
鉄-低ニッケル合金の降伏について

Yield Behavior of Fe-Low Ni Alloys

田中 智夫(Tomoo Tanaka) 渡辺 修司(Shuji Watanabe)

要旨：

結晶粒径および格子間不純物である炭素の濃度を変化させた Fe-1.43%Ni および Fe-3%Ni 合金多結晶の降伏応力の温度依存性を調べた。その結果、結晶粒界は各材料の降伏応力の温度依存性に影響を与えず、Fe 中の C 量と Ni 量が増加すると、降伏応力は室温では高くなり 250° K 以下では逆転して低くなること、Ni が C と共存すると、Fe の降伏応力への C の影響を低下させること、および Ni の添加量が増えること、降伏の活性化エネルギーを減少させることを見出した。実験を検討した結果、降伏応力の温度依存性の機構は、転位と不純物との相互作用による硬化説でも、Ni が添加されることによって生ずる剛性率と転位の幅の変化でも説明が困難であることがわかった。

Synopsis：

The yield stresses of polycrystalline specimens of iron and Fe alloys (Fe-C, Fe-Ni and Fe-Ni-C) have been investigated in the temperature range between 345°K and 77°K to clarify the effect of nickel on the yield stress of iron. It has been found that Fe-C and Fe-Ni alloys show stronger yield stress than that of iron at room temperature, but that this situation is partly reversed in the temperature range below 250°K, where iron has a higher yield stress. This fact shows that addition of carbon or nickel increases the athermal component of yield stress of iron, and decreases the thermal component. Furthermore, the athermal component depends on the grain size, and the thermal component is independent of the grain size. The yield stress of Fe-3%Ni alloy is unaffected by the addition of carbon, suggesting that the existence of nickel in matrix seems to suppress the effect of carbon on the yield stress. The activation parameters are obtained by means of the strain rate change method, and it has been found that, on increasing the addition of nickel to iron, the activation energy decreases. The analysis of the experimental results has revealed that the temperature dependence of the yield stress can not be fully explained on the basis of the impurity hardening theory by Fleischer or the double kink model by Arsenault.

本文は次のページから閲覧できます。

鉄-低ニッケル合金の降伏について

Yield Behavior of Fe-Low Ni Alloys

田 中 智 夫*

Tomoo Tanaka

渡 辺 修 司**

Shuji Watanabe

Synopsis:

The yield stresses of polycrystalline specimens of iron and Fe alloys (Fe-C, Fe-Ni and Fe-Ni-C) have been investigated in the temperature range between 345°K and 77°K to clarify the effect of nickel on the yield stress of iron.

It has been found that Fe-C and Fe-Ni alloys show stronger yield stress than that of iron at room temperature, but that this situation is partly reversed in the temperature range below 250°K, where iron has a higher yield stress. This fact shows that addition of carbon or nickel increases the athermal component of yield stress of iron, and decreases the thermal component. Furthermore, the athermal component depends on the grain size, and the thermal component is independent of the grain size. The yield stress of Fe-3%Ni alloy is unaffected by the addition of carbon, suggesting that the existence of nickel in matrix seems to suppress the effect of carbon on the yield stress.

The activation parameters are obtained by means of the strain rate change method, and it has been found that, on increasing the addition of nickel to iron, the activation energy decreases. The analysis of the experimental results has revealed that the temperature dependence of the yield stress can not be fully explained on the basis of the impurity hardening theory by Fleischer or the double kink model by Arsenault.

1. 緒 言

Fe 多結晶は温度が低くなるにつれて高い降伏応力を示し、臨界温度以下では双晶を発生したのちぜい性破壊を起す。FeにNiを添加すると低温におけるじん性は向上することが知られ、Fe-Ni合金は広く低温用材料として利用されている。Feの低温ぜい性におよぼすNi添加の影響は、古くから衝撃試験、微視組織観察により調べられ

てきたが、その機構はいまだ完全に解明されていない。この研究は低温ぜい性の現象は、低温における降伏応力の変化に関連するとの考えに立って固溶C量の異なったFeおよびFe-低Ni合金の降伏応力の温度依存性を調べ、さらに降伏応力の温度依存性の機構について考察を行なったものである。

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

Table 1 Chemical composition of materials used (wt%)

Material	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Al	Cr	O
Iron	0.014	0.001	0.002	0.004	0.003	tr	0.003	0.001	0.0021
Fe-1.43%Ni	0.01	<0.01	<0.001	0.003	<0.01	1.43	0.002	<0.001	0.0017
Fe-3% Ni	0.02	<0.01	<0.001	0.004	<0.01	3.00	0.002	<0.001	0.0019

