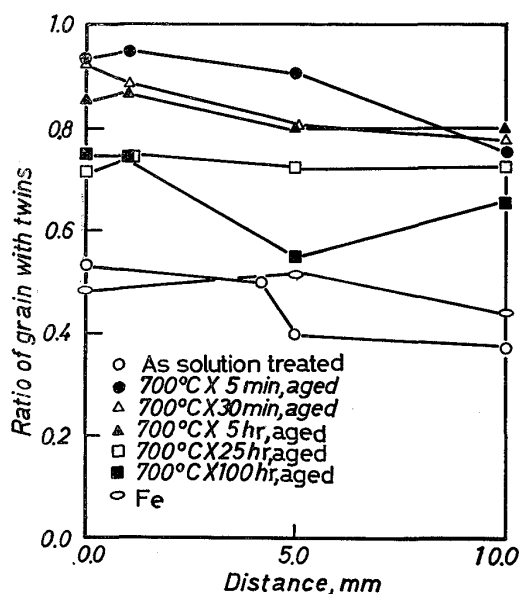


Fig. 6. Ratio of the number of twinned grains to the total number of grains at 77K as a function of the distance from the fracture surface in Fe-1.83%Cu alloy aged under different conditions.

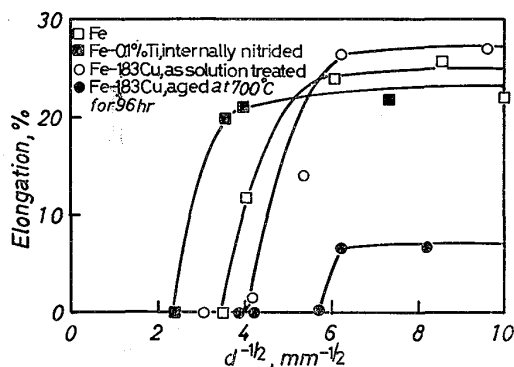


Fig. 7. Grain size dependence of elongation at 77K in Fe, internally nitrided Fe-0.1% Ti alloy and Fe-1.83%Cu alloy of as solution treated and Fe-1.83%Cu alloy aged at 700°C for 96h.

す。700°C × 96 h 時効材は時効時間によらずほぼ一定の延性を示す過時効段階 (Fig. 1) に対応し、また 840°C 48 h 加熱の TiN 分散粒子とほぼ同じ大きさの ϵ -Cu 粒子を有する。 ϵ -Cu 析出粒子は結晶粒の大きさの全範囲にわたって溶体化材の低温延性を低下させることが知られる。また、Fe-1.83%Cu 合金の溶体化材の低温延性が急激に低下する結晶粒の大きさは純鉄の低温延性が急激に低下する結晶粒より小さい。これが、固溶 Cu によるものか O または C の影響によるものかは明確にできなかった。しかしながら、700°C の時効処理により地鉄中の固溶 Cu 量は減少するので、溶体化材に比較して ϵ -Cu 析出粒子を含む時効材の低温延性が小さいのは、時効にともなう地鉄中の Cu 濃度の変化によるものでなく地鉄中に析出した ϵ -Cu 粒子の影響によるものと考えられる。このように ϵ -Cu 析出粒子による鉄の低温延性の改善効果は認められず、TiN 分散粒子に認められた低温延性改善効果と対照的な結果を示す。

