

Fe-Ni 合金の低温域における変形機構の考察*

迎 静 雄** 藤 原 諒***

Shizuo Mukai and Makoto Fujiwara : The Mechanism of Deformation of Fe-Ni Alloys in a Low Temperature Range. In order to make clear the deformation mechanism of Fe-Ni alloys contained Ni to 9% and commercial 9% Ni steel in a low temperature range, the effects of compositions, metal structures and strain-levels on the activation parameters in deformation have been investigated using tensile strain rate controlled tests, and some considerations of the ductile-brittle transition have been attempted. The results obtained are as follows :

- (1) The rate-process dislocation mechanism of Fe-Ni alloys in a low temperature range is considered to be the Peierls-Nabarro stress.
- (2) The deformation characteristics of alloys which have mixed structures of ferrite and martensite, containing few percent of austenite like a 9% Ni steel, are the same as those of all ferrite structure.
- (3) The stress increment $\Delta\tau$ with increasing strain rate tends to increase gradually with an increase in austenite content in the ferrite matrix, but no significant variation in activation volume with austenite content is observed.
- (4) From the viewpoint of physical meanings, the value of $T_{V^*=0}$ obtained by extrapolating V^* to zero in the V^* vs $T^{1/2}$ diagrams appears to be related to the micro-crack transition temperature T_m . There is a good correspondence between $T_{V^*=0}$ and T_m in Fe and Fe-3.3% Ni. For Fe-6.9% Ni, Fe-9.4% Ni and 9% Ni steel, their correspondence is not made clear because the brittle fracture cannot be observed even at 77°K and accordingly $T_{V^*=0}$ is estimated below 77°K.

(Received July 2, 1973)

I. 緒 言

低温域における鉄の降伏および流動現象に関する多数の理論的、実験的研究が今日まで行なわれた結果、次の事柄が判明している。

- (1) 不連続な降伏現象はCとNの存在に起因する⁽¹⁾。
- (2) 降伏応力または流動応力 τ におよぼす結晶粒径の影響は次式で示される⁽²⁾⁽³⁾。

$$\tau = \tau_0 + kd^{-1/2} \quad (1)$$

ここで、 τ_0 は抵抗応力、 k は定数、 d は平均の結晶粒径である。

- (3) 抵抗応力 τ_0 は次の2成分に分けられる。すなわち、組織(たとえば、析出物、C+N 固容量など⁽⁴⁾)に依存する非熱的成分 τ_μ と温度、歪速度、歪量、組成などに依存する熱的成分 τ^* より τ_0 はなりたっている。したがって式(1)は次式のように書ける。

$$\tau = \tau^* + \tau_\mu + kd^{-1/2} \quad (2)$$

いまだ τ^* の温度依存性について、完全な理論的評価はなされていないが、 τ^* が強い温度依存性をしめすことが実験的に認められており、したがって τ^* はパイエルス-ナ

バロ応力に起因するのではないかと考えられている⁽⁴⁾。しかしながら、実験的事実と理論の間には不一致な点があることが報告されている。すなわち

- (1) 軟鋼において固溶(C+N)量を零に外挿して得られる抵抗応力 τ_0 の温度依存性は、帯精製した鉄の τ_0 のそれよりも大きい⁽⁴⁾⁽⁵⁾。
- (2) (C+N)濃度が一定の場合、多結晶において結晶粒径を無限大に外挿して得られる降伏応力の温度依存性は単結晶におけるものより大きい⁽⁶⁾。

(3) 脱炭処理したフェロバク鉄および真空溶解した電解鉄を 920°C より焼入れして得られる τ^* は歪量の増加につれて減少した⁽⁷⁾⁽⁸⁾。一方、カーボニル鉄の単結晶においては、200°K から 300°K の温度域で τ^* は歪量とともに増加した⁽⁹⁾。

このように今日までに行われた実験的事実と理論の間には数多くの不一致な点があるように思われる。低温域での鉄の変形時における律速機構として、次のものが提案されている。

- (1) パイエルス-ナバロ応力⁽⁴⁾⁽¹⁰⁾

** 九州工業大学金属工学科 (Department of Metallurgy, Kyushu Institute of Technology, Kitakyushu)

*** 九州工業大学金属工学科, 現在: 株式会社高田工業所 (Department of Metallurgy, Kyushu Institute of Technology. Present address: Takada Industries, Ltd., Kitakushu)

* 1973年6月第31回日本金属学会, 日本鉄鋼協会九州合同講演会にて一部発表

- (2) コットレル雰囲気⁽¹¹⁾
- (3) ジョグの非保存運動⁽¹²⁾
- (4) クロススリップ⁽¹³⁾
- (5) 浸入型原子による析出物⁽⁹⁾

これらの機構のうち、はたしてどの機構が真の律速機構であるかを決定することは非常に困難であるが、Conrad⁽¹⁰⁾はこれまでに得られた鉄、鉄合金についての種々の実験データより、低温域での変形律速機構はバイエルス-ナバロ応力を熱活性的に乗り越える段階であると断定している。

