

鉄-1, 3 および 5% ニッケル合金の降伏および流れ応力*

70540

中村正久**・坂木庸晃***

Yield and Flow Stress of Iron Alloys Containing 1, 3 and 5 Per Cent Nickel

Tadahisa NAKAMURA and Tsuneaki SAKAKI

Synopsis:

Iron-1, 3 and 5 per cent nickel alloys were melted paying attention to have the same chemical composition except nickel. Most studies were performed on the lower yield stress as the function of testing temperature, cross head speed and grain diameter, and on the measurement of the elastic constants. The results obtained were as follows:

1) When tests were performed at room temperature with the cross head speed of 0.5 mm/min, the lower yield stress was raised by 8.5 kg/mm² with increasing the nickel concentration from 1 to 5 per cent. This increment was caused by raising the frictional stress for the dislocation motion.

2) The rate of work hardening of iron-1 to 5 per cent nickel alloys at room temperature was in the same range of 1.2 kg/mm²/0.01 true strain.

3) The lower yield stress at -196°C was decreased by 8.8 kg/mm², when the nickel concentration increased from 1 to 5 per cent. This decrement was due to lowering of the frictional stress.

4) The cross head speed dependence of the lower yield stress was diminished by the addition of nickel.

5) The flow stress was increased in the same way as the lower yield stress when the testing temperature was lowered from room temperature to -196°C.

6) The interaction energy between an edge dislocation and a nickel atom by the size misfit effect was calculated as -0.012 ev, and that between a screw dislocation and a nickel atom by the modulus misfit effect was as -0.007 ev. The solution hardening observed at room temperature was considered to be due to these interaction mechanisms.

7) The rigidity modulus of iron-nickel alloys was decreased by about 5.5 per cent when nickel concentration increased from 0 to 5 per cent. It is supposed that the change of the cohesive force which causes the decrease of the rigidity modulus brings about the diminution of the Peierls force, which is one of the factors of the solution softening observed at low testing temperature.

(Received July 24, 1969)

1. 緒 言

鉄および鋼の延性脆性遷移温度は Ni 添加によつて低下することはよく知られている^{1)~6)}遷移温度の低下の原因としては Ni 添加による結晶粒の微細化, 粒界に析出した炭化物の微細化²⁾あるいは固溶軟化²⁾³⁾⁵⁾⁶⁾が考えられたが, 現在では固溶軟化が脆性改善のおもな原因とみられている. 固溶軟化機構としては添加元素が侵入元素を掃き集める Scavenging 効果⁷⁾, 添加元素が転位の交さりを促す効果⁸⁾, 添加元素がパイエルスカを低下させる効果⁹⁾が考えられている.

本研究では Ni 添加量以外の化学成分をよく揃えた Fe-Ni 合金を作り, 降伏応力の温度, 引張速度および結晶粒径依存性を調べた. 従来合金の固溶強化機構を論ずるために合金の格子定数の測定は頻繁に行なわれているのに比べて, 合金化による弾性定数の変化に関しては測定がなされていない. 本研究では合金化による弾性定数

の変化および低温域におけるその値を測定して固溶軟化を論じ, 最後にこれらの諸性質と延性脆性遷移温度の関係を推定した.

2. 試料の作成および試験条件

2.1 Fe-Ni 合金の溶製

著者が以前に各種溶解法によつて純鉄を製造してそれらの下降伏応力を調べたとき, 溶解法のよしあしによつて室温における下降伏応力には 6 kg/mm² の差が生ずることがわつた⁹⁾. この実験で用いる Fe-Ni 合金は真空溶解法で作つた. 溶解に先立つてあらかじめメルテインゲストックを作り Ni 以外の化学成分をよく揃え溶解条件の統一を計つた. インゴットの化学分析値は Table 1

* 昭和43年4月本会講演大会にて発表
昭和44年7月24日受付

** 東京工業大学工学部 工博

*** 東京工業大学工学部

Table 1. Chemical composition of iron-nickel alloys.

Elements	Fe-1%Ni alloy	Fe-3%Ni alloy	Fe-5%Ni alloy
Ni	0.99%	3.13%	5.09%
C	40ppm	40ppm	40ppm
Si	60	50	60
S	60	50	50
Al	60	70	60
Mn	10	10	10
P	60	60	50
O	28	23	

に示すように Ni が 0.99%, 3.13%, 5.09% であり, 不純物元素の含有量は C, Si, S, Al, P が 40 ないし 70 ppm, Mn が 10ppm, O が 23 ないし 28 ppm であった.

2.2 試験片

溶製した Fe-Ni 合金を 1mm 厚の板に圧延し長さ 45, 幅 5, 厚さ 1mm の試験片を切り出し, 真空焼鈍を施して結晶粒径の調整を行なった. 試験片の最終冷間圧延度は 50 ないし 80%, 焼鈍温度は 650 ないし 900°C 焼鈍時間は 1 ないし 5 hr, 結晶粒径は 16 ないし 134 μ であった.

2.3 試験条件

試験はまず引張速度を一定に保つて (0.5 mm/min) 試験温度を 200°C から -196°C まで変えて下降伏応力の温度依存性を調べた. つぎに試験温度を室温に定めておいて引張速度を 0.5 mm/min から 2.3×10^3 mm/min まで変えて下降伏応力の引張速度依存性を調べた.

