

討20 Fe-MoおよびFe-W合金の降伏および変形応力の温度依存性について

東北大学工学部

辛島 誠一

東北大学工学部大学院

○佐久間 健人

1. 緒言

BCC金属の降伏および変形応力は、室温以下の低温度領域で、試験温度の低下と共に急激に上昇していくことが知られている。この原因として、さまざまな機構が考えられているが、現在のところ最も有力であるとされているのは、BCC金属では格子の摩擦抵抗が大きいこと、すなわち、パイエルス力が大きいためであるとする説である。ところで、BCC二元合金では、その変形応力の温度依存性が、純金属に比べて、みかけ上小さくなり、特に合金濃度の低い試料では、低温において純金属より変形応力が小さくなる場合があるという、いわゆる合金軟化現象が、多くの合金系について観察されている。¹⁾ この現象に対する可能な解釈としては、(1)合金元素の添加によりパイエルスポテンシャルの形が変る、(2)ポテンシャルの形は変わらないが可動転位密度が変る、などの考え方が提案されている。²⁾ このいずれが正しいかを判定するための一つの方法は、変形のための活性化パラメーターを評価することである。Nakadaら³⁾は、Fe-N合金について、変形の活性化エネルギーHおよび活性化体積 V^* を有効せん断応力 τ に対してプロットすると、その結果はN濃度によらずすべて同じ曲線にのることを確かめ、合金軟化現象は、合金化による可動転位密度の変化で記述できるとしている。しかし、やはり合金軟化の起こるTa-W合金では、Hや V^* が純Taのそれとは異なることが報告されており、⁴⁾ まだ合金軟化現象に対する明確な説明を出すに至っていない。本研究は、BCC二元合金の低温強度についての知見を得るため、Fe-MoおよびFe-W合金を用いて、その変形挙動を調べることを目的とするものである。

2. 実験方法

公称純度99.95%の電解鉄と、99.9%のMoおよびWを素材としてFe-6.9at% Mo, 4.1at% Mo, 1.4at% Mo(未分析)、およびFe-0.7at% W(未分析)合金を真空溶解によって作製した。試験片は、厚さ1mm平行部の長さ20mm、幅4mmの板状試料である。この試料を700°Cで24時間湿れ素処理後、 10^{-5} mmHgの真空中で、Fe-6.9% Moおよび4.1at% Mo合金は、1050°Cで2時間、Fe-1.4% Moおよび0.7% W合金は850°Cで5時間保持したのち、氷水中に焼き入れた。また、Fe-6.9% Mo合金の一部は、急冷後700°Cで200分、 10^{-5} mmHgの真空中で時効処理を行なった。試料はすべて、リン酸-フロム酸溶液で電解研磨し、表面層を取り除いてから、引張り試験を行なった。

3. 実験結果

図1には、急冷状態の各合金の降伏応力の温度依存性を示した。本研究で扱った合金では、ほとんどの場合、その応力-ひずみ曲線は放射線状であったので、降伏応力としてはすべて0.2%耐力をとった。図1から、どの合金においても、BCC純金属と同様、降伏応力は試験温度の低下と共に急激に上昇していくが、降伏応力の温度依存の様子には、合金によってかなりの差異のあることが分る。すなわち、Fe-0.7% W合金とFe-1.4% Mo合金の降伏応力の温度による変化は、かなり類似した挙動を

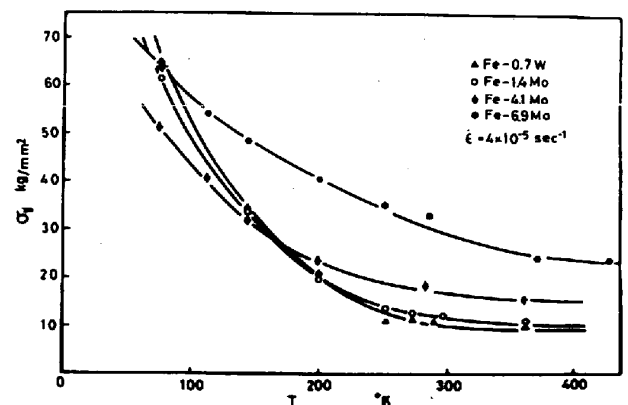


図1 急冷状態のFe-MoおよびFe-W合金の降伏応力の温度依存性

示すが、Mo濃度が高くなるにつれ、温度による変化が小さくなり、またその温度変化がより高温領域にまで及んでいることが知られる。図2は、Fe-1.4% Mo合金について、降伏応力および5%変形応力の試験温度との関係を示したものである。この図から分るように、降伏応力と5%変形応力の温度による変化の様子は、かなり似ている。他の合金についても、これと同様な結果が得られている。

