

.....
 論 文

純鉄および Fe-Cr 合金の低温における降伏応力の 温度および歪速度依存性について*

西野 知良**・本間 浩夫***

A Study on Temperature and Strain Rate Dependences of Yield Stress at Low Temperatures in Pure Iron and Fe-Cr Alloys

Kazuyoshi NISHINO and Hiroo HONMA

Synopsis

Temperature and strain rate dependences of yield stress in purified pure iron and Fe-Cr alloys, were studied mainly by compression tests in the ranges of $-196\sim 300^{\circ}\text{C}$ of temperature and $10^{-5}\sim 10^{-2}\text{sec}^{-1}$ of strain rate.

Relations between temperature (T), strain rate ($\dot{\epsilon}$) and frictional stress (σ_t), were established in the following manner :

$$\dot{\epsilon} = C\sigma_t^n \exp\left(-\frac{E}{RT}\right)$$

This is applicable when σ_t is in the range of $5\sim 28\text{ kg/mm}^2$. Activation energy E is hardly dependent on temperature, stress and chromium concentration, being about 15 kcal/mol . Strain rate exponent n , however, increases with increasing chromium content. It may be said that solid solutioning of chromium affects mainly n and C in the above equation, and further, that stress is chiefly attributable to entropy term rather than to enthalpy.

Softening effect by solid solutioning is presumed to be mainly due to the increase of the strain rate exponent with increasing chromium concentration, in other words, to the increase of activation volume.

(Received Aug. 6, 1970)

1. 緒 言

体心立方型合金の固溶体硬化は面心立方の場合ほどに解明されているとはいえない。一つには降伏応力に対して、浸入型原子または結晶粒度の効果が著しく、ほかに双晶発生あるいは不純物の影響があり、これらが体心立方型合金固溶体の挙動を複雑にしている。数多くの報告を総合してもまとめにくいというのが現状である。

さらに、複雑にしている本質的な問題の一つは、体心立方特有の温度降下による降伏応力の上昇が固溶体硬化と重複して起こることである。また、特異な現象として固溶軟化がある。降伏応力 σ_y は一般に次式で表わすことができる。

$$\sigma_y = \sigma_t + \sigma_G \dots\dots\dots (1)$$

ここに、 σ_t は降伏応力の熱的成分、 σ_G は非熱的成分である。溶質原子は主として σ_G の増加に寄与するといわ

れている¹⁾。たしかに、マルテンサイト固溶体の場合²⁾あてはまるようである。しかし、一般の置換型固溶体では固溶軟化を含めて温度依存性が必ずしも単純でないことから溶質原子の σ_t への寄与を無視できない。これらの諸要素をいかに分離するかが問題である。

すでに軟鋼を含めて体心立方型金属の低温における降伏応力の挙動について述べた³⁾。本報告ではこの種の研究の一環として、鉄合金固溶体の場合を扱った。合金としてステンレス鋼の基合金である Fe-Cr 合金を採用し、高純度水素中で約 1 000 hr にわたる長時間の加熱をすることにより炭素含有量をできるだけ少なくした。この合金は α 固溶体の範囲が広く、また Cr 濃度により拡散速度などの高温の熱的性質が著しく変わり^{4,5)}、これが低

* 昭和45年8月6日受付

** 日本揮発油(株)研究開発本部 工博

*** 日本揮発油(株)研究開発本部

Table 1. Chemical compositions of pure iron and Fe-Cr alloys.

Alloy	Composition (wt%)					Grain size (mm)	Heat treatment in hydrogen atmosphere
	C	N	Si	Mn	Cr		
Pure iron	0.001	<0.001	0.02	0.25	0.00	0.8~1.6	805°C×600 hr
Fe-3Cr	0.001	<0.001	0.02	0.18	2.94	0.8~1.4	800°C×700 hr
Fe-8Cr	0.004	0.004	0.03	0.15	7.62	0.3~0.7	1 200°C×800 hr
Fe-13Cr	0.002	0.002	0.03	0.21	12.47	0.8~2.0	1 200°C×800 hr
Fe-20Cr	0.002	0.003	0.03	0.15	19.43	0.8~2.0	1 200°C×800 hr
Fe-30Cr	0.002	0.003	0.03	0.18	29.30	0.8~2.0	1 200°C×1 000 hr

P: 0.002-0.003 wt% S: 0.009-0.010 wt%

温の挙動と関連があると想定して選んだ。

試験は引張りおよび圧縮変形によつたがことに後者は破壊が起こりにくいために延性-脆性遷移温度付近の変形に関する諸性質の検討が容易であることから、主として圧縮によつた。

2. 実験方法

引張りおよび圧縮試験にはレバー式アムスラーおよびインストロン型試験機を併用し、温度 $-196\sim 300^{\circ}\text{C}$ 、歪速度 $10^{-5}\sim 10^{-2}\text{sec}^{-1}$ の範囲で行なつた。圧縮にさいして試験片端面の摩擦を少なくするために二硫化モリブデンを塗布した。圧縮試験片は直径 8 mm、高さ 8 mm、引張り試験片は直径 6 mm、ゲージ長さ 40 mm であつた。

引張りおよび圧縮試験の補足のため、 900°C までピッカース型微小硬度計による硬さ測定を行なつた。簡便であり、しかも精度が高く、誤差は $\pm 3\%$ 以内であつた。試験に用いた Fe-Cr 合金は Table 1 に示すように純鉄を含めて 6 種類である。いずれも真空溶解し鍛造後乾性の高純度水素気流中で長時間加熱し脱炭および材料の均質化をはかつた。ついで試験片に加工し、13% Cr 以下の低濃度合金は高真空中で 800°C 、1 hr の焼鈍を行ない試験に供した。高濃度合金はシグマ相の析出をさけるために 850°C 、30 min 加熱し、ついで高真空のまま炉から取り出し自然冷却した。顕鏡結果によると粒界に析出物がほとんど見られず、きわめて清浄な組織であつた。このためと思うが再結晶法により粒度調節を試みたところ再結晶温度付近の比較的低温でも、たちまち粗大化し調節ができなかつた。ただし、Fe-8Cr 合金は水素中加熱がオーステナイト相範囲でなされたためと思うが純化が予期されたほどになされなかつた。得られた諸性質もほかとちがう傾向を示したため評価の対象外としたが場合により比較のためデータを掲げた。

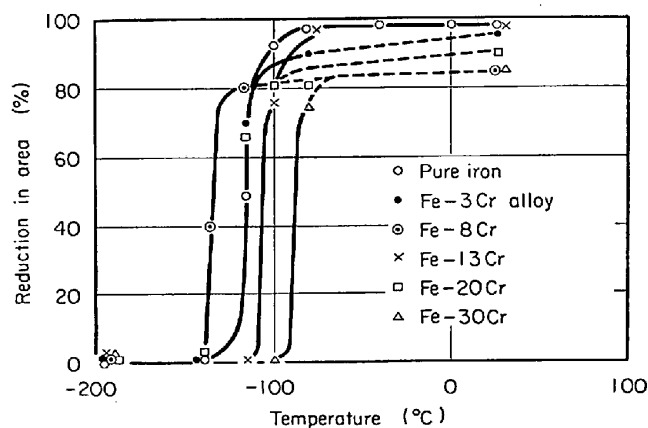


Fig. 1. Reduction in area versus temperature in pure iron and Fe-Cr alloys at tensile strain rate of $1.5 \times 10^{-4} \text{sec}^{-1}$.