Photo. 2 には室温で降伏応力 ($\sigma_{0.2}$) 程度の応力で変形

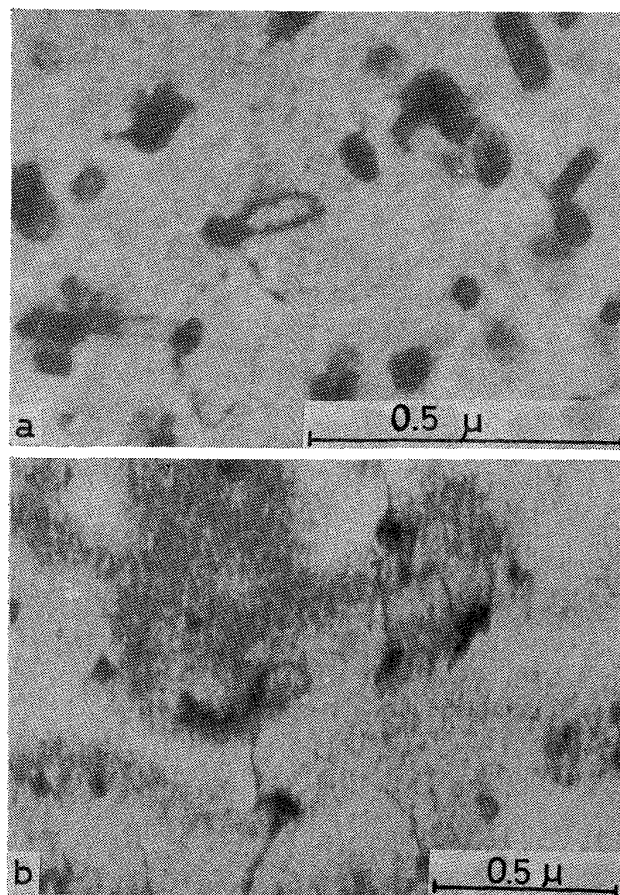


Photo. 2. Transmission electron micrographs of dislocation structure around (a) ϵ -Cu particles and (b) TiN particles, stressed to just below yield stress or $\sigma_{0.2}$ at room temperature.

された Fe-1.83%Cu 合金の 700°C×96h 時効材および 850°C×48h 加熱された TiN 分散粒子を含む鉄の転位組織を示す。σ_{0.2} 程度の応力負荷で、HORNBOGEN³⁾が示しているように、ε-Cu 粒子および TiN 分散粒子のまわりに転位ループの発生が認められ、析出物が室温変形初期では転位源の働きをしているものと考えられる。

Photo. 3 は 77K で 5.0% の歪を与えた Fe-1.83% Cu 合金の 700°C×96h 時効材および 1.1% の歪を与えた TiN 粒子を含む鉄の転位組織である。TiN 分散粒子を含む鉄では転位が粒子のまわりから張りだしている。また析出粒子のところに大きなダイポールが認められ、TiN 分散粒子は転位への強い抵抗を示している。これに対し、ε-Cu 粒子を含む時効材では均一に分布した直線状のらせん転位が主であり、転位が ε-Cu 粒子近傍でほとんど直線的であることから、ε-Cu 粒子はらせん転位によつて切断されていると思われる。

Photo. 4 は Fe-1.83%Cu 合金の 700°C×96h 時効材および 850°C×48h 加熱された TiN 粒子を含む鉄の

77K での変形双晶を示す。TiN 粒子を含む鉄の場合 (Photo. 4 b), 双晶境界が TiN 粒子によつて曲げられている (双晶境界であることを電子線回折にて確認) ことは、TiN 粒子が双晶の成長に対して抵抗となつていていることを示唆しているものと考えられる。これに対し、ε-Cu 粒子を含む鉄の場合 (Photo. 4 a), 双晶はほとんど直線的な形態を有し、ε-Cu 粒子が双晶の成長にとつて強い抵抗として働かないことを示唆しているものと考えられる。

4. 考 察

4.1 第2相粒子 (ε-Cu および TiN) の転位源としての作用と低温延性

Li⁶⁾ によれば、結晶粒界は隣接粒への転位源として作用し、外力の作用のもとに結晶粒界上の欠陥 (ledge) は隣接結晶粒へ転位を放出し、転位密度を増加させる。その増加は $3m/2d$ 程度である。したがつて、転位源として結晶粒界が支配的な場合には、Hall-Petch の式は、