図3には比較のため、Fe-1.4% Mo合金の降伏応力と5%変形応力および、Fe-6.9% Mo合金の降伏応力の温度依存部分を試験温度に対してプロットした。これは、降伏応力および変形応力に温度依存性が認められなくなる温度 T_0 を、Fe-1.4% Mo合金では300°K、Fe-6.9% Mo合金では373°Kとして描いたものである。この図で、これら2種類の合金の降伏応力の温度依存性が非常に異なっていることが明らかである。

つぎに、変形のための活性化パラメータを評価するために、引張り試験途中でひずみ速度を急激に変える試験を種々の温度で行なった。図4には一例としてFe-6.9% Mo合金について、ひずみ速度を 10^{-5} %/sec から 10^{-4} %/sec に上げたときの変形応力の変化量 $\Delta\sigma$ を、ひずみ量の関数として示した。各試験温度において、 $\Delta\sigma$ とひずみの間には、ほぼ直線関係が成り立つので、この直線をひずみ量0に外挿した値 $\Delta\sigma_{\epsilon=0}$ を降伏時の値としてとった。このようにして求めた $\Delta\sigma_{\epsilon=0}$ の温度変化を示したのが、

図5である。この図から、急冷したFe-6.9% Mo合金では、 $\Delta\sigma_{\epsilon=0}$ の温度による変化が他の合金より小さいことが知られる。Fe-6.9% Mo合金を急冷後700°Cで200分時効処理した試料では $\Delta\sigma_{\epsilon=0}$ の温度による変化が、急冷のまゝの試料のそれよりも大きくなっている。時効したFe-6.9% Mo合金にみられるような大きな析出物は、変形応力の温度依存部分には、ほとんど影響を及ぼさないものとすると⁵⁾ここに現われている結果は、平衡濃度のMo原子(約4.5 at%)を含んだマトリックスによるものと考えられる。Fe-4.1% Mo合金の結果も、時効したFe-6.9% Mo合金の結果にかなり近い値をとっていることが知られる。一方、Fe-0.7% W および Fe-1.4% Mo