3. 実験結果

3.1 引張り性質

上降伏点および下降伏点を示すいわゆる不連続降伏現象はほとんど見当たらなかつた。そこで、0.2% 歪に相当する変形応力を降伏応力とみなした。

Fig. 1 は引張り試験から得た絞りの温度変化を示す。延性域では 85~98.5% の絞りを示し、きわめて延性がある。絞りが 2% になる温度を延性-脆性遷移温度とすると、図に示す歪速度では $-140\sim -90^{\circ}\text{C}$ の範囲にある。ややばらついているが高 Cr ほど遷移温度が高くなっている。双晶の発生する最高温度もほぼ同様の傾向にあるが、相対的にこれらより約 30°C 高い。一方、双晶発生応力および脆性破壊応力は結晶粒度により著しく変わるようであるが Fig. 2 に示すように Cr 濃度によつてほとんど変わらない。ANDERSON らもほぼ同様の結果を得ている⁶⁾。

3.2 圧縮降伏応力の温度変化

引張りおよび圧縮の降伏応力は $\pm 2.5\%$ の範囲内でほぼ一致した。ただし、双晶変形の起こる低温域では圧縮の方が最高 2.2kg/mm^2 高かつた。それでも約 7%

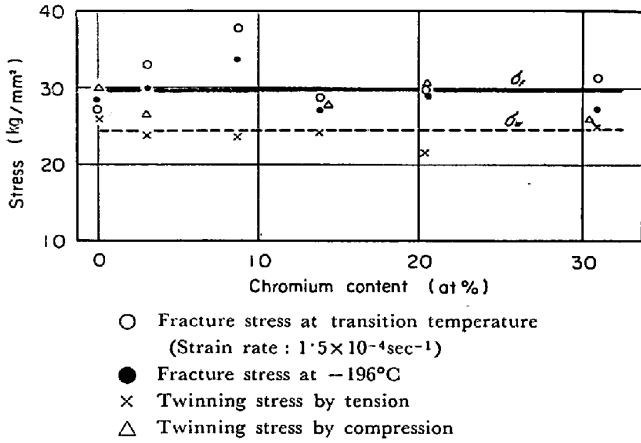


Fig. 2. Fracture (σ_F) and twining (σ_W) stresses versus chromium content in Fe-Cr alloys.

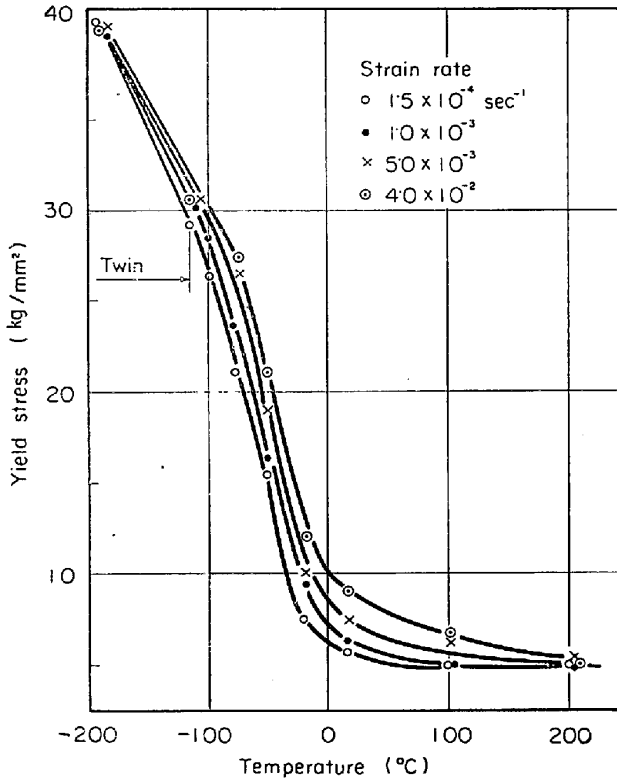


Fig. 3. Compressive yield stress versus temperature in pure iron at various strain rates.

以内であり、わずかなのでほぼ一致するとみなし、以後の試験は軟鋼の場合と同様に³⁾、主として圧縮によつた。

Fe-Cr合金の降伏応力の温度依存性を Fig. 3~7 に示す。Fig. 3~5 は歪速度、Fig. 6~7 は Cr 濃度を変えた場合である。とくに注目すべき点はつぎのとおりである。

(a) 低 Cr, 低歪速度の場合、高温側に降伏応力が温度によらず一定になる範囲がある。これは軟鋼の場合

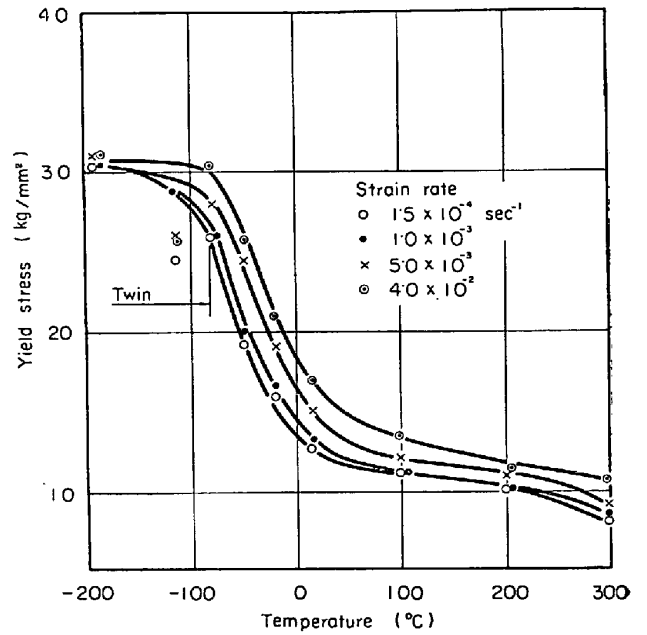


Fig. 4. Compressive yield stress versus temperature in Fe-13Cr alloy at various strain rates.

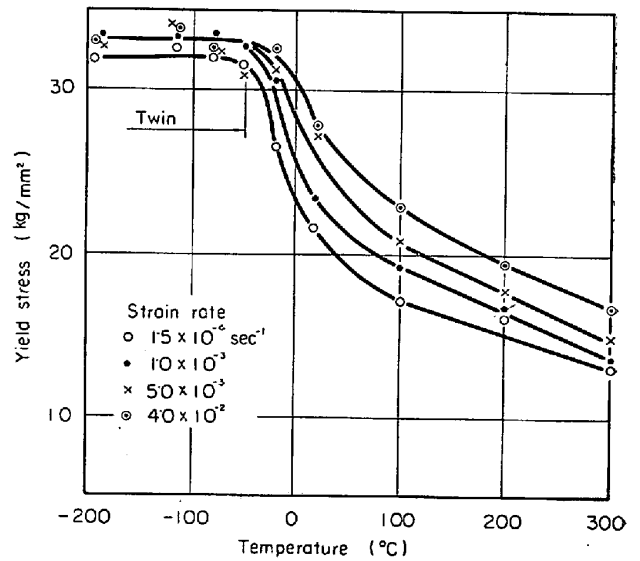


Fig. 5. Compressive yield stress versus temperature in Fe-30Cr alloy at various strain rates.