2.1 試 料

実験に用いた材料は、脱炭脱窒された、あるいは再加炭された Fe, Fe-1.43%Ni および Fe-3%Ni 合金である。工業用純鉄をそのまま、あるいは高純度 Ni とともに高周波真空溶解炉で溶解して 20kg のインゴットを溶製した。鍛造後熱間圧延によって板厚 3 mm, 幅 200 mm の板にし、ついで 3 種類の結晶粒径をもつ試験片を得るために、冷間圧延によって板厚 0.88 mm, 1.0 mm, 1.33 mm とし、集合組織を生じないように 950°C で 2 回焼準したのち、最終板厚 0.8 mm に冷間圧延した。平行幅 7 mm, 標点間距離 40 mm の引張試験片を切削加工し、クロム酸リン酸溶液中で電解研磨した。つづいて 650°C で 40 時間の湿水素（露点 50°C）焼鈍により脱炭し、ひきつづき乾水素気流に変換して、650°C で 20 時間保持し炉冷を行なった。Table 1 に脱炭脱窒後の化学成分を示す。さらに脱炭脱窒した試料の一部を一定量の Fe-0.1% C の切削くずとともに石英カプセル中に真空封入し、650°C で 20 時間保持して固相間の C の再分配により加炭した。つづいて金属チタンで純化された Ar 気流中で 700°C にて 10 分間保持して均一化し、氷塩水中に急冷し、ただちにドライアイス・アルコール中に冷却したのち、引張試験の直前まで液体窒素の中に保持した。加炭材の C 含有量は 20~35 ppm である。

2.2 引張試験

島津製オートグラフを用いて $4.2 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$ の歪速度 ($\dot{\epsilon}$) で引張試験を行なった。歪速度変化法による Activation parameter の測定には、 $4.2 \times 10^{-5} \text{ sec}^{-1}$ の歪速度を併用した。試験は、室温以上では電熱加熱によるシリコンオイル中で、室温~175°K ではエチルアルコールとドライ

アイスの混合物中で、175°K~128°K では液体窒素で冷却されたイソペンタン中で、77°K では液体窒素中でそれぞれ行なわれた。引張試験中の温度は銅-銅コンスタンタン熱電対によって測定され、その変化は $\pm 0.5^\circ\text{K}$ 以内であった。剪断応力は $\frac{1}{2}$ の係数を用いて引張応力より換算された。

3. 実験結果

多結晶の降伏応力 (τ_y) は Petch^{1)~5)} らによると、

$$\tau_y = \sigma_i + k_y d^{-1/2} \quad \dots\dots\dots(1)$$

σ_i : 摩擦応力

k_y : 常数

d : 結晶粒径

で表わされる。さらに Conrad⁶⁾ によると

$$\tau_y = \tau^* + \tau_G \quad \dots\dots\dots(2)$$

τ^* : 温度に依存する項

τ_G : 温度に非依存な項

で表わされる。(1) 式における降伏応力の結晶粒径依存性と (2) 式の (τ^*) の関係を検討するために、3 種類の結晶粒径をもつ脱炭脱窒された試片について引張試験を行なった。試験温度による降伏応力の変化を Fe, Fe-1.43% Ni および Fe-3% Ni についてそれぞれ Fig. 1(a), (b), (c) に示す。降伏応力は試験温度が上昇するにつれて減少し、Fe では 330°K, Fe-1.43% Ni では 310°K, Fe-3% Ni では 300°K において試料ごとに一定の τ_y 値に漸近し、このとき (2) 式の有効応力 (τ^*) は 0 となる。各材料ごとの τ^* の試験温度による変化は

$$\tau^* = \tau_y - \tau_G \quad \dots\dots\dots(3)$$

から Fe の τ_G を $\tau_{y330^\circ\text{K}}$, Fe-1.43% Ni の τ_G を $\tau_{y310^\circ\text{K}}$, Fe-3% Ni の τ_G を $\tau_{y300^\circ\text{K}}$ として求められる。Fig. 2 に示すように、 $\tau^* \sim T$ の関係は

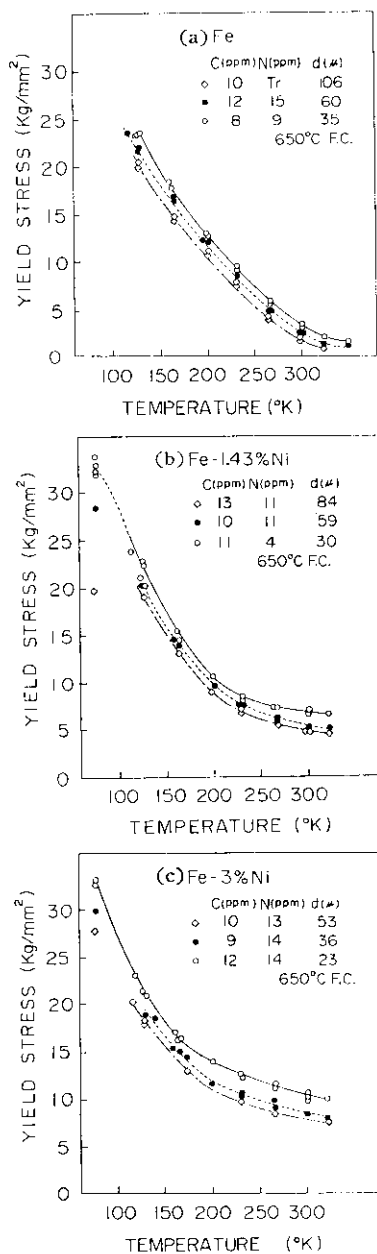


Fig. 1 The plot of yield stress against temperature in Fe (a), Fe-1.43% Ni (b) and Fe-3% Ni alloys (c) with various grain sizes.

