内部酸化した Fe-Al 合金の低温変形

高田 潤* 小山 健治** 足立 正雄*

Jun Takada, Kenji Koyama and Masao Adachi: Low Temperature Deformation of Internally Oxidized Fe-Al Alloys. Strain-rate cycling tests, double strain-rate cycling tests and stress relaxation tests were performed during the tensile deformation of iron, internally oxidized Fe-Al alloys containing 0.069 and 0.158 wt% Al in the temperature range 177 and 293 K. The effective stress, σ^* , the internal stress, σ_i , developed during deformation, the effective stress exponent of the average dislocation velocity, m^* , and the activation enthalpy, ΔH , were obtained. In all materials tested, σ^* is independent of strain at all temperatures. The work-hardening is associated with the increase in σ_i . The difference in the flow stress between iron and the alloys is due to the difference in σ_i . The values of m^* and ΔH_0 (ΔH at $\sigma^*=0$) for the alloys are nearly equal to those for iron. These results suggest that the mechanism controlling the low temperature deformation in the alloys is similar to that in iron.

(Received September 16, 1977)

I. 緒 言

現在まで分散強化型合金の低温変形についての研究は数多く報告されている。なかでも fcc 金属を母相に有する分散強化型合金に関する研究はかなり詳細になされているが⁽¹⁾⁽²⁾, bcc 金属を母相に有する分散強化型合金についての研究は非常に少ない⁽³⁾⁽⁴⁾。そこで本研究では Al の酸化物を第 2 相とし, Fe を母相に有する分散強化型合金の低温変形について研究を行った。

Johnston と Gilman⁽⁵⁾ は転位速度 v と作用応力 σ との間に次の関係式が成立することを実験的に見いだした。

$$v = B_0(\sigma)^{m_0} \quad (1)$$

ここで B_0 は材料固有の定数, m_0 は転位速度の応力指数である。また Li⁽⁶⁾ によれば平均転位速度 $\bar{v}$ は

$$\bar{v} = B(\sigma^*)^{m^*} = B(\sigma - \sigma_i)^{m^*} \quad (2)$$

と表わされる。ここで B は材料固有の定数, m^* は平均転位速度の有効応力指数, σ^* , σ_i , σ は有効応力, 内部応力および作用応力である。 σ^* , σ_i と σ の間には

$$\sigma = \sigma^* + \sigma_i \quad (3)$$

の関係がある。

また歪速度 $\dot{\epsilon}$ は次式で与えられる。

$$\dot{\epsilon} = \phi \rho_m b \bar{v} \quad (4)$$

ここで ϕ は幾何学因子, ρ_m は可動転位密度, b はバークス・ベクトルの大きさである。式(2)と式(4)より式(5)が得られる。

$$\dot{\epsilon} = \phi \rho_m b B(\sigma^*)^{m^*} \quad (5)$$

式(2)より平均転位速度の有効応力指数 m^* は

$$m^* = \left(\frac{\partial \ln \bar{v}}{\partial \ln \sigma^*} \right)_T \quad (6)$$

で与えられる。ひずみ速度急変試験中可動転位密度 ρ_m と内部応力 σ_i は一定と考えれば⁽⁷⁾, 式(5)より m^* は次式で表わされる。

$$m^* = \left(\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln \sigma^*} \right)_T \quad (7)$$

二段ひずみ速度急変試験(double strain-rate cycling test)⁽⁶⁾を用いると式(7)は

$$m^* = \frac{\ln \dot{\epsilon}_2 / \dot{\epsilon}_1}{\ln [(\sigma_2 - \sigma_i) / (\sigma_1 - \sigma_i)]} = \frac{\ln \dot{\epsilon}_3 / \dot{\epsilon}_2}{\ln [(\sigma_3 - \sigma_i) / (\sigma_2 - \sigma_i)]} \quad (8)$$

