

論 文

UDC 669.15'782-194 : 669.782 : 539.4.01

Fe-Si 合金の下部降伏応力と流れ応力とにおよぼす
ひずみ速度, 温度, 結晶粒径と Si 含有量の影響*

作井 誠太**・佐藤 公子**・酒井 拓***

The Effect of Strain Rate, Temperature, Grain Size and Si Content
on the Lower Yield Stress and Flow Stress of Fe-Si Alloys

Seita SAKUI, Kimiko SATO, and Taku SAKAI

Synopsis;

The lower yield stress and flow stress of two kinds of Fe-Si alloys with various grain sizes were measured in the temperature range between 77 and 473°K with strain rates varying from 10^{-6} sec $^{-1}$ to 33 sec $^{-1}$. These data were analyzed using the Hall-Petch relation,

$$\sigma_y = \sigma_i + K_y \cdot D^{-1/2}$$

It was found that the addition of Si to iron increased the athermal component of friction stress and decreased the thermal component. This decrease in the thermal component of friction stress caused the solid solution softening phenomena in Fe-Si alloys at low temperatures. The relations between the activation volume or activation energy of both alloys and the effective shear stress were not affected by the amount of Si added, but whole relationship was different from that of the pure iron.

The differences in the low temperature deformation characteristics between iron and Fe-Si alloys were explained from the viewpoint of interaction between moving dislocation and elastic stress field in the lattice around the solute atom, Si.

The strain rate dependences of the lower yield stress of Fe-Si alloys varied continuously in the range of strain rates from 10^{-6} sec $^{-1}$ to 33 sec $^{-1}$. The relation between the effective component of lower yield stress and strain rate was well approximated by a power function at all temperatures tested.

(Received June 7, 1971)

1. は し が き

一般に金属多結晶の降伏応力または流れ応力と結晶粒径との間には HALL-PETCH の関係と呼ばれるつぎの経験式が成立する¹⁾²⁾.

$$\sigma_y \text{ (or } \sigma_f) = \sigma_i + k_y \text{ (or } k_f) \cdot D^{-1/2} \dots\dots\dots (1)$$

ここで σ_y は降伏応力, σ_f は流れ応力, σ_i は k_y , k_f とともに定数であり, D は平均結晶粒径を示す. (1)式を使えば多結晶金属の変形挙動を結晶格子自身によるもの(σ_i)と, 結晶粒径によるもの($k \cdot D^{-1/2}$)とに分離して議論することが可能となる.

われわれはこれまで純鉄, 極軟鋼の降伏ならびに塑性変形挙動が衝撃試験によつてどのように変化するかを式(1)によつて整理し, 式(1)における各定数 σ_i , k の変化として議論してきた³⁾⁴⁾. 本報告はこれらの結果が極軟鋼にわずかな置換型固溶原子 Si を加えたとき, ど

のように変化するかを調べたものである. かつ今回の実験方法はつぎのように3つの特長を有している.

① ひずみ速度の範囲がきわめて大きく, 10^{-6} sec $^{-1}$ から 33 sec $^{-1}$ までの 8 桁の速度変化に対する降伏応力と流れ応力を測定し, さらにそれらの温度依存性を 77°K から 473°K までの各温度で測定した. これらの実験において高ひずみ速度の実験のためにドロップハンマー型の試験機を, 10^{-1} ~ $1 \cdot 0$ sec $^{-1}$ 前後の中間ひずみ速度から 10^{-6} ~ 10^{-7} sec $^{-1}$ の極低速度領域までの試験のために, ねじ駆動型の可変負荷速度試験機を設計し試作した.

② Fe-Si 合金の降伏および流れ現象が, 単一な熱的に活性化される速度過程に支配されるものと仮定して実

* 昭和46年6月7日受付

** 電気通信大学 工博

*** 電気通信大学

験結果を整理し，活性化体積と活性化エネルギーにより実験結果を表現し，純鉄の結果⁵⁾⁶⁾と比較しながら Fe-Si 合金の低温変形機構を考察した。

③ 今回の実験におけるひずみ速度は上記のごとく静的より動的，さらに衝撃に到るきわめて広い範囲にわたるもので，静的引張試験と衝撃引張試験との関係を系統的に調べることができた。これまで特殊と考えられていた衝撃試験の結果も，静的引張試験の結果から理論的に外挿法によつて求められることが明らかになった。

2. 実験方法

珪素量がそれぞれ 1.15(重量)% と 2.86% の 2 mm 厚の熱延珪素鋼板の表面を酸洗後，機械的に研磨したものを原板とし，1 回の圧下率が 60% を越えない程度の数回の冷間圧延と中間焼鈍を交互に施した。これをさらに最終冷間圧延で 50% と 80% の 2 種類の圧下率を与えて 0.25 mm の薄板とした。これから幅が 4 mm でゲージ長さが 60 mm の矩形試験片を切り出した。以上の諸操作は合金組成の分布を均一化にし，圧延または再結晶集合組織の発達をできるだけ防ぐためである。2 種類の最終圧下率を用いたのは広い温度範囲における焼鈍と組み合わせることで試験片の結晶粒径を広範囲に変化せしめるためである。

結晶粒径の調節は 590°C から 1050°C までの領域の種々の温度で 30 min から 240 min 間の真空焼鈍を施したのち，室温まで炉冷させることによつて行なつた。その結果 7.8 μ から 77 μ までの広範囲な平均結晶粒径を有する試験片を製作することができた。試験片の化学組成を Table 1 に示す。

実験で使つた試験機は前記したように，高ひずみ速度試験にはドロップハンマー型の試験機³⁾⁴⁾を，10⁻¹~1 sec⁻¹ 前後の中間ひずみ速度から 10⁻⁶~10⁻⁷ sec⁻¹ の極低速領域までの試験にはねじ駆動型の硬ビームの可変負荷速度試験機を用いた。採用した引張速度は最高 1.96 \times 10³ mm/sec から最低 7.7 \times 10⁻⁵ mm/sec までであり，試験片のゲージ長さは 60 mm であるから公称ひずみ速度で表わすと約 33 sec⁻¹ から 1.3 \times 10⁻⁶ sec⁻¹ までのほぼ 8 桁にわたる広範囲なひずみ速度になる。

Table 1. Chemical compositions of the specimens (wt %).

	Si	C	S	Mn	Al
Sample A	1.15	0.004	0.014	0.35	0.15
Sample B	2.86	0.030	0.008	0.20	0.25

試験温度は室温以上では油の槽を，室温以下ではドライアイスとアルコールの混合物 (195°K) または液体窒素 (77°K) の槽を用いて調節した。

3. 実験結果

3.1 下部降伏応力の結晶粒径依存性に対する試験温度と衝撃試験の影響

静的試験 ($\dot{\epsilon}=1.4 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$) を 77°K から 473°K までの各温度で，衝撃試験 ($\dot{\epsilon}=33 \text{ sec}^{-1}$) を 195°K, 290°K の 2 つの温度下で行なつた。そこで求めた下部降伏応力を結晶粒径の平方根の逆数に対して整理したものを，A 合金については Fig. 1 に，B 合金については Fig. 2 に示した。これらから今回の全試験温度にわたつて静的，衝撃試験にかかわらず，下部降伏応力と結晶粒径との間には式(1)で示される HALL-PETCH の関係が成立することが認められる。これらの結果から求まる式(1)における各定数 σ_i , K_y の値を Table 2 に示した。ただし 473°K における試験結果は A, B 合金ともにリューダス帯伝播中に動的ひずみ時効に基づく著しいセレーションを示した。ここではそのセレーション振幅の谷における応力値を下部降伏応力として取つている。

Fig. 1, Fig. 2 における各直線の傾き，すなわち K_y

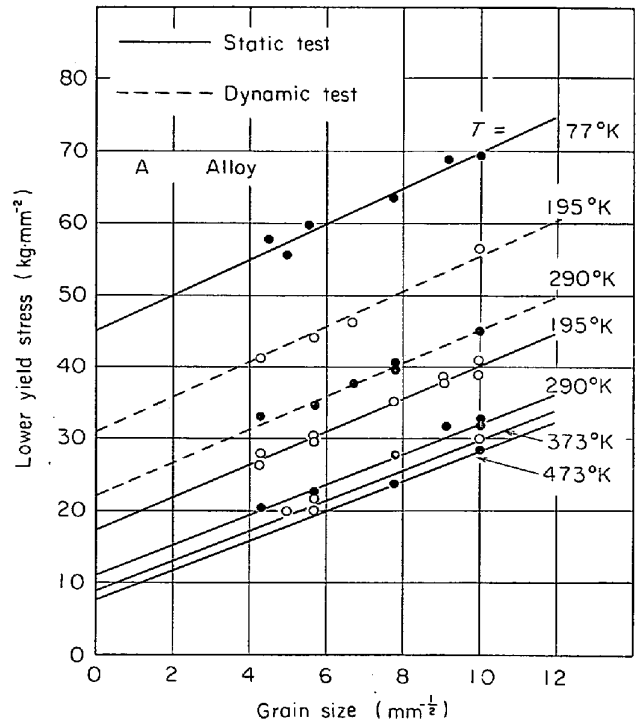


Fig. 1. Lower yield stress of A alloy (Fe-1.15%Si) at static ($\dot{\epsilon}=1.4 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$) and dynamic ($\dot{\epsilon}=33 \text{ sec}^{-1}$) test as a function of inverse square root of grain diameter at temperatures 77, 195, 290, 373 and 473°K.

Table 2. Effects of temperature and strain rate on σ_i and k_y .

Temperature	Static test $\dot{\epsilon} = 1.4 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$					Dynamic test $\dot{\epsilon} = 33 \text{ sec}^{-1}$		
	77°K	195°K	290°K	373°K	473°K	195°K	290°K	
A alloy	σ_i (kg/mm ²)	44.5	17.5	11.0	8.5	7.5	31.0	22.5
	k_y (kg/mm ^{3/2})	2.5	2.3	2.25	2.1	2.1	2.4	2.3
B alloy	σ_i (kg/mm ²)	55.0	32.0	25.0	21.0	18.5	45.0	38.0
	k_y (kg/mm ^{3/2})	3.2	2.85	2.75	2.4	2.3	3.0	2.8

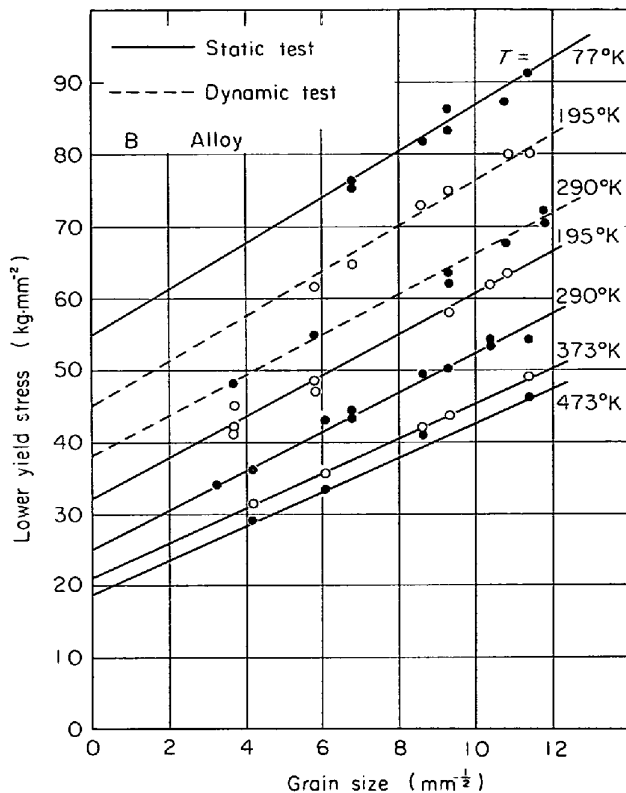


Fig. 2. Lower yield stress of B alloy (Fe-2.86% Si) at static and dynamic test as a function of inverse square root of grain diameter at temperatures 77, 195, 290, 373 and 473°K.

