

討15 鉄の降伏と格子欠陥

九大 応力研 北島一徳

1. はじめに.

鉄の降伏応力の大きな温度依存性の本質が、微量の格子間不純物原子の影響によるものが、またはBCC金属に固有な転位の特性によるものかという問題は長年の懸案であった。現在なお前者の立場よりの意見もあるが、後者すなわち転位のラセン成分が格子構造の特性によって大きな格子摩擦を持つとする考え方が一般化しつつある。しかしなお後者も定量的に完結したものとは言い難く、種々の実験事実の説明にはなお多くの問題が残されている。これらについて本シンポジウムでもすでに論じられているが、本講では微量不純物の影響や刃状およびラセン転位の特性の追求に利点を持つと考えられる微小歪領域での応力-歪曲線の問題を取り上げたい。つぎに降伏応力に及ぼす不純物原子の役割については、FCC金属に比較して著しい特色である固溶硬化の現象が知られており、転位と不純物原子との相互作用の立場から興味ある問題である。また固溶原子に限らず各種の欠陥、それらの複合体さらに析出物までを含めて転位との相互作用についての統一的な説明が望まれることは言うまでもない。ここではこれに対する一つの資料として中性子照射による硬化に関する実験例を提出し、上述の立場から論じてみたい。

2. 微小歪領域の塑性と転位の特性

純鉄単結晶に常温で微小の塑性歪を与えた後低温で引張変形を与えると図1に示すように降伏応力は前歪を与えない場合に比較して著しく低く、また微小の歪領域で急速な加工硬化を示す。³⁾⁴⁾この種の実験はBrown⁵⁾やMeakin⁶⁾によっても試みられており、また他のBCC金属についても全様な結果が得られているが、その機構の解釈については前述転位の特性の立場からの明瞭な説明はなされていない。まず実験結果の大意は1) 前歪を与えない場合降伏応力は高く、温度依存性を持ち、これは格子間不純物原子の量がきわめて少ない場合にも定性的には変らない。2) 前歪を与えると降伏応力は急速に低下し、臨界歪は 10^{-5} 程度であり、それは温度に殆んど依存しない。3) 0.2%程度以上の前歪の後には応力-歪曲線の形はほぼ一定の値に近づく。4) 応力-歪曲線の結晶方位依存性は[100]方位のものは[110]に比較して硬化率が小さい。これは大きな歪領域での傾向とは反対である。図2。

さて理論によればBCC金属のラセン転位の格子摩擦は大きい⁷⁾が、刃状転位⁷⁾は全様な特殊性をなく格子摩擦は小さいと考えられる。実際2)の降伏応力は刃状転位の移動によるものであろう。これはまた加工試料の内部摩擦におけるαピークに対応するものと考えられる。これに比較して低温での高い流動応力はラセン転位の移動によるものである。なお焼鈍状態では転位は極微量の格子間不純物原子により固着しており、また不純物原子が存在しなくてもBCC金属の転位のジョグの形成エネルギーは小さいため転位は多数のジョグを含み自由な刃状転位の部分は短いためにこのように降伏応力は高いと考えられる。

つぎに刃状転位とラセン転位の特性を分離するためにつぎのような実験を行った。単一すべり系に近い方位を持つ板状単結晶につき、すべり方向が側面に平行な場合、A型、と板面に平行な場合、B型、を選び、板厚を1, 0.25, 0.06 mmに覆えて応力-歪

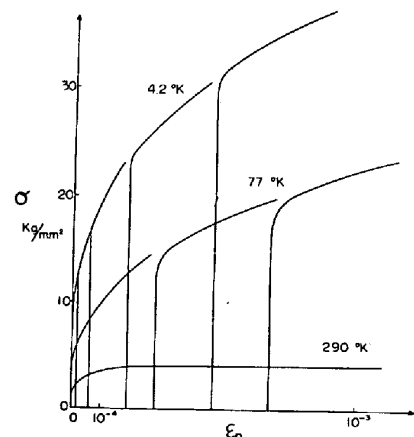


図1. 純鉄単結晶の応力-歪曲線⁴⁾、常温前歪 0.3%.

