

討13 鉄および鉄合金の変形応力の低温における温度とひずみ速度依存性

東京大学工学部冶金学科 木原 諤 二

緒言

鉄や鉄の α 相合金の低温における変形挙動に関しては1960年前後のConradらの仕事を始め、現在までに多くの研究がある。^{1) 2)} 体心立方金属の低温における変形応力は、面心立方金属に比べると一桁以上大きい温度依存性とひずみ速度依存性を有しており³⁾、現在までの研究のほとんどはこの現象の転位論的解釈の試みである。

また、原子間力-変位関係から出発して転位芯の構造を求め、あり得る転位の移動様式を推論する試みも行われた。⁴⁾ このような研究から、変形の活性化エネルギーの最高値や、絶対零度で変形させるに必要な外力の値が析出物の程度で実測値との対応が見つかることがわかっている。

しかし、一方において変形応力の温度とひずみ速度依存性を、転位と格子間不純原子との相互作用によって説明しようという実験的試みもある。⁵⁾

以上の鉄に関する研究の流れの中から現在問題にすべきものを拾ってみると次のようになるであろう。

- 1) 変形速度論の可否
- 2) 鉄の変形応力の温度依存性と変形機構
- 3) 鉄の変形応力の温度とひずみ速度依存性の定量的表現とその応用

さらに1965年前後から鉄の α 相合金の変形応力についても研究が盛に行われるようになった。^{6), 7)} そこで、問題として

- 4) 鉄の低温における変形機構と溶質原子との関係
を考慮しなければならない。

筆者の研究の立場からあまり的確にとり上げることができないが、鉄の低温におけるひずみの異方性が単結晶についての実験によって見いだされており⁸⁾、これも重要な問題と考えられる。

上にあげた4項について以下に詳しく述べることにする。

一文献一

- 1) H. Conrad, Acta Met. 8, 791 (1960)
- 2) A.S. Keh & Y. Nakada, Canad. J. Phys., 45 (1967) 1101
- 3) H. Conrad, "High Strength Materials", John Wiley & Sons (1965) 436
- 4) V. Vitek, R.C. Perrin & D.K. Bowen, Phil. Mag. 21 (1970) 1049
- 5) D.F. Stein & J.R. Low, Acta Met., 14 (1966) 1183
- 6) T. Sakuma & S. Karashima, "2nd Int. Nat. Conf. on Strength of Met. & Alloys" Conference Proceedings vol.1 (1970) 88
- 7) W. Jolly, Trans. AIME, 242 (1968) 306
- 8) A.S. Keh & Y. Nakada, Trans. JIM 9 (1968) suppl. 876

1 変形速度論の可否

変形応力の温度依存性とひずみ速度依存性とを関係づけるためには、ひずみ速度と温度との関係が必要である。転位が関係する速度過程ではどのような法則があてはまるべきであるかということについては未だ明確でなく、またこの方面の検討はほとんど行われていないといえる。

ひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ と温度($T^{\circ}K$)との関係式でよく用いられるのはArrheniusの式

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 \exp \left\{ -U(\sigma_e) / RT \right\} \quad (1)$$

である。ここで σ_e は有効応力、 $U(\sigma_e)$ は変形の活性化エネルギーである。転位の熱的活性化過程が関係する変形速度過程に(1)式を用いるべきか否かについては今後の検討が待たれる。

また転位速度と温度との関係はしばしば

$$v = v_0 \sigma^n \exp \left\{ -U / RT \right\} \quad (2)$$

なる式が用いられるが、これは実験式であって1/4のせまい範囲で、また $U(\sigma_e)$ が

$$U(\sigma_e) \approx A - B \ln \sigma_e \quad (3)$$

のようにあらわされるならば、(1)と同じものになる。

もしArrheniusの式が使用できるならば、いろいろな状態を変化させた材料について得られる、 U と σ_e との関係をもとに変形の素過程の性質について議論する可能性が生まれる。本稿はこの利便の故に、(1)式と基軸にした検討を展開することにする。