の値の試験温度による変化は、A合金で 77°K で若干増加している以外はほとんど見られない。これに対し B合金では試験温度による K_y の値のかなりの変化が認められ、またすべて A合金の K_y 値よりも大きな値を示している。衝撃試験における K_y 値は同じ試験温度における静的試験のそれと比べて、両合金ともほとんど変化は認められなかつた。ここで K_y 値に対する Si 原子の添加の影響を見るため、不純物として C=0.006, N=0.0007, O=0.0001, Si=0.0015, P=0.007 重量%を含む純鉄の結果⁵⁾⁶⁾と合わせて、静的試験における K_y 値

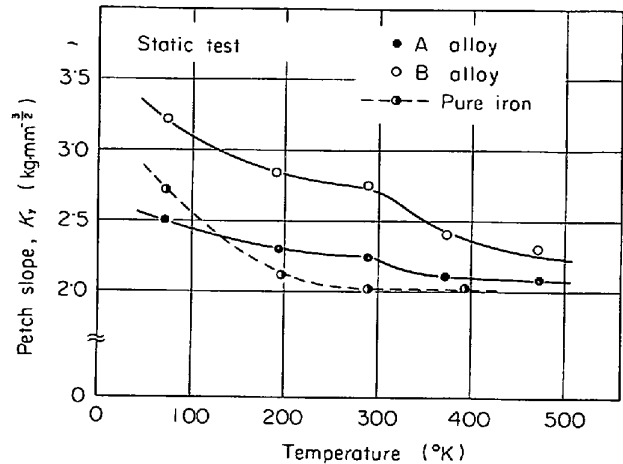


Fig. 3. The change of the Petch slope, K_y , with temperatures at static test. Data of pure iron⁵⁾⁶⁾ is shown in a broken line for comparison.

の試験温度に対する変化の様子を Fig. 3 に示した。これより K_y 値に対する Si 量の影響は、A合金すなわち Fe-1.15%Si では純鉄とほとんど同じ値、同じ傾向を示すのに対し、B合金すなわち Fe-2.86% Si になるとその K_y 値はいちじるしく増加し、前二者に比べ異なつた温度変化を示すようである。しかし 500°K 近くの高温度になると B合金の K_y 値に減少傾向が見られ、純鉄、A合金の K_y 値に近づく傾向を示している。

一方運動転位に対する摩擦応力を表わすとされる σ_i の値は、これまでの BCC 金属に関する報告と同じく試験条件の差によつて大きく変化し、両合金ともに σ_i の試験温度、ひずみ速度による変化はかなり大きいことがわかる。Fig. 4 (a), (b) は試験条件 (試験温度およびひずみ速度) によるこの σ_i の変化に対する Si 含有量の影響を見たもので、前記した純鉄の結果と合わせて示してある。Fig. 4 (a) は静的試験 ($\dot{\epsilon} = 1.4 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$) の、Fig. 4 (b) は衝撃試験 ($\dot{\epsilon} = 33 \text{ sec}^{-1}$) の結果を示している。

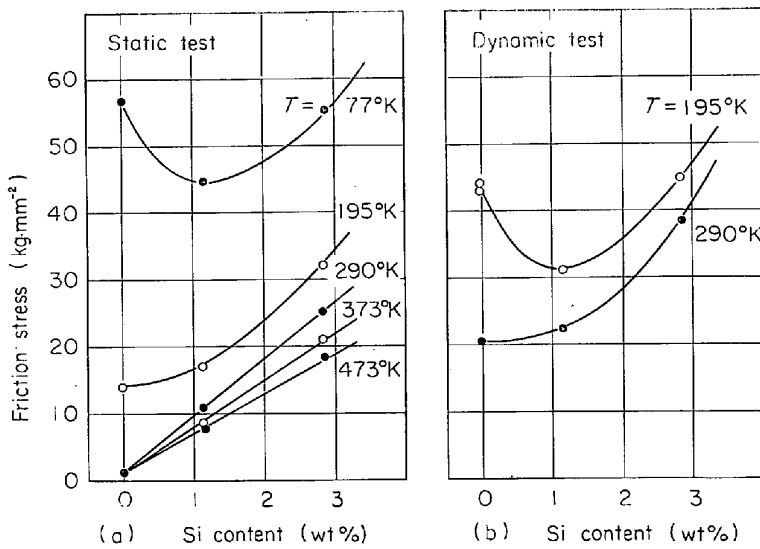


Fig. 4. Friction stress as the function of testing temperatures and Si contents. (a) at static test ($\dot{\epsilon}=1.4 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$) (b) at dynamic test ($\dot{\epsilon}=33 \text{ sec}^{-1}$).

Fig. 4 (a) の 473°K における A および B 合金の摩擦応力 σ_i は Si 含有量の直線関数で表わされ，その直線の傾きで示される固溶体硬化率は $\Delta\sigma_i/\Delta C=3.24 \times 10^2 \text{ kg/mm}^2$ である。(ただし ΔC は Si の含有量の増分で原子%で表わす。) 473°K から 290°K にかけても σ_i と Si 量との間には大体直線関係が見られるが，その固溶体硬化率は 373°K で $3.60 \times 10^2 \text{ kg/mm}^2$ ，290°K で $4.34 \times 10^2 \text{ kg/mm}^2$ と増加している。しかしさらに低温度になるとこの硬化率は減少して負となることがあり，静的試験では 77°K，衝撃試験ではより高温の 195°K で逆に著しい固溶体軟化現象を示し，1.15% Si 附近で σ_i は最小値を示した。

以上の Fig. 3, Fig. 4 の結果は，純鉄の低温における変形挙動に対する Si 原子添加の影響はきわめて大きいものであり，とくに高温領域でみられる Si 原子による著しい固溶体硬化が低温度になるとまったく逆転して固溶体軟化を示す現象は注目に値する。

3.2 下部降伏応力の温度依存性とひずみ速度依存性

A, B 両合金の室温における下部降伏応力を $\dot{\epsilon}=10^{-6} \text{ sec}^{-1}$ から $\dot{\epsilon}=33 \text{ sec}^{-1}$ までの広範囲なひずみ速度領域で調べた結果を Fig. 5 に示す。また(1)式における摩擦応力 σ_i と結晶粒径による効果 $K_y \cdot D^{-1/2}$ に対するひずみ速度の影響を調べるために，両合金とも 2 種類の異なる結晶粒径を有する試験片について実験した。

これより A, B 両合金の下部降伏応力のひずみ速度依存性はひずみ速度とともに増加する傾向を示している。またこれらのひずみ速度依存性は結晶粒径の違いによつてはほとんど変化しないことがわかる。これは Fig. 6

模型的に示すように，種々のひずみ速度における HALL-PETCH の関係を示す各線が平行移動すること，すなわち(1)式における定数 K_y がほとんど一定値をとることを意味する。したがって任意の結晶粒径 (たとえば Fig. 6 における A) を有する試験片の下部降伏応力 σ_y のひずみ速度依存性を調べれば，それはそのままその試験片の摩擦応力 σ_i のひずみ速度依存性を調べたことになる。そこで代表的結晶粒径としてわれわれのところで得られた最小のもので，A 合金では $D=10.0 \mu$ ，B 合金では $D=7.8 \mu$ の試験片を選び，おのおのの下部降伏応力のひずみ速度依存性に対する温度の影響を 77°K から 473°K までの温度領域で実験した。最小の結晶粒径を選んだ理由は，液体窒素温度 (77°K) における試験では結晶粒径が大きいとしばしば変形双晶が発生し，これが下部降伏応力の温度

ならびにひずみ速度依存性を変える危険があるためである⁹⁾。Fig. 7 に示した丸印がこれらの実験結果で，(a) は A 合金の，(b) は B 合金の場合を示している。図中の実線は後記するように下部降伏応力が 1 つの律速過程によつて支配されると仮定して計算によつて求めた結果の曲線である。

これより A, B 両合金ともにそれらの下部降伏応力のひずみ速度依存性は，すべての試験温度で高速側におけるものが低速側におけるものより大きいことがわかる。また 473°K で両合金ともに下部降伏応力のひずみ速度

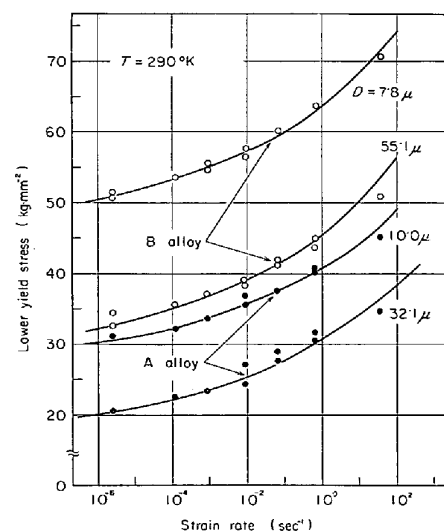


Fig. 5. The effect of strain rate on the lower yield stress of A and B alloys at 290°K. Two specimens with different grain sizes were tested for each alloy.

依存性がほとんど認められなくなるひずみ速度領域が低ひずみ速度側に存在する。Fig. 7 (a), (b)における各曲線の傾きで示されるひずみ速度依存性 ($\Delta\sigma/\Delta\ln \dot{\epsilon}$) を試験温度の関数として Fig. 8に示した。Fig. 8 (a) は静的領域 ($\dot{\epsilon}=10^{-4} \text{ sec}^{-1}$), Fig. 8 (b)は高速領域 ($\dot{\epsilon}=1 \text{ sec}^{-1}$) における結果である。比較のため前記の純鉄の結果を破線で示してある。両合金のひずみ速度依存性は

静的領域では 290°K 以上、高速領域では約 390°K 以上の高温度で純鉄のそれよりも大きい値を示しているが、それより低温度では逆に小さくなっている。しかし 77°K におけるA合金の速度依存性は、純鉄、B合金のそれらより大きな値を示している。したがって速度依存性が最大となる試験温度は、純鉄、B合金でほぼ同じであるが(約200°K), A合金のそれはより低温度(約100°K)に移動している。

よく知られているように摩擦応力 σ_i は、 $\sigma_i = \sigma^* + \sigma_\mu$ として書ける⁹⁾。すなわち式(1)は次のように書き表わせる。

$$\sigma_y = \sigma_i + K_y \cdot D^{-1/2} \\ = \sigma^* + \sigma_\mu + K_y \cdot D^{-1/2} \dots\dots\dots (2)$$

ここで有効応力 σ^* は σ_i の熱的成分で、 σ_μ は σ_i の非熱的成分である。Fig. 7 (a), (b)の 473°K で両合金の下部降伏応力がほとんどひずみ速度依存性を示さなくなるときの値は、その熱的応力成分 σ^* がほぼ零になっているときのもと考えられる。したがって Fig. 7 (a), (b)に示した各試験条件下における下部降伏応力の値から、この 473°K における応力値を差し引けば、それぞれの条件下における熱的応力成分 σ^* が求められる。このようにして求めた σ^* と試験温度との関係の静的領域 ($\dot{\epsilon}=10^{-4} \text{ sec}^{-1}$) における結果を実線で、高速領域 ($\dot{\epsilon}=1 \text{ sec}^{-1}$) における結果を破線で Fig. 9 に示した。ただし式(1)における定数 K_y は試験温度によってかなり変化するため(Fig. 3), この図の σ^* は付録1で説明する方法によって K_y の変化に対応した応力の変化

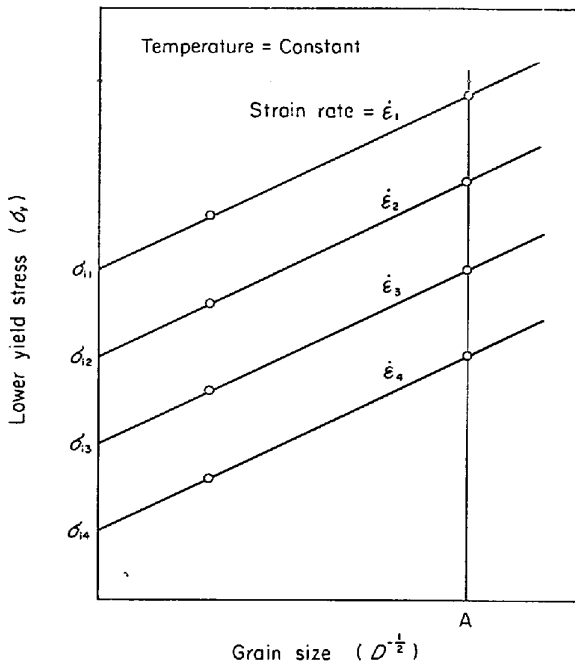


Fig. 6. Schematic diagram of the relation between lower yield stress and grain size at various strain rates.