従来、低温用合金鋼として鉄にNiを3%から9%まで添加したものが使用されており、それらの材料はフェライト地のものであれば、フェライト地にオーステナイトが数%存在する($\alpha+\gamma$)組織のものもある。これらの低温用Fe-Ni合金について歪速度変化試験を行なうことにより低温域における変形特性を検討した。

II. 実 験 方 法

1. 試験片の作製

電解鉄と、これにモンドニッケル(Ni 99.94%)を配合後、真空溶解してFe, Fe-3.3% Ni, Fe-6.9% Ni, Fe-9.4% Ni(以下Fe, 3% Ni, 7% Ni, 9% Niとして示す)棒13mm ϕ ×210mmの素材を得た。この素材を熱間鍛造後、熱間および冷間圧延して約1mm厚の板状試験片を作製した。試験片中の酸素量の低減のため、610°C, 95hr乾水素処理を行なった。その結果、試験片中の残留酸素量は200

ppm前後であった。結晶粒径の調整は340°Cから920°Cまでの種々の温度域で5hrから15hrの真空焼鈍を施したのち、炉冷して20 μ から63 μ までの平均結晶粒径を有する試験片を得た。

一方、商用9%Ni鋼(Fe-8.7%Ni-0.10%C, 以下9%Ni鋼として示す)も実験に供した。種々のオーステナイト量をあたえるため、供試材をNaCl塩浴中で800°C, 1hr均熱後水冷し、さらにNaCl-CaCl₂-BaCl₂またはCaCl₂-NaCl塩浴中で、一定温度、一定時間保持後水冷した。オーステナイト量の測定にはX線回折法を使用した。回折面としては、オーステナイトの場合(111)面、マルテンサイトの場合(211)面を採用した⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾。

結晶粒径調整後または塩浴処理後、試験片として厚さ1mm, 幅4mm, 長さ50mmに切断後、化学研磨により試験片の表面を平滑に仕上げた。試験片の化学組成をTable 1に、結晶粒径またはオーステナイト量調整のための熱処理条件をTable 2に示す。

2. 引張試験

島津オートグラフ(IS-5000)を用いて試験片のゲージ長さ25mm, 基本歪速度 $3.3 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$ で単純引張試験を行なった。また歪速度変化試験として、各種温度下で降伏後、基本歪速度 $\dot{\epsilon}_1 = 3.3 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$ と第二歪速度 $\dot{\epsilon}_2 = 3.3 \times 10^{-3} \text{ sec}^{-1}$ との間でサイクリングした。低温槽用冷媒は、105°Cではフライ油、25~70°Cでは温水、-20~-100°Cではエチルアルコールと液体窒素、-196°Cでは液体窒素

Table 1 Chemical compositions of specimens(wt%).

	C	S	Si	P	Cu	Mn	Cr	Ni
Fe	0.005	0.005	0.005	0.004	0.004	0.005	—	0
Fe-3.3% Ni	0.005	0.005	0.005	0.004	0.004	0.005	—	3.33
Fe-6.9% Ni	0.005	0.005	0.005	0.004	0.004	0.005	—	6.85
Fe-9.4% Ni	0.005	0.005	0.005	0.004	0.004	0.005	—	9.44
Fe-8.7% Ni	0.10	0.006	0.33	0.014	—	0.55	0.03	8.70

Table 2 Heat treatments to obtain various grain sizes or retained austenite.

	Grain size (microns)	Retained austenite (volume %)	Annealing temp. (°C)	Annealing time (hr)	Bath
Fe	20	—	650	5	—
	30	—	700	5	—
	45	—	700	10	—
	50	—	850	5	—
	55	—	850	10	—
Fe-3.3% Ni	43	—	850	5	—
	50	—	850	15	—
	63	—	920	15	—
	21	—	340	5	—
Fe-6.9% Ni	—	0	—	—	—
Fe-9.4% Ni	—	0	—	—	—
Fe-8.7% Ni	—	0	550	1/2	BaCl ₂ -CaCl ₂ -NaCl (3:5:2)
—	—	2.8	As received***	—	—
—	—	11.6	575	9	CaCl ₂ -NaCl (62:38)

*** Water cooled after solution treatment at 800°C and water cooled after tempering at 575°C

を用いた。試験片の温度の測定は別の供試材に熱電対をパーカッション溶接したものを試験片つかみ位置に固定して行なった。

III. 実験結果

1. 降伏応力および流動応力の温度依存性

歪速度 $\dot{\epsilon} = 3.3 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$ の降伏応力として引張塑性歪 0.5% 時の応力 $\tau_{0.5\%}$ 、流動応力として引張塑性歪 9% および 16% 時の応力 $\tau_{9\%}$ 、 $\tau_{16\%}$ を採用した。 τ を求めるにあたっては多結晶金属において引張応力 σ とせん断応力 τ との間に $\tau \approx 1/2 \sigma$ が成立するものと仮定した⁽⁸⁾。 Fig.1 と Fig.2 に τ の温度依存性を示す。 τ を絶対温度 T の平方根に対してプロットすると各点が一つの直線上に乗ることはすでに確かめられている⁽¹⁶⁾⁽¹⁷⁾。 Fig.1 および Fig.2 において τ がほとんど温度依存性を示さなくなる温度(応力場変移温度) T_0 では、 τ^* がほとんど零になっているものと考えられる⁽¹⁰⁾。 すなわち、温度 T_0 での τ^* を $\tau_{T_0}^*$ として表わすと $\tau_{T_0}^* \approx 0$ となる。したがって式(2)より

$$\tau^* - \tau_{T_0}^* \approx \tau^* = (\tau - \tau_{T_0}) - (\tau_\mu - \tau_{\mu_0}) - (k - k_0) d^{-1/2} \quad (3)$$