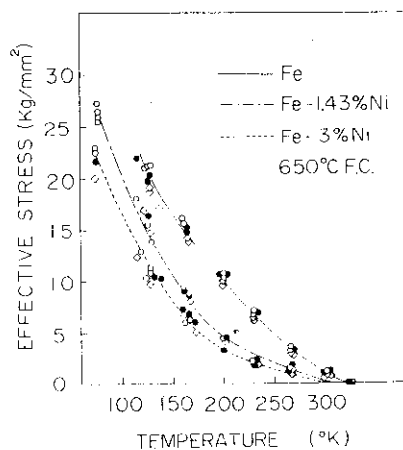


Fig. 2 The plot of effective stress (τ^*) against temperature in Fe, Fe-1.43%Ni and Fe-3% Ni alloys with different grain sizes.

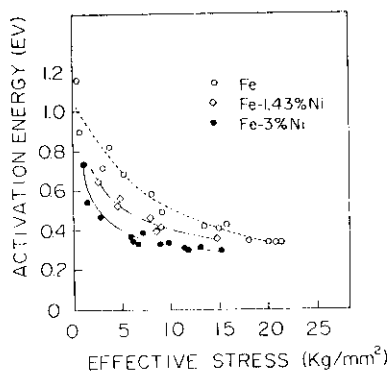


Fig. 3 The variation of activation energy with effective stress in Fe, Fe-1.43%Ni and Fe-3%Ni alloys.

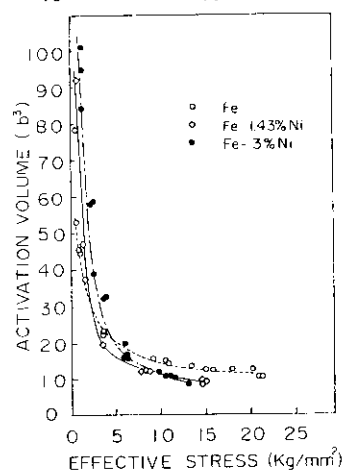


Fig. 4 The variation of activation volume with effective stress in Fe, Fe-1.43%Ni and Fe-3% Ni alloys.

結晶粒径に相違があっても同一材料では一本の曲線で表わされ、降伏応力の温度依存項 (τ^*) は結晶粒径により影響されない。すなわち k_y の値は温度に依存しないことがわかる。これらの結果を要約すると次のようになる。

- (1) 結晶粒界はすべての試料において降伏応力の温度依存性に寄与しない。
- (2) Fe の降伏応力の温度依存性は大きく、かつ室温近傍でも降伏応力は一定値に漸近しない。Fe-Ni 合金の降伏応力は Fe にくらべ、室温近傍では高く、Ni の添加により固溶硬化が認められるが、温度依存性は小さく、その結果、低温では固溶軟化がおこる。また τ_y 値が一定になる温度は Ni 量の増加とともに低温側にずれる。

つぎに歪速度変化法によって求めた降伏応力の活性化エネルギー (H^*) と、活性化体積 (V^*) の値を横軸に τ^* をとって Fig. 3, Fig. 4 に示す。 H^* , V^* の値はともに結晶粒径による相違を示さなかったのので、各材料ごとに一本の曲線で代表させた。Fig. 3 にみられるように、 H^* は Ni 量が増加するに伴い減少する。また Fig. 4 から Ni 添加によって、 V^* は τ^* が高い (低温側) と減少し、低くなる (高温側) と増加することがわかる。

降伏応力におよぼす C 含有量の影響、とくに Ni と C の相互作用を調査するため、加炭後 700°C から氷塩水中に急冷した固溶 C 量の多い試料について引張試験を行なって、その降伏応力の温度依存性を Fig. 5 (a), (b), (c) に示す。これらの図には Fig. 1 (a), (b), (c) に示した脱炭脱窒した後 650°C から炉冷した材料の中で、加炭試料と結晶粒径の等しい試料の降伏応力が付記されている。固溶 C 量、固溶 N 量は測定していないが、実験式より計算した 330°K における Fe 中の固溶 C 量は Wert⁷⁾ によると約 0.008 ppm であり、固溶 N 量は Rawlings と Tambini⁸⁾ によると 0.3 ppm となるので 650°C から炉冷された試片の [C+N] 固溶量は 1 ppm 以下と考えられる。また炉冷した Fe-Ni 合金の固溶 C 量は Heller⁹⁾ らによると Fe と変わらず、Winchell¹⁰⁾ らによれば減少すると報告され、固溶 N 量は今井¹¹⁾ らによると Fe にく