と表わされる。ここで σ_1 , σ_2 , σ_3 はひずみ速度が $\dot{\epsilon}_1$, $\dot{\epsilon}_2$, $\dot{\epsilon}_3$ のときの作用応力である。いま $\dot{\epsilon}_2 / \dot{\epsilon}_1$ が $\dot{\epsilon}_3 / \dot{\epsilon}_2$ と等しくなるように選び, 試験中 m^* が一定と仮定するなら σ_i は次式で与えられる。

$$\sigma_i = \frac{\sigma_1 \cdot \sigma_3 - \sigma_2^2}{\sigma_1 + \sigma_3 - 2\sigma_2} \quad (9)$$

このように m^* と σ_i は二段ひずみ速度急変試験によっても評価される。こうして求められた σ_i から式(3)を用いて有効応力 σ^* が得られる。

さらにひずみ速度の作用応力指数 m は次式で定義され

$$m = \left(\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln \sigma} \right)_T \quad (10)$$

ひずみ速度急変試験(strain-rate cycling test)より求めることができる。

本研究は, 上述した有効応力(σ^*), 内部応力(σ_i), 平均転位速度の有効応力指数(m^*), 活性化エンタルピー(ΔH)などのパラメータを鉄および鉄基分散強化型合金の低温変形について求め, 分散強化型合金において転位の運動が第 2 相粒子の存在によりどのように影響されるかを明らかにすることを目的とした。

* 京都大学工学部(Faculty of Engineering, Kyoto University, Kyoto)

** 京都大学工学部, 現在: 住友重機械工業株式会社(Faculty of Engineering, Kyoto University, Kyoto. Present address: Sumitomo Heavy Industries, Ltd., Osaka)

II. 実験方法

高周波真空溶解炉にて鉄, Fe-0.069, および 0.158 wt% Al 合金を溶製した. その後熱間鍛造, 冷間圧延を行い 0.5 mm 厚さの板材を得た. この板材より幅 1.0×10^{-2} m, 長さ 8.0×10^{-2} m の試料を切り出した. 鉄は真空中にて 1073 K に 1.8 ks 保持後炉冷し, 平均結晶粒径を 70 μ m に調整した. 一方 Fe-Al 合金は 1273 K で 1.8 ks 真空焼鈍の後, Fe : Fe₂O₃ : Al₂O₃ = 1 : 1 : 1 の混合粉末中に埋め込み 1123 K で Fe-0.069 wt% Al 合金については 0.346 Ms (4 日), Fe-0.158 wt% Al 合金については 1.04 Ms (12 日) 内部酸化を行い炉冷した. これらの時間で完全に試料内部まで酸化が進行したことを光学顕微鏡観察により確認した. 内部酸化した試料の平均結晶粒径は前者が 70 μ m, 後者が 60 μ m であった. 以後内部酸化した Fe-0.069, および 0.158 wt% Al 合金をそれぞれ合金 A1, A2 と呼ぶ.

Table 1 に用いた試料の化学分析値と第 2 相粒子の体

Table 1 Chemical composition (wt%) and the estimated volume fraction of Al₂O₃, f , of materials used.

Designation	(f , 10 ⁻²)	C	Si	Mn	P	S	Al	O	N	H
Fe	—	0.0010	0.0010	0.0220	0.0040	0.0050	0.0010	0.0135	tr.	0.0023
A1	0.25	0.0030	0.0110	0.0060	0.0040	0.0040	0.0690	0.0023	tr.	0.0014
A2	0.57	0.0029	0.0110	0.0170	0.0050	0.0090	0.1580	0.0019	tr.	0.0013

積比 f を示す. この f の値は, Fe-Al 合金中の Al がすべて Al₂O₃ に酸化したときの計算値である.

レプリカ法電子顕微鏡観察より, Ashby の用いた関係式⁽⁸⁾から平均平面粒子径と平均平面粒子間距離を求めた. 平均平面粒子径は合金 A1, A2 についてそれぞれ 5.9×10^{-8} m, 6.5×10^{-8} m であり, 平均平面粒子間距離は合金 A1, A2 についてそれぞれ 2.1×10^{-6} m, 1.5×10^{-6} m であった.