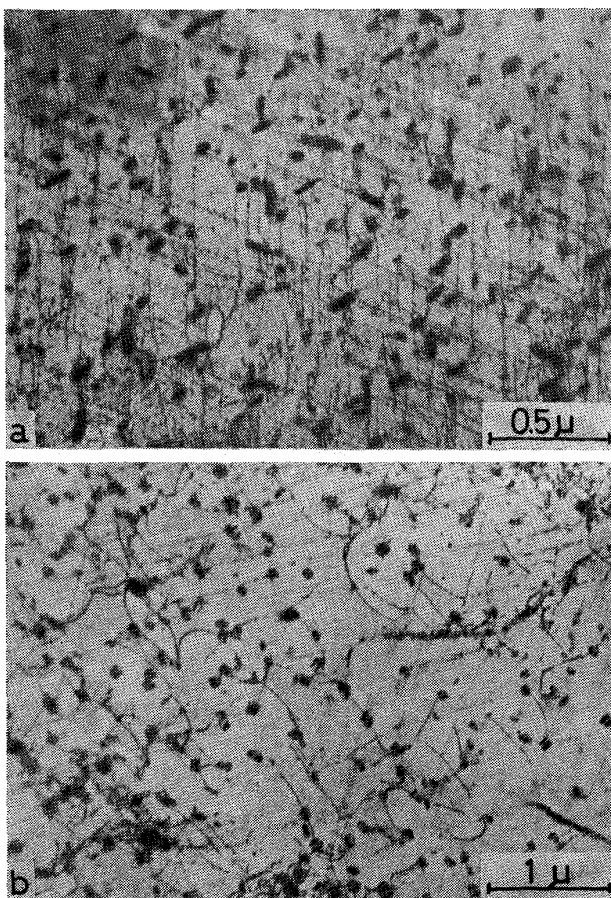


Photo. 3. Transmission electron micrographs of (a) Fe-1.83%Cu alloy strained 2.0% at 77K after aged for 96h at 700°C and (b) internally nitrided Fe-0.1%Ti alloy strained 1.1% at 77K.

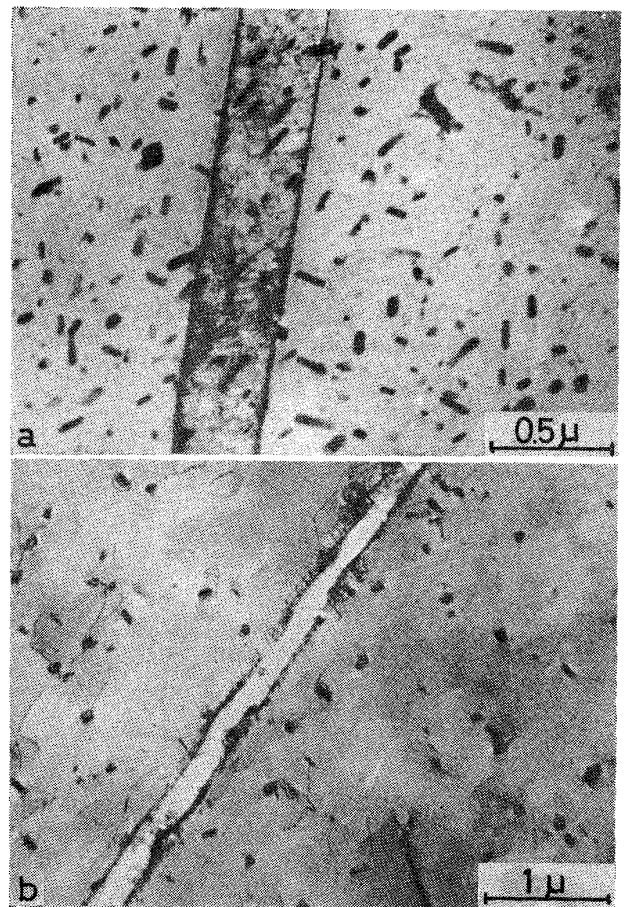


Photo. 4. Transmission electron micrographs of deformation twin at 77K of (a) Fe-1.83%Cu alloy aged for 96h at 700°C and (b) internally nitrided Fe-0.1%Ti alloy.

$$\sigma_y = \sigma_f + \alpha \mu b \sqrt{3m} d^{-1/2} \dots\dots\dots (1)$$

で表わせる. ここに, σ_f は摩擦抵抗, m は ledge の密度, μ は剛性率, b はバーガスベクトル, α は常数. m は試験温度によつて変化しないと考えられ, C が存在しない場合, 粒界からの転位放出は比較的低応力下で起こるので, K_y の温度依存性は α の温度依存性と一致すると考えられる.