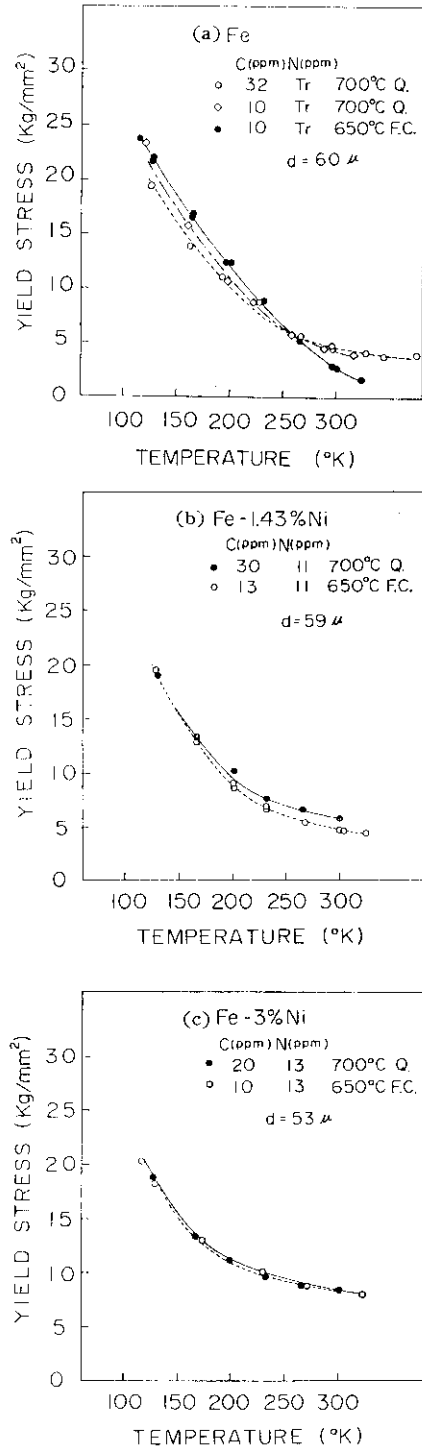


Fig. 5 The influence of carbon content on the temperature-dependance of the yield stress of Fe (a), Fe-1.43%Ni (b) and Fe-3% Ni alloys (c).

らべて減少するといわれているので 650°C から炉冷された Fe-Ni 合金の $[\text{C+N}]$ 固溶量も 1 ppm 以下と考えられる。したがって加炭急冷した試料の $[\text{C+N}]$ 濃度は、炉冷された試料より 30~40 ppm 多いと推定される。Fig. 5 (a), (b), および (c) に示された結果をまとめると、

- (1) Fe-C 系は C の固溶量が増加するにしたがって室温近傍では固溶硬化、低温側で固溶軟化を示す。

Stein と Low¹²⁾ は C 量が 10~0.005 ppm の Fe 単結晶について降伏応力の温度依存性を調べ、C 量が減少するほど降伏応力の温度依存性も減少するという結果を示しており、一方 Nakada と Keh¹³⁾ は Fe-N 単結晶について同じような実験を行ない、固溶 N 量の増加は降伏応力の温度依存性を減少させると報告している。この実験で得られた多結晶についての結果は Nakada と Keh¹³⁾ の報告と同じ効果を示している。

- (2) Fe-1.43%Ni では、炉冷試料と、それを加炭急冷した試料 (C: 30 ppm) の降伏応力の温度依存性は低温側ではほぼ等しくなる。

- (3) Fe-3%Ni では炉冷試料と 20 ppm C の急冷試料は、全試験温度領域にわたって同一の降伏応力を示す。すなわち Fe-3%Ni では、固溶 C 量の相違は降伏応力に反映されず、見掛け上、Ni 添加によって C の降伏応力への影響がおさえられているようである。

4. 考 察

4・1 bcc 金属の降伏の機構

bcc 金属の降伏応力の特徴は、温度依存性が大きく、固溶軟化の現象を示すことである。温度依存性が大きいということは、転位が移動するときにある種の障害を熱活性的に乗り越えることを意味し、その障害についての考え方は次のように分類される。