と同様である³⁾。ただし、高 Cr の場合には見られない。

(b) -50°C 以下の低温では、低 Cr 合金の降伏応力が高 Cr の場合より高くなる。

3.3 圧縮歪と変形応力の関係

圧縮応力-歪曲線は対数で表わすと測定範囲の 25% 歪以下では、ほぼ直線関係が成り立つ。この直線を 100% 歪まで外挿して得た応力値 (以下に極限変形応力 σ_c と呼ぶ) を含めて、純鉄の変形応力を Fig. 8 に示す。加工硬化の程度を見やすくするために Fe-30Cr 合金に

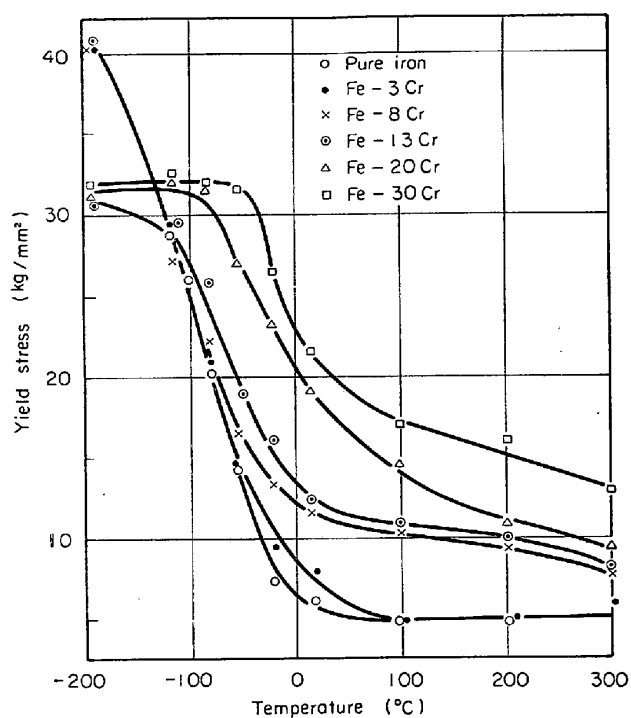


Fig. 6. Compressive yield stress versus temperature in pure iron and Fe-Cr alloys at strain rate of $1.5 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$.

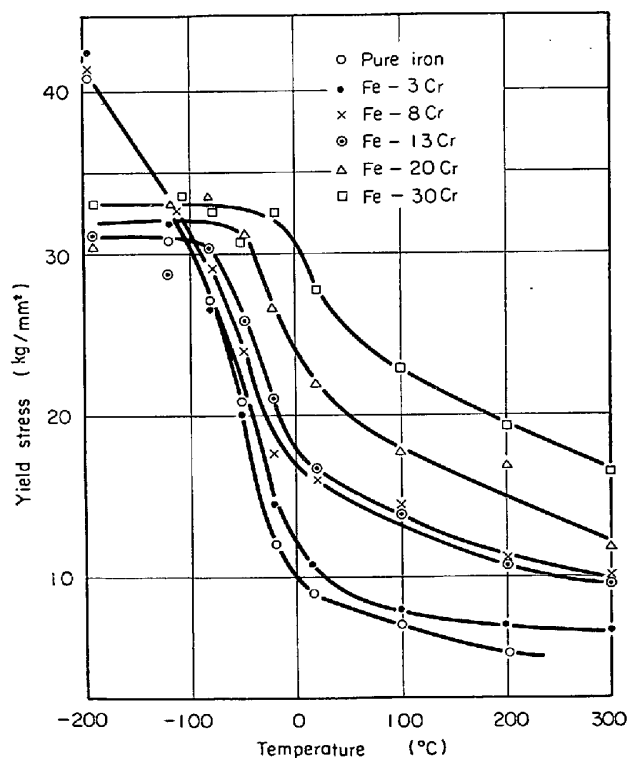


Fig. 7. Compressive yield stress versus temperature in pure iron and Fe-Cr alloys at strain rate of $4.0 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$.

ついて5%歪の変形応力を基準とし、それと各歪での変形応力との差を Fig. 9 に示した。約 -100°C 以上では

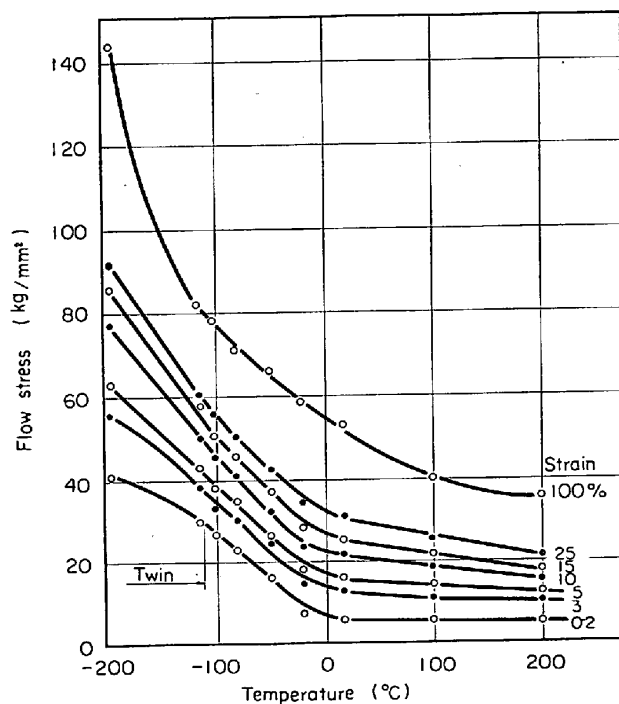


Fig. 8. Compressive flow stresses at various strain versus temperature in pure iron at strain rate of $1.5 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$.

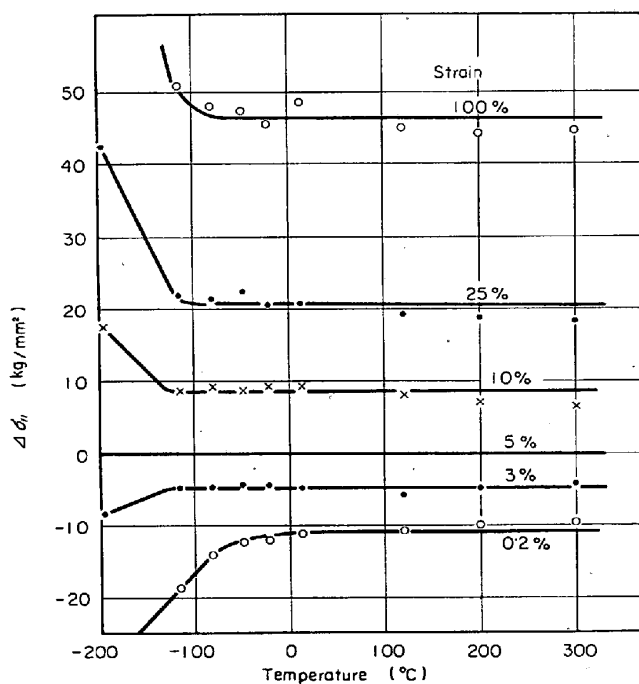


Fig. 9. Difference of compressive flow stresses ($\Delta\sigma_f$) at various strains and 5% strain versus temperature in Fe-30Cr alloy at strain rate of $1.5 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$.

加工硬化量は温度にほぼ依存せず、歪量だけによる。加工硬化は (1) 式の σ_c に相当するとみなしてよい。ただし、約 -100°C 以下では加工硬化が著しく、高温域

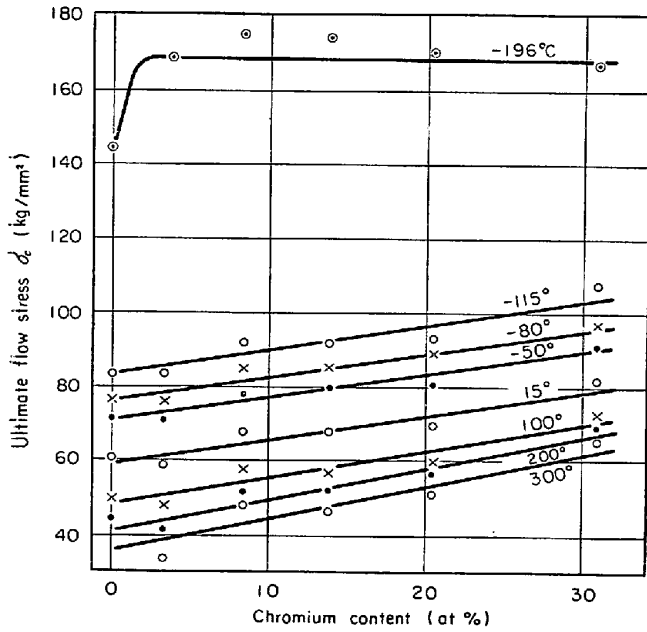


Fig. 10. Ultimate flow stress versus chromium content in Fe-Cr alloys at indicated temperatures.