2 鉄の変形応力の温度依存性と変形機構

1968年頃までは鉄の変形応力の温度依存性は単純な双曲線型の曲線であらわされるとみなされて来た。⁹⁾しかし本邦においては筆者らが、二つの曲線からなる図1に示すようなものであることを見出した。^{10) 11)}外国ではEscaig¹²⁾が鉄ウイスカーに関して同様の対応する図2の結果を得ている。

従来、鉄のじり線模様や変形後の内部構造が $-70^{\circ}C$ 前後を境として変化することはよく知られていた。したがってこの二つの曲線の枝はそれぞれ異なる変形機構に基づくものといっても過言ではない。Christは炭素量の異なる鉄を $-70^{\circ}C$ において変形したときじり線の模様が直線状と波状になったことを見いだした。¹³⁾これは上のことがらと対応するということが筆者は昨年の強度国際会議において指摘を受けた。

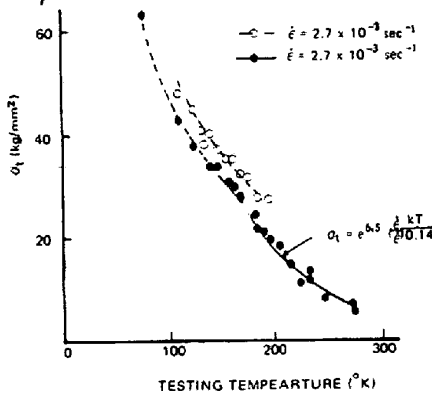


図1. 純鉄の変形応力の温度依存性。¹¹⁾

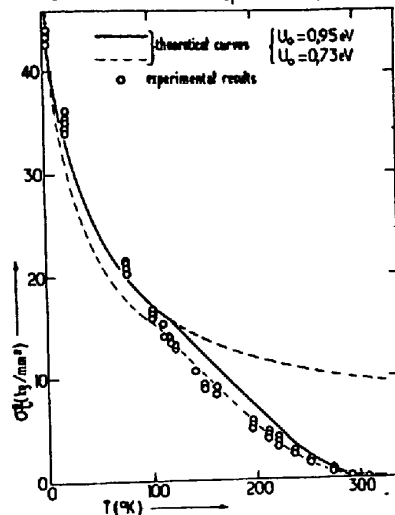


図2 鉄ウイスカーの変形応力の温度依存性。(Escaig¹²⁾による)

$-70^{\circ}C$ より以下における変形の場合にはいろいろな加工硬化率の増大がみとめられることが報告されている。¹³⁾作井, 阿部ら¹⁴⁾は低温での加工材を室温で再変形すると動的回復に基づき加工硬化が生ずることを報告している。

変形機構の同定をこの変形条件の両側でそれぞれ行うことは必ずかしく変形組織の観察, 置換型溶質原子による影響などから現象論的にいわば冶金学的に考究していかねばならない。

文献

9) T. Takeuchi, Trans. JIM vol.9 (1968) suppl. 871

- 10) 五郎, 木原, 林, 鉄鋼協会秋期講演概要集 (1943)
- 11) I. Gokyu, J. Kihara & H. Hayashi, '2nd Int. Nat. Conf. Str. Met. & Alloys proceed. vol 1 (1970) 146.
- 12) E. Escaig, 3rd Int. Symp. Reinstoffe in Wiss. & Tech, Dresden, (1970)
- 13) T. Takeuchi, Japan J. appl. Phys., 9 (1970) 391
- 14) S. Sakui, K. Sato, N. Abe, T. Kakuma & T. Mori, Trans. JIM vol. 9 (1968) suppl. 871
- 15) B.W. Christ, Acta Met., 17 (1969) 1317