引張試験には島津製オートグラフ IS-500 を使用した. ゲージ長さを 5×10^{-2} m, クロスヘッド速度を 1.7×10^{-5} m $\cdot$ s⁻¹ (これはひずみ速度 3.3×10^{-4} s⁻¹ に対応する) とし, 温度範囲は 177~293 K とした. 試験温度は ± 1 K に制御

Fig.1 Schematic representation of the difference in flow stress due to a change in strain rate ($\dot{\epsilon}_2/\dot{\epsilon}_1=5$).

した. ひずみ速度急変試験はひずみ速度を 3.3×10^{-4} s⁻¹ から 1.6×10^{-3} s⁻¹ へ変化させ, また二段ひずみ速度急変試験はひずみ速度を 3.3×10^{-4} s⁻¹ から 1.6×10^{-3} s⁻¹, 8.3×10^{-3} s⁻¹ へと変化させて行った. 本研究ではひずみ速度急変による応力変化 $\Delta\sigma$ を Fig.1 に示すように定義した.

III. 結果および考察

1. 応力-ひずみ曲線

代表的な応力-ひずみ曲線として 293 K における鉄, 合金 A1, A2 について Fig.2 に示す. 合金 A1 と A2 の降伏応力と変形応力は全温度において鉄のそれらよりも大きい.

下降伏応力の変形温度による変化を示した図が Fig.3 である. 合金 A1, A2 について, その降伏応力の温度依存性は鉄の降伏応力の温度依存性とほぼ同様であることがわかる.

Fig.2 Stress-strain curves of Fe, alloys A1 and A2 at 293 K.

Fig.3 Temperature dependence of the lower yield stress, σ_{LY} , in Fe, alloys A1 and A2.

鉄, 合金 A1, A2 について 373 K ではセレーションがみられた. また 77 K では, 室温で 5% の予ひずみを与えた場合においても双晶変形を起こした. そのため 373, 77 K の温度での変形挙動を解析することは行わなかった.

2. ひずみ速度変化による変形応力の変化量, $\Delta\sigma$

Fig. 4 にひずみ速度を $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ から $1.6 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ に変化させたときの変形応力の変化量 $\Delta\sigma$ とひずみ ϵ との関係が示してある. 233 K 以上の温度では, $\Delta\sigma$ はひずみの増加とともに減少するのに対し, 177 K では $\Delta\sigma$ はひずみに依存せず一定値をとる. 同一温度では鉄, 合金 A1, A2 の $\Delta\sigma$ は同一ひずみではほぼ一致する.

Fig. 4 Difference in flow stress of Fe, alloys A1 and A2 due to the change in strain rate from $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ to $1.6 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$.

Conrad ら⁽⁹⁾ は 300 K では $\Delta\sigma$ は低ひずみでひずみの増加とともに減少し, 高ひずみで一定値をとるが, 200 K ではひずみの増加とともに減少し, さらに 150 K ではひずみが増すにつれ $\Delta\sigma$ は増加すると報告している. また Michalak の報告⁽¹⁰⁾では, 195 K 以下の温度で $\Delta\sigma$ はひずみが増すとともに増加するが, 221 K 以上の温度ではひずみの増加とともに減少する. さらに Spitzig ら⁽¹¹⁾によれば, 195 K 以上の温度では $\Delta\sigma$ は変形応力の増加とともに増加するが, 143 K 以下の温度では $\Delta\sigma$ は変形応力に依存せず一定値をとる. このようにひずみ速度変化による変形応力の変化量とひずみとの関係は, 材料の組成, 変形温度, ひずみ速度比などの実験条件に影響されるので, 本研究では鉄と合金 A1 および A2 についてこのような条件を一定にした.