とは変形機構のちがうことを示唆している。他の Fe-Cr 合金もほぼ同様の傾向にある。

Fe-Cr 合金の Cr 濃度と極限変形応力 σ_c の間には Fig. 10 に示すように直線関係がみられる。すなわち、

$$\sigma_c = \sigma_1 + \alpha f \dots\dots\dots (2)$$

が成り立つ。ここに f は溶質原子分率、 α は直線の傾斜、 σ_1 は常数である。 α は 200°C 以上でやや大きい、 $-115 \sim 100^\circ\text{C}$ ではほぼ一定値 ($\alpha = 65$) を示す。なお、 σ_c は至速度にほとんど依存しない。Fig. 10 に示すような直線性は降伏応力の場合にはほとんど見られなかった。

3.4 硬さの温度変化

Fig. 6 に示したように、純鉄および Fe-3 Cr 合金では、室温以上で降伏応力が温度によらず一定になる傾向が見える。しかし、高 Cr 合金には見られない。このような挙動は固溶体硬化を検討する上に見のがせない特異性と考へ、測定が簡単な、しかも精度の高い硬さにおきかえて、さらに高温まで検討してみた。

Fig. 11 は硬さの温度変化を示す。純鉄では 40~400 °C の範囲で硬さはほぼ一定値 (H_{v0}) を示し、温度 T_0 (40°C) 以下では図に示すように直線的に上昇する。Cr 濃度が増加するにつれて直線の勾配は減少する。 T_0 および H_{v0} と Cr 濃度との関係を Fig. 12 に示す。 H_{v0} は Cr 濃度が 13% までは、その増加とともに上昇するが、ごくわずかであり、純鉄と Fe-13 Cr 合金の H_{v0} の差は 5% 程度である。硬さが降伏応力に比例する⁷⁾とみなせば、 H_{v0} に相当する降伏応力 σ_0 への固溶化

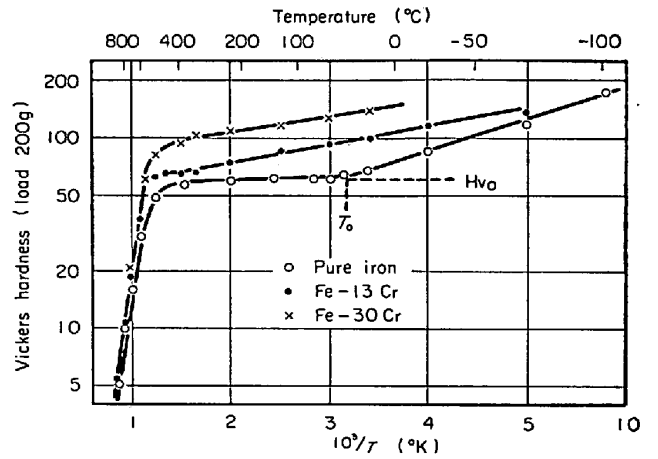


Fig. 11. Vickers hardness versus temperature in pure iron and Fe-Cr alloys.

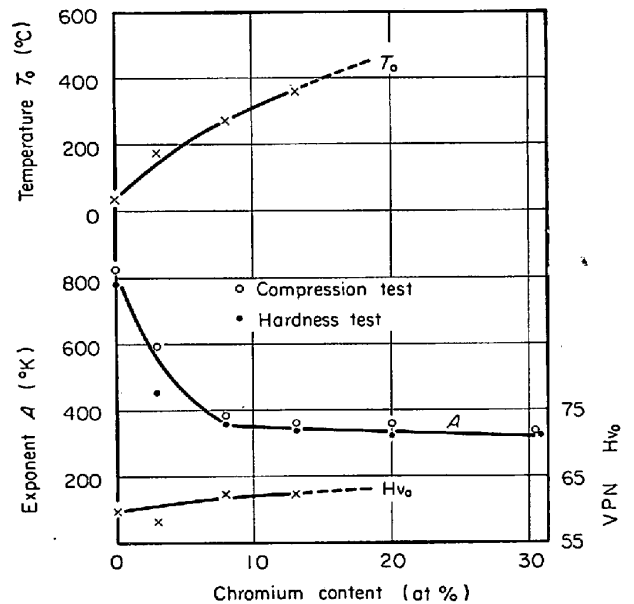


Fig. 12. Characteristics of hardness-temperature curves shown in Fig. 11 versus chromium content in Fe-Cr alloys. Exponent (A) indicates an inclination of linear line below temperature T_0 , that is, $H_v = C \exp\left(\frac{A}{T}\right)$, where H_v is Vickers hardness, and C the constant.

の影響もその程度であろう。この程度は引張りまたは圧縮試験の精度からみて誤差範囲であり無視できる。

一方、Fig. 12 の T_0 は Cr 濃度の増加につれて著しく上昇し、Fe-13 Cr 合金で 360°C に達する。さらに高 Cr 合金では高温変形域に入り、 H_{v0} および T_0 は求められなくなる。なお、Fig. 12 の指数 A は Fig. 11 の T_0 以下にみられる直線の勾配を表わすが、これについてはあとで Fig. 16 に関して述べることにする。

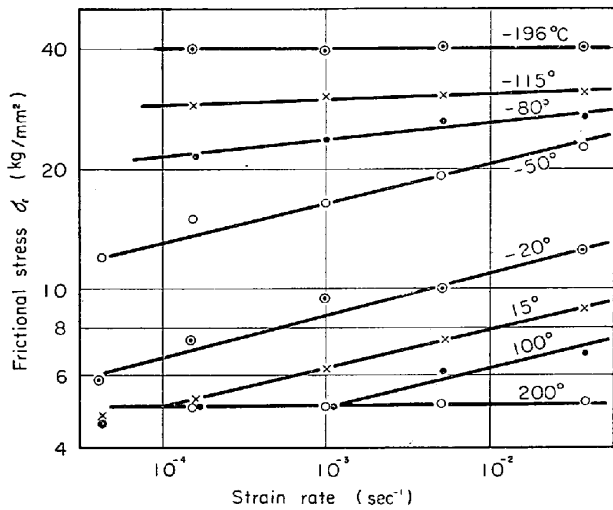


Fig. 13. Frictional stress versus strain rate in pure iron at indicated temperatures.

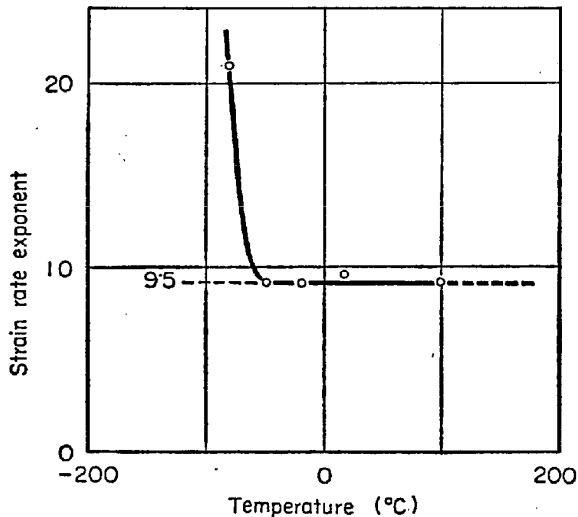


Fig. 14. Strain rate exponent versus temperature in pure iron.