α の値は種々の研究者によつて測定されている. α は転位の配列に関係し, 均一にらせん転位が分布する低温ほど大きくなる⁷⁾. 林立転位が無限に強い場合, α の値は, FOREMAN⁸⁾によると 0.81, 池田⁷⁾によると 1.0 と考えられ, 77K での α 値を ≈ 1.0 と仮定し, 主として結晶粒界が転位源として働くものとして, K_y の温度依存性を求めた結果を Fig. 4 に鎖線で示す. その K_y の傾向は溶体化のままの Fe-1.83%Cu 合金の結果とよく一致している. このことから第 2 相粒子を含まない固溶状態の Fe-Cu 合金の K_y の温度依存性は結晶粒界近傍の転位配列に関係しているものと考えられる. 一方, 結晶粒界以外にも粒内に転位源が存在すれば, (1) 式は

$$\begin{aligned} \sigma_y &= \sigma_f + \alpha \mu b \sqrt{\rho_p + \rho_d} \\ &= \sigma_f + \alpha \mu b \left(\rho_p + \frac{3m}{d} \right)^{1/2} \dots\dots\dots (2) \end{aligned}$$

のように仮定できる. ここに ρ_p は粒内に存在する転位密度, ρ_d は粒界からの寄与による転位密度. (2) 式から降伏時に結晶粒界からの転位発生頻度に比較して粒内の転位発生頻度が大きければ, 降伏応力の結晶粒度依存性が消失することが予想される. それゆえ, Fig. 2 に示したように, 700°C×96h 時効した Fe-1.83%Cu 合金および内部窒化した Fe-0.1%Ti 合金において, 室温で測定した降伏応力の結晶粒度依存性が消失したのは, 第 2 相粒子 (ϵ -Cu および TiN) が引張応力下で転位源として働くことが原因と考えられる.

一方, 700°C×96h 時効した Fe-1.83%Cu 合金および内部窒化した Fe-0.1%Ti 合金を 77K で試験した場合には, 降伏応力の結晶粒度依存性は, 第 2 相粒子を含まない純鉄または溶体化した Fe-1.83%Cu 合金と同一の傾向を示すが, 700°C×96h 時効した Fe-1.83%Cu 合金に室温で 2.4% の引張予歪を与え, 77K の引張変形に十分な転位 (転位密度 $\approx 2 \times 10^9/\text{cm}$) を結晶粒内に導入した場合には, 供試材の降伏応力の結晶粒度依存性が消失した. このことから, 第 2 相粒子 (ϵ -Cu および TiN) は 77K の変形で, 転位源として作用していないと思われる.

以上の考察では, 転位の平均自由行程は主としてフェライト粒径に支配されると仮定した. フェライト粒径が

転位の平均自由行程と異なれば, 降伏応力または流動応力は Hall-Petch の式で整理できない⁹⁾. ANANO ら¹⁰⁾は球状炭化物を含む炭素鋼の降伏応力は Hall-Petch の関係で整理できること, 直線の勾配 K_y は炭化物を含まない軟鋼の値とほぼ同一であることを示した. HANSEN¹¹⁾は Al_2O_3 粒子を含む Al で同じ結論を示した. 本研究において, 77K で第 2 相粒子 (ϵ -Cu と TiN) を含むフェライト鉄の降伏応力の結晶粒度依存性は, ϵ -Cu 粒子を含まない Fe-1.83%Cu 合金または Fe とほぼ同一である. このことから, 第 2 相粒子が存在する場合にも, フェライト粒径は降伏応力の粒度依存性の支配的因子であると考えられる.

したがって, 室温で転位源として作用する第 2 相粒子 (ϵ -Cu および TiN) は 77K でその作用が消失すると考えられ, 77K では, 鉄の低温延性を第 2 相粒子の転位源作用によつて改善する効果を期待できない.

