



解説

鉄の塑性変形に関する最近の研究

竹 内 伸*

Recent Researches in Plastic Deformation of Iron

Shin TAKEUCHI

1. はじめに

1967年にオタワで行われた結晶塑性に関する国際会議¹⁾以降、bcc金属の特徴的な塑性に関する研究が世界的に盛んに行われた。実験的には、試料の高純度化、単結晶を用いた固溶体効果や結晶方位存に関する系統的な研究によつて、変形機構を解明しようとする努力が続けられた。いつぼうでは、電子計算機の高速度化とあいまつて、格子モデルを用いた転位の運動の計算機シミュレーションを通して、bcc金属の塑性、特に低温塑性、を理解しようという試みも行われた。しかし、計算機シミュレーションの結果や理論と比較すべき、極低温での系統的な実験データが得られるようになったのはごく最近のことである。そして、ようやく、bcc金属の塑性の全体像が明らかになろうとしている。

本小文では、鉄およびその固溶体に関して、最近行われた低温実験を中心とした基礎的研究の紹介を行い、その解釈についての私見を述べたい。なお、ここで紹介する研究成果のほとんどが、我が国の研究者の手になつたという事実は誠によきことである。

2. 高純度鉄の塑性

かつて、試料の純度を上げれば上げるほど、低温の降伏強度が低下する傾向にあるという実験事実を基に、bcc金属の降伏応力の強い温度依存性は、侵入型不純物による固溶体硬化作用による、という説も有力であつた。このextrinsic説は、CONRADらによつて主張されていたintrinsic説²⁾、すなわち、bcc金属の高い低温強度はパイエルス・ポテンシャルなど転位自身の性質に基づく、とする説と対立を続けていたのであるが、以下で述べる種々の理由によつて、現在では後者であることに疑いの余地が無くなつてきている。なお、実験的な面で混乱を招いた原因として、試料の高純化に伴つて、応力-歪み曲線上に、いわゆるstageゼロと呼ばれる領域が生じ、降伏応力の定義が不明瞭になること、低温において「異常すべり」³⁾と呼ばれる特殊な軟化機構が生じることな

どの事実がある。幸いなことに、この「異常すべり」は鉄では生じないため（「異常すべり」の機構はほぼ解明されているが、鉄で生じない理由は十分明らかではない）、極低温塑性の研究の障害にならない。さて、intrinsic説のおもな根拠は、(1)以下で述べるように、高純度金属をベースとした試料で、合金化の効果が極低温で明らかにされたこと、(2)低温での転位の運動の電子顕微鏡による直接観察の結果、パイエルス機構から期待されるような直線的らせん転位の一様運動が観察されること⁴⁾、(3)転位芯に関する理論的考察から、bcc金属単結晶に共通して観察される結晶方位依存などが、らせん転位のパイエルス機構で説明しうること⁵⁾、などである。

bcc金属全般について極低温の塑性実験の障害になつているのは、変形双晶の発生、脆性破壊およびthermal instabilityによる不安定形[†]である。これらの障害を克服する実験条件の一つは素材の高純度化であり、もう一つは細い試料を用いることなのである⁶⁾。残留抵抗比が5000にも達する純鉄試料の作成に成功した木材のグループでは、多結晶鉄でもヘリウム温度まで十分ductileであることを示した⁷⁾。単結晶のすべり変形について最も系統的な実験を行つたのは、抵抗比約4000の試料を用いた北島、蔵元、青野らである。単結晶の場合、ヘリウム温度でductileであるための条件の一つは、酸化物などの大きな介在物が十分少ないことであるように思われる。双晶変形やへき開破壊の発生には、これらの介在物周辺の応力集中が重要な因子となつていると考えられるからである。細い試料で双晶が起きにくい理由はあまり明らかではないが、細い程応力集中を起こすsiteが少なくなるという効果は確実に効いているであろう。また、thermal instabilityも、塑性仕事による試料の発熱が主として試料表面から逃げることを考えると、表面積対体積比の大きな細い試料ほど起きにくくなるのは当然のことである。細い試料のもう一つのメリットは、降伏

* 塑性仕事による発熱で試料温度が上昇して塑性歪み速度が加速度的に増加し、その結果、変形応力が急激に低下する現象。変形応力が高温依存性の大きい試料で起きやすい。

昭和56年11月2日受付 (Received Nov. 2, 1981) (依頼解説)

* 東京大学物性研究所 (The Institute for Solid-state Physics, The University of Tokyo, 7-22-1 Roppongi Minato-ku 106)

が比較的シャープに起こり、降伏応力の決定にあいまいさが少ないことである。先に述べた高純度試料で生じる stage ゼロは、既存の刃状転位の運動に基づく歪みである。既存の転位による歪み量は、転位の mean free path に比例するため、試料が細いほど小さくなるのである。なお、以前に佐藤ら⁸⁾、CONTE ら⁹⁾ によつて行われた鉄単結晶の極低温実験も、いずれも 1 mm 以下の細い試料を用いている。