曲線を計測した。図3。図に示すようにA型では板厚の減少と共に硬化率は上昇し、B型ではその逆になっている。(b₂はA, Bに共通と考えられる。) また低温での変形では刃状転位のみが移動して一本の平行なラセ=転位を形成しなが^{進み}ループを作すが、低温ではラセ=転位は移動出来ない^{ので}転位の多量形成は行なわれない。このようにして動き易い転位源から順次に消耗されて加工硬化が生ずると考えられる。いま長さlを持つ刃状転位源の移動応力は $\frac{Gb}{l}$ であり、lとl+dlの間の長さを持つ転位源の密度を/cm³当り $n(l)\Delta l$ とすれば 応力 $\sigma = Gbl$ での塑性歪 ϵ は

$$\epsilon = b \int_l^{\infty} n(l) l \Delta l$$

と表わされる。ここでbはバーガースベクトルの大きさ、lはすべり距離である。たとえばlを一定 $\sigma = G\epsilon^m$ とすれば $n(l) \propto l^{-\frac{1}{m}-2}$ となる。A型の場合に板厚tがすべり距離l程度に薄くなればlはtに置き換えられるから硬化率は著しく上昇することが説明される。その場合残存転位はラセ=転位のみとなる。B型では前工程の際に刃状転位の割合が板厚の減少と共に増大することから実験事実が説明される。

3 転位と格子欠陥との相互作用による硬化

鉄の降伏における不純物原子の役割については、固溶原子による低温での軟化-固溶軟化が注目されており、置換型原子Si, Al, Ni, V等^{7), 8)} および格子間不純物原子N, Cの影響が調べられている。またこの現象はBCC金属の転位構造の立場から転位と固溶原子との相互作用の問題として理論的に興味ある研究課題となっている。また格子間原子、原子空孔等の点欠陥、点欠陥のクラスターおよび種々の大きさを持つ析出物の問題を含めて統一的な説明が望まれる。

固溶体軟化の機構については種々の説明が考えられているが、Sato¹⁰⁾ およびMeehan¹¹⁾ の理論は興味がある。彼らは大きなパイエルスポテンシャルを持つ転位と障害物との相互作用を弾性論的近似を用いて論じている。すなわち障害物のまわりの三次元的弾性応力場はラセ=転位に対して偶力に及ぼすが、これによって障害物の近傍ではラセ=転位のkink対の形成が助けられる。この要素とkink対形成により変形した転位の部分が障害物を乗り越えようとする過程上の両者の兼ね合いによって降伏応力が決められる。このようにして種々の大きさの障害物について計算を行ない、降伏応力の温度依存性を計算し、低温での軟化現象と高温での硬化現象を説明している。

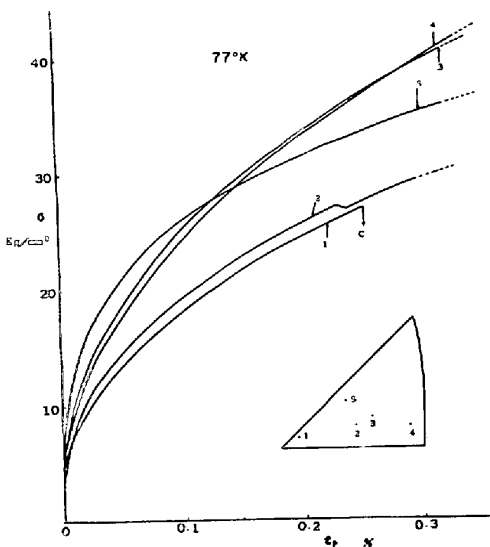


図2. 純鉄単結晶の応力-歪曲線⁴⁾
結晶方位依存性, 前工程歪0.3%

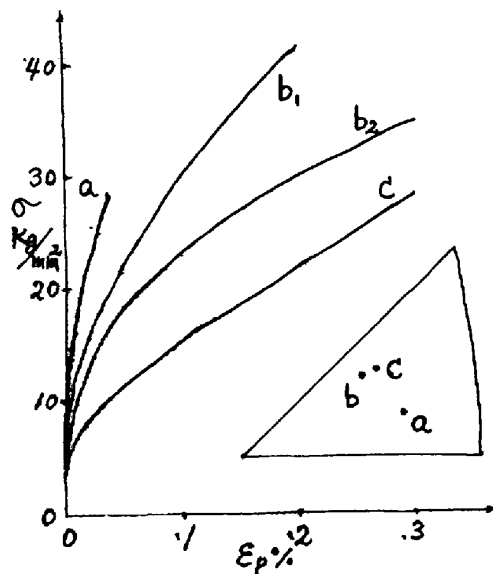
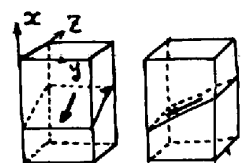


図3. 純鉄単結晶薄板の応力-歪曲線
前工程歪0.2%



極厚 mm	すべり方向の 方位角度°	x	y	z
A型				
a	0.06	45	86	45
b ₁	0.25	63	102	30
b ₂	1.0			
B型				
c	0.23	54	36	89