3. 実験結果

3.1 下降伏応力の温度依存性

Ni を 1, 3, 5% 含む合金の下降伏応力を 0.5 mm/min の速さで引張変形させた場合の下降伏応力と結晶粒径の間には Fig. 1 に示すように PETCH の関係 $\sigma_{ly} = \sigma_i + k_y d^{-1/2}$ 10) になりたつ. ここで σ_{ly} は下降伏応力, σ_i は転位の運動に対する摩擦力, k_y は定数, d は結晶粒径である.

(1) 室温における下降伏応力

室温試験における下降伏応力の結晶粒径依存性は Fig. 1 に示したとおりで, 1% Ni 合金では転位の運動に対する摩擦力 σ_i の値は 9.7 kg/mm², 粒界の寄与分に関係した k_y の値は 1.71 kg/mm^{3/2}, 3%Ni 合金では $\sigma_i = 15.1$ kg/mm², $k_y = 1.63$ kg/mm^{3/2} であった. 5% Ni 合金では結晶粒径が一種類しか得られなかつたので σ_i および k_y の値は求められなかつた. Ni 添加の影響は摩擦力の増加として表われた. k_y の値は Ni 添加量

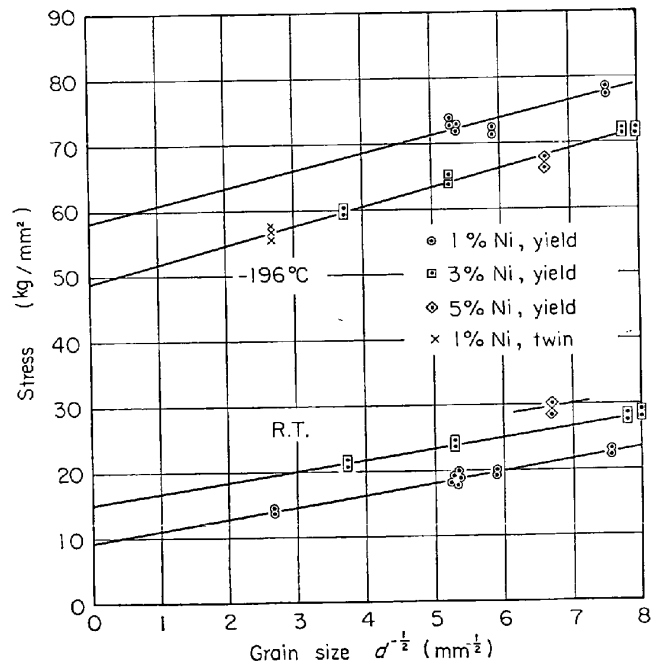


Fig. 1. Lower yield stress and twinning stress of iron 1, 3 and 5 per cent nickel alloys. Cross head speed was 0.5 mm/min.

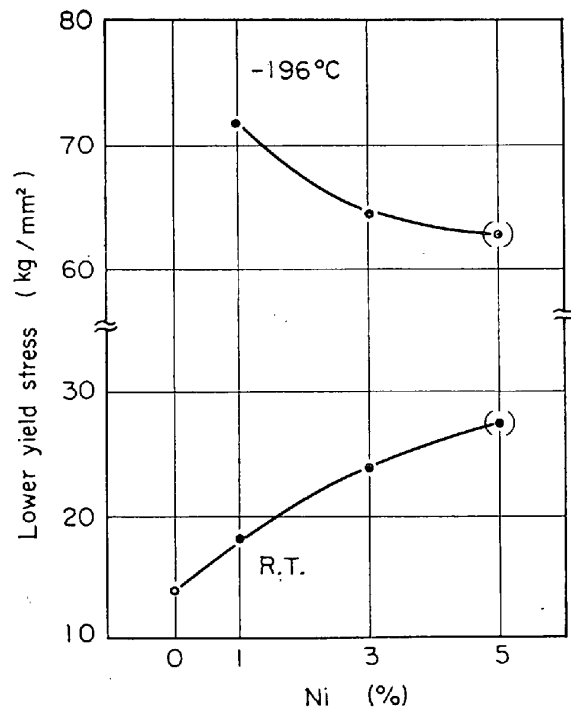


Fig. 2. Lower yield stress as a function of nickel content. Grain diameter was 35 microns. (·) means supposed value.

の影響をほとんど受けなかつた. 下降伏応力と Ni 添加量の関係を Fig. 2 に示す. この場合 1,3% Ni 合金では結晶粒径が 35 μ の試料の値をとり, 5%Ni 合金の場合

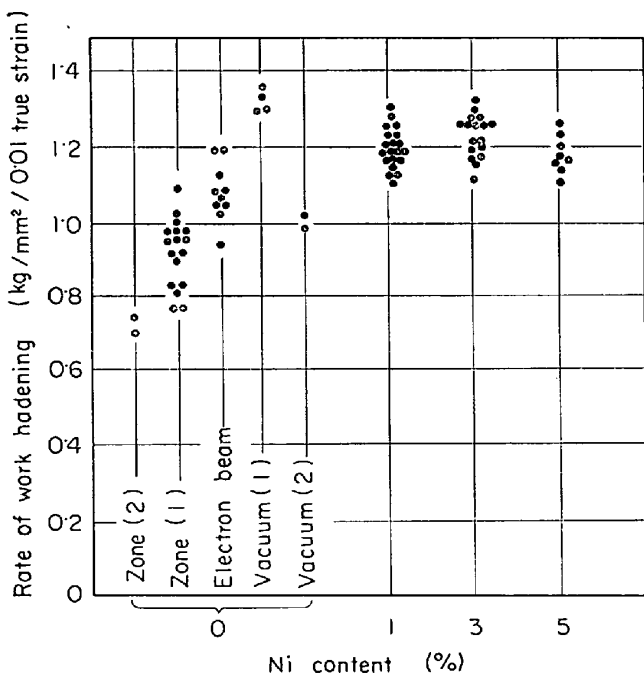


Fig. 3. Rate of work hardening of pure irons and iron-nickel alloys.