Fig. 1 から Fig. 4 までは、北島、蔵元、青野、安部による、抵抗比約 4000 の純鉄単結晶に関する一連の実験データである⁶⁾¹⁰⁾¹¹⁾。Fig. 1 の χ は結晶方位を表すパラメータで、一次すべり系のすべり方向を含む最大剪断応力の面の位置で定義される。 $\chi = 0^\circ$ は $\{110\}$ 面、 -30° は $\{112\}$ 双晶面、 $+30^\circ$ は $\{112\}$ 反双晶面に最大剪断応力が作用する方位を表している。 τ_y はそれぞれの試料の最大剪断応力面への降伏応力の分解剪断応力である。高純度試料では一般にすべり線の観察が困難になるのであるが、77K ではすべての方位で $\{110\}$ すべり、4.2K でも少なくとも $-15^\circ < \chi \leq 30^\circ$ の試料では $\{110\}$ 面ですべてのことが明らかになっている。 τ_y も $\chi = 0^\circ$ の近くで最小値を示していて、すべり面の観察結果と合致しているが、シュミットの法則は必ずしも満たされていない。 $\chi = +30^\circ$ の τ_y の値は、どの温度でも、 $\chi = -30^\circ$ の τ_y より高く、古くから鉄合金で確立している¹²⁾、いわゆる $\{112\}$ 面異方性を示している。

Fig. 2 は二つの結晶方位に対する τ_y の温度依存性を示したものであるが、特徴的なことは、200K 付近にふくら

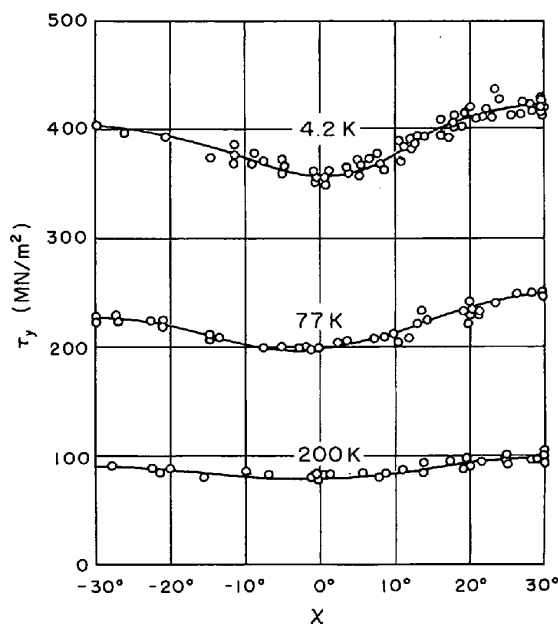


Fig. 1. Orientation dependence of the shear yield stress resolved on the maximum shear stress plane for high-purity iron single crystals at three temperatures. χ is the angle between the maximum shear stress plane and $\{110\}$. (K. KITAJIMA et al.⁶⁾)

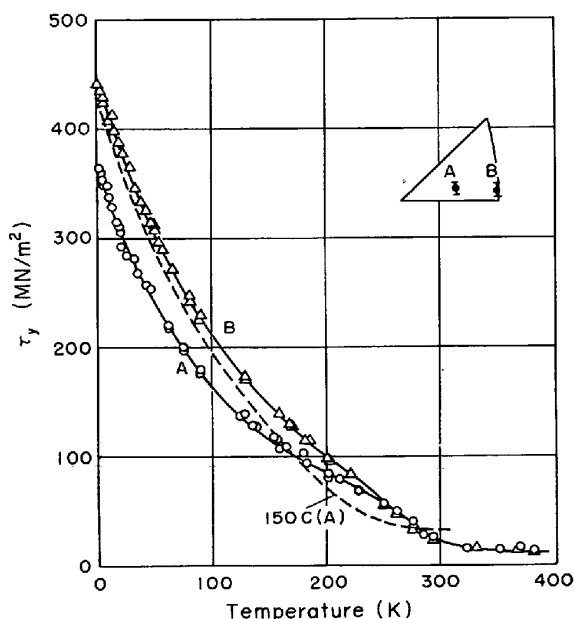


Fig. 2. Temperature dependence of the shear yield stress for high-purity iron single crystals with two different orientations, A and B. Broken line shows the one for single crystals of Fe-150 at% C.