ここで τ_{T_0} 、 τ_{μ_0} 、 k_0 はそれぞれ温度 T_0 における応力、非熱的成分、定数である。 τ_μ は剛性率 μ の温度依存性にも

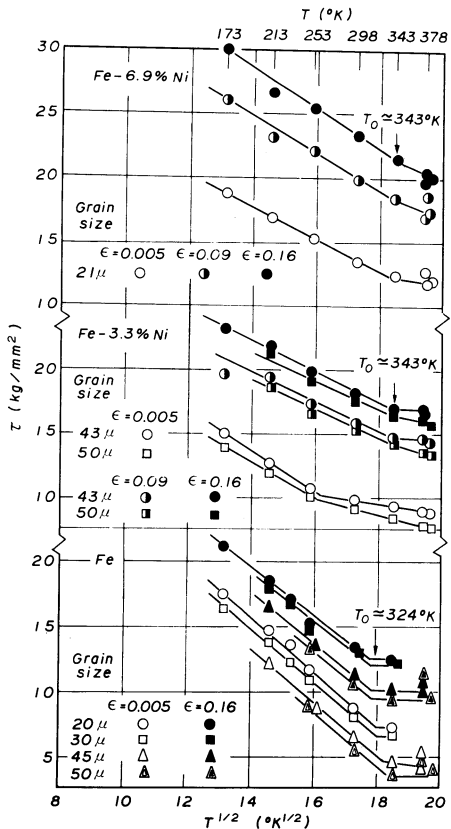


Fig.1 The flow stress versus the square root of temperature for Fe, 3% Ni and 7% Ni.

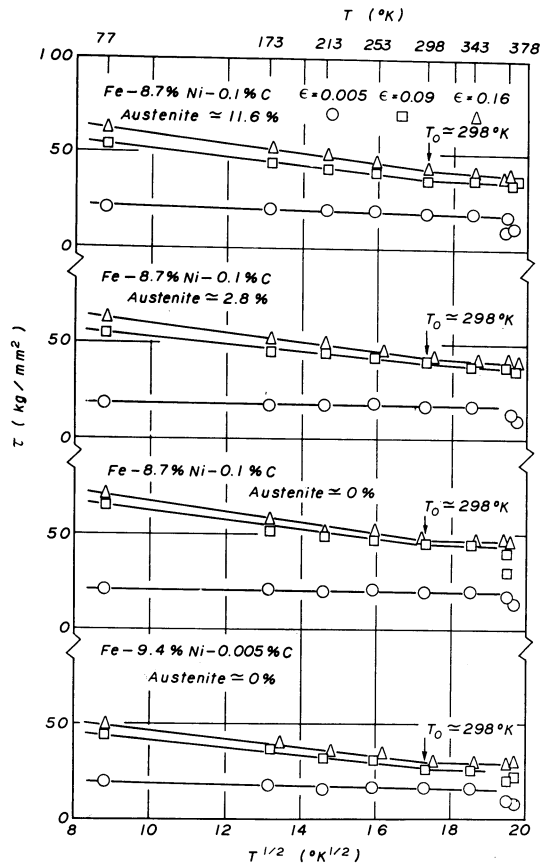


Fig.2 The flow stress versus the square root of temperature for 9% Ni and 9% Ni steel.

とづいて変化するものと考えられている⁽¹⁰⁾⁽¹⁸⁾、 μ の温度依存性についてはいまのところ詳かでない。ここでは τ_μ の温度依存性が τ^* のそれに比して無視できるものと仮定し、また定数 k が 100~300°K の温度域ではほぼ一定であるので^{(3)(19)†}、式(3)の2項および3項は近似的に零と考えられる。すなわち式(4)を得る。

$$\tau^* \approx \tau - \tau_{T_0} \quad (4)$$

2. 歪速度の変化にともなう応力の変化量

各種材質について低温域で歪速度変化試験を行なった。 Fig.3 および Fig.4 に歪速度の変化にともなう応力 τ の変化量 $\Delta\tau$ を示す。 $\Delta\tau$ は引張歪量 ϵ の平方根に対してプロットすると一直線上に乗ることが認められている⁽⁸⁾。

Fe, 3% Ni, 7% Ni の場合、 $\Delta\tau$ は若干の実験では低ひずみ域(たとえば 3% Ni, 298°K では 8% 以下)では $\epsilon^{1/2}$ の減少関数となり、高ひずみ域(上記条件では 8~9% 以上)