- (1) 転位と非等方ひずみをおこす侵入型不純物との相互作用^{12) 14)}。
(2) 転位と微細析出物との相互作用¹⁵⁾。

- (3) パイエルスメカニズム^{16) 17)}。

- (4) 交差すべり (拡張転位の収縮)¹⁸⁾。

- (5) ジョグの非保存運動¹⁹⁾。

(1) と (2) は、本質的には転位と侵入型不純物との相互作用であって同じ機構に属している。この考え方では、Fe-Cr²⁰⁾, Fe-Mg²¹⁾, Fe-V²²⁾ および Fe-Ni²³⁾ 合金の固溶軟化は、合金元素の添加によって固溶 C 量が減少することによる、と説明されている。(4) は交差すべりを行なうため、3 種のすべり面上に分解している拡張転位が収縮するのに必要な熱エネルギーを主因とする理論である。しかし、鈴木 (秀)²³⁾ は bcc 金属の拡張転位の幅はたかだかバーガースベクトル (b) の大きさであり、完全転位と考える方が妥当であると報告しており、交差すべりを主因とした温度依存性は考えにくい。(5) の機構では、すべり面上で互いに平行でないらせん転位が切り合うときに形成したジョグが非保存運動をして点欠陥を作るが、点欠陥の形成と、形成された点欠陥の拡散は熱活性化過程となるので温度依存性を生ずる。さらに準静的変形においてはジョグは転位線に沿う保存運動もするはずであり、全ジョグ数に対して非保存運動をするジョグと保存運動を起こすものとの割合の変化によって温度依存性が変化する。また Van Bueren²⁴⁾ は、点欠陥の生成濃度 (C) は歪量を ϵ とすると、 $C = \epsilon^n$ (n は単一すべりのとき 1、多重すべりのとき 2) の関係にあると報告している。これは歪量が增大するにつれて、変形応力の温度依存性も増大することを意味しているが、実際には降伏応力と変形応力の温度依存性はほぼ等しいので、ジョグの非保存運動が降伏応力の温度依存性の原因とは考えられない。

以上概説したように、降伏応力の温度依存性と固溶軟化は密接な関係を持ち、その原因は転位と侵入型不純物の相互作用か、またはパイエルスメカニズムと考えられる。そこでこの二種の観点に立って実験結果の検討を試みることにする。

4・2 熱活性化過程の検討

まず調べようとする降伏応力の温度依存性の機構が、単一過程であるか複合過程であるかの判定を、Activation parameter の測定結果を解析す

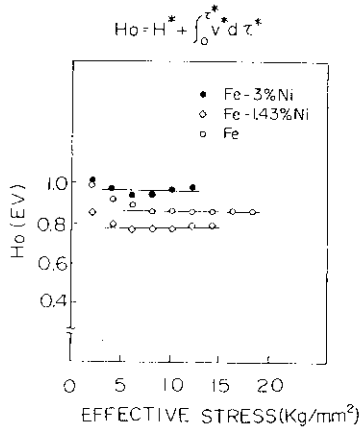


Fig. 6 The variation of H_0 with effective stress in Fe, Fe-1.43% Ni and Fe-3% Ni alloys.

ることによって行なった。単一過程では Arsenault²⁵⁾ によると、一定の歪速度で変形するとき。

$$\dot{\epsilon} = b d N \nu \exp(-H^*(\tau^*)/kT) \dots\dots\dots(4)$$

d = 一回の熱活性化過程で転位が前進する距離

N = 運動転位の数

ν = 振動数因子

$$V^* = -dH^*/d\tau^* \dots\dots\dots(5)$$

の関係があり、複合過程では

$$\dot{\epsilon} = \nu_{01} \exp(-H_1^*(\tau^*)/kT) + \nu_{02} \exp(-H_2^*(\tau^*)/kT) + \dots\dots\dots + \nu_{0i} \exp(-H_i^*(\tau^*)/kT) \dots\dots\dots(6)$$

ν_{0i} : 常数

$$H_1^*(\tau^*) \neq H_2^*(\tau^*) \neq \dots\dots\dots \neq H_i^*(\tau^*)$$

となる。単一過程では (5) 式が積分可能であり

$$H_0 = H^* + \int_0^{\tau^*} V^* d\tau^* \dots\dots\dots(7)$$

となる。 H_0 は外部応力の助けなしで転位が障害を乗り越えるのに必要な熱エネルギーである。もし τ^* の全領域において単一過程であれば (7) 式から求められる H_0 は一定値とならなければならない。(7) 式の右辺の第 2 項の値を Fig. 4 から図式積分で求めて、Fig. 3 の H^* を加えた H_0 の値は Fig. 6 に見られるように、全温度領域でほぼ一定であり、単一過程とみなしてもよい。

4・3 侵入型固溶原子と転位との相互作用の観点からの考察

降伏応力の温度依存性の機構は単一過程であることが判明したので、降伏現象を侵入型固溶原子と転位との相互作用によるとする考え方の中で、代表的な Fleischer²⁶⁾ の理論に沿って実験結果を検討する。

不純物に両端を固定された長さ L の転位に働くパイエルス応力 τ_0 は

$$\tau_0 = F_0/bL \dots\dots\dots(8)$$

F_0 : 転位と不純物間の最大の相互作用力である。転位と有効な相互作用をおよぼしあう不純物原子は、すべり面を境にして上下に b だけ離れた範囲に分布すると考えると、

$$L = b/\sqrt{2C} \dots\dots\dots(9)$$

C : 不純物濃度

であるから τ_0 は

$$\tau_0 = F_0\sqrt{2C}/b^2 \dots\dots\dots(10)$$

となる。長さ L の転位が熱的に活性化されて前進するときの活性化エネルギーは、

$$H^* = \int_{a_1}^{a_2} [F(x) - \tau^*bL] dx \dots\dots\dots(11)$$

$F(x)$: 転位からの距離 x で、不純物と転位との間に働く相互作用力。

a_1, a_2 : $F(x) = \tau^*bL$ になる x の 2 つの位置である。 $F(x)$ の近似式として alkali halide の実験式、