3.5 降伏応力の温度および歪速度依存性の関係

降伏応力 σ_y と結晶粒の大きさ d の間にはつぎの関係が認められている。

$$\sigma_y = \sigma_t + kyd^{-1/2} \dots\dots\dots (3)$$

ここに、 σ_t は摩擦応力、 ky は係数である。軟鋼では⁸⁾ σ_t を有効応力とみなし、降伏応力上昇の考察を進めたが、Fe-Cr 合金では前述のように粒度調節ができなかつたために、 ky が不明のままである。したがって、 σ_t を求められないことになるが、Table 1 に示したように d が大きく、(3) 式の右辺第2項は σ_y に比してかなり小さいと考えられる。そこで、 σ_y をそのまま σ_t におきかえて以下の検討を進めることにする。 ky は合金化によつてもあまり変わらず、軟鋼と同程度であるという報告もあるが^{6), 8)}、あとで Fig. 20 に関して述べるよう

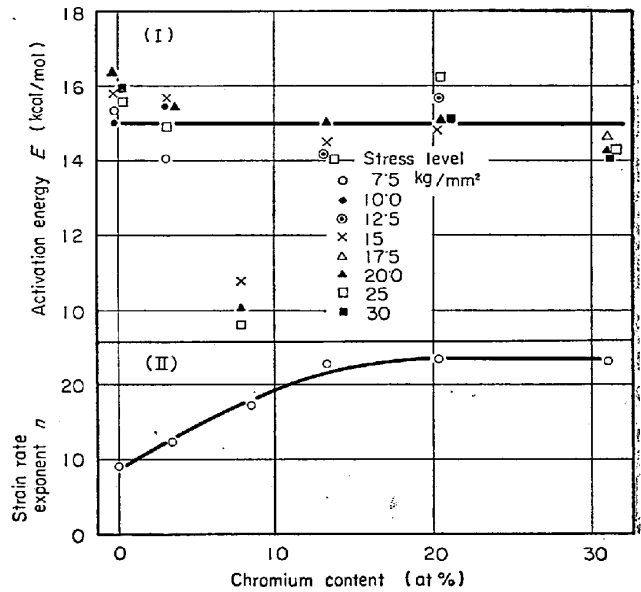


Fig. 15. Strain rate exponent and activation energy versus chromium content in Fe-Cr alloys.

に、単結晶の降伏応力の場合とほぼ同じ挙動を示すので、この場合、 $kyd^{-1/2}$ の項を無視した。

軟鋼では摩擦応力 σ_t を有効応力とみなし $8.7 \sim 28.2$ kg/mm² の範囲で次式が成り立つことがわかつた⁸⁾。

$$\dot{\epsilon} = C\sigma_t^n \exp\left(-\frac{E}{RT}\right) \dots\dots\dots (4)$$

ここに、 $\dot{\epsilon}$ は歪速度、 n は歪速度指数、 E は活性化エネルギー、 T は温度、 C および R は常数である。Fe-Cr 合金について、軟鋼との関連性を求めるために、Fig. 3 ~ Fig. 7 の結果から、まず初めに歪速度の効果を検討した。純鉄についての結果が Fig. 13 である。軟鋼とほぼ同じ傾向を示している。低歪速度側では σ_t は歪速度によらずほぼ一定値を示し、ついで直線的に上昇する。この直線的な上昇の範囲では次式が成り立つ。

$$\dot{\epsilon} = C_1\sigma_t^n \dots\dots\dots (5)$$

n の温度変化を示したのが Fig. 14 である。-50°C 以下では増加の傾向にあるが、それ以上の温度では、温度によらず、ほぼ一定であり、9.5 である。

Fe-Cr 合金についても (5) 式の関係が認められた。温度によらず一定値を示す n と Cr 濃度との関係を Fig. 15(II) に示した。 n は Cr 濃度とともに増加する。なお、Fig. 15(I) の活性化エネルギーについては、あとで Fig. 18 に関して述べる。

純鉄の σ_t について温度で整理した結果が Fig. 16 であり、やはり軟鋼と同様の傾向を呈している。直線性を示す応力範囲は歪速度によらず、5~23 kg/mm² である。すなわち、

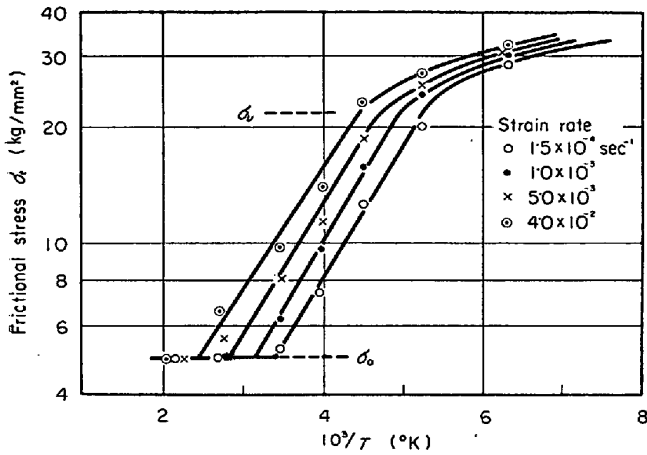


Fig. 16. Frictional stress versus temperature in pure iron at various strain rates.

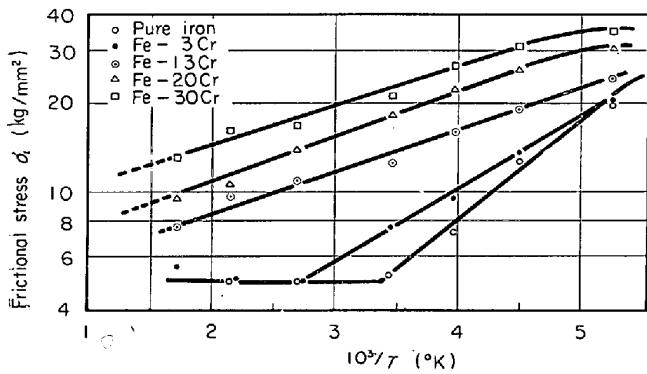


Fig. 17. Frictional stress versus temperature in pure iron and Fe-Cr alloys at strain rate of $1.5 \times 10^{-4} \text{sec}^{-1}$.

Stress ranges showing the linearity:

Alloy	Pure iron	Fe-3 Cr	Fe-13 Cr
Stress (kg/mm ²)	5-23	5-23	<24
Alloy	Fe-20 Cr	Fe-30 Cr	
Stress (kg/mm ²)	<26	<28	

$$\sigma_t = C_2 \exp\left(\frac{A}{T}\right) \dots\dots\dots (6)$$

この場合、軟鋼ではつぎの関係が得られている。

$$A = E/nR \dots\dots\dots (7)$$

A は Fig. 16 に示した直線の傾斜に相当し、純鉄の場合、A は 830 である。

Fig. 17 は Fig. 6 の結果から得たものである。ややばらつくが、ほぼ直線性を示し (6) 式を満足している。歪速度を変えてもほぼ同様の傾向を示す。なお、Fig. 17 の説明文に直線性を示す応力範囲を表にして掲げた。上限の応力は Cr 濃度の増加につれて、わずかにふえてい

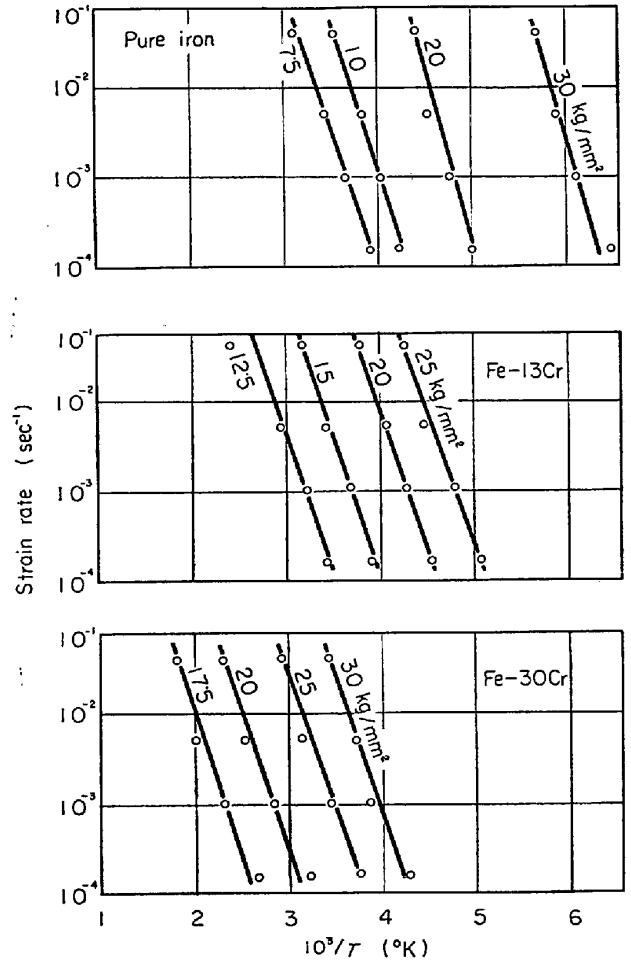


Fig. 18. Strain rate versus temperature in Fe-Cr alloys at the illustrated stress levels.