† Fe の場合 $\epsilon = 0.05$ の時 $k \approx 1.30$ 、 $\epsilon = 0.16$ の時 $k \approx 0.90$ 、3% Ni の場合 $\epsilon = 0.05$ の時 $k \approx 1.40$ 、 $\epsilon = 0.16$ の時 $k \approx 1.30$ と 173~378°K 温度域ではほぼ一定値を示したが、6% Ni, 9% Ni, 9% Ni 鋼については1種類の結晶粒径の試験片についてののみ実験したので未確認である。

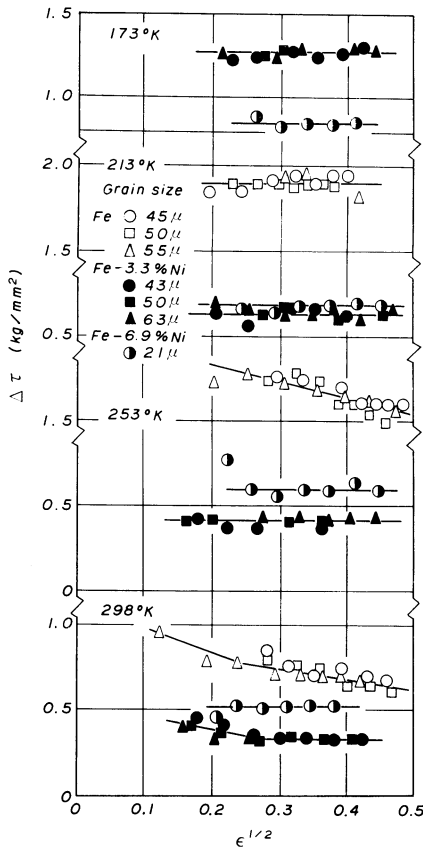


Fig. 3 The change in flow stress $\Delta\tau$ with the change in strain rate versus the square root of strain for Fe, 3% Ni and 7% Ni.

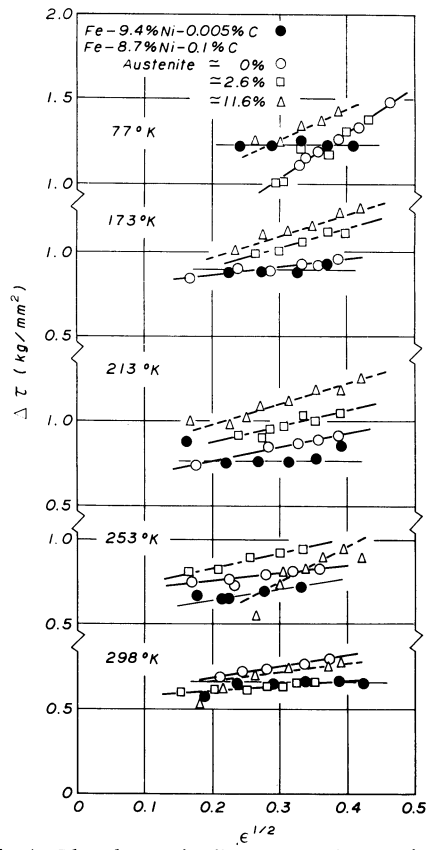


Fig. 4 The change in flow stress $\Delta\tau$ associated with the change in strain rate versus the square root of strain for 9% Ni and 9% Ni steel.

では ϵ に無関係にはほぼ一定となる。4~16% のひずみ域では 9% Ni の場合 ϵ に無関係にはほぼ一定となったが、9% Ni 鋼の場合は $\epsilon^{1/2}$ の増加関数で、オーステナイト量が $\Delta\tau$ に影響しているように考えられる (例えば 213, 173, 77°K)。

3. 降伏応力, 破断応力および断面収縮率の温度依存性

Fig. 5 と Fig. 6 に $T^{1/2}$ の関数として降伏応力 $\tau_{0.5\%}$, 破断応力 τ_F , 断面収縮率を示す。ここで破断応力 τ_F は破断時の荷重を破断面積で割って求めた。また断面収縮率は Nikon 製表面投影機を使用し、倍率 20 で破断面積を求めることにより計測した。

Hahn ら^{(20)~(22)}は軟鋼について断面収縮率が零になる温度は降伏応力と τ_F が等しくなる温度、すなわちマイクロラック遷移温度 T_m と一致することを示している。本実験においても Fig. 5 および Fig. 6 に示すように Fe, 3% Ni について同様のことが確かめられた。 T_m は Fe の場合、結晶粒径により大きく影響を受けるが、3% Ni では結晶粒径の影響はほとんど認められない。なお本実験で採用した最低温度 -196°C までの温度域では 7% Ni, 9% Ni, 9% Ni 鋼は脆性破断を起さなかった。

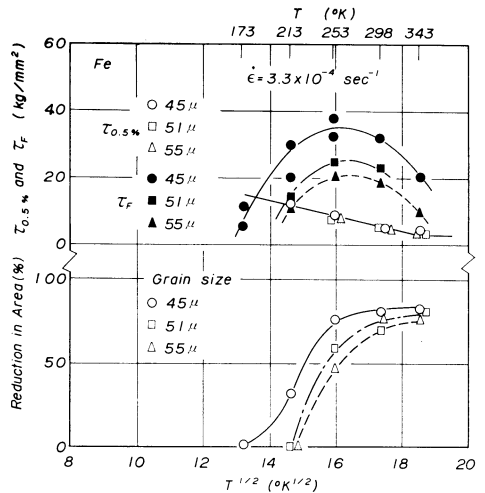


Fig. 5 Variation of reduction in area, $\tau_{0.5\%}$ and τ_F with the square root of temperature for Fe.