合は k_y の値が 1,3% Ni 合金の値とほぼ同じ値をとると仮定して粒径が 35μ のときの降伏応力を推定して用いた。

(2) 室温試験における加工硬化率

試験片の伸びが 5% から 10% に到る間の流れ応力の増加率を加工硬化率と定めてその値を求めたところ Ni 添加量に関係なく一定で $1.2 \text{ kg/mm}^2/0.01$ 真歪であつ

た。詳細は Fig. 3 に示す。

(3) -196°C における下降伏応力

-196°C においては Fig. 1 に示したように Ni 添加量が多いほど下降応力が低い。同図から 1% Ni 合金では $\sigma_i = 58.3 \text{ kg/mm}^2$, $k_y = 2.59 \text{ kg/mm}^{3/2}$, 3% Ni 合金では $\sigma_i = 49.2 \text{ kg/mm}^2$, $k_y = 2.83 \text{ kg/mm}^{3/2}$ である。 σ_i の値は Ni 添加量が多いほど低いが k_y の値はあまり変わらない。5% Ni 合金の k_y の値も 1,3% Ni 合金の場合と同程度の値を取ると考えて、粒径が 35μ のときの下降伏応力を推定した。Fig. 2 に示した下降伏応力と Ni 添加量の関係はこの方法で求めた。5% Ni 合金の降伏応力は 1% Ni 合金の値に比べて 8.8 kg/mm^2 低かつた。

(4) 下降伏応力の温度依存性

1 および 3% Ni 合金で各種の粒径をもつた試料の下降伏応力を 200°C から -196°C の範囲で調べた。その結果を Fig. 4(a)(b) に示す。 200°C の場合は青熱脆性の影響で降伏点が激しく振動したので、 100°C 以下の下降伏応力と比較するには適さないが参考のため記入した。以上の実験で求めた σ_i および k_y の値を Table 2 に示す。

下降伏応力の温度依存性成分は結晶粒径の大小に依存した。Fig. 4(b) からわかるように 3% Ni 合金では結晶粒径が 16μ のものでは -196°C と 20°C の間で 43.5 kg/mm^2 の差があるが、 63μ のものでは 38.4 kg/mm^2 であつた。そこで 1, 3, 5% Ni 合金のなかから結晶粒径が 22.5 ないし 36μ のものを選んで下降応力の温度依存性を比較した。その結果を Fig. 5 に示す。1% Ni 合金では -196°C と 20°C の間で下降伏応の差が 53.5 kg/mm^2 ありもつとも大きく、次いで 3% Ni 合金の 40.5 kg/mm^2 5% Ni 合金ではもつとも小さくて 37.3 kg/mm^2 であつた。

3.2 下降伏応力の引張速度依存性

室温において引張速度を 0.5 mm/min ($8.3 \times 10^{-3} \text{ mm/sec}$), 100 mm/min (1.7 mm/sec) および 38 mm/sec として下降伏応力を調べた。下降伏応力の引張速度依存性成分は結晶粒径の大小によつて異なる。たとえば 1% Ni 合金で粒径が 17μ のものでは 0.5 mm/min と 38 mm/sec の場合とでは下降伏応力が 17.4 kg/mm^2 異なるが、 134μ のものでは 11.5 kg/

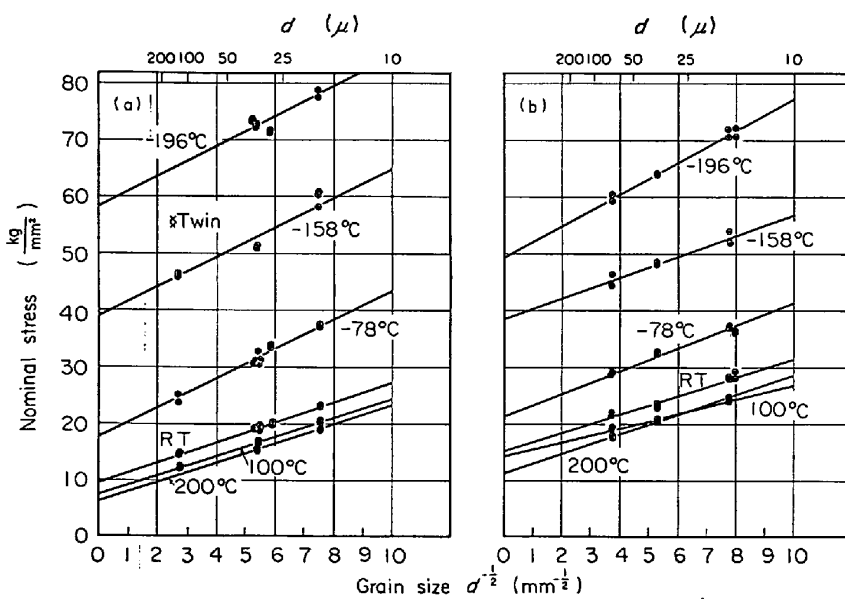


Fig. 4. Lower yield stress as the functions of testing temperature and grain diameter. Cross head speed was 0.5 mm/min . (a) Iron -1% nickel alloy, (b) Iron -3% nickel alloy.