る、なお、Cr 量が 13% 以上の場合、下限の応力を示さなかつたが、これは σ_t が一定になる温度範囲が見当たらないためである。

Fig. 16 および Fig. 17 に示したように低温高応力側で直線から偏移するが、偏移し始める温度は Fig. 1 の絞りの減少し始める温度および Fig. 14 の n の増加し始める温度にほぼ対応している。その意味で、実験式ではあるが (6) 式は軟鋼の場合と同様に⁹⁾、変形様式に対応した表示法であるとみなしてよいであろう。曲線域に相当する低温では加工硬化係数の増加¹⁰⁾、降伏応力の歪速度指数の減少¹¹⁾¹²⁾、すべり系の減少および転位の正常堆積⁹⁾、微小クラックの発生¹³⁾などが起こる。直線域では交差すべり、曲線域では単一すべりが主体になって上記の諸変化を起こすように思われる。

Fig. 17 の直線の勾配、すなわち (6) 式の A の Cr 濃度依存性は Fig. 12 に示してある。Cr 濃度の増加につれて減少する。 σ_t を硬さに置きかえると Fig. 11 の結果に (6) 式が適用される。その場合の A を同じく Fig. 12 に示した。 σ_t からの値とほぼ同じ挙動を示して

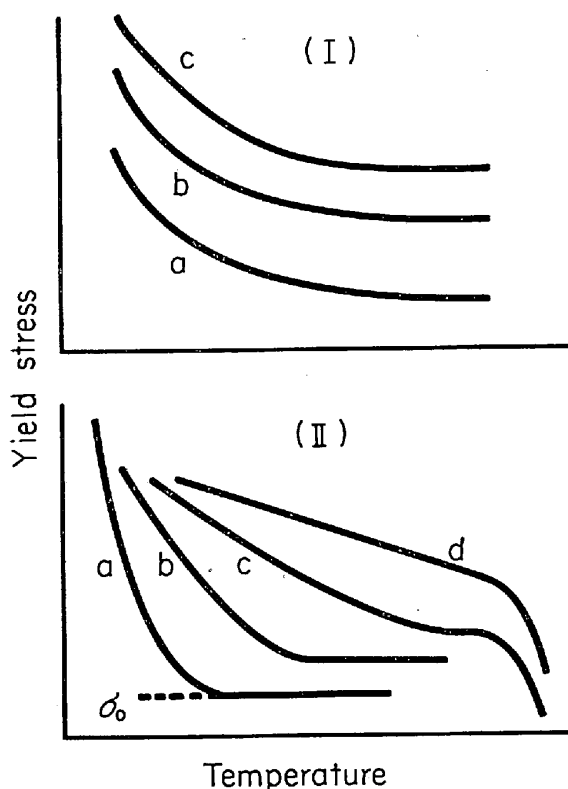


Fig. 19. Schematic representation of yield stress-temperature relation in iron solid solution alloy. Solute concentration : $a < b < c < d$

いる。したがって、硬さが降伏応力に比例するという TABOR の考え方は、Fe-Cr 合金にも適用されるようである。

Fig. 3~Fig. 5 の降伏応力-温度曲線から一定応力下での歪速度と温度との関係を求めた。その結果が Fig. 18 である。いずれもほぼ直線関係にあり軟鋼と同様に一定応力下で (4) 式を満足している。図の直線の傾斜、すなわち活性化エネルギーについて、Fig. 15(I) に示した Fe-8Cr 合金の場合は実験方法の項で述べたように、例外であり、活性化エネルギー E はかなり小さい。歪速度指数 n はほぼ正常である (Fig. 15(II)) のに、 E は異常に低く、熱処理方法または組織にかなり敏感であることを示している。それ以外の Fe-Cr 合金では Cr 濃度の増加につれて、 E はほぼ一定とみなしうる。14.0~16.3 Kcal/mol の範囲にあり、 $E = 0.1 \mu b^3$ にほぼ近い。これは、CONRAD¹⁴⁾らおよび LI¹⁵⁾の体心立方金属で得た値に等しい。ここに μ は剛性率、 b はバーガスベクトルである。従来の文献に見られる純鉄について整理した結果⁹⁾では、 E は上記よりかなり低く平均 12 Kcal/mol 程度であつた。炭素含有量がふえるにつれて E は著しく減少している。

4. 考 察

4.1 Fe-Cr 合金の固溶体硬化

体心立方型固溶体合金では、低温において体心立方特有の降伏応力の上昇があり、固溶体硬化と重複するために固溶化の効果だけを評価することがむずかしい。固溶体硬化は温度変化の中で理解する必要がある。

Fig. 19 は従来の文献からのデータおよび本報告の結果を組み合わせ、固溶体硬化の形式を 2 種類に分けて示したものである。両者を組み合わせた形式もある。(I) は固溶化によつて、(1) 式の σ_0 だけがふえる形式であり、固溶化によつて、横軸方向へのずれはなく、縦軸方向への上昇だけである。Fe-Ni-C 系の C 濃度のちがうマルテンサイト組織の合金²⁾、また必ずしも固溶体とはいえないが、同一成分で熱処理により、パーライト、ベーナイト、マルテンサイトの各組織にした鋼の場合¹⁶⁾がこれに相当する。

(I) の形式は置換型固溶体の場合、むしろ一般的であるといえよう。本報告の Fe-Cr 合金もこれに近い。温度の降下につれて、降伏応力が変わらず、一定 (σ_0) の温度範囲があり、ある温度以下で急上昇する。溶質原子濃度が増すにつれて、 σ_0 の水準が上昇する。加えて、降伏応力の増加し初める温度も上昇し、降伏応力上昇の温度勾配は小さくなる。

Fig. 19(II) における σ_0 は温度によつてわずかに変わるが、ヤング率の温度変化によるものと考えている。なぜならば、降伏応力と比例関係にあるとみなしうる硬さの温度変化 (Fig. 11) から、硬さ H_V を H_V/E_I の比で表わすと、純鉄の場合 40~400°C の範囲では温度によらず、ほぼ一定になるからである。他の低 Cr 合金の場合でも同様である。なお、上記の E_I はヤング率を示し、Fe-Cr 合金におけるその温度変化は KOESTER¹⁷⁾ および DATE¹⁸⁾ の値を用いた。

Cr の固溶による σ_0 の増加は無視しうるほどに小さいので、それを無視して Fig. 12 の A および Fig. 15 の n を求めた。もつとも、13% Cr 以上の高合金では σ_0 の評価はできなかつたが、Fig. 12 の応力-温度指数 A の Cr 濃度依存性に、とくに異常と思われる変化がないことから、上記のように、Cr の固溶による σ_0 の増加は無視できると考えた。なぜならば、応力 (Fig. 16) または硬さ (Fig. 11) を対数で表わしているために、それらの絶対値が変われば、当然 A の値に影響するはずである。したがって、Fe-Cr 合金の場合、 σ_0 についての固溶体硬化はきわめて少ないとみなしてよい。溶質と地との原子の大きさの差がきわめて小さいためと思われるが、