4. 歪の増加にともなうオーステナイト量の変化

9% Ni 鋼中のオーステナイトは歪によって大部分マルテンサイト化するものと考えられる。オーステナイト量が

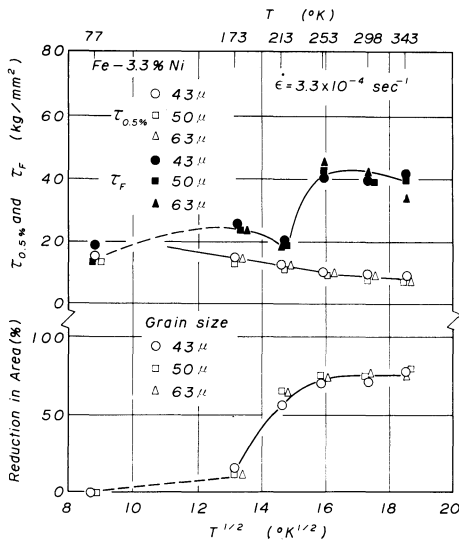


Fig.6 Variation of reduction in area, $\tau_{0.5\%}$ and τ_F with the square root of temperature for 3% Ni.

2.8, 11.6% 材について、試験温度 $-196, -100, -60^\circ\text{C}$ 歪速度 $3.3 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$ にて種々の引張歪を与えたのち、X線回折を行ないオーステナイト量の変化を定量した。その結果を Fig.7 に示す。

9% Ni 鋼は2%引張塑性歪附近より急激な加工硬化を示す。オーステナイト量は0~3%歪まではあまり変化しないが、加工硬化とともに急激に減少する。しかも試験温度にあまり依存しない。オーステナイト量が2.8%の試験材では4%歪以上でオーステナイト量が0~1%に減少し、オーステナイト量11.6%材ではオーステナイト量が0~3%に減少した。

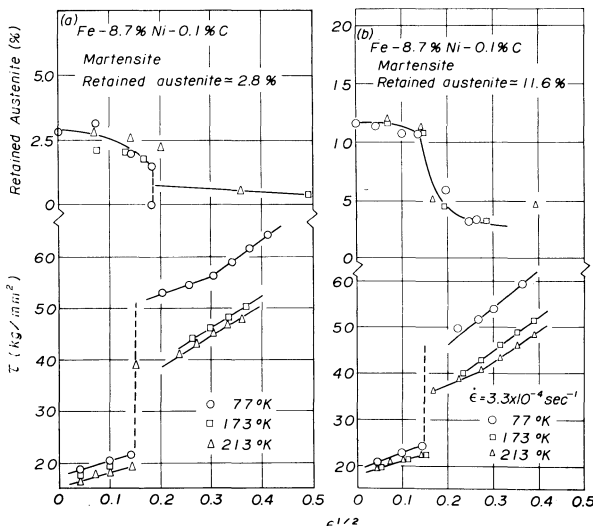


Fig.7 The changes of retained austenite and applied stress versus the square root of strain for 9% Ni steel.

IV. 考 察

単一な熱活性化過程で低温変形が起っていると仮定すると、歪速度 $\dot{\gamma}$ は次式で示される。

$$\dot{\gamma} = \rho b v = \rho b s \nu^* \exp(-H/KT) \quad (5)$$

ここで ρ は可動転位密度、 b はバーガースベクトル、 v は平均転位速度、 s は各熱振動毎の転位の平均移動距離、 ν^* は転位片の振動数、 H は活性化エネルギー、 K はボルツマン定数である。式(5)を変形すると次式を得る。

$$H = KT \cdot \ln(\nu/\dot{\gamma}) \quad (6)$$

ここで $\nu = \rho b s \nu^*$ である。いっぽう H は次式で示される(8)。

$$H = H_0 - V^* \tau^* \quad (7)$$

ここで H_0 は定数、 V^* は活性化体積である。式(6),(7)より次式を得る。

$$V^* = -\partial H/\partial \tau^* = -\partial H/\partial \ln(\nu/\dot{\gamma}) \cdot \partial \ln(\nu/\dot{\gamma})/\partial \tau^* = -KT \partial \ln(\nu/\dot{\gamma})/\partial \tau^* \quad (8)$$