(E. KURAMOTO et al.¹⁰⁾)

みが生じることである。このふくらみはすでに何人かの研究者によつて報告されていたことであるが¹³⁻¹⁵⁾¹⁷⁾、少量の侵入型不純物が存在すると消失する。降伏応力の歪み速度依存性から求められる活性化体積の応力依存性には、Fig. 3 に示すように、Fig. 2 のふくらみに対応してこぶが生じるのである。Fig. 2 と Fig. 3 の結果を基にして、歪み速度がアレニウスの式

$$\dot{\gamma} = \dot{\gamma}_0 \exp\left(-\frac{\Delta H}{kT}\right) \dots \dots \dots (1)$$

に従うとして、活性化エンタルピー ΔH を求めることができる。その結果得られる定歪み速度に対する ΔH の値は、アレニウスの式が成立するならば、温度 T に比例するはずである。実際にはほぼ比例関係が成立することは、鉄についてもすでに報告されていたのであるが¹⁶⁾⁹⁾、極低温まで詳しく解析すると、Fig. 4 に示すように、30K 以上では $\Delta H/kT$ の値は、Fig. 2, 3 のこぶの存在にもかかわらず、確かに一定値となり、アレニウスの関係が成立することを示すのであるが、30K 以下から $\Delta H/kT$ の値はゼロに向かって急激に減少することが明らかになったのである¹⁷⁾。なお、極低温でアレニウスの式が成立しなくなる現象は、パイエルス機構で支配されている結晶に共通のことである¹⁸⁾。

さて、これらの純鉄の塑性は、転位論の立場からどのように解釈できるのであろうか。bcc 金属中でらせん転位の運動抵抗が大きい理由として、従来からやや異なる二つの見方が存在する。一つは、転位芯の歪みが三方向に伸びていて、すべり運動の際には一種の収縮を起

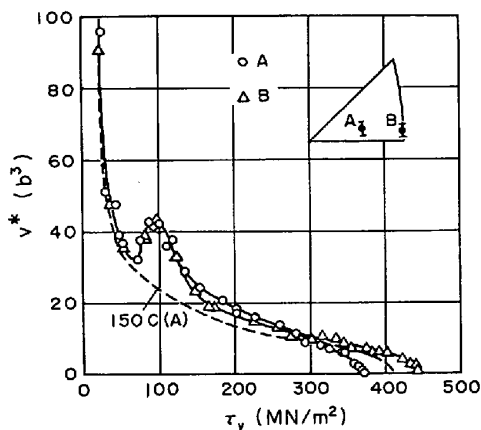


Fig. 3. Stress dependence of activation volume for high-purity iron single crystals with two orientations. Broken line is the one for single crystals of Fe-150at%C. (E. KURAMOTO et al.¹⁰⁾)

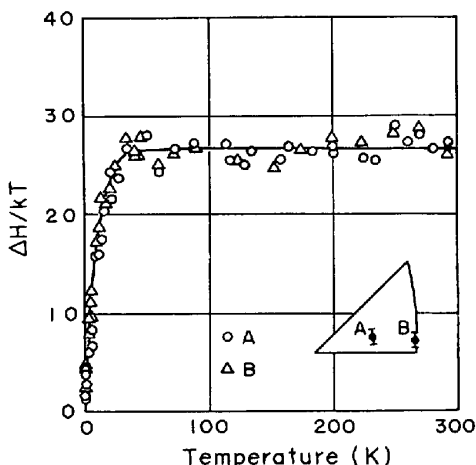


Fig. 4. Experimental values of exponent in the Arrhenius type strain-rate equation as a function of temperature. (Y. AONO et al.¹¹⁾)

さねばならないことに基づくとする考え方であり、もう一つは、鈴木によつて始めて指摘されたように¹⁹⁾、bcc格子の幾何学的特徴かららせん転位に対するパイエルス・ポテンシャルが必然的に大きくなっているという考え方である。これらの見方の相違は、1970年代から盛んに行われた格子モデルに基づく計算機シミュレーション²⁰⁾の結果によつて決着が付きそうなものであつたが、シミュレーションの結果得られる転位芯の歪みが等方的でなく三方向に長く伸びている場合も多いため、依然として研究者の間で上記二つの概念の対立がみられる。しかし、筆者は、いくつかの理由で、転位芯の歪みが非等方的である場合でも、らせん転位の大きな運動抵抗が本来の高いパイエルス・ポテンシャルに基因すると考えるのが妥当であると信じている。しかも、鉄では(1)低温ではすべての方位で{110}面ですべること、(2) τ_y - T 曲線上にふくらみが見られること、の二つの実験事実から、転位芯が弾性論の解に近い等方的な歪み場を持つて

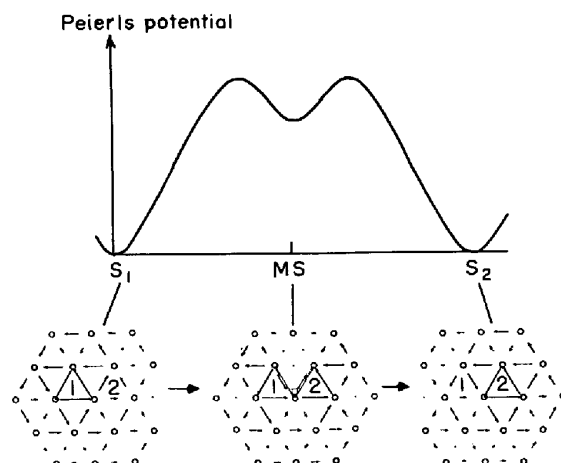


Fig. 5. Upper curve shows expected shape of the Peierls potential for screw dislocation in pure iron. Lower figures show atomic configurations at the core of a screw dislocation at three positions as represented by the differential displacement map²¹⁾.