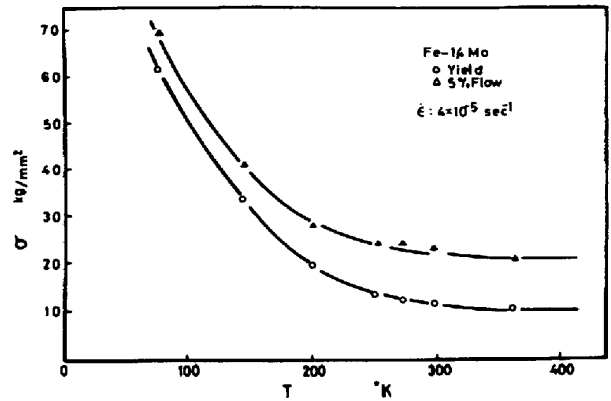


図2 Fe-1.4 at% Mo合金の降伏および5%変形応力の温度依存性。

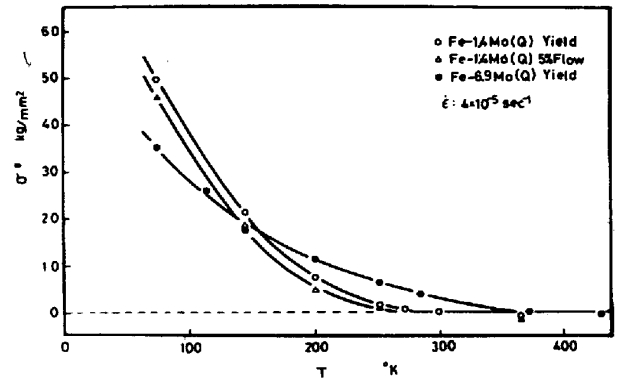


図3 Fe-1.4 at% Mo合金の降伏応力および5%変形応力と、Fe-6.9% Mo合金の降伏応力の温度依存部分の比較。試料はいずれも急冷状態のもの。

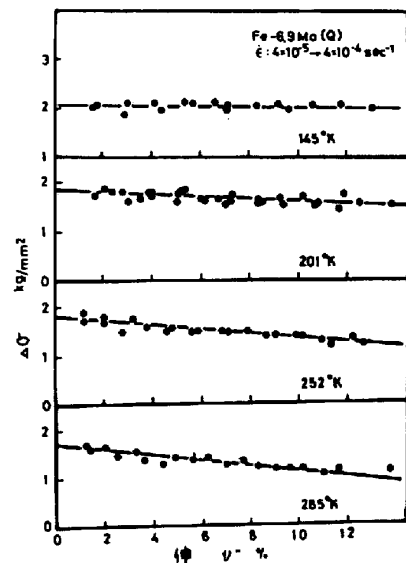


図4 $\Delta\sigma$ のひずみによる変化。

合金では、 $\Delta\sigma_{\epsilon \rightarrow 0}$ は $100^\circ\text{K} \sim 150^\circ\text{K}$ の間で最大値をとり、 150°K 以上になると、温度の上昇につれ $\Delta\sigma_{\epsilon \rightarrow 0}$ は急速に減少していく。 $\Delta\sigma_{\epsilon \rightarrow 0}$ のこのような変化は、 δFe についてこれまでに報告されている結果⁷⁾ とかなり良く一致している。ところで、 $\Delta\sigma_{\epsilon \rightarrow 0}$ のこのような温度変化は、図1に示したような、合金濃度が高くなるにつれて $(\partial\tau^*/\partial T)_\epsilon$ は低温では小さく、室温以上になると逆に大きくなるという結果と対応している。すなわち、降伏および変形応力の温度依存性とひずみ速度依存性がよく対応しているわけであり、変形応力に対する温度とひずみ速度の影響の間に相関性があるものと解釈すると、図1および図5の結果は、相互にその信頼性を高めるものであると言える。

図3および図4の結果をもとに、変形のための活性化エネルギー H および活性化面積 A^* ^{<注>} を次式から求めた。

$$H = -KT^2 \left(\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial T} \right)_\tau \left(\frac{\partial \tau^*}{\partial T} \right)_\epsilon \quad (1)$$

$$A^*b = KT \left(\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial T} \right)_\tau \quad (2)$$

ここで、 K はボルツマン定数、 T は絶対温度、 $\dot{\epsilon}$ はせん断ひずみ速度、 τ はせん断応力、 τ^* はせん断応力の温度依存部分(有効せん断応力)、 b はバーガースベクトル、 ν は頻度因子である。ただし、ここでは ν が応力や温度によって変わらないものと仮定した。このようにして求めた H および A^* を有効応力 τ^* に対してプロットしたのが、それぞれ図6、図7である。活性化エネルギーについては、測定値はかなりばらつくものであるが、現在の段階では結論的なことは言えないが、図6のように、活性化エネルギーを有効応力の関数として表わすと、合金による差異は認められないようである。しかし、活性化面積 A^* を、同じ有効応力のところで比較すると、合金濃度が高くなるにつれ、 A^* が漸次大きくなっていく傾向のあることが認められる。(図7) ここで、 δFe についての実験結果は、本研究で得られた $\text{Fe}-0.7\% \text{W}$ 、 $\text{Fe}-1.4\% \text{Mo}$ 合金の結果とかなりよく一致している。さて、 A^* と τ^* の関係が合金濃度によって変るといことは、少なくとも本研究で扱った

<注> A^*b なる値は従来使われている活性化体積 v^* のものであるが、転位の運動の圧力による変化と応力による変化を区別すべきであるという提案⁸⁾ に従って、ここでは活性化面積と表現した。

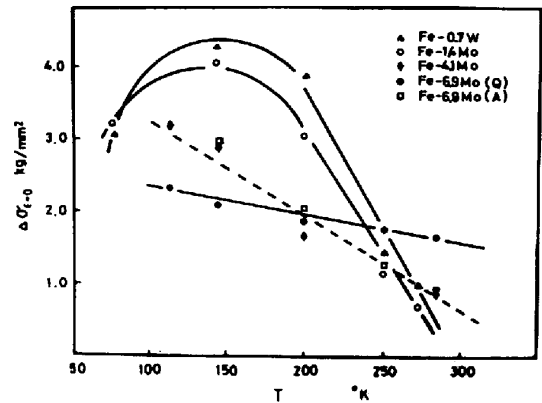


図5 $\Delta\sigma_{\epsilon \rightarrow 0}$ の温度による変化。
 $\text{Fe}-6.9\% \text{Mo}$ 合金の Q および A は、それぞれ急冷試料、時効試料を表わす。

