



極低温における転位の挙動

山 田 朝 治*

ほとんどすべての材料は、温度の低下とともにその降伏強度は増大するが、特に鉄などのような体心立方格子系の材料ではその影響が著しい。降伏応力が上昇することは、塑性変形能が低下することであると考えるべく、き裂状の欠陥の成長、進展による破壊が起りやすくなる。このように低温における材料強度の評価は、き裂の成長に注目した破壊力学の手法が重要になってくるが、基本的には、破壊じん性などに直接関与する塑性変形能の問題である。

塑性変形が転位の運動によって支配されていることは、よく知られた事実であるが、転位は材料内部の不純物や何らかの欠陥により、その運動をさまたげられている。外部応力を高めてゆくと、それらの障害物を乗り越えて動き出すが、温度が高いと、低い外部応力下でも転位の熱振動によって障害物を乗り越えて運動することができる。もちろん、外部応力が高くなると転位の運動は速くなるが、この転位速度 v は、次のアレニウスの式で表わされている。

$$v = v_0 \exp \left[-\frac{\Delta G(\tau)}{kT} \right] \quad \dots\dots\dots(1)$$

v_0 は定数、 $\Delta G(\tau)$ は外部応力 τ のもとで転位を動かすために必要な活性化エネルギーであり、 k はボルツマン定数、 T は絶対温度である。

一方、転位密度を ρ 、転位のバーガースベクトルを b とすると、巨視的な材料のひずみ速度 $\dot{\gamma}$ は転位速度 v によって次の式で求められる。

$$\dot{\gamma} = b\rho v \quad \dots\dots\dots(2)$$

(1) (2) 式より $\dot{\gamma}_0$ を定数として、 $\dot{\gamma}$ は次式で表現される。

$$\dot{\gamma} = \dot{\gamma}_0 \exp \left[-\frac{\Delta G(\tau)}{kT} \right] \quad \dots\dots\dots(3)$$

したがって、 $\Delta G(\tau)$ の関数形が求まれば、その材料の転位挙動、すなわち塑性変形の実態を明らかにすることができるが、一般に $\Delta G(\tau)$ は外部応力 τ の増加とともに減少する関数である。 $\dot{\gamma}$ をほぼ一定とすると $\Delta G(\tau)/kT$ は一定となり、温度の低下とともに $\Delta G(\tau)$ は減少して、外部応力 τ は増加、すなわち降伏応力が增大するわけである。 $\Delta G(\tau)$ はその材料のパイエルスポテンシャルや、各温度における点欠陥の分布状態によって変わってくるが、ここでは一例としてアルカリハライド固溶体について調べた結果¹⁾を紹介する。この材料は実用金属材料ではないが、転位の観察などがしやすく、基礎的な研究に適したモデル材料と考えるてもらえればよい。

アルカリハライドの中でも KCl と KBr は全組成にわたって均質な固溶体を作り、安定に存在するので、これらの固溶体を室温以下液体ヘリウム温度に至る温度領域で圧縮変形したと

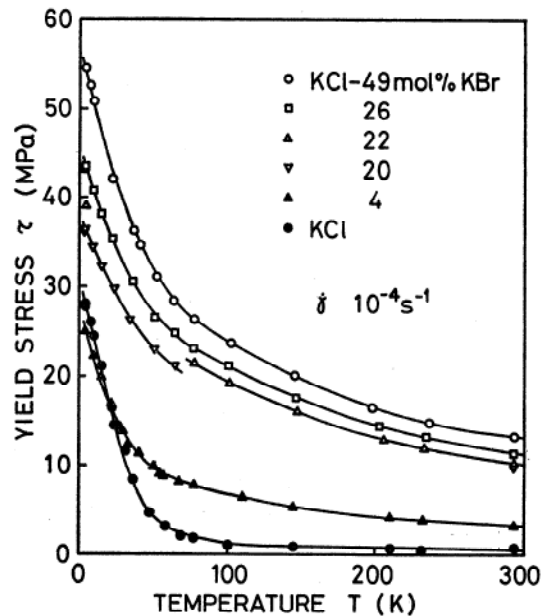


図1 降伏応力の温度依存性

* 山田朝治 (Tomoharu YAMADA), 大阪大学工学部, 精密工学科, 教授, 工学博士, 結晶塑性

きに求めた降伏応力を図1に示している。溶質原子濃度の高い側の4本の曲線は、温度の上昇とともに降伏応力は減少し、濃度の増加とともに上昇するという単調な変化をしているが、4 mol% 固溶体については、およそ 20K 以下で KCl 単組成の結晶よりも強度が下るといふ異常が認められた。このことは、50 K 以下で KCl 単組成の強度が異常に上昇している現象と関連して考えることができる。図2は、4.2