ASHBY¹²⁾が指摘しているように, すべり面上にある析出物にらせん転位が近づくと, 転位は析出物と地鉄の弾性率の違いによつて生ずる力を受ける. 析出粒子の剛性率が地鉄の値よりも小さい Fe-Cu 合金の場合, 転位は ϵ -Cu 粒子に引きよせられ, 同時に, 77K では鉄のらせん転位は直線になる傾向が強い⁷⁾ため, 転位は ϵ -Cu 粒子を切断して安定な配置をとる. しかしながら, 地鉄よりも大きな剛性率を持つ TiN 粒子 ($\mu_{\text{TiN}} \approx 1.7 \mu_{\text{Fe}}$) の場合, らせん転位は斥力型の力を受ける. TiN 分散粒子は変形しないので, らせん転位は TiN 粒子のまわりを回り込んでゆく (Photo. 3). 交差すべり面が主すべり面と 45° の角度をなすとすると, 交差すべり面上の分解剪断応力は,

$$\tau = \tau_0 \times \frac{l_p}{2R} \cot 45^\circ \approx 13 \times \tau_0 \dots\dots\dots (3)$$

ここに, τ_0 は Orowan 機構に基づく応力, $2R$ は析出粒子の大きさ, l_p は粒子間距離. このように, 交差すべり面上に働く剪断応力は非常に大きく, 負荷応力のもとで転位は主すべり面から他のすべり面に移ることができ, 内部窒化した Fe-0.1%Ti 合金に見られる波状のすべり線があらわれる¹⁾ものと考えられる.

したがって, ϵ -Cu 粒子を含む鉄および TiN 粒子を含む鉄ではらせん転位の交差すべりの難易が異なると考えられ (Photo. 3), このことが第 2 相粒子 (ϵ -Cu および TiN 粒子) の鉄の低温延性におよぼす影響の違いに関係していると考えられる.

4.2 第 2 相粒子を含む鉄の転位構造と低温延性

前項までに示したように, 500Å 以上の ϵ -Cu 粒子および TiN 粒子は室温近傍では転位源として作用するが

77Kではその作用が認められなくなる傾向を示した。

一方、77Kでは一般に大きな結晶粒のフェライトの変形様式はすべり変形から双晶変形へ変化する。この際、TiN分散粒子は鉄の双晶発生を抑えたが、 ϵ -Cu粒子は双晶発生を抑制しないことが知られた。TiN分散粒子および ϵ -Cu粒子のフェライトの変形双晶発生への効果はPhoto. 3と4に示したように、この第2相粒子と転位の相互作用の違いに依存しているものと考えられる。

双晶の発生には一般に、すべり変形を必要とし、らせん転位が $1/2\langle 111 \rangle \rightarrow 3 \times 1/6\langle 111 \rangle$ に分解して双晶が形成される¹³⁾¹⁴⁾。そして、この部分転位への分解はらせん転位の易動度に深く関係している¹⁵⁾。 ϵ -Cu粒子を含む供試材では室温予歪は常に変形双晶の発生を抑える傾向を示した。それは予歪によつて基地鉄の転位組織が低温特有の直線状のらせん転位構造から刃状成分を含む組織に分布を変えたことと、可動転位密度を多くして実質的な転位の移動速度を低下させて、塑性変形をしやすくしたことに関係していた¹⁶⁾。変形双晶の形成と転位分布の関係は現段階で明確になつていないといへない。

転位によつて変形しないTiN分散粒子の場合、前項に述べたように、転位は分散粒子のまわりで交差すべりをし、分散粒子の大きさに応じた刃状転位のダイポールが作られる¹⁷⁾。このダイポールの刃状転位を独立に動かす応力¹⁸⁾は、

$$\tau \propto \mu b / 4\pi h, \quad h \approx 2R \dots \dots \dots (4)$$

TiN分散粒子の大きさ $2R$ が $500\text{\AA}$ の場合には、 $\tau \approx 7.0\text{ kg/mm}^2$ の程度と考えられる。このダイポールはOrowan機構による応力のもとで容易に動くことができ、二重交差すべりをし塑性変形が行なわれうものと考えられる。このように、変形しない分散相TiN粒子を含む鉄では、77Kでらせん転位は分散相のまわりで交差すべりをしながら塑性変形が行なわれるので、直線的ならせん転位の運動で変形する。純鉄またはFe-Cu合金に比べて、転位が集積しにくく双晶発生に必要な応力集中が少なく、相対的に基地鉄の変形双晶を抑えるものと考えられる。そして双晶変形が抑えられ、変形がすべりで行なわれるようになると、結晶粒の大きい領域でのフェライトの低温延性が増加する。このことが、 ϵ -Cu粒子による鉄の低温性の改善効果がTiN分散粒子に比較して少なかった原因と結論できる。