3. 鉄の変形応力の温度とひずみ速度依存性の定量的表現とその応用

Conrad³⁾が鉄の変形応力の温度とひずみ速度依存性から変形の活性化エネルギーの応力依存性を求めたとき有効応力 σ_e と $5 \sim 10 \text{ kg/mm}^2$ 過小評価している。彼は下降伏応力の 300°K で σ_e が零であるとしているが筆者らの¹⁶⁾検討によれば上に述べたような過小評価となっている。筆者らの求めたものと Conrad らのものとの比較を図3に示す。 σ_e の評価の問題を考慮すればよい一致が得られる。

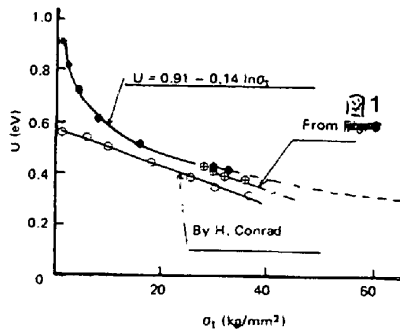


図3 変形の活性化エネルギー U と σ_e との関係

図3に示したごとく σ_e が $20 \sim 30 \text{ kg/mm}^2$ 以下では U と σ_e との関係が

$$U(\sigma_e) = 0.91 - 0.14 \ln \sigma_e \quad (\text{eV}) \quad (4)$$

とあらわすことができる。この関係式は σ_e が $\ln \sigma_e$ の形で入っているのだから、単結晶の実験結果との比較も 0.14 という係数にのみ注目すればよいので便利である。この一例として、鉄の変形応力の温度とひずみ速度依存性が生ずる原因として炭素や窒素等の格子間不純原子と転位との弾性的相互作用を考えねばならないという意見を争ひき出した、Stein と Low⁵⁾ の結果と(1)と(5)を用いて計算した曲線であわせてみよう。図4の結果から Stein らの鉄ほど C, N を除去していない材料で求めた(4)が有効にあてはまることがわかる。

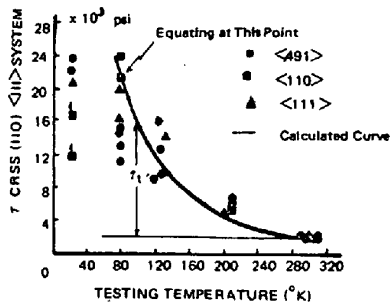


図4. Stein らの 10^3 ppm C, N 鉄の変形応力の温度依存性と計算曲線との比較

このように変形応力の温度とひずみ速度依存性を数量的に表現できれば、かなり多方面の問題に応用できる。以前に筆者らは¹⁶⁾鉄の下降伏応力が粒の細かいところで大きな粒度依存性にはる原因についてこの式を用いて解明した。またこの関係と高速連続冷間圧延における応力下の推定に用い有効な結果を挙げることもできた。¹⁷⁾

ここで未発表の結果を一つ示す。材料は 0.02% 炭素鋼で 700°C より氷食塩水に焼入れたものの 0°C で時効の解析である。 0°C で 3% の予ひずみを与えると 5 秒後に 1 kg/mm^2 の変形応力の増大が生じる。変形後 800 秒までは、変形応力の温度とひずみ速度依存性をもたない成分はほとんど変化しない。Arrhenius 式の σ_e は時効とともに $1/3$ 乗で減少して、これにより σ_e が増大して変形応力が上昇していくことがわかった。