また

$$V^* = -\partial H/\partial T \cdot \partial T/\partial \tau^* = -K \ln(\nu/\dot{\gamma}) \partial T/\partial \tau^* \quad (9)$$

式(8),(9)より式(10)を得る。

$$-(\partial \tau^*/\partial T)_\dot{\gamma} = -\ln(\nu/\dot{\gamma}) \cdot \partial \tau^*/\partial \ln(\nu/\dot{\gamma}) \approx \ln(\nu/\dot{\gamma}) (\Delta \tau/\Delta \ln \dot{\gamma}) T/T \quad (10)$$

Fig.8 に Fe, 3% Ni, 7% Ni, 9% Ni 鋼における $-(\partial \tau^*/\partial T)_\dot{\gamma}$ 対 $(\Delta \tau/\Delta \ln \dot{\gamma}) T/T$ 曲線を示す。ただし、ここでは $\partial \tau^*/\partial T \approx \partial \tau/\partial T$ とみなし、 τ 対温度曲線の勾配より $\partial \tau^*/\partial T$ を求めた。

$-(\partial \tau^*/\partial T)_\dot{\gamma}$ 対 $(\Delta \tau/\Delta \ln \dot{\gamma}) T$ 曲線は直線性を示し、低温変形が単一な機構によって律速されていることを示す。その直線の比例定数 $\ln(\nu/\dot{\gamma})$ の値は歪量、組織、C量、Ni量に依存せず、ほぼ一定であり $\ln(\nu/\dot{\gamma}) \approx 30$ となる。Gibbs によると ν^* は次式で示される(23)。

$$\nu^* \approx \nu_D b/2l \quad (11)$$

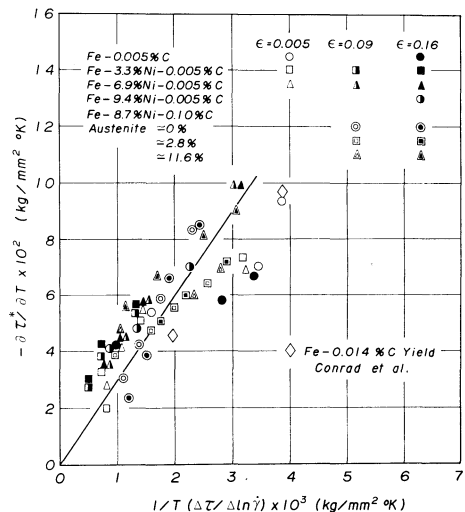


Fig.8 $-(\partial \tau^*/\partial T)_\dot{\gamma}$ vs $(1/T)(\Delta \tau/\Delta \ln \dot{\gamma}) T$ for Fe-Ni alloys.

ここで l は各障害物間の転位の平均長さ、 ν_D はデバイの振動数である。 $s \approx l$ と仮定すると $\nu = \rho b s \nu^*$ と式(11)より次式を得る。

$$\nu \approx \rho b^2 \nu_D / 2 \tag{12}$$

$\ln(\nu/\dot{\gamma})$ の値と式(12)に $b \approx 2.5 \times 10^{-8}$ cm, $\nu_D \approx 10^{13}$ sec $^{-1}$ を代入して ρ を計算すると $\rho \approx 10^{12}$ cm $^{-2}$ を得る。また $s \nu^* \approx 10^5 \sim 10^6$ cm/sec $^{(5)}$ より求めると $\rho \approx 10^{11} \sim 10^{12}$ cm $^{-2}$ となり、おおよ一致する。 ρ の値より Fe-Ni 合金の低温域の変形時にはかなりの転位が可動なものと考えられる。

式(6)~(10)より活性化エネルギー H および活性化体積 V^* は次式より求められる。

$$H = -KT^2(\Delta \ln \dot{\gamma} / \Delta \tau)_T (\partial \tau^* / \partial T); \tag{13}$$

$$V^* = KT(\Delta \ln \dot{\gamma} / \Delta \tau)_T \tag{14}$$

Fig.9 に H 対 T 曲線を示す。式(6)に従って活性化エネルギーは温度の関数として示され、 T_0 における活性化エネルギー H_0 は 0.8~0.9 eV となり、歪量、組織、Ni 量、C 量にほとんど依存しない。

Fig.10 に H 対 τ^* 曲線、Fig.11 に V^* 対 τ^* 曲線を示す。 H および V^* は歪量、組織、Ni 量、C 量に依存せず、同一 τ^* 値に対して一致した値を示すことが認められる。また Fig.11 には Fe-3% Si 中の刃状転位についての V^* 対 τ^* 曲線もあわせて示したが $^{(5)(24)}$ 、これもよい一致をみる。以上 Fig.9, Fig.10, Fig.11 より Fe-Ni 合金の低温変

形における律速機構は熱活性化された転位がパイエルスナバロ応力を乗り越える段階と考えられる。

Fig.12 に示すごとく V^* を $T^{1/2}$ に対してプロットすると十分に熱活性化される温度域では V^* 対 $T^{1/2}$ 曲線は直線性を示し、温度の低下につれて V^* は急激に減少する。そ