Table 2. σ_i and k_y of iron-1 and 3 per cent nickel alloys. ()# means blue brittleness.
Fe-1% Ni alloy

Tensile rate	0.5 mm/min		100 mm/min		2.3×10^3 mm/min (38 mm/sec)	
	σ_i (kg/mm ²)	k_y (kg/mm ^{3/2})	σ_i (kg/mm ²)	k_y (kg/mm ^{3/2})	σ_i (kg/mm ²)	k_y (kg/mm ^{3/2})
200°C	(7.5)#	(1.63)#				
100°C	6.3	1.67				
R T	9.7	1.71	14.7	1.46	16.5	3.20
-78°C	17.8	2.53			35.8	3.17
-158°C	38.8	2.58				
-196°C	58.3	2.59			60.3	4.44

Fe-3% Ni alloy

200°C	(11.1)#	(1.73)#				
100°C	14.2	1.25				
R T	15.1	1.63	18.1	1.32	21.5	2.43
-78°C	21.2	2.01			31.7	2.65
-158°C	38.4	1.86				
-196°C	49.2	2.83			56.5	3.53

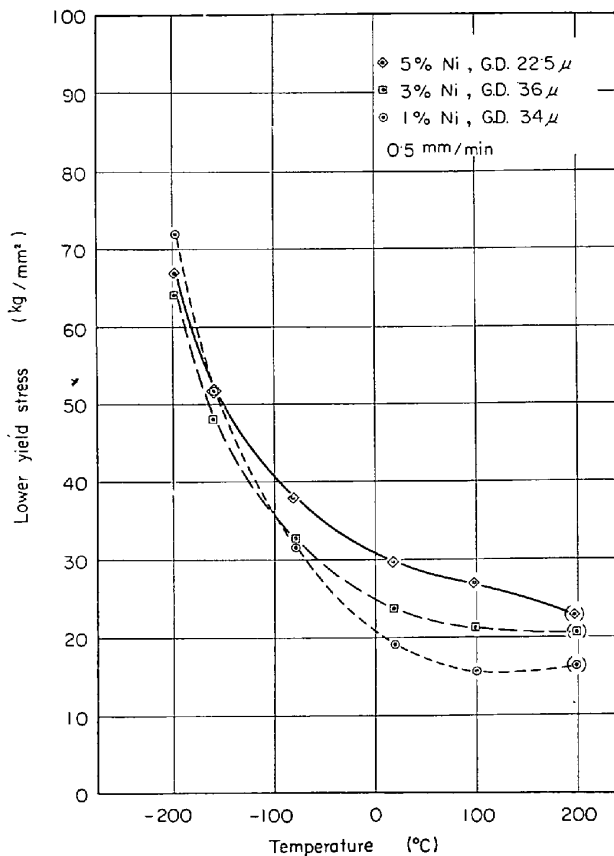


Fig. 5. Effect of temperature on lower yield stress in iron-nickel alloys. () means blue brittleness.

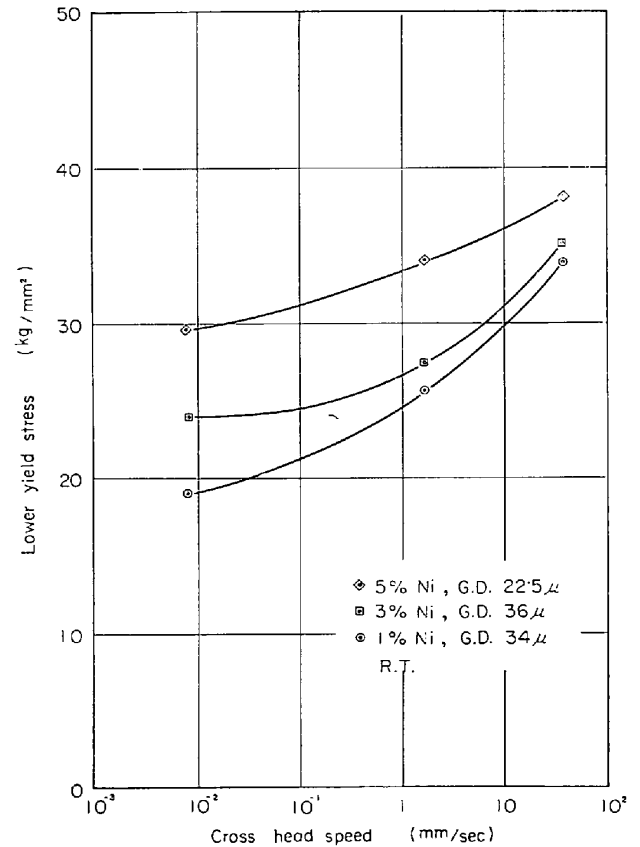


Fig. 6. Effect of cross head speed on lower yield stress in iron-nickel alloys.