計算の詳細については原著に譲るが、この問題になるのは弾性論的近似が用いられているため、転位近傍については検討を要する。とくに点欠陥との近接した相互作用の場合にはパイエルスポテンシャルの中程度の領域が重要になる。鈴木¹⁾の理論によればラセン転位はその結晶格子中の位置によって、転位近傍の原子の並びが最も無理な配列を取る場合と最も無理の少ない配列を取る場合とが原子間隔ごと交互に存在しており、両者のポテンシャルエネルギーの差がパイエルスポテンシャルの大きさを決めている。さて点欠陥が存在する場合にその影響は転位近傍では加算的ではなく、非線形的な相互作用に存在するが、定性的にはポテンシャルの低い位置に点欠陥が存在すれば周囲のポテンシャルを高め、ポテンシャルの高い位置には反対にこれを低くする作用を及ぼすことが推定される。すなわち整合的な原子の配列を乱す要素は上述の機構によってむしろパイエルスポテンシャルを小さくすることが考えられる。勿論定量的な結論は詳細な計算に待たねばならない。つまり点欠陥のクラスター等より大きな障害物の場合には転位と障害物の間の弾性的相互作用が大きな割合を占め、転位がこれを乗り越えるために活性化エネルギーが必要になる。すなわち熱活性化型硬化を生ずる。さらに障害物の大きさが大きくなれば活性化エネルギーは大きくなり、非熱活性化型硬化を生ずる。

図4に純鉄単結晶を低温(16°K)で中性子照射、 $6 \times 10^{16} \text{ nvt} (> 1 \text{ MeV})$ 、した後、77°Kで引張試験を行なった結果を示す。ただし試料は照射前に0.3%程度の前歪を与えている。なお同一方位の非照射試料との比較を示す。図5は約90°Cで $7 \times 10^{16} \text{ nvt} (> 1 \text{ MeV})$ の照射を行なった後全様な前歪を与えた後試験を行なった結果を示す。また図6には100ppmの炭素を固溶させた約90°Cで照射、 $1.3 \times 10^{18} \text{ nvt} (> 1 \text{ MeV})$ 、した試料の降伏応力の温度依存性を非照射および純鉄照射試料と比較したものである¹³⁾。

まず鉄の照射欠陥の回復過程におけるI stageは100°K付近にあるから、上述低温で照射した試料を77°Kで試験する場合に格子間原子は単独の点欠陥の状態にあると考えられる。照射欠陥としてはこの外にも原子空孔の群 depleted zone が存在するが、図4の結果は図5の常温照射に比較して明らかに硬化は少く、これは単独の格子間原子による軟化現象の存在を示している。なお電子線照射による格子間原子の軟化現象は飴井によって示されている。これに比較して常温照射の場合には格子間原子は移動して集合体を形成していると考えられるが、図5の硬化はこれらの集合体による硬化と推定される。これは低温照射試料を常温で焼鈍すれば硬化を生ずること、図4、6が裏付けされる。また図5によれば硬化は温度依存性を示し、熱活性化型であることが解る¹³⁾。つまり炭素を含む場合には固溶炭素の場合には軟化を示すにもかかわらず、照射後には図6に示すように顕著な非熱活性化型硬化を示す。これは照射欠陥と炭素との複合体または照射欠陥と核とする析出炭化物によって大きな障害物が形成されていることを示すものと考えられる。

以上単独の点欠陥、その複合体およびより大きな障害物による硬化現象の推移の性質を照射試料の例によって示し、BCC金属における転位と格子欠陥の相互作用の立場より説明を試みた。

文献

- 1) Hirsch, P. B., Trans JIM suppl., 9 (1968) XXX, Phil. Mag., 8 (1963) 1895.
- 2) Suzuki, H., Battelle Coll. Dislocation Dynamics,
- 3) 北島一徳, 九大応力研究所報 (1960) 171.
- 4) Kitajima, K. Proc. Int. Intern. Conf. Fracture, Sendai, (1965) 659.
- 5) Brown, N., Ekvall, R. A., Act. Met., 10 (1962) 1101.
- 6) Meakin, J. D., Canad. J. Phys., 45 (1967) 1121.
- 7) Takeuchi, S., et. al., Trans. JIM suppl., 9 (1968) 715.