いる可能性が非常に強いのである²¹⁾。それは、非等方的に伸びた転位芯の場合には、どの方位でも{110}すべりになるという可能性は非常に小さいこと、および、等方的転位芯の場合には、隣接する安定位置の間に、筆者がsplit coreと呼ぶ準安定な状態が存在し、パイエルス・ポテンシャルがらくだのこぶ型になることが根拠である²¹⁾。らくだのこぶ型のパイエルス・ポテンシャルに対しては、 τ_y - T 曲線にふくらみが生じることはずっと以前に指摘されていたことである²²⁾。最近の電子論に基づくシミュレーションの結果も上記の結論を支持している²³⁾。Fig. 5は、パイエルス・ポテンシャルの形と、三箇所での転位芯構造を模式的に示したものである。

極低温で古典的なアレウスの速度式が成立しなくなる現象に関しては、転位の振動運動に対する簡単な量子論的な取り扱いで解釈されてはいるものの¹⁸⁾、厳密な理論的な取り扱いは今後の課題である。

3. 固溶体鉄の塑性

bcc金属の塑性に関して最も複雑かつ興味ある問題は、低温における固溶合金の強度の問題であろう。とりわけ顕著な現象は固溶体軟化現象である。その機構に関して、低温強度自身の問題の場合と同様に、intrinsic説とextrinsic説とが対立してきた。前者は、固溶原子の存在がキンク対形成を助けて転位の易動度を増すという、WEERTMANが最初に指摘した機構²⁴⁾であり、後者は、常に第三元素の存在が関与し、いわゆるscavenging effectで代表されるような、もともと存在した固溶体硬化の軽減機構である。いずれの機構も現実存在することは確かであるが、低温での軟化は、少なくとも鉄に関しては、intrinsic機構であることに疑いの余地はほとんどない。Nbなどの他のbcc金属では、異常すべりが関

与するために実験事実自体に不一致が見られ、いまだに研究者間で軟化機構に関する consensus が得られていない。

ここでは、照射によつて生成される intrinsic point defect の効果、侵入型固溶元素による効果、置換型固溶元素による効果を分けて記述する。

3.1 照射効果

鉄中に点欠陥が存在することによつて intrinsic な軟化が生ずることを始めて明確に示したのが、単結晶について佐藤ら⁸⁾および多結晶について GROH ら²⁵⁾によつて行われた、低温での電子線および中性子線照射の実験である。電子線照射の場合は、照射で導入された self-interstitial が anneal-out する温度以上に温度を上げると軟化が全く消滅し、中性子線照射の場合は、欠陥がクラスターを形成するために、逆に硬化に変わる。北島らのヘリウム温度までの実験によると、Fig. 6 に示すように、低温照射（中性子線は 5K、電子線は 77K）した高純度鉄単結晶の降伏応力は、窒素温度近くでは大きな軟化を示すのに、50K 以下の低温ではむしろ硬化するという結果が得られている²⁶⁾。なお、照射効果は照射条件の相異で結果が異なるために複雑である。例えば、佐藤らの 2 MeV, $10^{17} \sim 10^{18}$ e/cm² の照射での 77K の軟化量は著しい結晶方位依存性を示し、 τ_y の値が $\chi = -30^\circ$ で最大、 $\chi = +30^\circ$ で最小になるという特異な結果を示しているのに対し²⁷⁾、北島らの 28 MeV, 10^{18} e/cm² の照射では τ_y が全く方位依存性を示さなくなるという結果が得られている。いずれにしても、窒素温度付近での降伏応力が実に半分以下に低下するという、誠に著しい効

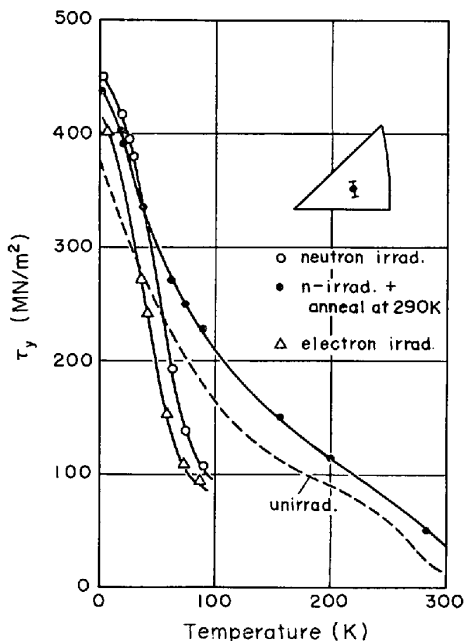


Fig. 6. Temperature dependence of the shear yield stress for high-purity iron single crystals irradiated by neutrons at 5K and that irradiated by electrons (28 MeV) at 77K. (K. KITAJIMA et al.²⁶⁾)