mm² の違いにすぎない。1, 3, 5% Ni 合金のなかから結晶粒径が 22.5 ないし 36 μ の試料を選んで引張速度を 0.5 mm/min から 38 mm/sec まで変えた場合の

下降伏応力の変化を Fig. 6 に示す。両端の引張速度における下降応力の差は 1% Ni 合金では 14.9 kg/mm², 3% Ni 合金では 11.4 kg/mm², 5% Ni 合金では最小で 8.6 kg/mm² であつた。

3.3 高速引張における下降伏応力

引張速度が 38 mm/sec の場合の下降伏応力を室温, -78°C , -196°C で調べた. 下降伏応力を PETCH の式に従って解析して σ_i および k_y の値を求めた. その値を Table 2 に示した. σ_i の値は各試験温度において 0.5 mm/min の速度で引張つた場合の値より高い値を示した. k_y の値も 0.5 mm/min のときに比べてかなり高い値であった.

3.4 流れ応力

下降伏応力は一定の引張速度に対応する応力であつて, 一定の歪速度に対応する応力ではない.

ここでは一定の歪速度 ($1.8 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$) に対応する流れ応力の温度依存性を調べた. 同一の試験片で歪が約 1% 増すごとに試験温度を段階的に下げてゆき流れ応力の変化分を求めた. 便宜上室温における応力を基準にとつた. その結果を Fig. 7 (a)~(d) に示す. 室温と -196°C の間での流れ応力の差を比較してみると純鉄が 56.6 kg/mm^2 で一番大きく, ついで 1% Ni 合金の 50.4 kg/mm^2 , 3% Ni 合金の 42.0 kg/mm^2 , もつとも小さいのは 5% Ni 合金の 39.0 kg/mm^2 であつた. 比較のため下降伏応力の温度依存性成分も併記した. なお試験片の結晶粒径は 22.5 ないし 36μ であつた室温付近では下降伏応力温度依存性に比較して流れ応力の温度依存性のほうが小さい. しかし室温と -196°C の間の温度依存性成分を比較してみれば両者の間には大差はない.

3.4 弾性定数の測定

塑性変形の立場からみて結晶の性質を特徴づけるものは剛性率 μ とポアソン比 ν とバーガースベクトル b である. まず最初純鉄と Fe-Ni 合金の剛性率を測定した. 短冊状の試験片 ($1 \times 2 \times 70 \text{ mm}$, 焼鈍材) をねじり振動で自由減衰振動させ振動周波数と試験片の寸法から剛性率を求めた. ただし絶対測定ではなく相対値のみ求めた. 測定温度は 15°C と -196°C であつた. 測定結果を Fig. 8 (a) に示す. Ni 添加によつて剛性率は低下した. 15°C の測定では Ni を 5% 添加することによつて剛性率が 6.6% 低下し, -196°C では 4.4% 低下した. 剛性率の温度存性 ($1/\mu$) ($\partial \mu / \partial T$) の値は純鉄では小さくて $1.9 \times 10^{-4} \text{ deg}^{-1}$, 5% Ni 合金では $2.9 \times 10^{-4} \text{ deg}^{-1}$ であつた.

参考のためにヤング率とポアソン比を測定した. 試験片は $1 \times 15 \times 80 \text{ mm}$ の短冊状のもので表裏に十字型に

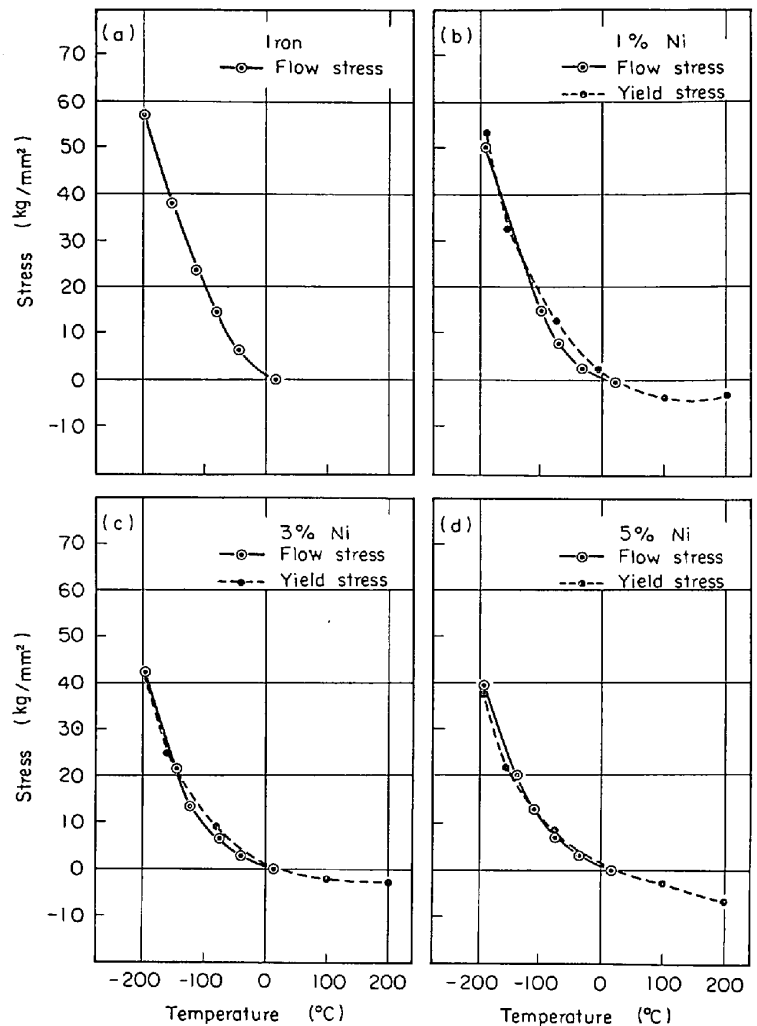


Fig. 7. Flow stress and lower yield stress as a function of temperature. (a) Pure iron, (b) Iron-1% nickel alloy, (c) Iron-3% nickel alloy, (d) Iron-5% nickel alloy.