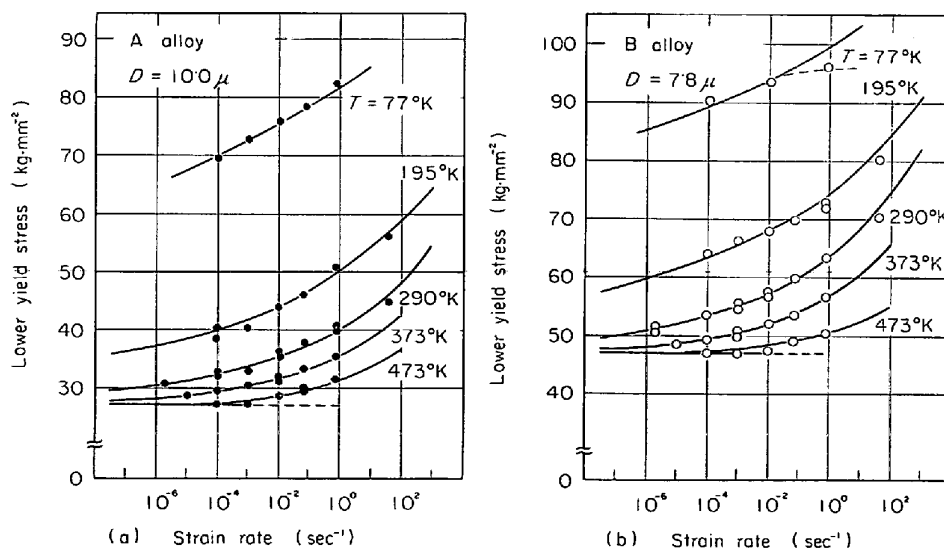


Fig. 7. The effect of strain rate on the lower yield stress at temperatures 77, 195, 290, 373 and 473°K. The solid lines are the results of our calculation. (a) A alloy with $D=100\mu$ (b) B alloy with $D=78\mu$.

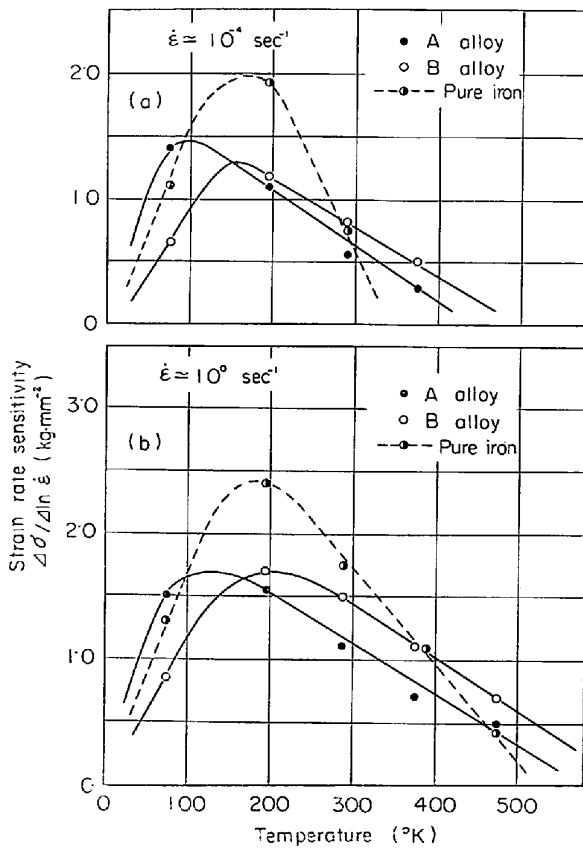


Fig. 8. The changes of strain rate sensitivities of the lower yield stresses of A alloy, B alloy and pure iron. (a) at $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$. (b) at $\dot{\epsilon} = 1 \text{ sec}^{-1}$.

分を補正した値である。ここでも純鉄の結果を比較のため太線で示した。

この図の示す重要な点は、第1に静的試験 ($\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$) において両合金の有効応力は 290°K 付近でもかなりの温度依存性を有し、いわゆる非熱的応力の状態、すなわち σ^* がほとんど零となる温度は 450°K 以上で達せられることである。これは純鉄のそれが 290°K 付近にあるのと対照的である。第2に、したがって両合金の σ^* は 290°K 付近以上の高温では純鉄のそれより大きい。しかし 200°K 付近の低温になると逆に純鉄のそれよりも小さくなっている。第3に、この遷移は高ひずみ速度になるとより高温 (約 300°K) 側で生ずる。純鉄と A, B 両合金におけるこれら σ^* の低温における温度依存性の差が、前節で示された両合金における固溶体軟化現象の本質であることを後節で述べる。

3.3 流れ応力の温度依存性とひずみ速度依存性

流れ応力の温度依存性とひずみ速度依存性の測定は、試験片の内部構造および可動転位密度が一定である条件下で行なう必要がある。すなわち示差試験によつてある温度またはあるひずみ速度で一定の前ひずみを与え、直

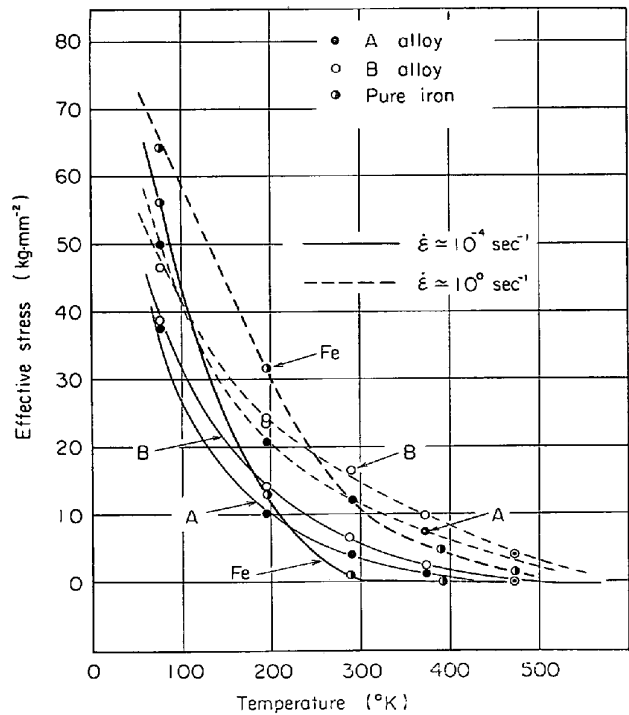


Fig. 9. The effect of temperature on the effective stresses of A alloy, B alloy and pure iron. A solid line for $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$ and a broken line for $\dot{\epsilon} = 1 \text{ sec}^{-1}$.

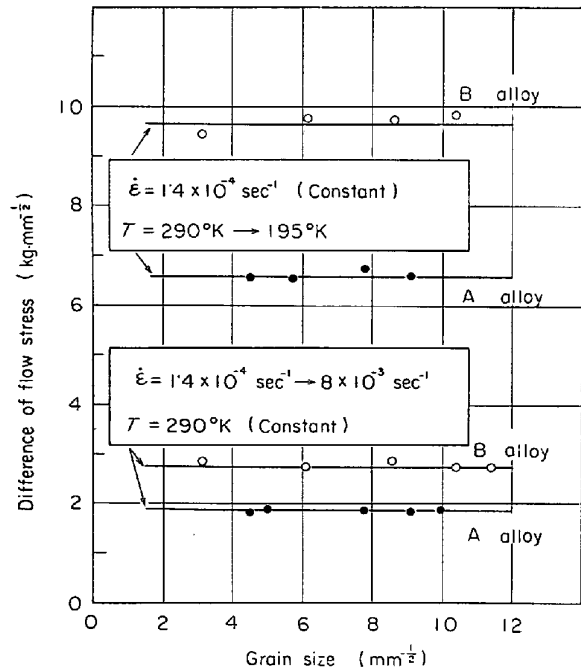


Fig. 10. The change of flow stress with temperature change (290°K → 195°K) and strain rate change ($1.4 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1} \rightarrow 8 \times 10^{-3} \text{ sec}^{-1}$) after the specimens have been prestrained 15% with $\epsilon = 1.4 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$ at 290°K.

ちに別の温度またはひずみ速度で試験を続行し、そのときの流れ応力の変化を測定すればこの条件は満足され

る。

Fig. 10 は室温でひずみ速度 $\dot{\epsilon}=1.4 \times 10^{-4} \text{sec}^{-1}$ で 15% の前ひずみを与えた後、試験温度またはひずみ速度を種々に変化させてそのひずみでの流れ応力の変化量 $\Delta\sigma$ を (結晶粒径) $^{-1/2}$ の関数として示したものである。これから流れ応力の温度依存性やひずみ速度依存性は、結晶粒径によらず一定した値を示すことがわかる。これは式(1)における定数 K_f が温度やひずみ速度によつては変化しないことを意味する。したがつて流れ応力の温度依存性やひずみ速度依存性は、その摩擦応力のそれらに相等しいと結論される。

つぎに Fig. 11 は 77°K, 195°K, 290°K の各温度で同じく示差試験によつて、ひずみ速度を $\dot{\epsilon}=1.4 \times 10^{-4} \text{sec}^{-1}$ から $\dot{\epsilon}=8 \times 10^{-3} \text{sec}^{-1}$ に変化させたときの応力増加 $\Delta\sigma$ と前ひずみ量との関係を示したものである。代表的結晶粒径として A 合金は $D=12.0 \mu$ 、B 合金は $D=9.6 \mu$ を有する試験片について測定した。A, B 両合金ともに各温度で、それらの応力増加 $\Delta\sigma$ は前ひずみ量によらずほぼ一定した値を示している。しかし低温度では前ひずみの増加とともに $\Delta\sigma$ は若干の減少傾向を示している。この $\Delta\sigma$ が前ひずみ量によらずほぼ一定となることは、著者らの純鉄や極軟鋼の結果⁴⁾ および他の結果の報告¹⁰⁾¹¹⁾とも一致している。

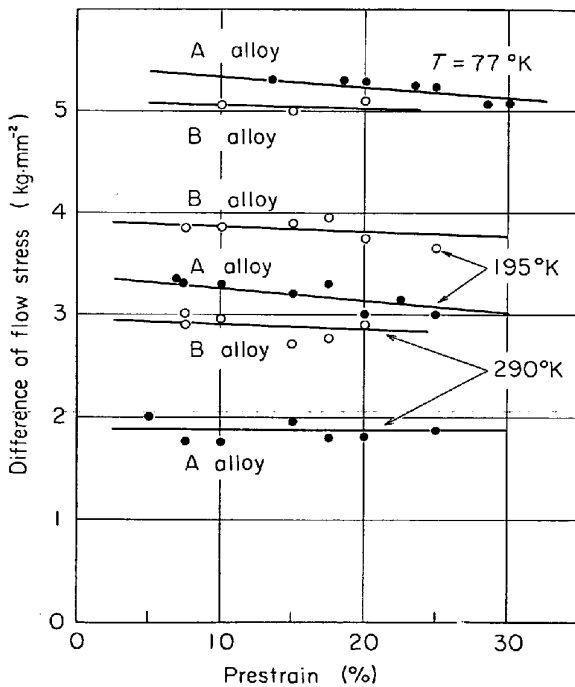


Fig. 11. The change of flow stress of prestrained specimen at the change of strain rate ($1.4 \times 10^{-4} \text{sec}^{-1} \rightarrow 8 \times 10^{-3} \text{sec}^{-1}$) at the temperatures 77, 195 and 290°K. A alloy with $D=12.0 \mu$ and B alloy with $D=9.6 \mu$.