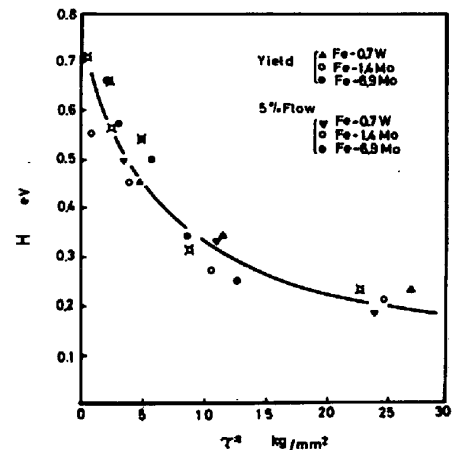


図6 活性化エネルギーと有効せん断応力の関係。

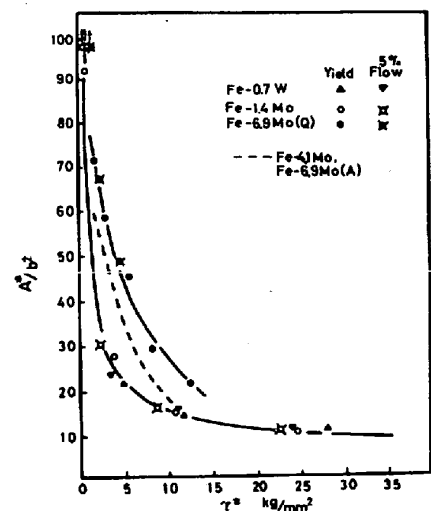


図7 活性化面積の有効せん断応力による変化。

Fe合金の低温での降伏および変形応力の温度依存性を支配しているエネルギー障壁の形は、 α -Feのそれとは異なっていることを示すもので、合金化による降伏応力や変形応力の温度依存性の変化を、可動転位密度の変化だけで記述することはできない。Fe-0.7% W合金やFe-1.4% Mo合金の A^* の値は、 α -Feのそれとかなり良く合うという結果は、添加した合金元素量が少ない範囲では、合金化による A^* の変化が測定値に現われてくるほど大きくはないためであると考えられることができる。こう考えるとNakadaら³⁾のFe-N合金についての結果も矛盾なく説明できそうである。図6および図7に示した結果からすると、この種のFe合金では、合金化によってエネルギー障壁の大きさには顕著な変化は起こらないが同じ A^* のところで比較した場合、 A^* が大きくなるようなエネルギー障壁の形の変化が生じていることになる。もし α -Feの低温変形の律速機構が、パイエルスポテンシャルの乗り越え、あるいは、らせん転位上でのキング対の形成であるとすると、合金化によってキングの幅が広がり解釈あることができる。一方、本研究結果からも明らかのように、固溶型合金の温度に依存しない応力 σ_m は、固溶原子の濃度の増加につれて大きくなっていく。あるいは、この種の合金の降伏および変形応力の温度による変化を上述のように考えると、溶質原子は σ_m を増加し A^* を減少させるという二重の役割を果たしていることになる。BCC型合金において、溶質原子の役割がこのような二面性をもったものと考えられることはやや難しい。それよりむしろ、結晶中に周期的な応力場が存在している場合、そのような応力場の無い場合に比べて活性化パラメーターがみかけ上大きくなるというものの考え方を採用すると、実験結果をよりうまく説明できそうである。固溶型合金の強度を論ずる上で、私のモデルをそのまま使うことはできないが、Fe合金において、溶質原子の添加によって生ずる格子ひずみによる応力場が、みかけ上 A^* を増加させるような寄与を及ぼしているとも考えられそうである。この点に關する定量的な検討は今後の課題である。

さて、図3に示したように、これらの合金の降伏応力と変形応力の温度依存性は多少異なるが、図6、図7に見られるように、5%変形時のHや A^* は降伏時のそれとよく一致しており、従っていずれの場合も、その温度依存性を支配している要因は同一で、図3の温度依存性のわずかな違いは、5%変形時の方が降伏時より可動転位密度が高いとして説明できる。

4. 結 論

Fe合金の降伏および変形応力の温度依存性は、合金量によって異なるが、この現象は可動転位密度の変化だけでは記述できず、合金化によってエネルギー障壁の形が変わると考えれば一応説明できる。

5. 文 献

- 1) 例えば、竹内 伸：鉄と鋼 55(1969), 69.
- 2) B. W. Christ and G. V. Smith: Mem. Sci. Rev. Met., 45 special (1968), 207.
- 3) Y. Nakada and A. S. Keh: Acta Met., 16(1968), 903.
- 4) G. C. Das and R. J. Arsenault: Scripta Met., 2(1968), 495.
- 5) S. Karashima and T. Sakuma: Proc. 11th Japan Cong. on Materials Research, (1968), 100.
- 6) M. Hansen: The constitution of binary alloys, McGraw-Hill Book Co., New York, 1958.
- 7) 例えば H. Conrad and S. Frederick: Acta Met., 10(1962), 1013.
- 8) H. Conrad and H. Wiedersich: Acta Met., 8(1960), 128.
- 9) 例えば N. Balasubramanian: Scripta Met., 3(1969), 21.
- 10) J. C. M. Li: Dislocation Dynamics, McGraw-Hill Book Co., New York, (1968), p. 87.