$$F(x) = F_0/[x/b + 1]^2 \dots\dots\dots(12)$$

を用いて (11) 式を計算すると

$$H^* = F_0b[1 - (\tau^*/\tau_0)^{1/2}]^2 \dots\dots\dots(13)$$

となり、(4), (8), (10), (13) 式を組み合わせると

$$\sqrt{\tau^*} = F_0^{1/2} (2C)^{1/4} / b [1 - (kT/F_0b \cdot \ln Nb^2/\dot{\epsilon}\sqrt{2C})^{1/2}] \dots\dots\dots(14)$$

を得る。(14) 式で $N\nu$ を一定と仮定するとき、 $\dot{\epsilon}$ は一定であり、 $\ln Nb^2/\dot{\epsilon}\sqrt{2C}$ は C にほとんど依存せず、(14) 式は A, B を常数とした、

$$\sqrt{\tau^*} = C^{1/4} (A - B\sqrt{T}) \dots\dots\dots(15)$$

となって $\sqrt{\tau^*}$ と $\sqrt{T}$ の関係を示す勾配は $C^{1/4}$ に比例することを示す。Fig. 7 (a), (b) および (c) に実験から得られた $\sqrt{\tau^*}$ と $\sqrt{T}$ との関係を図示したが、Fe-C 系の炉冷材が二本の直線に分かれるほかは、各材料ごとに一本の直線上にのる。

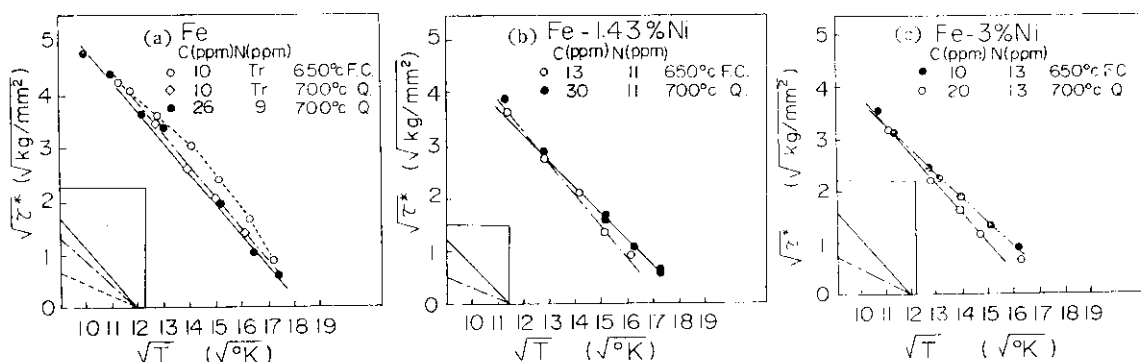


Fig. 7 The temperature variation of the effective stress of Fe (a), Fe-1.43%Ni (b) and Fe-3%Ni alloys (c). The lines shown left hand side below represent the relative slopes calculated from the equation by Fleischer in Fe, Fe-1.43%Ni and Fe-3%Ni alloys containing various (C+N) contents.

しかし不純物濃度による直線の勾配関係を見るため、各々の材料において最大の固溶 [C+N] 量をもつ材料を標準とし、理論式 (15) の関係を満足する $C\%$ に比例する勾配をもつ直線を Fig. 7(a) (b), (c) 中の左下わく内に示す。これらの勾配の変化は実験値を示す直線の勾配の変化よりかなり大きく、両者の勾配は一致しない。なおここでは炉冷材の固溶 [C+N] 量は 1 ppm として計算した。

つぎに活性化体積 (V^*) の検討をしてみる。 V^* は降伏応力の温度依存性が転位と不純物との相互作用によるものであれば²⁷⁾

$$V^*/b^3 = 1/\sqrt{3} C \quad \dots\dots\dots (16)$$

となる。Fe の炉冷された試料の固溶 [C+N] 量を 1 ppm 程度とすると、 V^*/b^3 はほぼ 530 となるが、Fig. 4 にみるように測定値は低温側で $V^*/b^3 \approx 15$ 程度で、両者間には著しい差がある。さらに Fig. 5 (a) に示された Fe-C 合金の C による固溶軟化の現象は、不純物による硬化理論では明らかに説明できない。

以上述べたように、侵入型固溶原子と転位との相互作用が、降伏応力の温度依存性を支配するという説明は困難である。しかしこの検討のなかには理論上重要な仮定が含まれていることを指摘しておく。すなわち (4) 式の N が一定であるとしたことである。塑性変形にあずかる運動転位密度 (N) の役割は重要であり、 $N(t)$, $N(\epsilon)$ を定量し、理論式の修正を計ることがより進んだ見