つぎに Fig. 11 におけるものと同じ試験片について、おのおのの温度で $\dot{\epsilon}=1.4 \times 10^{-4} \text{sec}^{-1}$ で 15% の前ひずみを与えた後、ただちに他のひずみ速度に変化させてその降伏応力(これを流れ応力と定義する。)を測定した結果を Fig. 12 に示す。

このような方法で測定した流れ応力のひずみ速度依存性は、A, B 両合金の 290°K, 195°K いずれの場合でも高速側におけるものが低速側におけるものより大きい。これは下部降伏応力の場合 (Fig. 7) と同じ傾向である。しかし流れ応力のひずみ速度依存性の絶対値は、いずれの場合も下部降伏応力のそれより小さくなっている。

3.4 すべり線観察

Photo. 1 (a), (b), Photo. 2 (a), (b) はひずみ速度 $\dot{\epsilon}=1.4 \times 10^{-4} \text{sec}^{-1}$ で変形させたときのすべり線模様の合金量と試験温度による変化を示している。室温において A 合金は純鉄によく見られるような波状すべり線を示している。(Photo. 1 (a), $D=32.0 \mu$, $\epsilon \approx 18\%$) これに対し B 合金は室温でも直線状のすべり線が非常に長く、かつその間隔も A 合金のそれに比べて細かくなっている。(Photo. 1 (b), $D=48.0 \mu$, $\epsilon \approx 15\%$) 低温度

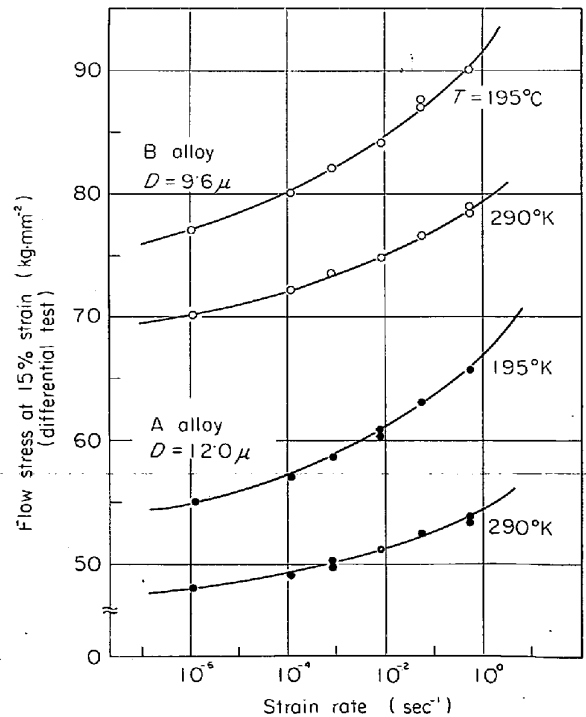


Fig. 12. The yield stress of specimens tested at various strain rates after the specimens have been deformed at $\epsilon=1.4 \times 10^{-4} \text{sec}^{-1}$ by 15% strain. The test temperatures: 195°K and 290°K. A alloy with $D=12.0 \mu$ and B alloy with $D=9.6 \mu$.

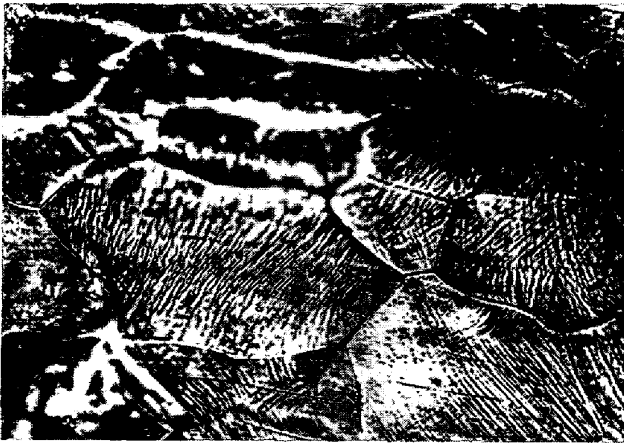
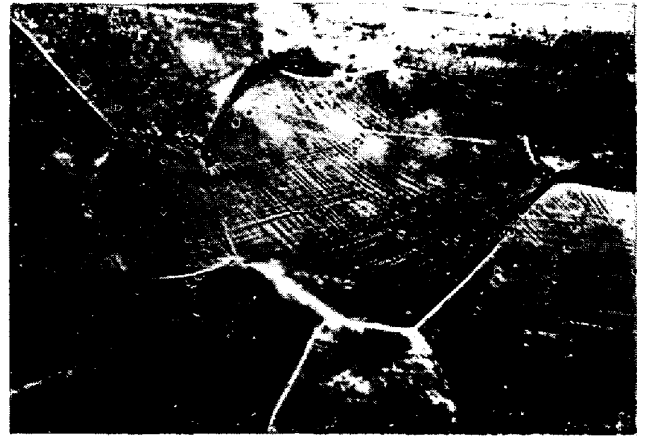


Photo. 1 (a) A alloy 290°K (×330)



(b) B alloy 290°K (×330)

Photo. 1. Slip lines at 290°K on static test.

(a) A alloy with $D=32.0\mu$ deformed about 18% in elongation.

(b) B alloy with $D=48.0\mu$ deformed about 15% in elongation.



Photo. 2 (a) A alloy 77°K (×330)



(b) Pure iron 77°K (×330)

Photo. 2. Slip lines at 77°K on static test.

(a) A alloy with $D=22.0\mu$ deformed about 25% in elongation.

(b) Pure iron with $D=27.8\mu$ deformed about 25% in elongation.

におけるA合金のすべり線模様(Photo. 2 (a), $D=22.0\mu$, $\epsilon \approx 25\%$) は, 77°Kでも室温におけるものとほとんど同じく波状すべり線を示している. B合金のそれはPhoto. 2 (b) ($D=27.8\mu$, $\epsilon \approx 25\%$) に示した純鉄のそれと酷似し, 長い直線的な細かいすべり線と変形双晶とから成り立っており, そのすべり線の密度はA合金のものに比べてきわめて小さい.

なおB合金の 373°K におけるすべり線模様は, 直線状のすべり線が減少し, 波状すべり線の占める割合が比較的大きくなっていることが認められた. Table 3は以上のすべり線観察の試験条件による変化の特長を表にしたものである.

4. 考 察

4.1 低温変形に対する活性化体積と活性化エネルギー

Fe-Si 合金の下部降伏応力の各温度におけるひずみ速

Table 3. The slip lines of specimens at various temperatures on static test.

Temperature	Pure iron	A alloy	B alloy
Above 373°K	Wavy	Wavy	Straight and wavy
290°K	Wavy	Wavy	Straight
77°K	Straight (Twin)	Wavy	Straight (Twin)

度依存性 (Fig. 8) およびその熱的(あるいは有効) 応力成分 σ^* の温度による変化 (Fig. 9) とが, 熱的活性化による単一の速度過程にしたがって変化していると仮定すると, Fe-Si 合金の低温変形に対する活性化体積 v^* と活性化エネルギー H とが次式によつて計算できる⁹⁾¹⁰⁾.

$$\dot{\nu} = \dot{\nu}_0 \cdot \exp\left(-\frac{H(\tau^*)}{kT}\right) \dots\dots\dots (3)$$

式(3)より

$$H = k \left(\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial 1/T} \right)_{\tau^*} = -k \cdot T^2 \cdot \left(\frac{\partial \tau^*}{\partial T} \right)_{\dot{\epsilon}} \cdot \left(\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \tau^*} \right)_T \dots\dots\dots (4)$$

$$v^* = - \left(\frac{\partial H}{\partial \tau^*} \right)_T = k \cdot T \cdot \left(\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \tau^*} \right)_T \dots\dots\dots (5)$$

ここで $\dot{\epsilon}$ はせん断ひずみ速度, $\dot{\epsilon}_0$ は定数, τ^* は有効せん断応力で, $\tau^* = 1/2 \cdot \sigma^* = 1/2 \cdot (\sigma_1 - \sigma_2)$ の関係にある. 他の記号は普通の意味を持つている.

この式(4), (5)を用いて Fig. 8 と Fig. 9 の実験結果から Fe-Si 合金の活性化体積と活性化エネルギーの値を計算した. その結果を有効せん断応力 τ^* の関数として整理したものが, 活性化体積については Fig. 13 活性化エネルギーについては Fig. 14 に示す. 両図とも純鉄における結果⁶⁾を破線で示した. Fig. 13 における黒印は両合金の高ひずみ速度 ($\dot{\epsilon} = 1 \text{ sec}^{-1}$) における値, 白印は低ひずみ速度 ($\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$) における値を示している. また Fig. 13 における 2 重丸は, Fe-3%Si 単結晶に関する D. F. STEIN らの結果¹²⁾から H. CONRAD が計算した活性化体積の値である⁹⁾.

これらの結果からつぎの事実がわかる. 第1に両合金活性化体積と活性化エネルギーの有効せん断応力依存性は, Si量によらずほとんど同一な曲線で整理された. 第

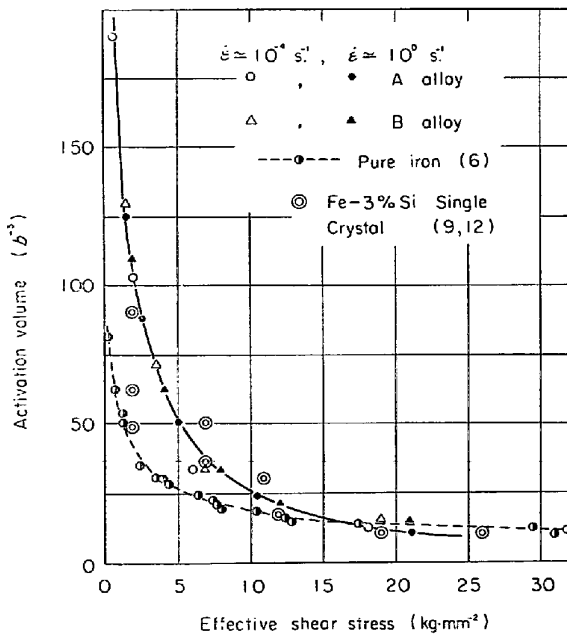


Fig. 13. Effective shear stress dependence of the activation volume of A and B alloys. Black marks indicate the data for $\dot{\epsilon} = 1 \text{ sec}^{-1}$ and white marks for $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$. Data of pure iron is shown in a broken line for comparison. Double circles express the calculated values by H. CONRAD⁹⁾ using the results of the test by D. F. STEIN et al.¹²⁾ on Fe-3% single crystals.

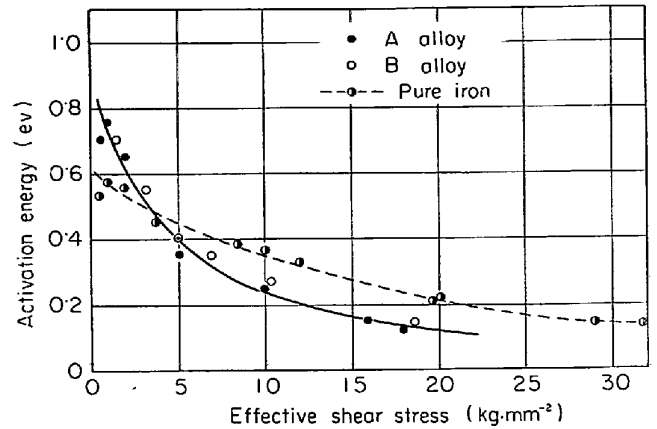


Fig. 14. Effective shear stress dependence of the activation energy of A and B alloys.