3. 平均転位速度の有効応力指数, m^*

平均転位速度の有効応力指数 m^* を求める方法は現在までいくつか提案されている⁽⁶⁾⁽¹⁰⁾⁽¹²⁾⁽¹³⁾. 本研究では二段ひずみ速度急変試験⁽⁶⁾と応力緩和試験⁽⁶⁾⁽¹²⁾より m^* を求めた. 二段ひずみ速度急変試験では式 (8) より m^* が求められる. 他方応力緩和試験においては試験中可動転位密度と内部応力が不変であると仮定すると[†]応力緩和速度 $\dot{\sigma}$ と応

力緩和時間 t の間には次式が成立する⁽¹²⁾.

$$-\dot{\sigma} = n K (t+a)^{-n-1} \quad (11)$$

ここで $n=1/(m^*-1)$, K は可動転位密度などを含む定数, a は積分定数である. 式 (11) より

$$\frac{d \ln(-\dot{\sigma})}{d \ln(t+a)} = -n-1 = -\frac{m^*}{m^*-1} = S \quad (12)$$

したがって

$$m^* = \frac{S}{1+S} \quad (13)$$

よって $(-\dot{\sigma})$ と $(t+a)$ の両対数グラフ上の直線の傾き S から m^* が求められる. 本研究では, a は $(-\dot{\sigma})$ と $(t+a)$ の両対数グラフ上でデータ点が最もよい直線性を示すように 0.1 s 単位で選択された.

これらの方法は m^* が 10 前後の値までしか有用でない. 二段ひずみ速度急変試験では温度の降下とともに 2 つのひずみ速度急変による応力増加量の差が小さくなり実験誤差が大きくなる. また応力緩和試験では $(-\dot{\sigma})$ と $(t+a)$ の両対数グラフ上の直線の傾き S が -1 に近づくためにやはり実験誤差が大きくなる. 本研究では 233 K 以上の温度でこれらの 2 つの方法を用いて m^* を求めたが, 177 K では上記の理由からこれらの方法によって m^* は求めなかった. 177 K での m^* は次式⁽⁶⁾を用いて求められた.

$$m^* = \frac{V^* \sigma^*}{M k T} \quad (14)$$

ここで活性化体積 V^* は応力緩和試験より求め⁽¹⁵⁾, σ^* は変形応力と温度のグラフ上の外挿法⁽¹⁶⁾より求めた. M は Taylor 因子^{††}である.

Fig. 5 に二段ひずみ速度急変試験および応力緩和試験より求めた m^* とひずみの関係を 293, 263 K の場合について示した. 同一温度, 同一試料で二段ひずみ速度急変試験と応力緩和試験の両者の方法から求めた m^* の値はよい一致を示す. したがって本研究では, 各試料の各温度での m^* の値として上述の 2 つの方法で求めた m^* の値の平均値を採

Fig. 5 Effective stress exponent of average dislocation velocity in Fe, alloys A1 and A2 as a function of strain at 293 K and 263 K.

† この仮定について最近岡崎ら⁽¹⁴⁾により詳細な研究がなされており, m^* はほとんどこの仮定の影響を受けない.

†† 本研究では $M=2.75$ とした⁽¹⁸⁾.

用する。すべての試料で 233~293 K の温度範囲では m^* の値はひずみに依存せず一定値をとる。さらに同一温度では鉄, 合金 A1, A2 の m^* の値は実験誤差範囲内で一致していると考えられる。例えば 233 K では, 鉄, 合金 A1, A2 の m^* の値はそれぞれ 9.0 ± 0.6 , 8.6 ± 0.6 , 8.9 ± 0.6 であった。

Fig. 6 Temperature dependence of effective stress exponent of average dislocation velocity in Fe, alloys A1 and A2.

m^* と変形温度との関係を示した図が Fig. 6 である。この図には Michalak⁽¹⁰⁾ が帯融精製した鉄多結晶についてひずみ速度急変試験より, Spitzig ら⁽¹¹⁾ が ZrH_2 で純化した鉄単結晶について二段ひずみ速度急変試験より, また岡崎ら⁽¹⁵⁾ と Spitzig ら⁽¹⁷⁾ が Fe-Ti 合金についてそれぞれ応力緩和試験および二段ひずみ速度急変試験より求めた m^* の値も同時に示してある。図中の実線は本研究で得られた m^* の値についてひいたものである。この図より m^* は温度依存性を有し, 温度降下とともに急激に増加することがわかる。