解への道であろうと考えられる。

4・4 パイエルスメカニズムの観点からの考察

4・3では降伏応力の温度依存性についての説明が困難であったので、パイエルスメカニズムによる検討を試みる。

パイエルスメカニズムでは、一般に転位はダブルキंकを作ってパイエルスポテンシャルを乗り越えたと考えられ、固溶原子が存在するとパイエルスポテンシャルは低くなり、ダブルキंकの形成エネルギーを減少させるために固溶軟化がおこる。Arsenault²⁸⁾ のダブルキंकモデルによると、ダブルキंकの形成エネルギー (H^*) は

$$H^* = \sqrt{\tau_0 a^3 b E_0 / \pi^3} \int_{y_{min}}^{y_{max}} (K - \cos y / 2\pi - \tau^* / \tau_0 \cdot y)^{1/2} dy \quad \dots\dots\dots (17)$$

τ_0 : パイエルス応力

a : 格子定数

E_0 : $G b^2 / n^{29) 30)}$

n : 1~5

G : 剛性率

K : 積分定数

y_{min} : y_{max} : ポテンシャルの谷と山の位置

である。 τ^* はらせん転位についての Weertman³¹⁾ の式を用いると、

$$\tau_0 = \alpha G b / 2 C \cdot \exp(-2\pi\gamma/C) \quad \dots\dots\dots (18)$$

α : $1/2 \sim 1$

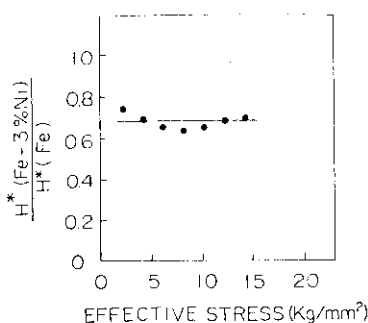


Fig. 8 The ratio of activation energy in Fe-3%Ni alloy to that in Fe.

$$C \approx b$$

γ : 転位の幅

であり、(17) と (18) 式からつぎの関係が導かれる。

$$H^* \propto G \times \sqrt{e^{-\gamma}} \quad \dots\dots\dots (19)$$

したがって Ni の添加によって H^* が変化するのは、(19) 式から、剛性率 (G) の変化によるか、または転位の幅 (γ) の変化によるかと考えられる。

Fe と Fe-3%Ni 合金との H^* の比は Fig. 8 に示されるように全試験温度にわたってほぼ一定である。Ni の添加によって転位の形態に大きな変化がないとすると、 H^* の変化の大部分は G の変化によるものと考えられ、

$$\begin{aligned} H^*(\text{Fe-3\%Ni}) / H^*(\text{Fe}) \\ = G(\text{Fe-3\%Ni}) / G(\text{Fe}) = 0.7 \dots (20) \end{aligned}$$

とならねばならない。しかし純 Ni の G は $7.6 \times 10^3 \text{ kg/mm}^2$ 、Fe の G は $8.2 \times 10^3 \text{ kg/mm}^2$ であるから、

$$G(\text{Ni}) / G(\text{Fe}) = 0.93 \dots\dots\dots (21)$$

であって、Ni を 3% 添加することによって G が 30% も低下するとは考えられない。

つぎに Fe と Fe-3%Ni の G が同じであるものと仮定して、 H^* の変化は γ によるものとする、

$$\gamma(\text{Fe-3\%Ni}) = 1.7\gamma(\text{Fe}) \dots\dots\dots (22)$$

となり、Fe-3%Ni の転位の中心部の乱れは Fe にくらべて著しく大きくなければならない。しかしながら Kranzlein²³⁾ らは Ni を 3% 添加すると、格子定数はわずかに 0.1% 増えると報告して

いる。Heller⁹⁾ らは Fe-5%Ni までの合金について内部摩擦を測定し、Ni は Fe 中の固溶 C 量、拡散速度、析出速度になんらの影響をおよぼさないと結論しており、また Fe-Ni 合金中の N の応力誘起拡散は、今井¹¹⁾ らによると、Fe 中の N と同一の活性化エネルギーをもつ単一緩和過程といわれている。したがって Fe 中の Ni が格子歪をおこす程度はきわめて少ないことが予想され、3% の Ni の添加によって γ が Fe の 1.7 倍になるとは考え難い。

以上のように、実験的に得られた H^* の変化は、パイエルスメカニズムによる G および γ の変化では説明できない。ただし γ についての論は直接観察的な手段による今後の研究にまたれる。

5. 総 括

3 種の結晶粒径をもつ脱炭、脱窒された Fe、Fe-1.43%Ni および Fe-3%Ni 多結晶と、再加炭して C 固溶量を 20~35ppm に高めた材料の降伏応力の温度依存性を調べるために、77°K~345°K の温度範囲で引張試験を行なった。さらに歪速度変化法によって Ni の添加が Activation parameter におよぼす効果を調べた。実験結果およびそれらを検討した結果を次に要約する。