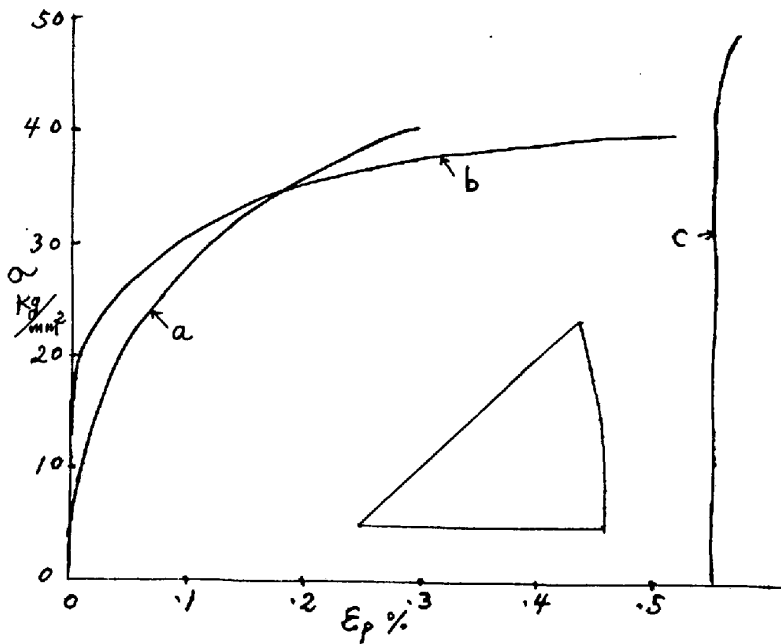


図4. 純鉄単結晶の低温照射による硬化 (77°K)
 a; 非照射, b; 16°K, 6×10^6 nvt,
 c; bの後 60°C 30min 焼鈍後引張.

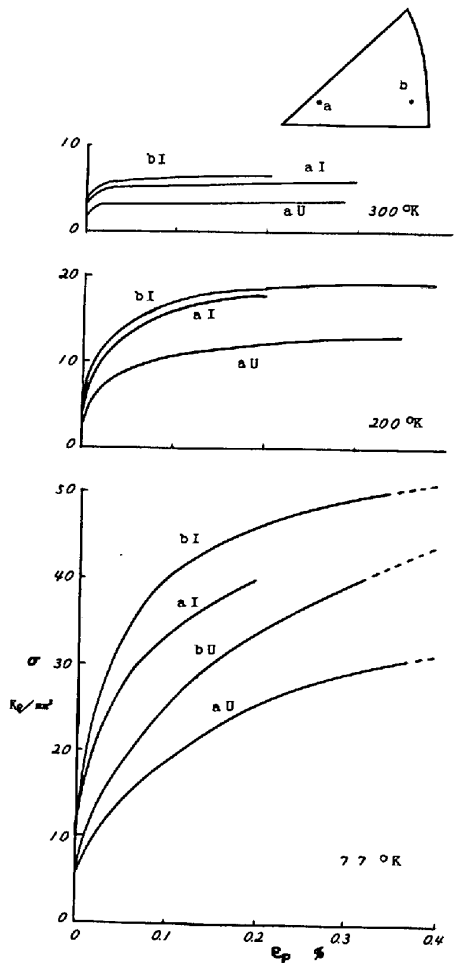


図5 純鉄単結晶の室温照射による硬化⁴⁾
 90°C, 7×10^6 nvt,
 I 照射後, U 非照射.

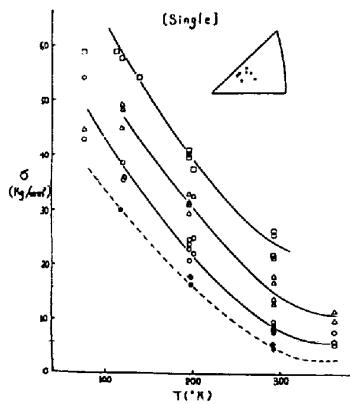


図6 鉄単結晶の照射硬化における炭素の影響¹³⁾
 □ 200 ppm, △ 100 ppm, ○ ~1 ppm, 90°C, 1.3×10^{18} nvt,
 ● 非照射 ~1 ppm.

- 8) Haasen, P., Trans. JIM suppl., 9 ('68) XL.
- 9) Nakada, Y., Keh, A.S., Act. Met., 16 ('68) 903.
- 10) Sato, A., Ph.D. Dissertation North Western Univ. (1971), Proc. 2nd Intern. Conf. Strength Metal Alloys, Calif. ('70).
- 11) Meshii, M., 金属学会 鉄鋼照射シンポジウム 昭46, 6月.
- 12) Kitajima, K., Trans. JIM, suppl., 9 ('68) 182.
- 13) 北島一徳, 金属学会講演会 昭45, 4月.