4. 有効応力(σ^*)と内部応力(σ_i)

内部応力 σ_i は二段ひずみ速度急変試験から式(9)により与えられ, その結果有効応力 σ^* は式(3)により得られる。二段ひずみ速度急変試験はひずみ速度 $\dot{\epsilon}_1 = 3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, $\dot{\epsilon}_2 = 1.6 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $\dot{\epsilon}_3 = 8.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ で行われた。Fig. 7 には合金 A1 の有効応力, 内部応力のひずみによる変化を 263, 233 K の場合について示した。同一温度では有効応力はひずみに依存せず一定値をとるが, 内部応力はひずみの増加にともない増加する。したがってこの合金の加工硬化は主として内部応力の増加に起因すると考えられる。

また同一試料において, 変形温度の降下にもない有効応力は増加するが, 内部応力の変化は小さいことから, 温度降下にもなう変形応力の増加は有効応力の増加による

Fig. 7 Internal stress and effective stress determined by double strain-rate cycling tests in alloy A1 as a function of strain at 263 K and 233 K.

と考えられる。鉄, 合金 A2 についても同様の傾向が全温度において見られた。

Fig. 8 に 263 K での鉄, 合金 A1, A2 の有効応力と内部応力のひずみによる変化を示した。いずれの試料においても, 有効応力はほぼ一致しており, 内部応力 σ_i は第2相粒子の体積比 f の増加にともない増加している。したがって鉄, 合金 A1, A2 の同一温度での変形応力の差は主に内部応力の差によると考えられる。

Fig. 8 Internal stress and effective stress determined by double strain-rate cycling tests in Fe, alloys A1 and A2 as a function of strain at 263 K.

硬い第2相粒子を含む分散強化型合金の変形において, 転位は第2相粒子に出合い, 交叉を起こしたのち粒子の近傍に転位ループを残し粒子を通過する。これらの転位ループと他の転位の相互作用によりもつれた転位やセル壁を形成する⁽²⁾。Place ら⁽⁴⁾ は Fe-ThO₂ 合金においてセル組織が形成され転位密度は鉄におけるよりも高いと報告している。また鉄中に炭化物⁽¹⁹⁾⁽²⁰⁾や窒化物⁽²¹⁾を含む合金においては粒子のまわりに転位ループが観察されている。このようなもつれた転位やセル壁は長範囲内部応力の発生原因と考えられる⁽²²⁾。したがって合金 A1 および A2 では鉄におけるよりも転位密度が高く, 内部応力が大きくなると考えられる。

有効応力の温度依存性を示した図が Fig. 9 である。同一温度では鉄, 合金 A1 および A2 の有効応力は既に述べたようにほぼ一致すると考えられるので, 鉄, 合金 A1 および A2 の有効応力と変形温度との関係は同一の曲線

Fig.9 Temperature dependence of effective stress determined by double strain-rate cycling tests in Fe, alloys A1 and A2.

で表わされ、温度降下とともに急激に有効応力は増加する。この図よりいわゆる $\sigma^*=0$ となる温度 T_0 は図上の曲線を $\sigma^*=0$ まで外挿したときの T の値とすると、330 K 程度であることがわかる。

5. 活性化エンタルピー, ΔH

Li⁽⁶⁾は低温変形での活性化エンタルピー ΔH が次式で表わされることを示した。

$$\left(\frac{\partial \ln \tau^*}{\partial T} \right)_i = - \frac{\Delta H}{m^* k T^2} \quad (15)$$

したがってある温度での m^* の値が既知の場合には、 $(\ln \tau^*)$ と (T) のグラフ上での曲線の接線の傾きからその温度での ΔH が求められる。Fig.10 に $\log \tau^*$ と T との関係を示す (Fig.10 での曲線の傾きをグラフ上で読み、この値を用いて式(15)より ΔH の値を得た)。このようにして求められた ΔH の値と τ^* との関係を示した図が Fig.11 である。鉄、合金 A1, A2 の ΔH のデータ点はほぼ同一曲線上にのると考えられる。Fig.11 において ΔH を $\tau^*=0$

Fig.10 Effective shear stress determined by double strain-rate cycling tests as a function of temperature in Fe, alloys A1 and A2 ($\tau^* = \sigma^*/2.75$).

