

(討17) 鉄鋼の転位に関する未解決問題について

東大理

○鈴木秀次

鉄鋼中の転位に関する研究が鉄鋼の結晶構造まで考慮にいれて本格的に研究されるようになったのは最近数年間のことである。その間に幾つもの点で明らかに進歩はあったが、まだ多くの問題が未解決のまま残されている。とくに、現在鉄鋼中の転位について知りたいと思われれる転位芯の構造、パイエルスカ、パイエルス・ポテンシャルを越え転位の運動などは転位自身で未解決の問題である。もちろん、これらの問題もある意味ではすでに理論的に取扱われており、かなりの程度解決されていることも事実である。ただ問題の目方は研究者によってかなり異なり、非常に果敢的に考えている人も多い。私は余り果敢的でない点で平均的な意見とは異なるが、私なりに未解決と思っていることを並べ、討論の材料を提供することは意味のあることと思ふ。

(1) 加工された鉄鋼中の転位の配列

加工された鉄中の転位を透過電子顕微鏡で観察した結果は必ずしも特徴的な転位の配列を示さない。¹⁾ 純鉄と同じ配列をすると考えられるニオブ単結晶中の転位は stage I の変形に対しては面に立ち金屋²⁾の場合と同様に双状転位の dipole がほとんどである。転位の配列は変形応力とか変形機構と関連すると考えられて観察されているのであるが、それと関連するのは実際に応力を加えられ、変形しているときの転位の配列である。鉄やニオブの変形後に観察された転位は応力を取去られて全く異なった配列をしているのではないかと考えられる。双状転位の dipole がほとんどあるといわれている銅 (stage I) の場合でも、僅かに変形して応力を加えたまま厚さ 1 μm 中で中性子照射を行い、転位を固定してから薄片試料を切り出して電顕観察すると、真直ぐならせん転位が非常に多くあることが知られている³⁾。また Fe-Si 合金^{5,6)} などのように室温でも転位の運動に対する摩擦力の大きな結晶中では、らせん転位が非常に多いことが知られている。鉄やニオブ中の双状転位の dipole は応力を除去したときに、転位が並んで変って作られたものではないかと考えられる。このように考えると、我々はまだ鉄鋼中の加工品中の転位の配列を推定できるように観察を行っていないといわなければならない。

(2) 転位の速度

1本の転位の速度と応力の関係を測定することは極めて重要であるが、この種の実験は Stein と Low⁷⁾ 以外にほとんどない。彼らは双状転位の速度を測定したといっているが、もちろん、真直ぐな双状転位の速度を測定したのではない。主すべり系の転位のバーガス・ベクトルを含む表面にひたつきずすつけ、応力のパルスを加えてひたつき傷の位置に作られた転位を移動させ、その距離から転位の速度を求めている。もし、らせん転位の速度が双状転位の速度よりも遙かに遅ければ、観察表面のエッチ・ピットは表面のすぐ近くにあるらせん転位が折れ曲って表面に突出している点を示すことになる。表面の近くでは双状転位に比べていると思われれるが、この部分に働く力は転位の彎曲によって影響されて、有効力は非常に小さくなることもある。らせん転位が結晶内に入れば、表面に抜け出ている部分の曲率半径を増すので、双状転位の部分に働く有効力は増大する。すなわち、etch pits の移動速度は大体らせん転位の移動速度に比例するとも考えられる。これらの点を確かめるためには転位ループの拡げて行く過程を観察するとか、あるいは edge dislocation と screw dislocation の速度を別々に測定しなくてはならない。

(3) 炭素及び窒素原子による転位の摩擦抵抗

Gilman-Johnston 流の理論⁸⁾では鉄鋼の変形応力が炭素及び窒素によって増大するのは、転位の

摩擦抵抗をますためであるとされる。ところで、固溶している窒素及び炭素原子によつて変形応力がどのように変化するかという実験はかたまり行われていないが、測定の結果は必ずしも一致していない。この不一致の原因を明らかにして、変形応力に対する固溶炭素及び窒素の影響を実験的に確立することは極めて重要なことである。これまでの実験が互に一致しなかった理由はおそらく酸素など他の不純物に注意を拂つていなかったためではないかと考えられる。

(4) 転位の固着(歪時効硬化)

CottrellとBilby⁹⁾が歪時効硬化は σ^2 に比例するという理論を出して以来、歪時効硬化の問題は理論的には解決されたかのように信じられてきた。しかし、最近藤元、今中¹⁰⁾が硬化はむしろ σ^2 に比例することを示し、これまでの実験結果も σ^2 のちによりよく合うことを明らかにした。CottrellとBilbyは双状転位への偏析だけを考えていたこと、また侵入型不純物原子の正型歪と転位の相互作用にある異质性を無理にしていることなどを考えると、歪時効硬化はCottrell-Bilbyの理論とかなり異なった過程で起こるものと考えなければならぬ。とくに歪時効硬化は固着力の最も弱い転位の動きが始まる條件でできまると考えられるかう、らせん転位のまわりの溶質原子の移動及びそれによる硬化を論じなければならぬ。この方向への理論は一部藤元、今中¹⁰⁾によつて試みられているが、定量的な理論を確立するのは今後の課題である。