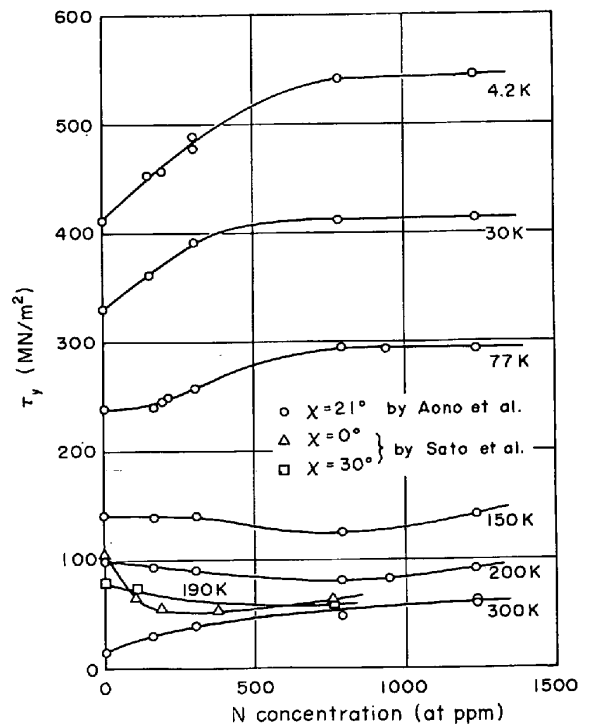


Fig. 7. Concentration dependence of the shear yield stress for Fe-N alloy single crystals at various temperatures. (Y. AONO et al.³⁰⁾ and A. SATO et al.³¹⁾)

果が生じるのは bcc 金属ならではの現象である。

3.2 侵入型固溶元素の効果

ある濃度範囲の侵入型固溶体について、室温以上の温度では固溶体硬化、低温のある温度領域では固溶体軟化が生じる現象は、bcc 金属に共通した現象として、かなり以前から確立していることである²⁸⁾。最近の成果としては、高純度鉄を base とした Fe-C 系¹⁴⁾²⁹⁾ Fe-N³⁰⁾ 系に関する系統的な実験、Fe-N 合金の軟化の結晶方位依存性³¹⁾などがある。青野ら³⁰⁾による Fe-N 合金単結晶 ($\chi = 21^\circ$) についての、ヘリウム温度までの種々の温度での τ_y の濃度依存性を Fig. 7 に示す。窒素温度以下では、温度の低下と共に、著しい硬化を示すことが分かる。また、佐藤らによる $\chi = 0^\circ$ と $\chi = 30^\circ$ の二つの方位の結果³¹⁾も同時にプロットしてあるが、固溶体軟化に著しい結晶方位依存性があることを示している。Fe-C の場合も、 τ_y が極小を示す濃度が Fe-N 系よりかなり低いこと以外は、定性的には全く同様の傾向を示す。 τ_y - T 曲線の形で高純度の場合と比較すると、Fig. 2 に見られるように、200 K 付近のふくらみが 100 ppm 程度の侵入型原子の添加によつて完全に消失するのが特徴である。

強制固溶させた水素の効果は最近の話題の一つである。固溶水素が、転位の易動度を上げるのか下げるのかについて論争が行われた³²⁾。水素の効果については、強制固溶に伴つて blister の形成など損傷による二次的な効果の発生、および水素の拡散速度が大きく内部構造が

定常的になりにくいことのために、現象が非常に複雑で、実験的に明確な結論を出すのが困難である。しかし、松井らによる高純度鉄 ($RRR > 3600$) の結果では³³⁾, 180 K から室温の範囲で見られる水素チャージによる変形応力の大きな軟化現象が, C, Nなどの効果と同様に, intrinsicな機構によるものであることを示唆しているように思われる。その大きな理由の一つは、軟化現象が、水素チャージ中でなくても、室温でチャージしたのち急冷しても見られることである。また、最近木村らは、同じく高純度鉄について、CとHの共存効果について興味ある結果を報告している³⁴⁾。すなわち、Cによる固溶体軟化と水素チャージによる軟化が加算的に起こるが、軟化量には各温度に対応した限界値が存在し、Cによる軟化がすでにその限界に達している場合には水素チャージは硬化作用を生ずるのである。Fig. 8は 225 Kにおける種々のC量の試料の応力-歪み曲線におよぼす水素チャージの影響を示したものである。