Fig.11 Activation enthalpy in Fe, alloys A1 and A2 as a function of effective shear stress ($\tau^* = \sigma^*/2.75$).

に外挿して ΔH_0 を知ることができ、その値は鉄、合金 A1 および A2 について 89 kJ/mol (0.92 eV/atom) である。Spitzig⁽²³⁾は ZrH_2 により純化した鉄単結晶の ΔH_0 の値は、81~92 kJ/mol (0.84~0.95 eV/atom) であると報告している。また Smidt⁽²⁴⁾は α 鉄について ΔH_0 の値が 84 kJ/mol (0.87 eV/atom) であると報告している。Spitzig⁽²⁵⁾は Fe-0.16 wt% Ti 合金単結晶において、この値が 72 kJ/mol (0.75 eV/atom)、岡崎ら⁽¹⁵⁾は Fe-0.048 wt% Ti 合金について 70 kJ/mol (0.73 eV/atom) であると報告している。

bcc 金属の低温変形を支配すると考えられる機構には、(1) バイエルズ障害に関する機構⁽²⁶⁾や、(2) 不純物に関する機構⁽²⁷⁾などがある。Spitzig⁽²³⁾は ZrH_2 により純化した鉄単結晶の低温変形の律速機構は上述の(1)の機構であると報告している。しかし本研究では鉄、合金 A1, A2 のいずれにおいても不純物(特に酸素)が多く、これらの低温変形を支配している機構は上述の(1)の機構ばかりでなく(2)の機構も考えられる。本研究においては今まで述べた結果から、第2相粒子を有する合金 A1, A2 の低温変形の律速機構は鉄のそれと同様であると考えられるが、上述の2つの機構のいずれが支配的であるかを決定することは、さらに詳細な研究に待たねばならない。

6. ひずみ速度の作用応力指数, m

ひずみ速度の作用応力指数 m は式(10)で定義される。

Fig.12 にひずみ速度を $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ から $1.6 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ に変化させたときの鉄、合金 A1, A2 についての m とひずみとの関係を 263 K の場合について示す。すべての試料について m はひずみとともに増加しており、同一ひずみでの m の値は第2相粒子の体積分 f の増加とともに増加する。

m は式(10)より、ひずみ速度急変試験中可動転位密度が一定で $\Delta \sigma = \Delta \sigma^*$ と仮定すれば次式で与えられる。

$$m = m^* + \sigma_i \left(\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \sigma} \right)_T \quad (16)$$

Fig.12 には式(16)に従い算出した m とひずみとの関係に

Fig.12 Stress exponent of strain rate in Fe, alloys A1 and A2 at 263 K.

ついて示した。式(16)において m^* の値は Fig.5 からわかるようにひずみに依存せず一定値をとるが、 σ_i は Fig.7, 8 で示されたようにひずみとともに増加する。また $(\partial \ln \dot{\epsilon} / \partial \ln \dot{\sigma})_T$ の分母である $\Delta \sigma$ は Fig.4 で示されているように、233 K 以上の温度ではひずみの増加とともに減少する。したがってこの温度範囲での m のひずみによる変化は式(16)第2項の内部応力 σ_i とひずみ速度変化による変形応力の変化量 $\Delta \sigma$ の両者の寄与によるものと考えられる。177 K においては $\Delta \sigma$ がひずみに依存しないから (Fig.4), m がひずみの増加とともに増加するのは内部応力 σ_i の増加による。鉄、合金 A1 と A2 の m の差について考えると、III.3.で述べたように m^* はほぼ一致しており、 $\Delta \sigma$ も Fig.4 で示されているように同一ひずみではほぼ一致しているのに対し、 σ_i は III.4.で述べたように同一ひずみでは第2相粒子の体積比の増加とともに増加する。したがって、 m の第2相粒子の存在による増加は主として内部応力 σ_i の増加によるものである。