2に Fig. 13, Fig. 14 のこれらの曲線関係は, 純鉄における結果とは明らかに異なる傾向を示している. すなわち両合金の活性化体積は, $\tau^* \approx 10 \text{ kg/mm}^2$ 以下の低応力範囲では純鉄のそれの2~3倍大きい値を示すが, それ以上の高応力範囲になると実験誤差内で純鉄の値にほとんど近い値を示している. また両合金の活性化エネルギーは低応力側では純鉄の値よりも大きく, 逆に高応力になると小さな値を示している. 第3に各試験温度における高ひずみ速度領域と低ひずみ速度領域で求めた活性化体積は, 有効せん断応力に対して整理すると1本の曲線関係で示された.

第1, 第3の実験事実より, Fe-Si 合金の活性化体積と活性化エネルギーは, ともに有効せん断応力のみの関数で表わされ, Siの含有量や用いたひずみ速度や試験温度の関数ではないことがわかる. これより高ひずみ速度領域, 低ひずみ速度領域における両合金の低温変形は, まったく同じ単一な速度過程によつて支配されていると判断される. しかし第2の実験事実より, その速度過程は純鉄のそれとは異なつたものであると考えねばならない. 純鉄の速度過程については, 著者らのこれまでの純鉄や極軟鋼に関する実験結果^{8)~5)}, ならびに鉄の低温変形機構に関する諸研究結果から^{9)~10)}, Peierls-Nabarro力が鉄の低温変形を支配していると考えられている. ここでは Fe-Si 合金の低温変形も同じく Peierls-Nabarro力によつて決まるだろうと仮定して以下に議論を進めよう.

転位が Peierls-Nabarro 障害をとり越え前進する機構は, 外部応力ならびに熱によつて活性化されて起こるキンク対の形成 (これをキンク対の核形成と呼ぼう.)とその横方向への移動 (これをキンク対の成長と呼ぼう.)によるとされている⁹⁾³²⁾. 一般にキンク対の成長はその核

形成に比べてきわめて容易に起こると考えられ、したがってキック対の核形成が転位の運動を律速していると考えられている⁹⁾³²⁾。しかし不純物原子とか固溶合金原子が存在する場合は、それらとキック対との強い相互作用が生じてキック対が成長しにくくなる可能性がでてくる。鈴木¹³⁾はこのようにキック対の成長速度がその核の形成頻度に比べて遅くなる場合は、1本の転位線上の数個所以上で独立にキック対が形成される可能性を提唱した。ところで有効応力が小さい高温領域における Fe-Si 合金では、溶質原子 Si の存在によつて生ずる内部応力場が、転位の運動に対して大きい抵抗を与えていると考えられる。したがって転位線上のある部分でキック対の核形成が起こつても、それと Si 原子との相互作用によつてキック対の横方向への成長が阻止される可能性が生ずる。この場合は鈴木のように、1本の転位線上の数個所で独立にキック対が形成され、これらのキック対が成長し合体することによつてはじめて転位線が運動できる可能性が考えられよう。このような転位運動の素過程で必要とする活性化体積や活性化エネルギーは、1個のキック対の核形成を律速過程とする純鉄の場合に比べてより大きくなることが予想される。

一方、有効応力が大きく働く低温域では、相対的に Si 原子による内部応力場の影響は減少し、キック対と Si 原子との相互作用が起こつても、その横方向への成長は大きな有効応力の下で容易に起こるようになると考えられる。したがって純鉄の場合と同じようにキック対の核の形成頻度が転位の運動を支配するようにならう。両合金の活性化体積が、有効応力の増加とともに急速に純鉄の値に近づいていくのはこの理由によると考えられる。ところで合金中の転位線のエネルギーは、溶質原子濃度の局部的なゆらぎによつて部分的に変動する可能性が考えられる¹³⁾。そのために Peierls-Nabarro 障害の大きさが部分的に変動し、もとの Peierls-Nabarro 障害よりも小さくなった障害のところでは、他の部分より容易にキック対の核形成を起こすところにならう¹³⁾。すなわち合金化によつてキック対の核形成に必要な活性化エネルギーは減少する可能性が生ずる。

以上の考えをまとめると、合金における転位運動の素過程は、有効応力が小さい場合はキック対の成長速度により、有効応力が大きい場合はキック対の核の形成頻度によつて律速され、Si 原子は前者に対しては抵抗となり、後者に対してはそれを助ける可能性のあることである。ただしこのモデルは溶質原子濃度が数%程度の希薄合金系に適用できるのであり、ある組成以上の合金系ではまったく別のモデルを考えねばならないであらう。

4.2 下部降伏応力の引張速度依存性

純鉄、極軟鋼や低合金鋼の下部降伏応力が、静的変形領域から衝撃変形領域にわたつてどのような変形速度依存性を示すかは、実際的にも学問的にもきわめて重要な問題である。今回の Fe-Si 合金では、高ひずみ速度領域での速度依存性はいずれも低ひずみ速度領域におけるものより大きかつた (Fig. 7)。このような $\sigma_y - \ln \dot{\epsilon}$ の関係は、他の幾人かの著者の極軟鋼に関する結果と傾向は同じであるが細かい点では差がある。たとえば極軟鋼に関する下部降伏応力の速度依存性が、J. D. CAMPBELL¹⁴⁾、大森ら¹⁵⁾の室温における結果では $\dot{\epsilon} = 10^{-1} \text{ sec}^{-1}$ 付近、A. R. ROSENFELD ら¹⁶⁾のそれでは $\dot{\epsilon} = 1 \text{ sec}^{-1}$ 付近で明りように変化しており、それらのひずみ速度を境として2本の直線から成っている。ところで Fig. 13 より Fe-Si 合金の活性化体積は、それを有効せん断応力の関数として表わした場合、高ひずみ速度、低ひずみ速度にかかわらず1本の曲線関係で整理された。この結果より、静的試験から衝撃試験にわたる Fe-Si 合金の降伏変形挙動は、1つの熱的に活性化される速度過程によつて支配されていると考えて差支えなからう。したがって $v^* - \tau^*$ 関係曲線の実験式が正確に求まつておれば、以下に記す方法によつてその結果から逆に σ^* と $\dot{\epsilon}$ との関係、したがって σ_y と $\dot{\epsilon}$ との関係を表わす実験式が求められる。その結果、静的速度領域で2~3種のひずみ速度で下部降伏応力を測定すれば、高ひずみ速度領域における下部降伏応力が求められることになる。

Fig. 15 は Fig. 13 の $v^* - \tau^*$ 関係曲線を両対数で整理したもので、これより有効せん断応力が 2 kg/mm^2 から 20 kg/mm^2 の範囲内では、 $v^* - \tau^*$ の関係が次式で

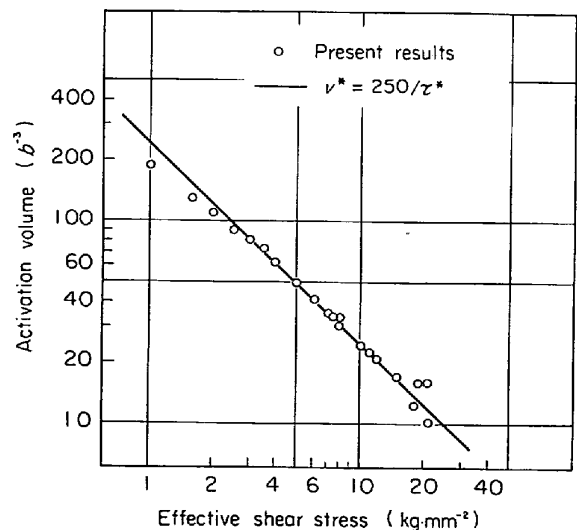


Fig. 15. The relation between the activation volume and effective shear stress in log-log scale.

Table 4. The values of r_0 and C in equation (7), both determined from the results in Fig. 9.

Temperature		77°K	195°K	290°K	373°K	473°K
r_0	A and B alloy	0.028	0.072	0.106	0.137	0.173
C	A alloy	1.695	1.320	1.130	0.960	0.620
	B alloy	1.660	1.400	1.245	1.020	0.620

よく整理されることが判明した。

$$v^* = \frac{250}{\tau^*} (1/b^3 \cdot \text{kg} \cdot \text{mm}^{-2})$$

$$= \frac{3.75 \times 10^{-13}}{\tau^*} (\text{CGS 単位}) \dots\dots\dots (6)$$

式(5)と(6)より次式が得られる。

$$\ln \sigma^* = r_0 \ln \dot{\epsilon} + C \dots\dots\dots (7)$$

$$r_0 = \frac{kT}{3.75 \times 10^{-13}}$$

ここで $\dot{\nu} = 0.7\dot{\epsilon}$, $\tau^* = 0.5\sigma^*$ の関係⁹⁾を用いて $\dot{\nu}$ を $\dot{\epsilon}$ に τ^* を σ^* に換算した。定数 C は Fig. 9 の $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$ における σ^* の値を式(7)に代入することによつて求められる。このようにして求めた定数 C と r_0 の値を Table 4 に示した。これらの数値と式(7)により、任意温度の各ひずみ速度における σ^* を求めることができ、これに非熱的応力成分 σ_μ と結晶粒径による効果 $K_y \cdot D^{-1/2}$ を加え合わせれば、任意の結晶粒径を有する試験片の下部降伏応力のひずみ速度による変化が得られる。Fig. 5 と Fig. 7 (a), (b) における実線で示した各曲線がこのようにして求めた計算結果である。

以上の考察より静的速度から衝撃速度に亘る広範囲な引張速度領域において、Fe-Si 合金の下部降伏応力の引張速度依存性は連続的に変化しており、したがつて下部一部降伏応力の絶対値も引張速度とともに連続的に変化していると判断される。

ところで下部降伏応力とひずみ速度応力とを両対数で整理した場合、非常に広範囲なひずみ速度にわたりそれらの間に1つの直線関係が成立するとの実験結果が得られており¹⁷⁾¹⁸⁾、それについての半定量的説明がなされている¹⁹⁾。この場合、下部降伏応力とひずみ速度との関係は次式によつて表わせる

$$\ln \sigma_y = r \cdot \ln \dot{\epsilon} + C' \dots\dots\dots (8)$$

ここで r , C' はともに温度に依存する定数である。G. T. HAHN の解析¹⁹⁾によると、式(8)における定数 r は D. F. STEIN ら¹²⁾が Fe-3%Si 単結晶で求めた転位速度 V と外部せん断応力 τ との関係式(9)における指数 m に対応するものである。すなわち r の逆数と m が対応するとした。

$$V = \left(\frac{\tau}{\tau_0} \right)^m \dots\dots\dots (9)$$

普通 m は速度-応力指数と呼ばれている定数で τ_0 も定数である。Fig. 16 は Fig. 7 の下部降伏応力とひずみ速度との関係を、それらの両対数をとつて整理したものである。これより室温(一部 195°K も含む)以上の高温領域では、下部降伏応力とひずみ速度との関係を(8)式によつては記述できないことがわかる。また結晶粒径による効果を除くために摩擦応力 σ_i を用いて同じような整理を試みたが、同じく高温領域における摩擦応力