(5) 鉄合金(置換型)の固溶体硬化

鉄合金単結晶の臨界せん断応力の系統的な測定が田岡、竹内、古林¹¹⁾によつて行われ、降伏点の温度変化が合金化によつて減少し、また臨界せん断応力に關するSchmidの法則の成り立たなくなることが明らかにされた。これらの実験結果は鉄合金の強度の極めて重要な知識を与えたが、これも転位論の立場から考察するさいには多くのデータが不足している。例えばこれらの合金の弾性定数が知られていないために、溶質原子と転位のmodulus effectを評價することができない。鉄合金について信頼できる物性定数の測定が望まれる。

(6) 鉄のパイエルス力

今の所、体心立方結晶という結晶構造をもっているために鉄のパイエルス力が大きいのであると考えられている。^{(12)~(15)}パイエルス力の理論はいくつあるが、らせん転位のパイエルス力が大きいのであるという点では一致している。しかし、原子間の相互作用エネルギーと鉄の諸性質と矛盾しないように選んで行われた計算は実験的に求められたパイエルス力より1桁近く大きい。この相違はもろくも原子間ポテンシャルを変えよることによつて多少小さくすることは可能と思われるが、もっと重大な疑問はパイエルス力の計算法そのものにある。すなわち、結晶中の原子はポテンシャル・エネルギー極小の位置に静止しているのではなく、熱振動を行つており、絶対零度においても零点振動を行つていゝ。これらの影響を取り入れたものにDietzの古い理論⁽¹⁶⁾、Kuhlman-Wilsdorf⁽¹⁷⁾の転位の位置の不確定性、鈴木⁽⁵⁾の転位の零点振動の計算があるが、前者者は理論的に欠陥をもち、最後の効果は余り大きくない。すなわち、原子間力をすべて2体力で近似できるという仮定に立つても、まだパイエルス力を定量的に計算する方法は確立してはいないのである。

(7) 鉄の積層欠陥と鉄中の転位の芯の構造

鉄などの体心立方結晶には $\{112\}$ 積層欠陥、又は $\{110\}$ 積層欠陥があるのではないかと考えられている。これらの積層欠陥があると転位は分解振張することができ、とくにらせん転位は2つ以上の面に積層欠陥をもつて振張するため移動が困難になる。これがパイエルス力の原因であると考えられている人もある。^{(12)~(14)}しかし、振張した転位の中は数原子間距離の尺度と推定され、電子顕微鏡で直接観察し得ることは不可能である。原子間ポテンシャルを仮定した計算では積層欠陥は安定に存在し得ないと考え

られる。しかし、それだけに積層欠陥は大きなエントロピーをもっている可能性があり、高温で積層欠陥は安定に存在するかも知れない。積層欠陥はまた浸入型溶質原子との相互作用が大きく、そのような解析によって安定化される可能性もある。ともかく現在の所積層欠陥に関する実験的知識は皆無に等しい。

(8) パイエルス・ポテンシャルを越す転位の運動

パイエルス・ポテンシャルを越す運動はこれまで *string model* を用いて論じられてきた。しかし、パイエルス・ポテンシャルを越す最初の *kink pair* の形成のような局所的な運動に *string model* を用いるのは良い近似ではない。このために数値的な結果はかなり大きな誤差を含んでいると考えられる。*kink* の運動にも問題がある。運動エネルギーをもった *kink* の高速運動はまだ取扱われていないが、この運動は転位の運動とかなり異なると推定される。純鉄の機械的性質は *kink* がどのように運動するかということと関係があるので、この問題も解決しなければならぬ。

運動エネルギーをもった転位がパイエルス・ポテンシャルを越す運動はパイエルスカよりかなり低い応力で起こる。これを考慮に入れた理論が完成されなければ、パイエルスカが計算されても降伏応力は求められない。

References

- (1) D. J. Dingley and D. McLean: *Acta Met.* 15 (1967) 885
- (2) G. Taylor and J. W. Christian: *Phil. Mag.* 15 (1967) 893
- (3) J. W. Steeds: *Proc. Roy. Soc.* A292 (1966) 343
- (4) F. W. Young, Jr.: Private Communication
- (5) J. R. Low, Jr. and A. M. Turkalo: *Acta Met.* 10 (1962) 215
- (6) S. Takeuchi, E. Furubayashi and T. Taoka: *Acta Met.* 15 (1967) 1179
- (7) D. F. Stein and J. R. Low, Jr.: *J. Appl. Phys.* 31 (1960) 362
- (8) W. G. Johnston and J. J. Gilman: *J. Appl. Phys.* 30 (1959) 129
- (9) A. H. Cottrell and B. A. Bilby: *Proc. Phys. Soc. (London)* A62 (1949) 49
- (10) T. Imanaka and K. Fujimoto: *Proceedings of the International Conference on the Strength of Metals and Alloys* (Japan Institute of Metals) to be published
- (11) S. Takeuchi, H. Yoshida and T. Taoka: *Proceedings of the International Conference on the Strength of Metals and Alloys* (Japan Institute of Metals) to be published
- (12) V. Vitek: *phys. stat. sol.* 18 (1966) 687
- (13) V. Vitek and F. Kroupa: *phys. stat. sol.* 18 (1966) 703
- (14) M. S. Duesbery and P. B. Hirsch: *Dislocation Dynamics*, McGraw-Hill, to be published
- (15) H. Suzuki: *Dislocation Dynamics*, McGraw-Hill, to be published
- (16) H. Dietz: *Z. f. Phys.* 132 (1952) 107
- (17) D. Kuhlmann-Wilsdorf: *Phys. Rev.* 120 (1960) 773