5. 結 論

フェライトの低温延性におよぼす基地鉄と剛性率のこととなる微細な第2相粒子の影響を調べるため、 ϵ -Cu粒子とTiN粒子をフェライト鉄に分散させ、室温から77

Kの範囲で静的引張試験を行なつた。TiN分散粒子はFe-0.1%Ti合金を内部窒化することにより、 ϵ -Cu析出粒子はFe-1.83%Cu合金を過時効させることにより得た。

得られた結果はつぎのとおりである。

1) 析出粒子を含まないFe-1.83%Cu合金の降伏応力の結晶粒度依存性は結晶粒界から放出される林立転位の分布でよく説明でき、Liのモデルで説明できる。

2) $700^\circ\text{C} \times 96\text{h}$ 時効のFe-1.83%Cu合金および内部窒化されたFe-0.1%Ti合金の降伏応力の結晶粒度依存性は室温では消失するが、77Kでは第2相粒子(ϵ -CuおよびTiN粒子)を含まない供試材の結晶粒度依存性とほぼ同一である。

3) 77Kで引張変形した場合、 $700^\circ\text{C} \times 96\text{h}$ 時効したFe-1.83%Cu合金では直線状のらせん転位が多いが、内部窒化したFe-0.1%Ti合金では、曲線状の転位およびダイポール転位が多い。

4) ϵ -Cu粒子はTiN分散粒子と異なり、フェライトの低温延性を改善する効果は認められない。これは ϵ -Cu粒子のフェライトの双晶変形を抑制する効果が、TiN分散粒子と異なつて、認められないことによるものと結論できる。

終りに、本研究に関して有益な助言、討論をいただいた川崎要蔵、宮地博文、古林英一の各位に感謝いたします。

文 献

- 1) 浜野隆一、津谷和男：鉄と鋼，58(1972)，p.1415
- 2) 浜野隆一、津谷和男：未発表
- 3) E. HORNBÖGEN and G. STANIEK: J. Mat. Sci., 9(1974)，p. 879
- 4) D. HULL: Acta Met., 9(1961)，p. 191
- 5) E. HORNBÖGEN: Trans. ASM, 57(1964)，p.120
- 6) J. C. M. Li and Y. T. CHOU: Met. Trans., 1(1970)，p. 1145
- 7) 池田省三: J. Phys. Soc. Japan, 27(1969)，p. 1564
- 8) A. FOREMAN and M. MAKIN: Phil. Mag., 14(1966)，p. 911
- 9) H. FUJITA and T. TABATA: Acta Met., 21(1973)，p. 355
- 10) L. ANAND and J. GURLAND: Met. Trans., 7A(1976)，p. 191
- 11) N. HANSEN: Trans. TMS-AIME, 245(1969)，p. 1305
- 12) M. F. ASHBY: Phil. Mag., 18(1970)，p. 1009
- 13) A. W. SLEESWYK: ibid, 8(1963)，p. 1467
- 14) S. MAHAJAN: Acta Met., 23(1975)，p. 671
- 15) M. S. DUESBERY, V. VITEK, and D. K. BROWN: Proc. Roy. Soc., 332(1973)，p. 85

-
- 16) 浜野隆一, 津谷和男: 未発表
17) *L. M. BROWN and R. K. HAM: Strengthening Methods in Crystals*, ed. by *A. KELLY and R. B. NICHOLSON*, (1971), p. 12 [Elsevier Publishing Co.]
18) 鈴木秀次: 金属の強さ, 現代金属物理シリーズⅣ (1972), p. 74 [アグネ]
-