3.3 置換型固溶元素の効果

室温温度以上での置換型鉄合金の強度に関しては、以前から多くの研究が報告されているので、ここでは参考文献³⁵⁾を挙げるにとどめ、詳細は省略する。特に最近の成果といえる研究は、やはり北島らによる高純度鉄をbaseとした合金単結晶に関するヘリウム温度までの実験²⁶⁾³⁶⁾であろう。Fig. 9は、Fe-Si合金とFe-Ni合金に関する、降伏応力の種々の温度における濃度依存性を示す。室温における直線的硬化、低温での固溶軟化現象の出現は従来から報告されていたとおりであるが、その他の特徴として、150 K以下ヘリウム温度までの低温で、合金濃度の小さい範囲では硬化すること、および降伏応力の極小点が温度低下と共に高濃度側に移ることが挙げられる。 τ_y-T 曲線に関して興味あることは、Fig. 10に示すように、Fe-Si, Fe-Niに共通して、中温領域のふくらみが合金濃度と共に低温側に移動して、1%程度

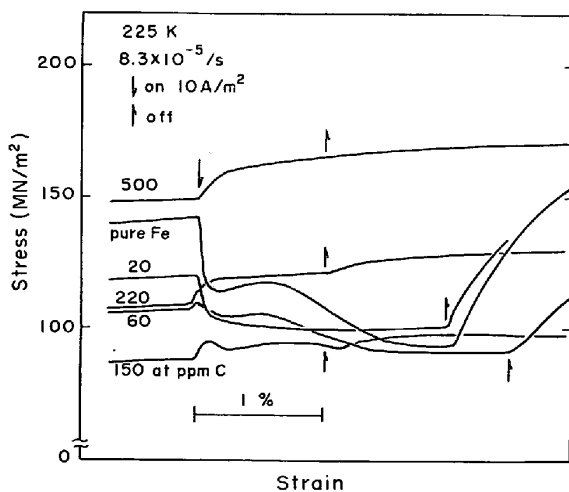


Fig. 8. Effect of hydrogen charging on the stress-strain curves at 225K of high-purity iron containing various amounts of carbon. (H. KIMURA et al.³⁴⁾)

の濃度で消滅することである。低温度でのかなり急な硬化は、実はこのふくらみの移動によって生じていることが分かるのである。このふくらみの移動は、前に述べたらくだのこぶ型のパイエルス・ポテンシャルのモデルに従えば、中央のポテンシャルのくぼみが合金濃度と共に次第に浅くなつて、ついには一つの山になることを意味している。

4. 鉄固溶合金の変形機構

前章で述べたように、点欠陥、固溶原子が鉄の強度に

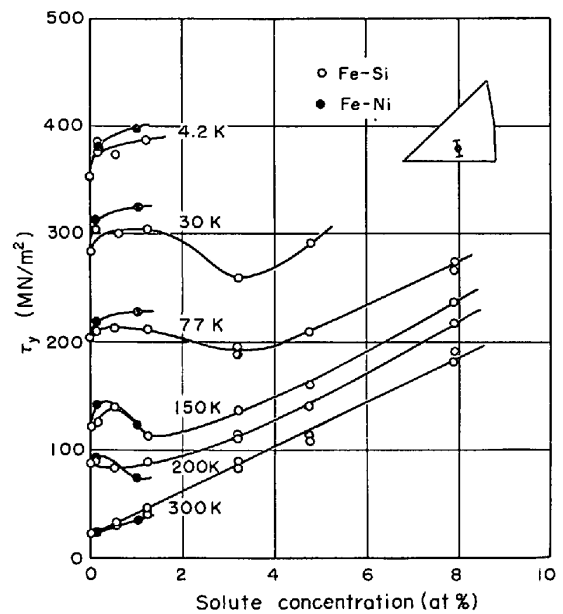


Fig. 9. Concentration dependence of the shear yield stress at various temperatures of Fe-Si and Fe-Ni single crystals that are based by high-purity iron. (K. KITAJIMA et al.²⁶⁾ and Y. AONO et al.³⁶⁾)

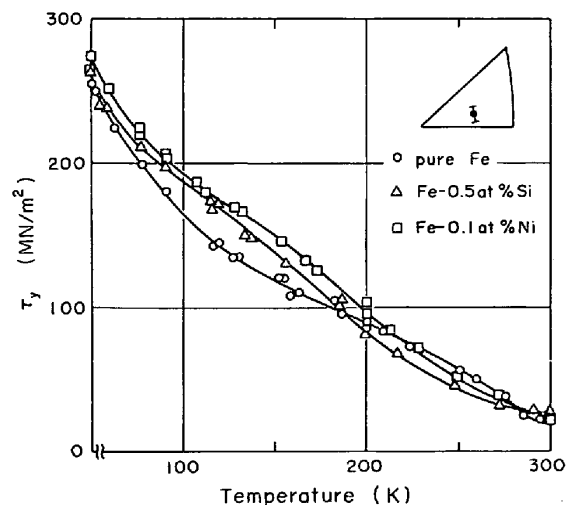


Fig. 10. Temperature dependence of the shear yield stress of pure iron, Fe-0.5at%Si and Fe-0.1at%Ni single crystals in the intermediate temperature range. (Y. AONO et al.³⁶⁾)