抵抗線を配した金属線ひずみゲージ (東京測器製 HPC-10型) を接着 (接着材は同社製 P-2 型) して歪計を用いて歪の測定を行なつた. 測定は試験片全体を液窒素に浸漬して行なつた. 測定の際加えた最大応力は 23.3 kg/mm^2 であつた. ゲージファクターはメーカー指定の値を用いた. 測定結果を Fig. 8 (b) (c) に示す. 純鉄のヤング率が低いのは微小塑性ひずみの影響と考えられよう. 1~5% Ni 合金のヤング率は剛性率と同様の結果であつた. ポアソン比の値は Ni 添加量の多少によつて少し変わるが 0.29 ないし 0.31 であつた.

4. 考 察

実験結果をまとめると Fe-1, 3, 5% Ni 合金の塑性変形の特徴として次の項目次があげられる.

- (i) 室温試験では固溶硬化がみられる. (Fig. 1, 2)

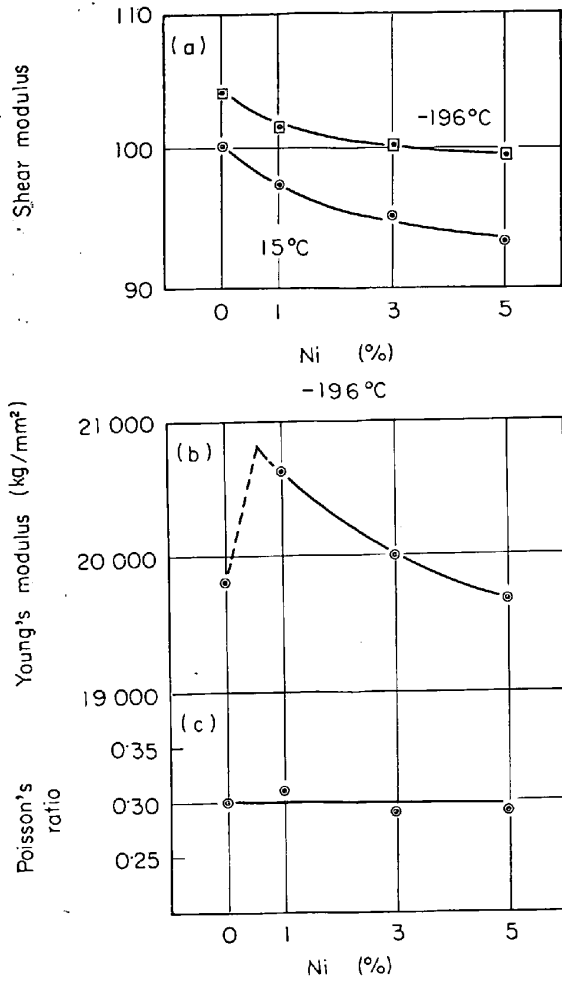


Fig. 8. Elastic constants of iron and iron-nickel alloys. (a) Shear modulus, (b) Young's modulus, (c) Poisson's ratio.

(ii) 室温試験における加工硬化率は Ni 添加量に無関係である。(Fig. 3)

(iii) -196°C においては固溶軟化がみられる。

(Fig. 1, 2)

(iv) Ni 添加によつて剛性率が低下する。(Fig. 8 (a))

(i) に関してはマイクロな降伏応力は Mott-Nabarro 型の硬化理論で説明できる (DAVIS and KU¹⁷⁾ が、マクロの降伏応力は説明できない (KRANZLEIN, BURTON, and SMITH¹⁴⁾ および DAVIS and KU¹⁷⁾ という報告がある。また KRANZLEIN, BURTON, and SMITH¹⁴⁾ によれば Fe-Ni 合金と Fe-Pt 合金の格子歪を比較すると Fe-Ni 合金のほうが Fe-Pt 合金より格子歪が小さいにもかかわらず固溶硬化が激しく単に転位と固溶原子が寸法効果のみで相互作用すると考えたのでは説明できないことを報告している。ここで Ni 原子と転位の相互作用を考えることにする。溶質原子と転位の相互作用には寸法効果¹¹⁾と剛性率効果¹³⁾が考えられる。Ni 原子と刃

状転位の間の寸法効果による相互作用エネルギーを E_C とすれば¹¹⁾:

$$E_C = \frac{4(1+\nu)}{3(1-\nu)} \mu b r_0^3 \epsilon \frac{\sin \theta}{R} \dots \dots \dots (1)$$