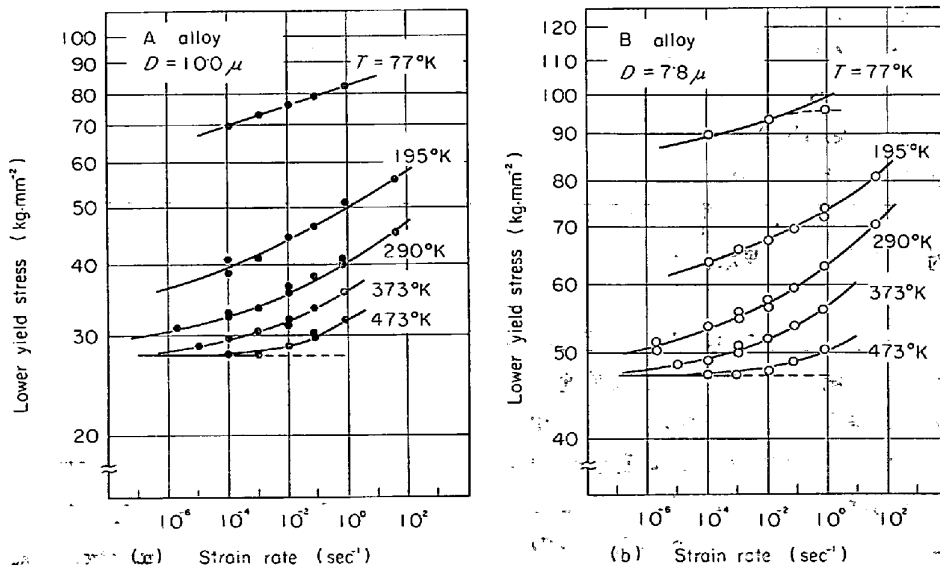


Fig. 16. The relation between the lower yield stress and strain rate in log-log scale. (a) A alloy (b) B alloy

Table 5. Various strain rate-stress exponents (r^{-1} , r'^{-1} , $m^*=r_0^{-1}$) measured from each of the relations of $\ln \sigma_y - \ln \dot{\epsilon}$ and $\ln \sigma_i - \ln \dot{\epsilon}$, and $\ln \sigma^* - \ln \dot{\epsilon}$, and dislocation velocity-stress exponent " m "⁽¹²⁾≡,

Temperature		77°K	195°K	290°K	373°K	473°K
r^{-1} , ($\ln \sigma_y - \ln \dot{\epsilon}$)	A alloy	55	35	33 (80)	38 (87)	40 (—)
	B alloy	123	47 (67)	44 (83)	44 (100)	57 (—)
r'^{-1} , ($\ln \sigma_i - \ln \dot{\epsilon}$)	A alloy	35	18	16 (28)	16 (28)	15 (—)
	B alloy	78	36	22 (40)	25 (40)	31 (—)
m , ($V - \tau$)	Fe-3% single crystal	44	38	35	41	—
m^* ($\ln \sigma^* - \ln \dot{\epsilon}$)	A alloy	28.0	13.3	8.8	6.2	4.6
	B alloy	37.2	14.1	9.2	6.7	4.6

+ Equation (8) ≡ Equation (10) ≡ Equation (7) ≡ Equation (9)

σ_i とひずみ速度との間には 両対数直線関係が成立しなかつた。すなわち式(10)における定数 r' , C' は低速領域と高速領域で異なる値をとつた。

$$\ln \sigma_i = r' \cdot \ln \dot{\epsilon} + C' \dots \dots \dots (10)$$

これら $\ln \sigma_y - \ln \dot{\epsilon}$, $\ln \sigma_i - \ln \dot{\epsilon}$ の関係から求まる定数 r および r' の逆数と式(9)における指数 m とが対応することは前記したが，それらをまとめて Table 5 に示した。両対数近似ができない高温領域における結果については，ひずみ速度で $\dot{\epsilon} = 1 \text{ sec}^{-1}$ と $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$ における曲線の傾きからおのおの r および r' 値を決めた。Table 5 の括弧内に示した数値は $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$ における結果を示している。 m 値は Fe-3%Si 単結晶に関する D. F. STEIN らによる結果である⁽¹²⁾。 D. F. STEIN らが用いた低速という実験条件ならびに単結晶を用いて実験したことを考えれば，B合金の低速側における摩擦応力から求めた r' 値の逆数と彼らによる m 値とを比較するのが妥当である。両者の間にさほどの違いは見られない。ただし 77°K における値が両者で 2 倍ほど違っているのは，次節の流れ応力に関する議論から明らかになるように，今回の B 合金が 77°K ですべり変形と同時に著しい双晶変形を起こしたためである。

室温以上の高温(一部 195°K も含む)で両合金の下部降伏応力または摩擦応力が，広範囲なひずみ速度領域において式(8)または(10)式で整理されなかつたことは，G. T. HAHN の実験における解析結果と一致しない。しかし式(7)によつて σ_y や σ_i ではなく，それらの有効応力 σ^* とひずみ速度とを両対数にとつて整理すれば，それらが 1 本の直線関係で表わせることが予想できる。 Fig. 17 は両合金の σ^* と $\dot{\epsilon}$ を両対数座標で整理

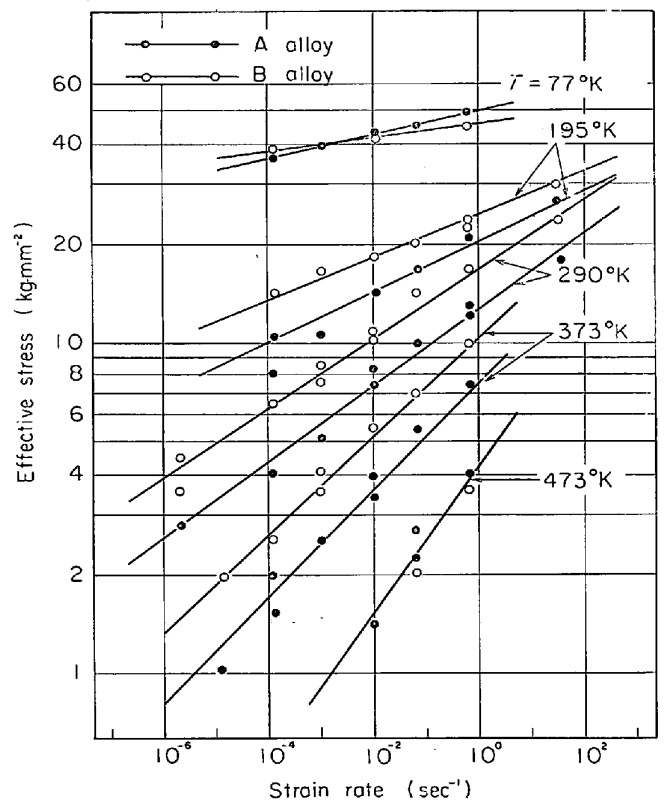


Fig. 17. The relation between effective stress of A or B alloys and strain rate in log-log scale. Their slopes are shown in Table 5 as m^* .

したもので，低温領域ではもちろん高温領域でもよく直線関係が成立している。これらの各直線の傾きを実測してとくに m^* として Table 5 に示した。(この $\ln \sigma^* - \ln \dot{\epsilon}$ の関係から得られた m^* と， $v^* - \tau^*$ 関係から求めた式(7)における r_0 とは， $m^* = 1/r_0 = 3.75 \times$

10⁻¹³/k·T なる関係にある.)

ところで J. C. M. Li²⁰⁾は合金化や不純物原子などの存在によつて生じる内部応力が無視できなくなるほど大きくなった場合, その材料の真の速度-応力指数は次式で示される m^* で与えられることを指摘した.

$$m^* = m \cdot \left(1 - \frac{\sigma_\mu}{\sigma_i}\right) = m \cdot \frac{\sigma^*}{\sigma^* + \sigma_\mu} \dots\dots (11)$$

ただしここでは原論文における τ を σ_i に, τ^* を σ^* に, τ_i を σ_μ に 変えて示した. σ_i , σ^* , σ_μ は式 (2) で説明したものである. Fe-Si 合金における合金硬化は室温以上の高温度領域で顕著に現れている (Fig. 4). この合金硬化が非熱的応力 σ_μ の増加に基づいて起こるとすれば (4.4), 式 (11) を使って $1/r' (=m)$ から m^* を計算できる. その結果, Fig. 16 または Table 5 において同一温度で低速側と高速側とで異なる $1/r'$ を示したにもかかわらず, 両速度領域でほとんど等しい m^* の値が得られた. しかもその m^* の値は Fig. 17 の各直線の傾きから求めた m^* の値と非常によく一致を示すことがわかった. これより σ_y (または σ_i) と $\dot{\epsilon}$ との関係が式 (8) (または (10)) で整理できなかつた原因は, Si 原子の添加によつて増加した非熱的応力 σ_μ が無視できないほど大きくなったことにあると考えられる. ちなみに σ_μ がきわめて小さいか, σ_μ が σ^* に比べて無視できるほど小さければ, 式 (11) から $m^* \approx m$ となり, この場合 σ_y または σ_i と $\dot{\epsilon}$ の間に式 (11) または式 (10) の成立が予想される. 両合金の低温度で式 (8) または式 (10) の関係が成立したこと (Fig. 16), また Table 5 において A 合金の低温度における $1/r' (=m)$ と m^* とがほぼ等しい値を示していることなどはこの理由で説明できる.

4.3 流れ応力の引張速度依存性

Peierls-Nabarro 力が純鉄の低温度変形をひずみの全域を通じて支配していると考えられる実験的根拠の1つは, 降伏現象または流れ現象から求められた活性化因子 (H , v^*) が, 両者においてほとんど同じ値を示すことである⁹⁾¹⁰⁾. そこで広範囲なひずみ速度領域における流れ応力 σ_f と下部降伏応力 σ_y の変化を表わしている Fig. 12 と Fig. 7 (a), (b) の結果を比較してみると, 流れ応力のひずみ速度依存性の大きさは, いずれの条件下でも下部降伏応力のそれより小さくなっている. しかし流れ応力と下部降伏応力のひずみ速度依存性を直接比較する際は, 前者は均一変形で, 後者はリュース帯伝播による不均一変形であるという条件の違いを考慮する必要がある. 不均一降伏を起こす場合の実際の有効ゲージ長さは, リューダス帯先端の変形領域であると考えられるため, そこにおける真のひずみ速度は試験片全体にかか

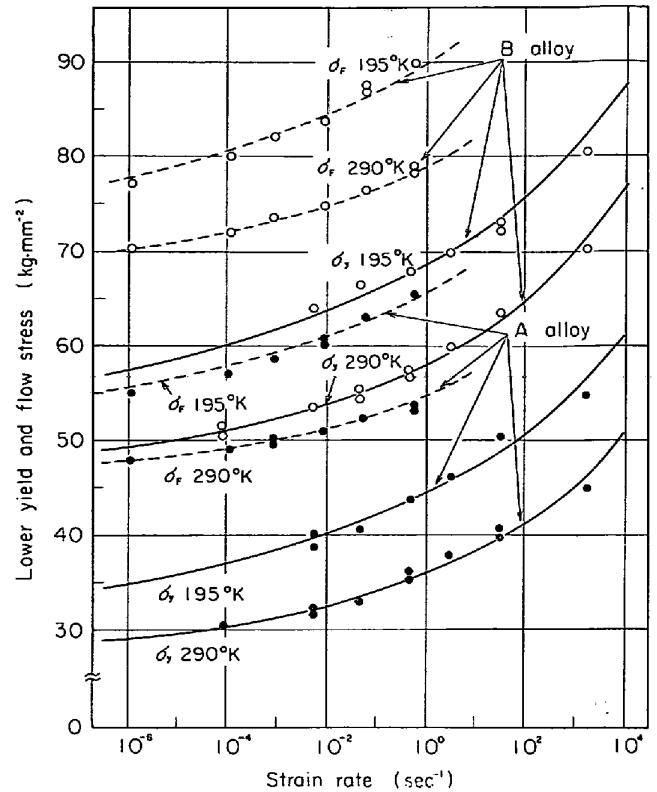


Fig. 18. Comparison of the strain rate dependence of lower yield stress and flow stress at 15% strain.