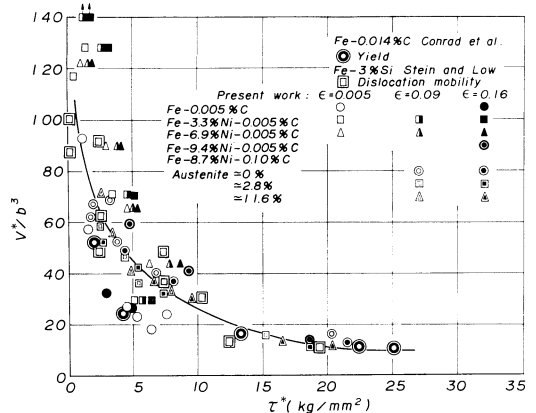


Fig.11 Effect of thermal stress on activation volume for Fe-Ni alloys.

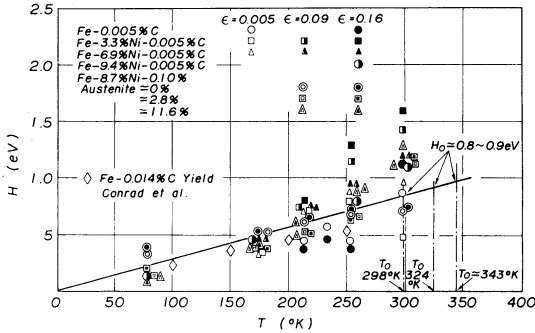


Fig.9 Variation of the activation energy with temperature for Fe-Ni alloys.

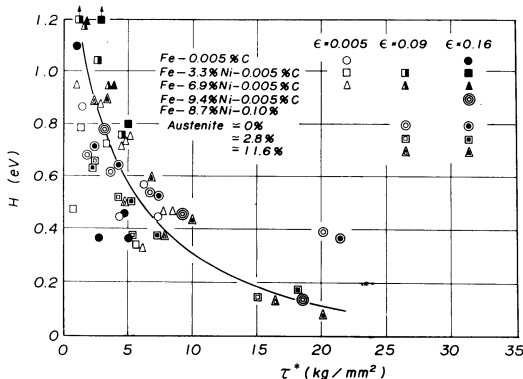


Fig.10 Effect of thermal stress on activation energy for Fe-Ni alloys.

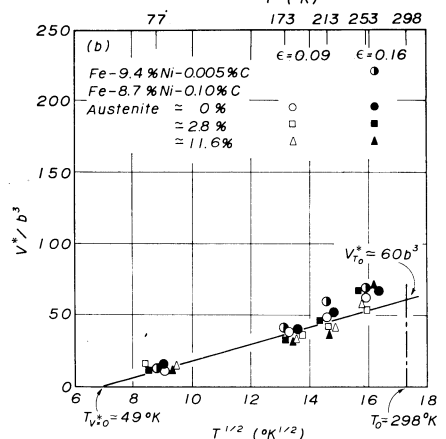
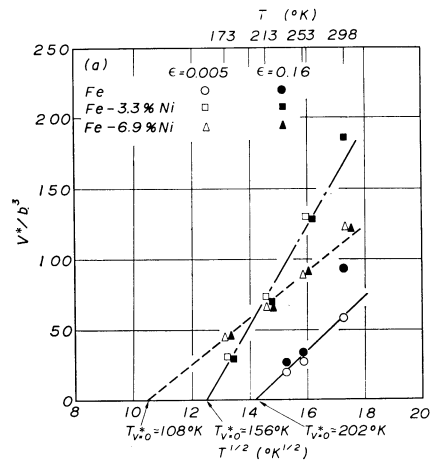


Fig.12 The activation volume versus the square root of temperature for Fe-Ni alloys.

の温度域より低温側では V^* は温度の低下につれて徐々に低下するものと考えられる。 V^* 対 $T^{1/2}$ 曲線において V^* を零に外挿した温度 $T_{V^*=0}$ 値は活性化体積が急激に変化する温度に相当し、切欠効果などの存在する引張試験においては T_m 温度付近で目掛け上 $V^* \approx 0$ と考えることにより脆化温度に対応するものと考えられる。 T_m と $T_{V^*=0}$ の関係を Fig. 13 に示す。 Fe, 3% Ni においては $T_{V^*=0}$ と T_m は良い対応性を示した。 7% Ni においては $T_{V^*=0} \approx 108^\circ\text{K}$ となり、 9% Ni, 9% Ni 鋼においては $T_{V^*=0} \approx 49^\circ\text{K}$ となり、 C 量、 オーステナイト量に影響されなかった。 なお Fig. 13 には 7% Ni の T_m として 77°K 以下と推定し破線で示している (7% Ni の場合、 77°K でも 10~30% の断面収縮率を示した)。

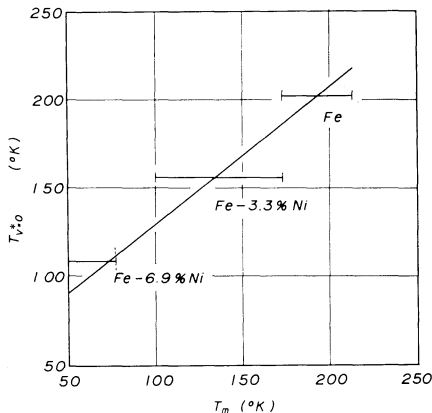


Fig. 13 Correspondence between ductility transition temperature, T_m , and the temperature at which the activation volume, V^* , apparently equals zero, $T_{V^*=0}$.