で与えられる。ここで ν はポアソン比でその値は 0.30, μ は剛性率で 7000 kg/mm^2 , b はバーガースベクトルで 2.42 \AA , r_0 は Ni 原子の半径でおよそ $b/2$ に等しい。 ϵ は Ni 添加による格子定数の変化率で $\epsilon \equiv (1/a)(da/dc)$ ¹²⁾ で与えられる。 c は Ni 原子の濃度である。KRANZLEIN, BURTON, and SMITH¹⁴⁾ が測定した Fe-Ni 合金の格子定数の値を借用すれば $\epsilon = 0.035$ である。 (R, θ) は刃状転位の芯からみた Ni 原子の位置である。 $R = 3b$, $\theta = -\pi/2$ の位置に Ni 原子があるとき相互作用はもっとも強くなり、 $\nu, \mu, b, r_0, \epsilon, R, \theta$ の値を (1) 式へ代入して相互作用エネルギーを求めたところ $E_C = -0.012 \text{ ev}$ であった。

弾性論モデルで考えた場合、Ni 原子の剛性率とマトリックスの剛性率が異なる場合 Ni 原子は転位と相互作用エネルギーを持つ。らせん転位の場合、Ni 原子との相互作用エネルギーを E_M とすれば¹³⁾

$$E_M = \frac{\mu r_0^3 b^2}{6\pi} \epsilon \mu \frac{1}{R^2} \dots \dots \dots (2)$$

となる。ここで $\epsilon \mu$ は Ni 添加による剛性率の変化率で $\epsilon \mu \equiv (1/\mu)(d\mu/dc)$ である。 μ の測定値 (Fig. 8 (a)) から $\epsilon \mu$ の値を求めると -1.6 である。相互作用エネルギーは $R = 3b$ のとき最大になる。 $\mu, r_0, b, \epsilon, \mu, R$ の値を (2) 式へ代入して相互作用エネルギーを計算すると -0.007 ev である。この結果 Ni 原子と転位作用は寸法効果と剛性率効果の両方が考えられ、しかも相互エネルギーは両者の間でほぼ等しいと考えられる。これらの相互作用は転位の運動に対して摩擦力をおよぼし固溶硬化をもたらすものと考えられる。したがつて KRANZLEIN らの報告もこのように両方の効果を比較してみる必要がある。

(ii) に関しては、純鉄に比較して Fe-3.28%Ni 合金のほうが加工硬化が激しいという報告もある³⁾。著者が帯精製鉄 (Fig. 3 に Zone (1), (2) で示したもの)、電子ビーム溶解鉄 (同じく electron beam で示したもの) および真空溶解鉄 (同じく vacuum (1), (2) で示したもの) の加工硬化率を調べたところ Fig. 3 に示したとおり溶解法いかんによつて、その値が 0.72 ないし $1.33 \text{ kg/mm}^2/0.01$ 真歪の範囲で変化した。本実験では Ni 添加量以外の条件がよく揃うよう注意を払つて溶解した結果、Ni 添加量の多少は加工硬化率に影響を及ぼさないという結果を得た。

(iii) に関しては, scavenging 効果⁷⁾, 交さすべり⁸⁾, パイエルス力の低下⁹⁾などの説がある. Ni は化学的に安定であつて炭化物や窒化物を作らないと考えてよいので scavenging 効果はないと考えられる. 交さすべりについては実験を行なわなかつたので議論しない. 鉄の変形機構は低温ではパイエルス機構に支配されている¹⁵⁾. 刃状転位に対するパイエルス力は $(2\mu/(1-\nu)) \exp\{-\pi a/b(1-\nu)\}$ ¹⁶⁾, らせん転位に対するものは $(\alpha\mu b/(2c)) \exp\{-\pi a/c\}$ ¹⁷⁾ で与えられる. ここで μ は剛性率, ν はポアソン比, a はすべり面の間隔, b はバーガースベクトル, α はおよそ 1/2 に等しい定数, c は原子間距離である. 両式ともパイエルス力は剛性率に比例する. したがつて Ni 添加による剛性率の低下から示されるような原子間力の低下はパイエルス力の低下をもたらすものと考えられる.

-196°C において約 15% 変形した状態で歪速度を 10 倍または 1/10 に変えたときの変形応力の変化量から, 転位の運動に対する活性化体積を求めたところ 9 ないし 11 b^3 であつた. Ni 原子が均一に固溶していれば 5%Ni 合金の場合でも Ni 原子間の距離は 20 b 程度であるから, 低温変形の場合は転位と Ni 原子の相互作用は無視できると考えられる.

したがつてパイエルス力の低下が変形応力の低下をもたらす固溶軟化のひとつの原因になっていると考えられる. いっぽう室温付近の変形では同様の実験によつて活性化体積は 100~200 b^3 であることがわかつており, したがつて (i) で述べたように Ni 原子による摩擦力の影響を考慮しなければならない.