及ぼす効果に関しても、純鉄の場合と同じく、ヘリウム温度までその全貌がかなり明らかにされて来た。このことによつて、固溶体化の効果に関する完全な理論的考察がはじめて可能になったわけである。bcc 金属の低温強度がパイエルス機構で支配されていることはすでに述べた。従つて、固溶体の強度は、パイエルス・ポテンシャルと点障害とが共存する場合の転位論によつて解明されるべきものである。しかし、置換型元素による高温側での固溶体硬化を除いては、まだ理論的取り扱いが完全ではない。

点障害の内、self-interstitial と侵入型固溶原子は、共に格子間原子として、転位との相互作用が大きく、10~100 ppm の低濃度でも強度に及ぼす効果が大きいのに対して、置換型固溶原子は相互作用が桁ちがいに小さいので、%のオーダーでないと効果が生じない。すなわち、前者は、転位との相互作用を点在する障害として取り扱う必要があるのに対し、後者では、固溶原子を個々の点障害としてではなく、集団的相互作用として統計的取り扱いが要求され理論的取り扱いが明白に異なる。ここではそれぞれの場合について、簡単な定性的考察について述べる。

4.1 格子間原子の効果

格子間原子の効果は、高温部での硬化作用、低温での軟化作用と、さらに極低温での硬化作用によつて特徴づけられる。点欠陥の存在がキンク対の形成を助けて、パイエルス機構で支配される結晶を軟化させるという WEERTMAN の指摘以来²⁴⁾、bcc 金属の固溶軟化は多くの人によつてこの種の機構で論じられて来た³⁷⁾。特に、佐藤、飯井による詳細な理論的取扱いは有名である。小野と SOMMER³⁸⁾は、キンク対形成におよぼす固溶原子による転位のピン止めの効果で高温の固溶硬化を論じた。これらの理論によつて、少なくとも定性的には、高温の固溶体効果と中温領域の固溶軟化を理解することができる。いつぼう、極低温での再度の硬化を説明するためには、キンクの横方向の運動抵抗をどうしても考慮に入れなければならない。キンク対形成が変形を律速するか、あるいはキンクと点障害との相互作用が律速するかは、それぞれの過程に対する活性化エンタルピの大小関係で定まる。格子間原子と転位との短距離の強い相互作用を考えると、キンク移動 (KM) に対する活性化エンタルピと、キンク対形成 (DKF) に対する活性化エンタルピの応力依存性の関係が、Fig. 11 のように交差している可能性が強い。(1)式から明らかなように、活性化エンタルピ ΔH は、定歪み速度の実験では、実験温度に相当するので、この図は $\tau-T$ 曲線を横にした図と見ることができる。図の A-B に相当する温度範囲では、キンク移動は容易なので、点障害からの引用の助けを借りた "easy site" でのキンク対形成が律速して、固溶軟化が生じる。O-A では、今度はキンク移動の方が困難な

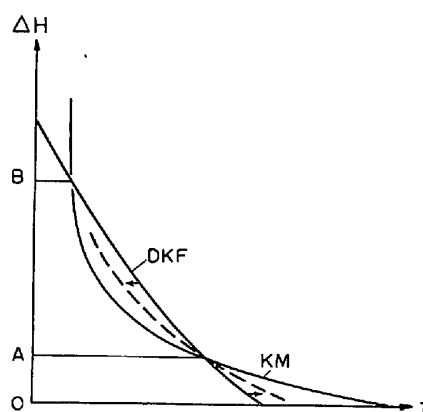


Fig. 11. Schematic drawing of stress dependence of activation enthalpy for double kink formation (DKF) and for migration of a kink (KM) that interacts with an interstitial atom.

ために、easy site でのキンク対形成のみでは変形が進行せず、さらに既成のキンク間に次々に新たにキンク対を形成することによつてキンクの高さを増し、それによりキンクが点障害に及ぼす力を増してキンク移動の活性化エンタルピを下げることによつて始めて変形が進行する。そのためには、キンク対形成が短い転位セグメント上で起こらねばならないので、キンク対形成エネルギーが上昇して、硬化するのである。さらに、キンク移動がキンク対形成より起こりにくくなった場合の別の重要な効果は、一本のらせん転位線上の別々の場所で、ある頻度で、異なつた {110} 面へキンク対形成を起こす結果ジョグが形成され、ジョグの引きずりによる運動抵抗が生ずることである。これらの過程のきちんとした取扱いは今後の問題である。