V. 結 言

本研究は Fe に 3% 以上 Ni が加えられた合金の低温域における変形機構を明らかにするために Fe, Fe-3.3% Ni, Fe-6.9% Ni, Fe-9.4% Ni および商用 9% Ni 鋼について引張歪速度変化試験を用いて活性化パラメータにおよぼす組成、組織および歪量の影響を調べるとともに、延性-脆性遷移についても一考察を試みた。その結果、下記に示すような二、三の結論を得た。

(1) Fe-Ni 合金の低温域における変形機構はパイエルズ-ナバロ応力を熱活性的に転位が乗り越える段階と考えられる。

(2) Fe-9.4% Ni, 9% Ni 鋼のようにフェライトマルテンサイトの一部オーステナイトを含む組織であっても、その変形特性は完全フェライトの Fe, Fe-3.3% Ni および Fe-6.9% Ni と同じである。

(3) 9% Ni 鋼において引張歪速度の増加による応力増量 $\Delta\sigma$ におよぼすオーステナイト量の影響は $77\sim 213^\circ\text{K}$ の低温域について、オーステナイト量が 0, 2.8, 11.6% と増加するに伴い、わずかではあるが漸増の傾向が認められる。しかしながら活性化体積にはオーステナイト量による有意差は認められない。

(4) $T_{V^*=0}$ 値はその物理的意味からして低温変形におけるマイクロクラック遷移温度 T_m と関係するものと考えられ、Fe, Fe-3.3% Ni については良い対応性が認められた。Ni が 7% 以上では低温延性が高く、 T_m が 77°K 以下であったため、両者間の対応を十分に検討することができなかった。

最後に本研究を遂行するにあたって実験に協力された金本、金丸両君に感謝致します。

文 献

- (1) J.R.Low and M.Gensamer : Trans.AIME, **158** (1944), 207.
- (2) N.J.Petch : J.Iron Steel Inst., **174** (1953), 25.
- (3) H.Conrad and G.Schoeck : Acta Met., **8** (1960), 791.
- (4) J.Heslop and N.J.Petch : Phil.Mag., **1** (1956), 866.
- (5) H.Conrad : *Iron and its Dilute Solid Solutions*, Interscience Publishers, John Wiley & Sons, New York, (1963), 315.
- (6) H.Conrad : Phil.Mag., **5** (1960), 745.
- (7) Z.S.Basinski and J.W.Christian : Australian J. Phys., **13** (1960), 299.
- (8) H.Conrad and S.Frederick : Acta Met., **10** (1962), 1013.
- (9) B.L.Mordike and P.Haasen : Phil.Mag., **6** (1961), 459.
- (10) H.Conrad : J.Iron Steel Inst., **198** (1961), 364.
- (11) A.H.Cottrell : Trans.Met.Soc.AIME, **212** (1958), 192.
- (12) G.Schoeck : Acta Met., **9** (1961), 382.
- (13) N.Brown and R.A.Ekvall : Acta Met., **10** (1962), 1101.
- (14) 鈴木正敏, 藤田充苗 : 鉄と鋼, **50** (1964), 1957.
- (15) K.E.Bew : Trans. AIME, December, **194** (1952), 1327.
- (16) K.Okazaki and H.Conrad : Trans.JIM, **13** (1972), 205.
- (17) 迎 静雄, 藤原 諒 : 金属学会誌, **37** (1973), 241.
- (18) H.Conrad : J.Metals, July (1964), 582.
- (19) A.Kelly and R.B.Nicholson : *Strengthening Methods in Crystals*, Elsevier Publishing Company Ltd, New York, (1971), 336.
- (20) B.L.Averbach, D.K.Felbeck, G.T.Hahn and D.A.Thomas : *Fracture*, The Massachusetts Institute of Technology, (1959), 100.
- (21) G.T.Hahn, W.S.Owen, B.L.Averbach and M.Cohen : Weld.J., **38** (1959), 367-s.
- (22) G.T.Hahn, M.Cohen and B.L.Averbach : J.Iron Steel Inst., August, **200** (1962), 634.
- (23) G.B.Gibbs : Phil.Mag., **16** (1967), 97.
- (24) D.F.Stein and J.R.Low, Jr. : J.Appl.Phys., **31** (1960), 362.
- (25) 鈴木秀次 : 格子欠陥と金属の機械的性質, 金属学会編, 丸善, (1967), 174.

† 熱活性化エネルギーは kT に比例するので絶対零度以外では $V^*=0$ となることは考えられない。また零点エネルギー $1/2 h\nu \approx 0.03 \text{ eV}$ があることも考えられる⁽²⁵⁾。