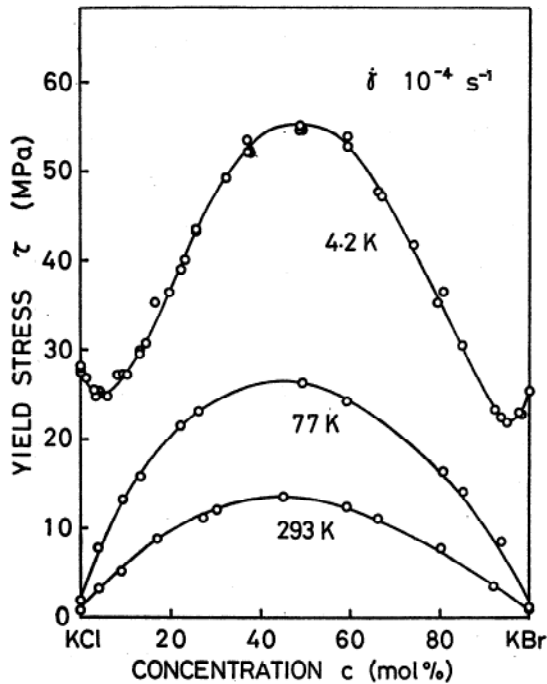


図2 降伏応力の濃度依存性

K, 77K, 293K における降伏応力の濃度依存性を見たものであるが、77K, 293K では、放物線状であるのに比べて 4.2K では KCl および KBr 側に極小値をもっている。すなわち、溶質原子が加わったことにより純粋なものより降伏強度が下るといふ意味で固溶軟化と呼ばれている現象が、この試料では極低温において見出されたわけである。

さて、それでは、図1, 図2に示されるような曲線を与える物理的モデルはどのようなものであろうか。これが、すでに述べたように転位運動の熱活性化過程によっているものとすれば、(3)式の ΔG は T に比例するはずである。降伏応力がかかっている場合の ΔG は、降伏応力の温度依存性と歪み速度依存性から実験的に

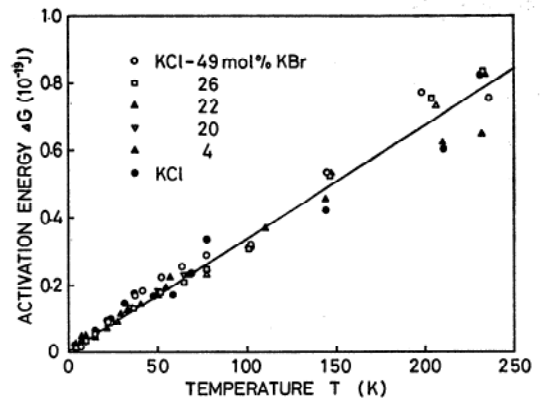


図3 活性化エネルギーの温度依存性

求めることができるので、その結果のみを示せば、図3のようになる。すべての測定値が1本の直線にのっており、このことから熱活性化過程が成り立っていることが判る。したがって問題は ΔG の τ 依存性を与えるモデルを作ればよいことになるが、以下では 20 mol % から 80 mol % までの高濃度領域に限って話をすすめる。

高濃度固溶体の場合、溶質原子どうしが隣り合わせる確率も高く、転位と相互作用する溶質原子をそれぞれ独立に扱うことはできない。すなわち、転位が“多数の溶質原子”を“同時に”乗り越える過程を考えなければならない。この要素過程を決定する方法はいくつか提唱されているが、それらの結果は満足のゆくものではない²³⁾²⁴⁾。そこで次のような仮定を置いた。溶質原子の作る応力場内に転位線を置いた場合、転位は安定位置を探してわん曲する。この時の

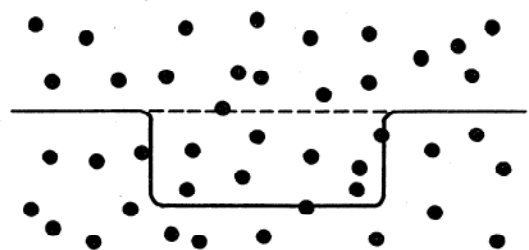


図4 転位線の安定配置(実線)と活性化配置(破線)

形が、図4に示したように矩形になるものと考えた。そして熱振動により、転位は活性化位置を経て運動するのであるが、その活性化状態が破線で示した直線状であると考え。単純な