- (1) Fe 中の固溶 C 量、あるいは Ni 量が増加すると、結晶粒径が等しければ降伏応力は室温近傍で高くなり、250°K 以下では逆転して低くなる。すなわち室温近傍では固溶硬化が、250°K 以下では固溶軟化がおこる。
(Fig. 1 (a), (b), (c), Fig. 5 (a))
- (2) Fe、Fe-1.43%Ni および Fe-3%Ni 多結晶の有効応力 (τ^*) と温度の関係は結晶粒径によらず、それぞれ一つの曲線にのり、結晶粒界は降伏応力の温度依存性に影響を与えない。(Fig. 2)
- (3) 固溶 C 量の差異があっても、Fe-1.43%Ni は 160°K 以下、Fe-3%Ni は全試験温度にわたってそれぞれ同一の降伏応力を示し、Ni の共存によって C の降伏応力への影響はみられなくなる。(Fig. 5 (b), (c))
- (4) 歪速度変化法によってもとめた活性化エネ

ルギー (H^*),あるいは活性化体積 (V^*)はそれぞれ各材料ごとに有効応力 (τ^*)に対して一つの曲線上にのる。活性化エネルギー (H^*)はNiの添加量が増大すると低下し、活性化体積 (V^*)は有効応力 (τ^*)の高い領域 (低温側)で、各材料ごとに一定の値に漸近し、Niの含有量が多いほどその一定値は低くなる。(Fig. 3, Fig. 4)

- (5) 降伏応力の温度依存性の機構は、単一熱活性化過程と考えられる。Fleischerが提案した不純物硬化理論による $\sqrt{\tau^*}$ と $\sqrt{T}$ の直線関係は、Feの一部を除いてほぼ保た

れているが、固溶 $[C+N]$ 濃度の差異による相対的な勾配の変化は $C^{1/2}$ に比例しない。またダブルキンクモデルを適用して、Ni添加による活性化エネルギー (H^*)の変化から、Fe-3%NiのFeに対する剛性率 (G)の比、あるいは転位の幅 (γ)の比をもとめるとそれらは信じ難い大きな値となる。したがって、降伏応力の温度依存性を不純物硬化理論、あるいはダブルキンクモデルによって完全に説明することは困難である。(Fig. 6, Fig. 7 (a), (b), (c))

参 考 文 献

- 1) E. O. Hall: Proc. Phys. Soc., **B64** (1951), 747
- 2) N. J. Petch: J. Iron Steel Inst., **174** (1953), 25
- 3) A. Cracknell and N. J. Petch: Acta Met., **3** (1955), 186
- 4) N. J. Petch: Phil. Mag., **1** (1956), 186
- 5) H. Conrad and G. Schoeck: Acta Met., **8** (1960), 791
- 6) H. Conrad: Iron and It's Dilute Solid Solutions, (1963), 315
- 7) C. A. Wert: J. Metals, **188** (1950), 1242
- 8) R. Rawlings and D. T. Tambini: J. Iron Steel Inst., **184** (1956), 302
- 9) W. Heller and J. Brauner: Arch. Eisenhüttenwes., **35** (1964), 1105
- 10) J. K. Jockson and P. G. Winchell: Trans. AIME, **230** (1964), 216
- 11) 今井, 増本, 阪本: 日本金属学会誌, **31** (1967), 1095
- 12) D. F. Stein and J. R. Low: Acta Met., **11** (1963), 1253
- 13) Y. Nakada and A. S. Keh: Acta Met., **16** (1968), 903
- 14) R. L. Fleischer: Acta Met., **10** (1962), 835
- 15) B. L. Mordike and P. Haasen: Phil. Mag., **7** (1962), 459
- 16) A. N. Stroh: Proc. Phys. Soc., **B67** (1954), 427
- 17) W. Jolley: Trans. AIME, **242** (1968), 306
- 18) T. E. Mitchell, R. A. Foxall and P. B. Hirsch: Phil. Mag., **8** (1963), 1895
- 19) G. Schoeck: Acta Met., **9** (1961), 382
- 20) W. P. Rees, M. Sc., B. E. Hopkins. M. Sc., and H. R. Tipler, B. Met.: J. Iron Steel Inst., **169** (1951), 157
- 21) S. Takeuchi, H. Yoshida and T. Taoka: 金属および合金の強度に関する国際会議, (1967, 東京) 発表
- 22) H. H. Kranzlein, H. S. Burton and G. V. Smith: Trans. AIME, **233** (1965), 64
- 23) 鈴木秀次: 積層不整と回折現象 物性研短期研究会予稿, (1966), 139
- 24) H. G. Van Bueren: Imperfections in Crystals, (1961), 259
- 25) R. J. Arsenault: Acta Met., **14** (1966), 831
- 26) R. L. Fleischer: The Strengthening of Metals, 93
- 27) R. L. Fleischer: Acta Met., **15** (1967), 1513
- 28) R. J. Arsenault: Acta Met., **15** (1967), 501
- 29) A. H. Cottrell: Dislocations and Plastic Flow in Crystals, (1953), 53
- 30) J. Friedel: Dislocations, (1964), 379
- 31) J. Weertman: Elementary Dislocation Theory, (1964), 159