も $1/3$ 乗で減少して、これにより σ_e が増大して変形応力が上昇していくことがわかった。

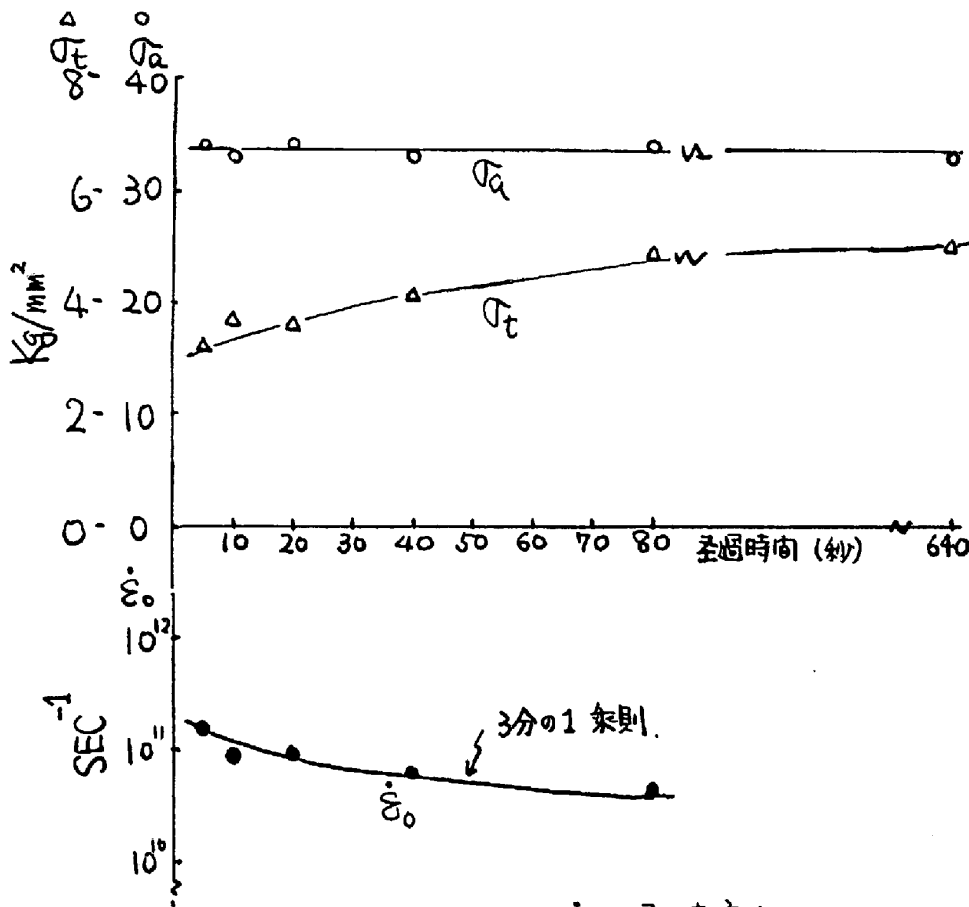


図5 時効における $\dot{\sigma}_0$ の経時変化

よって大きな影響をうける。このことによって低温における鉄合金の固溶体軟化現象の可能性が説明される。

これらの研究に用いられた合金系は濃度がいずれも1%以上であり、最近格係子の中に必ず合金元素の原子を見いだすことのできる状態にある。したがって σ_e の変化は溶質原子と転位との弾性的相互作用によるものではなく転位芯の構造の変化に関連したものでないかと思われる。

文献

18) M. Nemoto, 鉄鋼技術国際会議 1970-9

19) J. Kihara & H. Hayashi, 同上

文献

16) I. Gokyu & J. Kihara, Trans. JIM vol. 9 (1968) 427

17) T. Arimura, H. Kamata & J. Kihara, 鉄鋼技術国際会議 1970-9

4 鉄の低温における変形機構と溶質原子との関係

鉄に格子間不純原子が含まれる場合には、3で示したように、またFe-N合金でKohら⁽²⁾が研究したように(4)式の関係に合金元素は影響をもたない。

しかし、置換型の合金元素が添加される場合には、根本ら⁽⁴⁸⁾のFe-Cu系、幸島ら⁽⁶⁾のFe-Mo系、筆者らの⁽⁴⁹⁾ Fe-Ni及びFe-Cr系にみるように σ_e 関係は合金元素添加に

関係は合金元素添加に