最後に延性脆性遷移現象について考える. この現象については STROH¹⁸⁾, PETCH¹⁹⁾, COTTRELL²⁰⁾ が詳しく論じている. COTTRELL²⁰⁾ によれば延性脆性遷移条件は $k_y \sigma_y / 4\sqrt{2} \mu d^{-1/2} = \gamma'$ で与えられている (原論文では応力はせん断応力で, d は結晶半径としているが, ここでは応力は引張応力を, 粒径は直径を採用して書き直してある). ここで k_y は下降伏応力の結晶粒径に依存する成分をあらわす係数, σ_y は下降伏応力, μ は剛性率, d は結晶粒直径, γ' はクラック表面の有効表面エネルギーである. 1%Ni 合金と 3%Ni 合金の各因子の値を Table 3 に示す. $k_y \sigma_y / \mu$ の値を計算すると 1% Ni 合金でも 3%Ni 合金でも同じ値になる. したがつて遷移温度を定める重要な因子は γ' の値であると考えられる. Ni 添加による固溶軟化のためクラック表面における塑性変形がおきやすくなり γ' の値を増し遷移温度を低下させると考えられる.

Table 3. Criterion of the ductile-brittle transition of iron-1 and 3 per cent nickel alloys.

Factors	Fe-1% Ni alloy	Fe-3% Ni alloy	Remarks
σ	68kg/mm ²	60kg/mm ²	$d^{-1/2} = 4$, from Fig. 4. relative value, from Table 1. relative value from Fig. 8(a) relative value supposed
k_y	2.59 kg/mm ^{3/2}	2.83 kg/mm ^{3/2}	
μ	(97)	(95)	
$k_y \sigma_y / \mu$	(1.8) small	(1.8) large	
Testing temperature	-196°C	-196°C	

5. 結 論

Fe-1, 3 および 5%Ni 合金を溶製した. Ni 添加量以外の化学成分がばらつかないようによく注意を払い主として降伏応力を調べつぎの結論をえた.

(1) 室温試験では 5% Ni 合金の下降伏応力は 1% Ni 合金のそれに比べて 8.5 kg/mm² 高かつた. これは下降伏応力を転位の運動に対する摩擦力と粒界の寄与に分けた場合摩擦力の増加に基づくものであつた.

(2) 室温試験における加工硬化率は Ni 添加量に関係なく一定でその値は 1.2 kg/mm²/0.01 真歪であつた.

(3) -196°C 試験では 5%Ni 合金の下降伏応力は 1%Ni 合金の下降伏応力に比べて 8.8kg/mm² 低かつた. これは転位の運動に対する摩擦力の低下に原因することがわかつた.

(4) 下降伏応力の引張速度依存性は Ni 添加によつて小さくなつた.

(5) 流れ応力の温度による変化の仕方は下降応力のそれとほぼ同じであつた.

(6) Ni 原子と転位の相互作用 エネルギーを計算した. 寸法効果による場合が -0.012 ev, 剛性率の差にもとづく効果の場合が -0.007 ev であつた. 室温における固溶硬化の原因は両方の相互作用に基づくものと考えられる.

(7) Ni 添加によつて剛性率が低下した. 剛性率の低下に示されるような原子間力の変化がパイエルス力の低下をもたらす, 低温度でみられる固溶軟化の一因をなしていると考えられる.

終わりに試料の溶解をしていただいた石川島播磨重工(株)技術研究所の雑賀善規部長, 福井流一氏, 中沢正行氏, 庄延をしていただきました日本鉱業(株)の有泉仁勇氏に深謝します. 卒業研究生として熱心な協力をして下

さつた平井興二郎君と肥後矢吉君，実験に協力して下さい
つた堀江史郎氏にお礼申しあげます。なお，本研究は文
部省科学研究費によつて行なわれたものである。

文 献

- 1) J. M. HODGE, R. D. MANNING, and H. M. REICHBOLD: Trans. AIME, 185 (1949), p. 233
- 2) R. A. WULLAERT and A. S. TETELMAN: Trans. AIME, 242 (1968), p. 306
- 3) M. GENSAMER: Trans. AIME, 215 (1959), p. 2
- 4) W. JOLLEY: J. Iron Steel Inst., 206 (1968), p. 170
- 5) W. JOLLEY: Trans. AIME, 242 (1968), p. 306
- 6) 門馬, 須藤, 菊山: 日本金属学会誌, 31(1967), p. 758
- 7) N. P. ALLEN: Iron and its dilute solid solutions, (1963), p. 271 [Interscience New York]
- 8) R. J. ARSENAULT: Acta Met. 15(1967), p. 501
- 9) 中村, 坂木: 鉄と鋼, 54 (1968), p. 427
- 10) N. J. PETCH: J. Iron Steel Inst., 174 (1953), p. 25
- 11) A. H. COTTRELL and B. A. BILBY: Proc. Phys. Soc., 62 (1949), p. 49
- 12) J. D. ESHELBY: J. Appl. Phys., 25 (1954), p. 255
- 13) J. D. ESHELBY: Proc. Roy. Soc., A241(1957), p. 376
- 14) H. H. KRANZLEIN, M. S. BURTON, and G. V. SMITH: Trans. AIME, 233 (1965), p. 64
- 15) たとえば Z. S. BASINSKI and J. W. CHRISTIAN: Aust. J. Phys. 13 (1960), p. 299
- 16) J. WEERTMANN and J. R. WEERTMANN: Elementary dislocation theory (1964) [The Macmillan company, New York]
- 17) R. G. DAVIS and R. C. KU: Trans. AIME, 236 (1966), p. 1691
- 18) A. N. STROH: Advan. Phys., 6 (1957), p. 418
- 19) N. J. PETCH: Phil. Mag. 3 (1958), p. 1089
- 20) A. H. COTTRELL: Trans. AIME, 212 (1958), p. 192