っている平均ひずみ速度のほぼ2桁程度大きいものであると考えられる⁹⁾²¹⁾. 結局第1近似として下部降伏応力のひずみ速度依存性を示す Fig. 7 (a), (b) の各曲線関係は, 全体として2桁ほど高ひずみ速度側に平行移動することになる²¹⁾. Fig. 18 は以上の考察のもとに Fig. 7 (a), (b) の各曲線を $\Delta \ln \dot{\epsilon} = 1.7$ だけ高ひずみ速度側へ平行移動させたものと, Fig. 12 における各曲線を比較したものである. なお Fig. 7 (a), (b) で用いた試験片の結晶粒径と Fig. 12 で用いた試験片のそれとは異なっているが, われわれは Fig. 5 と Fig. 10 の結果から下部降伏応力と流れ応力のひずみ速度依存性は, いずれも結晶粒径に無関係であることを確認している. Fig. 18 における実線は 4.2 の式 (7) によつて計算した下部降伏応力のひずみ速度による変化を示している. これらの曲線関係はおのの対応する流れ応力のひずみ速度による変化 (破線) とほとんど平行関係にあることがわかる. したがつて Fig. 18 より流れ応力と下部降伏応力のひずみ速度による変化は, 実験誤差内でほとんど一致しており, しかもそれらの関係は式 (7) から予想される計算結果とほとんど一致していることがわかる. これより流れ応力のひずみ速度依存性は, 熱的に活性化される1つの速度過程によつて支配されており, そ

の速度過程は下部降伏応力を支配しているものとまったく同じであると結論される。

また Fig. 11 からこれと同じ結論を導き出せる。Fig. 11 は流れ応力のひずみ速度依存性が前ひずみ量の増加に対しほとんど無関係か、または若干の減少傾向があることを示している。この結果は純鉄や極軟鋼に関する実験結果とも一致している⁹⁾¹⁰⁾¹¹⁾。これは純鉄や Fe-Si 合金の流れ現象を支配する因子が、可動転位密度や転位構造にはよらないで、結晶格子自身の性質に基づくもの (Peierls-Nabarro 力) であると考えられる⁹⁾。Fig. 11 で見られる若干の減少傾向は、式(4)における定数 $\dot{\epsilon}_0$ の増加、詳しくいえば $\dot{\epsilon}_0$ を構成する 1 因子である可動転位密度の若干の増加を意味していると考えられる⁹⁾。結論として以上の 2 つの実験結果は、Fe-Si 合金の低温変形が全ひずみ領域で Peierls-Nabarro 力によって支配されると考えた 4.1 における仮定を裏付けている。

Fig. 18 より 290°K, 195°K における A, B 両合金の下部降伏応力と流れ応力のひずみ速度依存性は十分対応することを知った。しかし 77°K における B 合金は、両者でかなり異なつたひずみ速度依存性を示している。A, B 両合金について Fig. 8 と Fig. 11 から求めた 77°K におけるひずみ速度依存性 ($\Delta\sigma/\Delta \ln \dot{\epsilon}$) の値を Table 6 に示した。これより A 合金における両者の値はほとんど同じであることがわかる。下部降伏応力のひずみ速度依存性が若干大きいのは、これまでの不均一変形に関する考察から予測されるものである。これに対し B 合金の下部降伏応力から求めたひずみ速度依存性は、流れ応力から求めたものの 1/2 程度にしかなっていない。B 合金におけるこの両者の差は、これまで引用してきた純鉄に関する実験結果⁹⁾から説明されると考える。すなわち平均結晶粒径が 102 μ である純鉄試験片の 77°K における応力-ひずみ曲線は、降伏時に双晶変形に基づいた著しいセレーションを示した後均一な塑性変形状態に入った。この双晶降伏応力はひずみ速度依存性をまったく示さなかつたが、その後の均一変形状態における流れ

応力は、双晶降伏を示さぬ細粒試験片の下部降伏応力とほとんど同じひずみ速度依存性を示した。ところで今回の B 合金も応力-ひずみ曲線や組織観察によつて、77°K における降伏変形中にすべりと同時にかんりの双晶変形を起こすことが認められた。この双晶変形が下部降伏応力のひずみ速度依存性を低下させた原因であることは、上記の純鉄に関する実験結果から納得されよう。A 合金でこのような現象が見られなかつたのは、この合金が 77°K でも著しい波状すべり線模様を示し (Photo. 2 (a)), 変形双晶はきわめてまれにしか観察できなかつた実験結果によつて説明される。

4.4 Si による Fe-Si 合金の固溶体硬化と固溶体軟化

Fig. 4 より 473°K から 290°K までの高温領域における Fe-Si 合金の摩擦応力 σ_1 は、Si の含有量に対してほぼ直線的な増加関係を示し、これらの直線の傾きで示される固溶体硬化率 $\Delta\sigma_1/\Delta C$ は温度の低下とともに増加している。しかし 290°K 以下の低温になるとこの硬化率が減少して負となることがあり、いわゆる固溶体軟化現象を示した。4.1 における考察から、Fe-Si 合金では Si 濃度の局部的ゆらぎによつて Peierls-Nabarro 障害の大きさが部分的に変動し、もとの Peierls-Nabarro 障害よりも小さくなつた障害のところでは、他の部分より容易にキック対の核形成を起こす可能性のあることが考えられた¹³⁾。したがつて熱的(または有効)応力が大きく働いている場合の Fe-Si 合金では、降伏変形に必要とする活性化エネルギーは純鉄のそれよりも減少することがあり、それによつて下部降伏応力の熱的応力成分 σ^* が減少する場合のあることが考えられる。この σ^* の合金化による減少量が、Si の添加によつて増加した非熱的応力成分 σ_μ の増加量以上になつたときに、いわゆる固溶体軟化の現象が現われたと考えてよい。すなわち固溶体硬化と固溶体軟化という相反する現象は、式(2)における摩擦応力の非熱的応力成分 σ_μ と熱的応力成分 σ^* とに対する Si の影響の大小によつて現われると考えれば理解される。

さて高温領域における固溶体硬化率 $\Delta\sigma_1/\Delta C$ が、温度の低下とともに増加したことの原因は次のように考えられる。Fig. 9 より静的領域における純鉄の有効応力は 290°K 付近でほぼ零になつていのにに対し、両合金のそれらはある大きさを示し、473°K 付近ではじめて零になつてい。すなわち 473°K から 290°K までの温度低下とともに固溶体硬化率が増加しているのは、両合金の有効応力が温度の低下とともに増加したのに対し、純鉄のそれは変化を示さず零であつたことによる。非熱的応力に対する Si の影響は、すべての材料の有効応力が

Table 6. Comparison of the strain rate sensitivities of lower yield stress and flow stress at 77°K in $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{sec}^{-1}$.

	$\frac{\Delta\sigma_y}{\Delta \ln \dot{\epsilon}}$	$\frac{\Delta\sigma_F}{\Delta \ln \dot{\epsilon}}$
A alloy	1.40 (kg/mm ²)	1.27 (kg/mm ²)
B alloy	0.65	1.19

零となる 473°K における摩擦応力の Si 量による変化で表わせよう. Fe-Si 合金のこのときの σ_1 または σ_μ の固溶体硬化率は, $\Delta\sigma_1/\Delta C = 3.24 \times 10^2 \text{ kg/mm}^2$ で与えられる.

室温における固溶体硬化率は, $\Delta\sigma_1/\Delta C = 4.34 \times 10^2 \text{ kg/mm}^2$ であるが, これは竹内の Fe-Si 単結晶で求めた値 ($\sim 4.2 \times 10^2 \text{ kg/mm}^2$)²²⁾²³⁾, C. E. LACY ら Fe-Si の多結晶で求めた結果 ($\sim 5.0 \times 10^2 \text{ kg/mm}^2$)²⁴⁾ とほぼ一致している. しかしこれらの固溶体硬化率は, 室温における純鉄の σ_1 は σ_μ だけを含み, 合金のそれは σ_μ と σ^* の両方を含んでいるという基準の違つたものを比較した場合の値であることに注意せねばならぬ.

Fe-Si 合金で現われた固溶体軟化の現象は, 他の鉄合金系でも現われることがこれまでいくつか報告されており^{22)25)~30)}, また鉄以外の BCC 金属の合金系でも現われることが認められている³¹⁾³³⁾. このように BCC 金属の希薄合金で現われる固溶体軟化現象は多結晶, 単結晶にかかわらず, また置換型, 侵入型合金元素²⁷⁾²⁹⁾にかかわらず多くの BCC 合金系で現われていることから, かなり一般的に起こる現象であると判断される. その原因の説明としてこれまで 1) scavenging (清掃) 効果³⁴⁾, 2) 交又すべりの容易さ²⁵⁾, 3) 可動転位密度の増加²⁷⁾, 4) Peierls-Nabarro 力の減少³²⁾³³⁾などが挙げられているが, まだいずれも確定した理論とはされていない.

侵入型不純物原子をほとんど含まない純鉄の降伏応力は, 普通の鉄のそれよりも小さな温度依存性を示すという実験結果から, 鉄の降伏応力の温度依存性は, 転位と侵入型不純物原子との相互作用によつて決まるだろうとの考えが提唱されている³⁵⁾. この場合もし合金元素の添加によつて鉄中に固溶している侵入型不純物原子の濃度が減少することがあれば, 上記の理由から降伏応力の温度依存性も減少するだろうというのが第 1 の scavenging 効果による固溶体軟化の説明である. しかし今回の Fe-Si 合金について内部摩擦によるスネーク高さの測定結果から, 純鉄に比べて侵入型不純物原子 C, N が顕著に減少した事実は認められなかつた³⁶⁾. したがつて Fe-Si 合金の場合この scavenging 効果はかなり小さなものと考えられる.

BCC 金属の低温変形は主にラセン転位の運動によつて支配されていると考えられるが¹⁸⁾, このラセン転位による交又すべりの起こる頻度が温度低下とともに減少することがあれば, ある一定量の交又すべりを起こすのに必要な外力はより大きなものになるだろう. したがつてラセン転位による交又すべりの起こる頻度が, 降伏応力の温度依存性を決定する可能性が考えられる³⁷⁾. もし合

合金によつて交又すべりの起こる頻度が増加すれば, 上記の理由からその合金の降伏応力の温度依存性も減少するだろうというのが第 2 の固溶体軟化に対する説明である. W. JOLLY²⁵⁾は Fe-3%Ni 合金で現われた固溶体軟化現象を, この第 2 の原因によつて説明した. すなわち Fe-3%Ni のすべり線模様は, 77°K と 50°K の極低温でも室温におけるものほとんど同じ波状すべり線を呈したことから, Ni の添加によつて純鉄の場合と異なり, 極低温でも交又すべりが容易に起こりうるようになり, それが Fe-Ni 合金の降伏応力を純鉄のそれよりも減少させた原因であると考えた. 本実験の A 合金すなわち Fe-1.15%Si でもこの Fe-Ni 合金の場合と同じく, 77°K で著しい波状すべり線模様を示し, 同じく固溶体軟化現象を示した. しかし B 合金すなわち Fe-2.86%Si の有効応力は, その絶対値および温度依存性が A 合金のそれらとほとんど同じであつたが (Fig. 9), そのすべり線模様は室温付近でもほとんど直線的なすべり線を示し, A 合金のそれとは明らかに異なつていた. したがつて Fe-Si 合金で現われる固溶体軟化現象を, 交又すべりの容易さによつて説明することは適当でないと判断される.

第 3 の可動転位密度が合金化によつて増加することがあれば, 式(4)の定数 ρ_0 を通して降伏応力が減少する可能性が考えられる⁵⁾⁹⁾²⁷⁾. 今回の実験結果から求めた定数 ρ_0 は純鉄と両合金でほぼ等しいか, むしろ合金化によつて減少する傾向を示したので, この第 3 による説明も適当でないと考えられる. しかし可動転位密度に関しては, 直接に透過電顕観察を行なつて確認する必要があると考えている.