IV. 結 論

鉄と内部酸化した Fe-0.069, および 0.158 wt% Al 合金について、177~293 K の温度範囲で引張変形を行い次の結果を得た。

(1) 鉄と内部酸化した鉄合金の有効応力は、温度降下とともに著しく増加し、全温度範囲でひずみに依存せず一定値をとる。したがってこれらの加工硬化は主として内部応力の増加による。

(2) 鉄と内部酸化した鉄合金の変形応力の差は、主に内部応力の差によって生ずる。

(3) 鉄と内部酸化した鉄合金の低温変形の活性化エンタルピー ΔH_0 はほぼ等しく、その値は 89 kJ/mol (0.92 eV) である。

(4) 内部酸化した鉄合金における平均転位速度の有効応力指数 m^* の値は、全温度で鉄に対する値とほぼ一致し、同一温度ではひずみに依存しない。また m^* は温度降下とともに増加する。

(5) これらの実験結果から内部酸化した Fe-Al 合金の低温変形は鉄の低温変形の支配機構と同様の機構により支配されていると考えられる。

文 献

- (1) R.Ebeling and M.F.Ashby : *Phil. Mag.*, **13** (1966), 805.
- (2) F.J.Humphreys and P.B.Hirsch : *Proc. Roy. Soc.Lond.*, **A 318**(1970), 73.
- (3) B.N.Singh and P.Cotterill : *Acta Met.*, **18** (1970), 549.
- (4) T.A.Place and J.A.Lund : *Met. Trans.*, **3** (1972), 1613.
- (5) W.G.Johnston and J.J.Gilman : *J. Appl. Phys.*, **30**(1959), 129.
- (6) J.C.M.Li : *Can. J. Phys.*, **45**(1967), 493.
- (7) W.A.Spitzig and A.S.Keh : *Met. Trans.*, **1** (1970), 3325.
- (8) M.F.Ashby : *Z. Metallk.*, **55**(1964), 5.
- (9) H.Conrad and S.Frederik : *Acta Met.*, **10** (1962), 1013.
- (10) J.T.Michalak : *Acta Met.*, **13**(1965), 213.
- (11) W.A.Spitzig and A.S.Keh : *Acta Met.*, **18** (1970), 1021.
- (12) I.Gupta and J.C.M.Li : *Met. Trans.*, **1**(1970), 2323.
- (13) P.M.Kelly and J.M.Round : *Scripta Met.*, **3** (1969), 85.
- (14) K.Okazaki, Y.Aono and M.Kagawa : *Acta Met.*, **24**(1976), 1121.
- (15) K.Okazaki, M.Kagawa and Y.Aono : *Z. Metallk.*, **67**(1976), 47.
- (16) A.Seeger : *Z. Naturforsch.*, **9a**(1954), 758.
- (17) W.A.Spitzig and W.C.Leslie : *Acta Met.*, **19** (1971), 1143.
- (18) G.Y.Chin and W.L.Mammel : *Trans. Met. Soc. AIME*, **239**(1967), 1400.
- (19) W.C.Leslie : *Acta Met.*, **9**(1961), 1004.
- (20) H.Kayano and S.Koda : *Proc. Intern. Conf. on the Strength of Metals and Alloys*, Japan Inst. Metals, Tokyo, (1967), 431.
- (21) A.S.Keh : *Proc. Intern. Conf. on the Strength of Metals and Alloys*, Japan Inst. Metals, Tokyo, (1967), 436.
- (22) J.C.M.Li : *Direct Observations of Imperfections in Crystals*, Interscience, New York, (1963), 231.
- (23) W.A.Spitzig : *Acta Met.*, **18**(1970), 1275.
- (24) F.A.Smidt, Jr. : *Acta Met.*, **17**(1969), 381.
- (25) W.A.Spitzig : *Mat. Sci. Eng.*, **12**(1973), 191.
- (26) J.E.Dorn and S.Rajnak : *Trans. Met. Soc. AIME*, **230**(1964), 1052.
- (27) R.L.Fleischer : *Acta Met.*, **15**(1967), 1513.