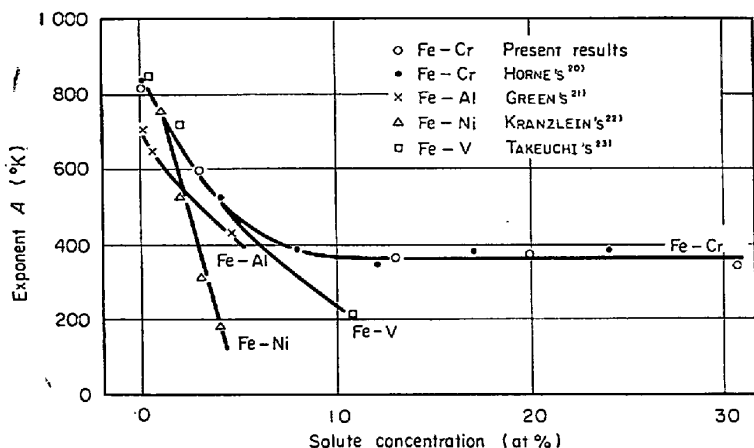


Fig. 20. Stress-temperature exponent versus solute concentration in various iron alloys.

差の大きい他の溶質原子の場合¹⁹⁾, 無視できないと考えるべきであろう。

Crの固溶化の効果の大きいのは, Fig. 11 または Fig. 17 からわかるように, 応力または硬さの上昇し始める温度 T_0 と (7) 式の n または A である. Fe-Cr 合金の A については, Fig. 20 に示すように, 多結晶をもとにして得た本研究の値と HORNE の単結晶に関する報告²⁰⁾ から計算して得た値がほぼ一致する. すなわち, 本報告における多結晶合金の場合, (3) 式の右辺第 2 項を無視しうるほどに小さいとみなして省略して検討を進めてきたが, 前述のように応力の対数をもとにして得た A の値が単結晶, 多結晶のいずれもほぼ等しいことから, この処理は無理でなかつたといえよう. ただし, Fig. 16 において, σ_U 以上の応力水準では炭素鋼の場合³⁾ から推して k_y が著しく増加するため, k_y の効果は無視できなくなるであろう。

Fig. 20 に他の鉄固溶体合金についてもあわせて示した. これらの合金の A については, 同図に示した文献に掲げられている応力-温度曲線をもとにし, 著者らが応力の対数と $1/T$ にプロットし直し, (6) 式に準拠して求めたものである. また, いずれも固溶化による σ_0 の増加がないと仮定している. 浸入型原子の濃度, 結晶粒度あるいは熱処理方法, 組織などがみなちがうために評価しにくい点があるが, 一般的に溶質原子の単位濃度あたりの固溶体硬化が著しいほど²³⁾ A の減少が顕著である.

4.2 固溶軟化

Fe-Cr 合金では, Cr 濃度によつてちがうが, Fig. 17 のなかの表に示した応力範囲, 純鉄では 5~23 kg/mm² で (4) 式が成立し, 加えて活性化エネルギーは応力にほとんど依存しないとみなしてよい. すなわち, 応力は

エンタルピーよりはむしろ, ほとんどエントロピー項に寄与する. 活性化体積 V を (8) 式のように表わすとすれば, 軟鋼の場合と同様に²⁾ (9) 式の関係が得られる. なお, ΔG は活性化自由エネルギー, (4) 式の C は応力に依存しない常数である.

$$V = -\left(\frac{d\Delta G}{d\sigma_t}\right) = RT\left(\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \sigma_t}\right)_T \dots (8)$$

$$n = \frac{\sigma_t V}{RT} \dots (9)$$

(9) 式は LI¹⁵⁾ または CONRAD ら²⁴⁾ の式と結果的ではあるが, 同形になっている. n は機械的および熱的エネルギーの比として表わすことができる. Fig. 13 および Fig. 14 に示す純鉄

の実験結果からわかるように n は限られた範囲で応力および温度に依存せず一定である. Fig. 21 は Fig. 6 の結果をもとにして求めた σ_t と V の関係を示す. Cr-量の増加とともに V はかなり増加している.

(4) 式から σ_t は

$$\ln \sigma_t = \frac{1}{n} \left(-\ln C + \ln \dot{\epsilon} + \frac{E}{RT} \right) \dots (10)$$

となる. (10) 式の右辺のカッコ外, カッコ内のそれぞれ, そして σ_t について以下に検討する. n は Fig. 15 (I) の曲線に示すように Cr 濃度とともに増す. (10)

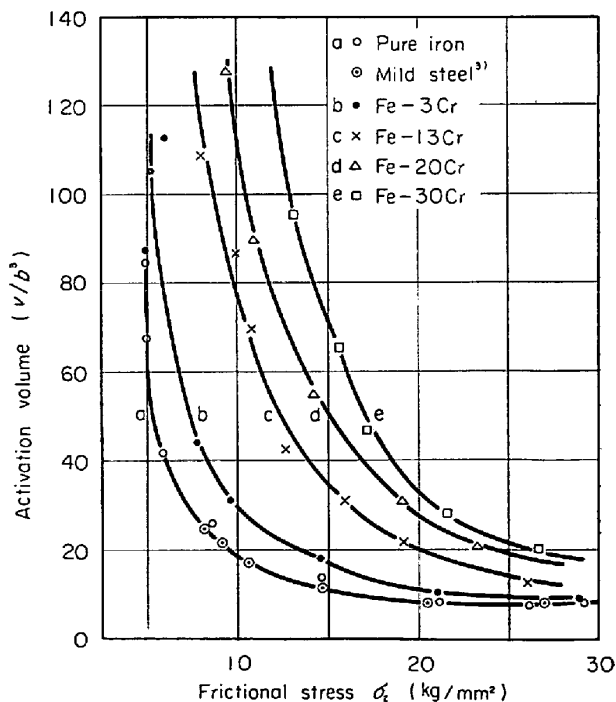


Fig. 21. Activation volume versus frictional stress in pure iron, mild steel and Fe-Cr alloys at strain rate of $1.5 \times 10^{-4} \text{sec}^{-1}$.

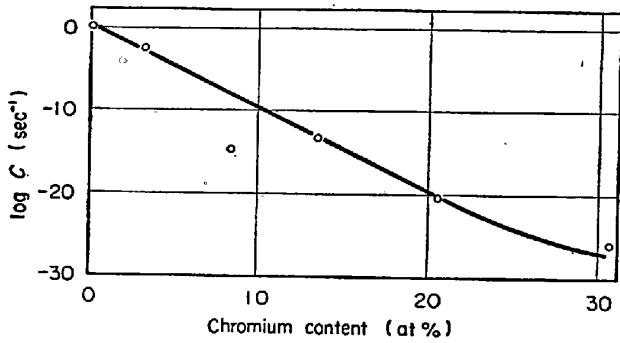


Fig. 22. Log C in eq. (10) versus chromium content in Fe-Cr alloys.

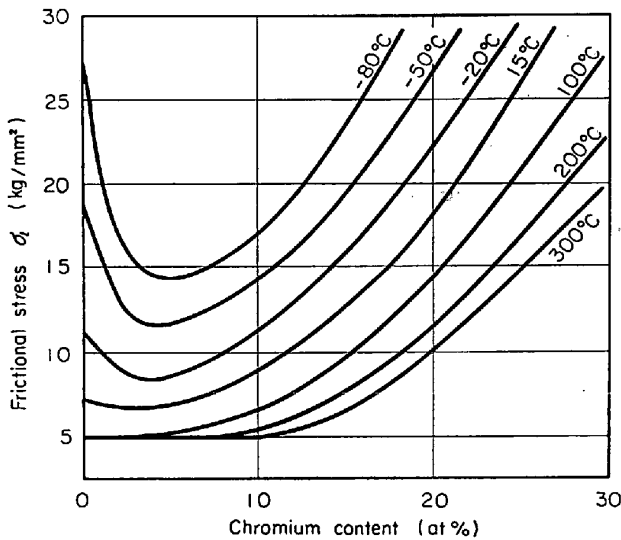


Fig. 23. Frictional stress versus chromium content in Fe-Cr alloys calculated from eq. (10) under strain rate of $1 \times 10^{-4} \text{sec}^{-1}$.