第 4 の Peierls-Nabarro 力の合金化による減少の可能性について, R. J. ARSENAULT³²⁾, B. HARRIS³³⁾ などが提唱している. この考えは純鉄ならびに Fe-Si 合金の低温変形が, Peierls-Nabarro 力によつて支配されるであろうと仮定したわれわれの考えにもつとも都合がよい. 彼らが考えるように合金化によつて剛性率が変化するか転位心付近の局部的変位が変化することによつて Peierls-Nabarro 力が減少するとすれば, その減少量は合金元素量の関数となることが予想される. これは Fe-Si 合金の有効応力の絶対値が, Si 量によらずほとんど同じであつた結果に合わない. また Si は鉄の剛性率を減少させる効果を示すが²³⁾, その変化から予想される Peierls-Nabarro 力の減少量は数%程度である. 今回の Fe-Si 合金の有効応力が純鉄のそれに比べて 20% の減少を示したことは, この剛性率の変化だけでは説明できないと考えられる.

ところで4.1の活性化体積と活性化エネルギーと有効せん断応力との関係を考察したときのモデル、すなわち合金化によつて溶質原子による弾性応力場の助けによつて、転位運動の素過程であるキンク対の核形成が容易に起こるようになり、したがつて降伏変形に必要な活性化エネルギーは合金化によつて減少することがあると考えるならば、今回の実験結果を定性的ではあるが統一して理解できる。しかしこの場合も活性化エネルギーの減少量が Si 量に無関係であることを説明しなければならぬという難点が残っている。

5. 結 論

Fe-Si 合金多結晶の低温変形挙動に関する今回の実験結果からつぎに示す結論が得られた。

(1) 下部降伏応力の温度とひずみ速度による変化を HALL-PETCH の関係式における摩擦応力 σ_i と定数 K_y に対する温度とひずみ速度の影響として解析した。摩擦応力は温度とひずみ速度によつていちじるしい変化を示したが、定数 K_y はひずみ速度依存性はほとんど示さず、弱い温度依存性を示した。

(2) Fe-Si 合金の摩擦応力の温度ならびにひずみ速度依存性は、Si の含有量にはほとんど無関係であつたが、純鉄におけるそれらとは明らかに異なつた大きさと傾向を示した。

(3) 473°K から 290°K までの高温領域における摩擦応力は、Si の含有量とともに増加し、それらに間に1次の関係が成立した。摩擦応力の合金化による増加の程度を表わす固溶体硬化率は、この温度範囲内では温度低下とともに増加を示した。

(4) 290°K 以下の低温度になるとこの合金硬化の程度は減少し始め遂には負となることがあり、静的試験では 77°K、衝撃試験ではより高温の 195°K で著しい固溶体軟化現象を示した。この(3)と(4)の相反する現象、すなわち固溶体硬化と固溶軟化とは、摩擦応力の非熱的応力成分 σ_μ と熱的応力成分 σ^* とに対する Si の影響の大小によつて現われると考えれば理解された。

(5) 流れ応力のひずみ速度依存性は、試験片の結晶粒径および前ひずみ量に無関係であつた。またリュース帯をともなう不均一な降伏条件を考慮に入れて考察すると、下部降伏応力のひずみ速度依存性は流れ応力のそれと全く対応した。

(6) Fe-Si 合金の活性化体積と活性化エネルギーとをこれらの低温変形に関する実験結果から計算した。それらは共に有効せん断応力のみ関数で表わされ、これらの有効応力が測定された温度やひずみ速度、または合

金の Si 含有量には無関係であつた。しかしそれらの関係は純鉄における結果とは明らかに異なる傾向を示した。

(7) 以上の観察結果から、Fe-Si 合金の低温変形は純鉄の場合と同じく Peierls-Nabarro 力によつて支配されていると結論された。純鉄と両合金間で見られた低温変形の挙動の差、とくに固溶体軟化現象は鉄の結晶格子中に Si が存在することによつて生じた弾性応力場と運動転位との相互作用を考えることによつて説明がなされた。

(8) Fe-Si 合金の下部降伏応力の引張速度による変化は、 $\dot{\epsilon}=10^{-6} \text{ sec}^{-1}$ から $\dot{\epsilon}=33 \text{ sec}^{-1}$ までの広範囲な速度領域で連続して変化しており、それらの有効応力とひずみ速度との関係は、すべての実験温度でベキ法則 ($\ln \sigma^* = r_0 \cdot \ln \dot{\epsilon} + C$) で近似できた。

下部降伏応力とひずみ速度とを両対数で整理すると、室温以上の高温領域では高速側と低速側とで異なる速度依存性を示すように見られた。これは Si の添加によつて増加した非熱的応力成分 σ_μ が原因して現われたもので、本質的な変形機構の変化によるものではない。

文 献

- 1) E. O. HALL: Proc. Phys. Soc. B64(1951), p. 747
- 2) N. J. PETCH: JISI, 174(1953), p. 25
- 3) 作井, 森: 日本金属学会誌, 28(1964), p. 443
- 4) 作井, 森, 樋口: 日本金属学会誌, 28(1964), p. 717
- 5) S. SAKUI and T. SAKAI: Proc. ICSTIS, Suppl. Trans ISIJ, 11(1971), p. 988
- 6) 作井, 酒井: 鉄と鋼, 印刷中
- 7) A. S. KEH, Y. NAKADA and W. C. LESLIE: Dislocation Dynamics, ed. by A. R. Rosenfield et al. 1968), p. 381 [McGraw Hill]
- 8) J. HESLOP and N. J. PETCH: Philo. Mag., 1 (1956), p. 866
- 9) H. CONRAD: The Relation between the Structure and Mechanical Properties of Metals, (1963), p. 476 [HMSO]
- 10) H. CONRAD: and S. FREDERIK: Acta Met., 10 (1962), p. 1013
- 11) J. T. MICHALAK: Acta Met., 13(1965), p. 213
- 12) D. F. STEIN and J. R. LOW: J. Appl. Phys., 31(1960), p. 362
- 13) 鈴木: 結格子欠陥と金属の機械的性質, 日本金属学会編 (1966), p. 156 [丸善]
- 14) J. D. CAMPBELL and W. G. FERGUSON: Philo. Mag., 21(1970), p. 63
- 15) 大森, 武井: 日本金属学会誌, 29(1965), p. 1087
- 16) A. R. ROSENFELD and G. T. HAHN: Trans. ASM, 59(1966), p. 963

- 17) J. WINLOCK: Trans. AIME, 197(1953), p. 797
- 18) J. A. HENDRICKSON and D. S. WOOD: Trans. ASM, 50(1958), p. 498
- 20) J.C.M. LI: Dislocation Dynamics, ed by A. R. Rosenfield et al. (1968), p. 87 [McGraw Hill]
- 21) J. HARDING: Acta Met., 17(1969), p. 949
- 22) S. TAKEUCHI, H. YOSHIDA, and T. TAOKA: Trans. JIM, 9(1968), suppl., p. 715
- 23) 竹内: 鉄と鋼, 55(1969), p. 69
- 24) C. E. LACY and M. GENSAMER: Trans. ASM, 32(1944), p. 38
- 25) N. JOLLY: Trans. AIME, 242(1968), p. 306
- 26) W. C. LESLIE, R. J. SOEPER, S. G. BABCOCK, and S. G. GREEN: Trans. ASM, 62(1969), p. 690
- 27) Y. NAKADA and A. S. KEH: Acta Met, 16 (1968), p. 903
- 28) H. H. KRANZLEIN, M. S. BURTON and G. V. SMITH: Trans. AIME, 233(1965), p. 64
- 29) K. SAKAMOTO, H. WADA and T. SUGENO: Trans. JIM, 9(1968), suppl. p. 720
- 30) 中村, 坂木: 鉄と鋼, 56(1970), p. 258
- 31) T. E. MITCHELL and R. L. RAFFO: Can. J. Phys., 45(1967), p. 1047
- 32) R. J. ARSENAULT: Acta Met., 15(1967), p. 501
- 33) B. HARRIS: Phys. Stat. Solid, 18(1966), p. 715
- 34) N. P. ALLEN: Iron and Its Dilute Solid Solution, ed. by C. W. Spencer et al. (1963), p. 271 [Interscience]
- 35) R. L. FLEISHER: Acta Met., 15(1967), p. 1513
- 36) 作井: 未発表
- 37) N. BROWN and R. A. EKVALL: Acta Met., 10 (1962), p. 1101

付 録 1

Fig. 19 は下部降伏応力の結晶粒径依存性, すなわち HALL-PETCH の関係に対する試験温度の影響を模型的に図示したものである. 図のように温度の変化によつて摩擦応力 σ_i とともに定数 K_y も変化するような場合, 任意の結晶粒径 (たとえば Fig. 19 における A) を有する試験片の下部降伏応力の温度による変化から, その摩擦応力の温度による変化を求めるには次のようにすればよい.

Fig. 19 の温度 T_1, T_2 における下部降伏応力を σ_{y1}, σ_{y2} , その摩擦応力を σ_{i1}, σ_{i2} , HALL-PETCH の定数 K_y を K_{y1}, K_{y2} とする. 式(1)を用いて下部降伏応力の変

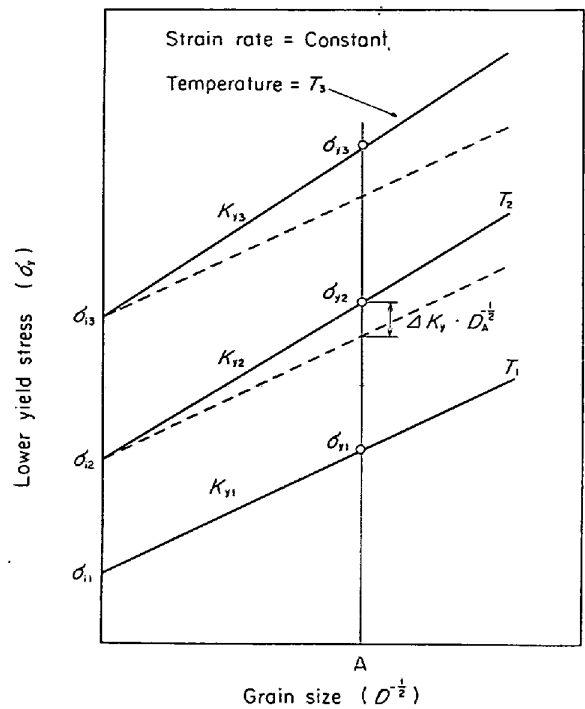


Fig. 19. Schematic diagram of the relation between lower yield stress and grain size at various test temperature.

化を求めると次のように表わせる.

$$\begin{aligned} \sigma_{y2} - \sigma_{y1} &= (\sigma_{i2} + K_{y2} \cdot D_A^{-1/2})_{T_2} \\ &\quad - (\sigma_{i1} + K_{y1} \cdot D_A^{-1/2})_{T_1} \\ &= (\sigma_{i2} - \sigma_{i1})_{T_1 \rightarrow T_2} + (K_{y2} - K_{y1})_{T_1 \rightarrow T_2} \cdot D_A^{-1/2} \end{aligned}$$

したがつて,

$$\begin{aligned} (\sigma_{i2} - \sigma_{i1})_{T_1 \rightarrow T_2} &= (\sigma_{y2} - \sigma_{y1})_{T_1 \rightarrow T_2} \\ &\quad - (K_{y2} - K_{y1})_{T_1 \rightarrow T_2} \cdot D_A^{-1/2} \dots \dots \dots (11) \end{aligned}$$

すなわち下部降伏応力の変化分から, HALL-PETCH の定数 K_y の温度による変化に対応した応力の変化分 $\Delta K_y \cdot D_A^{-1/2}$ を差引けば, 摩擦応力の温度による変化が推定できる. この場合 Fig. 19 の K_{y2} は一般に測定されていない未知数であるが, K_y と温度との関係を示す Fig. 3 の結果から内挿法によつてその値を求めることができしたがつて ΔK_y も求めることができる. また Fig. 3 における K_y は静的領域における値だけを示しているが, Fig. 5, Fig. 6 の結果より K_y のひずみ速度による変化はほとんど無視するので, 高速領域における値も同じ K_y 値を用いて計算できる.