モデルであるが、このことは解析的な計算を容易にする。矩形の巾と高さは、まっすぐな状態と曲った状態のエネルギー差を統計的に求め、それが最大となるようにして求められる。そしてまた、その時のエネルギー差が活性化エネルギー ΔG となる。詳細は原論文⁵⁾を参照していただくとして結果のみを示そう。

$$\Delta G = 2\alpha \Delta \bar{G}_0 \mu_2 b^3 \times g \left\{ \frac{18\sqrt{2}\pi\alpha}{\tau_0} \frac{\tau}{(\mu_1^2/\mu_2)(\Delta v/b^3)^2 c(1-c)} \right\} \dots\dots\dots(4)$$

ここで関数 $g(x)$ および $\Delta \bar{G}_0$ 、 τ_0 は溶質原子と転位の相互作用の仕方に依存してきめられるもので、関数の形は数値計算により求められている。 μ_1 、 μ_2 は弾性定数、 α は転位の線張力を与える定数、 Δv は Cl イオンと Br イオンの大きさの相異であり、 c は Br の濃度である。この式と (3) 式を組み合わせれば、アルカリハライド固溶体の降伏応力について、その温度依存性、歪み速度依存性、濃度依存性をすべて決定することができる。そして、その実験結果との一致は極めて良いことが判った。

上に述べてきたように、極低温における材料の降伏強度は、まだ一部の材料にすぎないが、ある程度の定量性をもって理論的に決められるようになってきている。また、極低温領域は未知の分野として、材料強度の面から言っても興味ある現象が現われる可能性を秘めている。たとえば、すでに示したように、アルカリハライドの低温における固溶軟化現象もそうであるし、あるいはまた、20K以下の精密な測定によれば、転位運動が通常の熱活性化運動からはずれるという事実も見出されている⁹⁾⁷⁾。その他にも、金属における超電導と常電導状態での流動応力の相違⁹⁾、面心立方金属合金の低温での降伏応力における異常⁹⁾、体心立方金属の低温における固溶軟化¹⁰⁾、熱活性化過程からはずれ¹¹⁾、表面膜による軟化¹²⁾¹³⁾などが挙げられる。こういった現象の解明は、材料の低温脆性の改

善といった実用的な面につながる可能性もあり、新材料開発の意味からも重要である。

現在、極低温技術に関しては、超電導を応用した MHD 発電、磁気浮上列車、電力輸送、エネルギー蓄積等々、あるいは、液化天然ガスの大量使用などとともに、その使用範囲はますます広がってゆこうとしている。そのような中において低温用構造材料の開発は低温技術をささえるための不可欠の要因である。さいわい、大阪大学低温センターにも低温脆性試験機が設置されることになったが、ここを中心として、低温材料の転位論的、あるいは破壊力学的な研究が行なわれ、多くの成果が生み出されてゆくことを期待したい。

参考文献

- 1) T. Kataoka, T. Uematsu and T. Yamada: Japan. J. appl. Phys. **17** (1978) 271.
- 2) N. F. Mott: *Imperfections in Nearly Perfect Crystals* eds. W. Shockley et al. (John Wiley and Sons, New York, 1952) p. 173.
- 3) B. R. Riddhagni and R. M. Asimow: J. appl. phys. **39** (1968) 4144.
- 4) R. Labusch: Phys. Status solidi **41** (1970) 659.
- 5) T. Kataoka and T. Yamada: Japan. J. appl. Phys. 投稿中.
- 6) 鈴木敬愛: 日本物理学会第32回年会予稿集2 (1977) p. 84.
- 7) 片岡俊彦, 山田朝治: 日本物理学会第33回年会予稿集2 (1978) p. 22.
- 8) たとえば, 鈴木 平, 小島日出夫, 今中拓一: 日本金属学会会報, **10** (1971) 83; 小島日出夫: 日本金属学会会報 **12** (1973) 621.
- 9) たとえば, 鈴木秀次: 日本金属学会会報 **8** (1969) 90.
- 10) たとえば, J. W. Christian: *Proc. 2nd Intern. Conf. Strength of Metals and Alloys* (ASM, Cleveland, Ohio, 1970) p. 31.
- 11) S. Takeuchi and K. Maeda: *Acta metalurgica* **25** (1977) 1485.
- 12) 飯井政博, 小林茂樹 (ノースウェスタン大学): 私信
- 13) V. K. Sethi and R. Gibala: *Surface Effects in Crystal Plasticity* eds. R. M. Latanision and J. T. Fourie (Noordhoff, Leyden, 1977) p. 599.