式の C は限られた範囲ではあるが応力、温度および歪速度にほとんど依存しない常数である。しかし、Cr 濃度により変る。純鉄では $\log C$ は $0.1 \pm 0.3 (\text{sec}^{-1})$ である。 $\log C$ の Cr 濃度依存性は Fig. 22 に示す通りであり、近似的に (11) 式が成り立つ。

$$\log C = -\alpha f \dots\dots\dots (11)$$

ここに f は Cr 濃度分率、 α は常数である。Fig. 11, Fig. 12 および Fig. 17 に示したように T_0 が Cr 濃度の増加につれて、著しく上昇するが、これは一つには Cr 濃度の増加による $\log C$ の減少に関係している。Fig. 15(I) の曲線および (11) 式を用いて、(10) 式の σ_t を求めた結果が Fig. 23 である。計算に用いた諸数値はつぎのとおりである。 $\dot{\epsilon}$ は 10^{-4}sec^{-1} 、 E は Fig. 15(I) の各 Cr 濃度における平均値とした。 α は 101 とした。ただし、 $f < 0.2$ では (11) 式は実験結果とほぼ一致するが、 $f = 0.3$ では実験値の方が約 15% 大きい。なお、 σ_t の下限は 5.0kg/mm^2 とした。

計算結果は上記の諸数値を用いたために実験結果とややちがう点もあるが、Fig. 23 に示すように固溶軟化は低濃度側に現われる。100°C 以上ではほとんど見られず、低温になるにつれて著しくなる。このような傾向は他の固溶体合金、たとえば、Fe-Ni⁽²⁵⁾、Fe-V⁽²⁶⁾、Fe-Ni⁽²²⁾、Fe-Si⁽²⁷⁾、Fe-Al⁽²⁷⁾、Fe-Ge⁽²³⁾、Fe-Pt⁽²²⁾ほかに Ta 合金⁽²⁸⁾にも見られる。

(10) 式において、右辺のカッコ内は Cr 濃度の増加とともにふえる傾向にあり、 σ_t の上昇に寄与するが $1/n$ が降下にあづかる。これら 2 つの相反する傾向から、Fig. 23 に示すような σ_t の極少が現われる。したがって、固溶軟化は溶質原子濃度の増加にともなつて、 $1/n$ の減少、すなわち n の増加、換言すれば、(9) 式および Fig. 21 に示したように、活性化体積の増加に原因していると考えてよいであろう。ただし、極端に低温または約 30kg/mm^2 以上の高応力側では変形様式も変わるであろうし事情がややちがつてくる。この点については別の報告で述べたい。

固溶軟化については、NAKADA ら⁽¹²⁾は Cr 濃度の増加にともない、自由転位密度の増加によるとしている。しかし、この機構では、固溶軟化が温度に敏感であるとは思われない。

5. 結 言

純鉄および 30% Cr までの Fe-Cr 合金について、温度 $-196 \sim 300^\circ\text{C}$ 、歪速度 $10^{-5} \sim 10^{-2} \text{sec}^{-1}$ の範囲で主として圧縮変形により降伏応力の温度および歪速度依存性を検討した。試験片は純化と材質の均一化のため高温の高純度水素気流中で長時間加熱して得た。

(1) 歪速度 ($\dot{\epsilon}$)、温度 (T) および摩擦応力 (σ_t) の間につぎの関係のあることがわかった。

$$\dot{\epsilon} = C \sigma_t^n \exp\left(-\frac{E}{RT}\right)$$

この式は σ_t を有効応力とみなし、Fig. 17 の中の表に示した応力範囲で適用できる。活性化エネルギー E は温度および応力に、また Cr 濃度にもほとんど依存しない。 E はおよそ 15Kcal/mol である。ただし、歪速度指数 n は Cr 濃度の増加するにつれてふえる。Cr の固溶化は主として上式の C と n に影響を与えるようである。さらに、応力はエンタルピーというよりは、むしろほとんどエントロピー項に寄与するといえよう。

(2) 鉄合金の固溶体硬化には、降伏応力の非熱的成分により多く影響する場合と熱的成分により多く影響する場合があるようである。Fe-Cr 合金の場合、ほとんどが後者であるとみなしうる。

固溶軟化現象は固溶化による歪速度指数 n の増加に起因し、これは活性化体積の増加に関係していると考えられる。

文 献

- 1) E. ANDERSON, R. BODE, J. E. DORN, and J. SPREDBOROUGH : Metal Sci. J., 3 (1969), p. 201
- 2) M. J. ROBERTS and W. S. OWEN : JISI, 206 (1968), p. 375
- 3) 西野, 本間 : 鉄と鋼, 56 (1970), p. 859
- 4) 邦武 : 日本金属学会誌, 25 (1961), p. 698
- 5) H. W. PAXTON and E. G. GONDOLF : Arch. Eisenhüttenw., 30 (1959), p. 55
- 6) E. ANDERSON and J. SPREDBOROUGH : JISI, 206 (1968), p. 1223
- 7) D. TABOR : Proc. Roy. Soc. London, A 192 (1948), p. 247
- 8) E. ANDERSON : Trans. Met. Soc. AIME, 242 (1968), p. 115
- 9) A. S. KEH and S. WEISSMAN : Electron Microscopy and the Strength of Crystals, Ed. by G. Thomas and J. Washburn, (1963), p. 231, Intersci.
- 10) R. L. SMITH and G. SPANGLER : Trans. ASM, 46 (1954), p. 973
- 11) H. CONRAD and S. FREDRICK : Acta Met., 10 (1962), p. 1013
- 12) Y. NAKADA and A. S. KEH : ibid., 16 (1968), p. 903
- 13) G. T. HAHN and M. COHEN : JISI, 200 (1962), p. 634
- 14) H. CONRAD and W. HAYES : Trans. ASM, 56 (1963), p. 249
- 15) J. C. M. LI : Dislocation Dynamics, Ed. by A. R. ROSENFELD, G. T. HAHN, A. L. BLEMENT and R. I. JAFFEE, (1968), p. 104
- 16) F. R. LARSON and J. NUNES : Trans. ASM, 53 (1961), p. 663
- 17) W. KOESTER : Z. Metallk., 32 (1940), p. 145, 39 (1948), p. 1
- 18) E. H. F. DATE : JISI, 207 (1969), p. 988
- 19) 竹内 : 鉄と鋼, 55 (1969) 11, p. S771
- 20) G. T. HORNE : JISI, 201 (1963), p. 161
- 21) H. T. GREEN : J. Metals, 6 (1954), p. 907
- 22) H. H. KRANZLEIN : Trans. Met. Soc. AIME, 233 (1965), p. 64
- 23) S. TAKEUCHI, H. YOSHIDA, and T. TAOKA : Trans. Japan Inst. Metals, 9 (1968), Supplem., p. 715
- 24) H. L. PREKEL and H. CONRAD : Dislocation Dynamics, Ed. by A. R. ROSENFELD, G. T. HAHN, A. L. BLEMENT, and R. J. JAHHEE, (1968), p. 431
- 25) K. SAKAMOTO, H. WADA, and T. SUGENO : Trans. Japan Inst. Metals, 9 (1968), Supplem., p. 720
- 26) N. S. STOLOFF, R. G. DAVIES, and R. C. KU : Trans. Met. Soc. AIME, 233 (1965), p. 1500
- 27) J. NUNES : JISI, 203 (1966), p. 371
- 28) R. J. ARSENAULT : Acta Met., 17 (1969), p. 1291