4.2 置換型固溶原子の効果

bcc 金属の置換型の固溶体の強度に関しては、鈴木による統計的な取り扱いに基づく詳細な理論が発表されて久しい³⁹⁾。キンク移動が律速する高温側の結果は実験事実をほぼ完全に説明していて、理論の正当性が示されている。ここでその理論の詳細を紹介するスペースはないので、原論文ないし解説を参照されたい⁴⁰⁾。しかし、低温側に関しては、まだ十分に理論的な理解は進んでいない。すなわち、理論的には、極低温では固溶原子の添加によつて急激な固溶軟化が予想されるのであるが、実験結果 (Fig. 10) はそのようになっていない。実際、イオン結晶の混晶 (KCl-KBr) では、理論通りに、ヘリウム温度で約 5% まで急激な軟化を示している⁴¹⁾。(アルカリハライド結晶の窒素温度以下の強度は、パイエルス機構で支配されていることが明らかになつている。) 前節で述べたように τ_y-T 曲線上のふくらみの合金化による変化は、パイエルス・ポテンシャルの形の変化を示していると解釈される。すなわち、鉄合金の場合は、比較的低濃度の合金でも、本来のパイエルス・ポテンシャルを実

効的に変化させる効果が存在し、それと、合金濃度のゆらぎによつてパイエルス・ポテンシャルに場所的なゆらぎを生ずる効果が重畳して、現象を複雑にしていると考えることができよう。

5. む す び

以上にのべたように、高純度鉄およびその固溶合金に関する近年の極低温実験の成果によつて、ようやく、鉄の塑性の本性とでもいえるものがかなりはつきりして来たように思われる。もちろん、実用材料のような複雑な多元系の強度に関する正しい理解までは、まだ道が遠いのであるが、その基礎作りができたといえよう。今後、さらに多くの合金系に関する実験や、極低温での転位運動の直接観察など多くの基礎データの蓄積が望まれる。なお、本小文では、筆者の興味から、すべり変形の内容が集中し、破壊など他の塑性現象にふれることができなかつたことをお許しいただきたい。

最後に、論文から多数の図面を引用させて頂いた九州大学応用力学研究所の北島、蔵元、青野各氏に感謝の意を表する。

文 献

- 1) 会議録は *Can. J. Phys.*, 45 (1967), pp. 453 に集録されている。
- 2) 例えば, *H. CONRAD: The Relation between the Structure and Mechanical Properties of Metals*, (1963), p. 475 [H. M. S. O.]
- 3) 例えば Nb については *C. J. BOLTON and G. TAYLOR: Phil. Mag.*, 26 (1972), p. 1359
- 4) Fe, Fe 合金については *E. FURUBAYASHI: J. Phys. Soc. Japan*, 27 (1969), p. 130; *S. IKEDA: Japan. J. Appl. Phys.*, 11 (1973), p. 1273; *H. SAKA, K. NDOA, and T. IMURA: Trans. ISIJ*, 13 (1973), p. 318
- 5) *S. TAKEUCHI: Interatomic Potentials and Crystalline Defects*, ed. by *J. K. LEE*, (1981), p. 201 [TMS-AIME]
- 6) *K. KITAJIMA, Y. AONO, H. ABE, and E. KURAMOTO: Scripta Met.*, 13 (1979), p. 1033
- 7) *H. MATSUI, S. MORIYA, S. TAKAKI, and H. KIMURA: Trans. JIM*, 19 (1978), p. 163
- 8) *A. SATO, T. MIFUNE, and M. MESHII: Phys. Stat. Solid. (a)*, 18 (1973), p. 699
- 9) *R. CONTE, P. GROH, and B. ESCAIG: Phys. Stat. Solid.*, 28 (1968), p. 475
- 10) *E. KURAMOTO, Y. AONO, and K. KITAJIMA: Scripta Met.*, 13 (1979), p. 1039
- 11) *Y. AONO, E. KURAMOTO, and K. KITAJIMA: Rep. Res. Inst. Appl. Mech., Kyushu Univ., Vol. XXIX* (1981) 92, p. 127
- 12) 例えば, *S. TAKEUCHI, T. TAOKA, and H. YOSHIDA: Trans. ISIJ*, 9 (1969), p. 105
- 13) *D. LEEMANS and M. E. FINE: Proc. 3rd Intern. Conf. Strength of Metals and Alloys*, 1 (1973), p. 510 [Inst. Metals and Iron Steel Inst., U. K.]
- 14) *D. J. QUENSEL, A. SATO, and M. MESHII: Mater. Sci. Eng.*, 18 (1975), p. 199
- 15) *D. TSENG and K. TANGRI: Scripta Met.*, 11 (1977), p. 719
- 16) *W. A. SPITZIG: Acta Met.*, 18 (1970), p. 1275
- 17) *E. KURAMOTO, Y. AONO, K. KITAJIMA, K. MAEDA, and S. TAKEUCHI: Phil. Mag. A*, 39 (1979), p. 717
- 18) *S. TAKEUCHI, T. HASHIMOTO, and K. MAEDA: Trans. JIM*, 23 (1982) 2, p. 60
- 19) *H. SUZUKI: Dislocation Dynamics*, ed. by *A. R. ROSENFELD, G. T. HAHN, A. L. BEMENT, Jr., and R. I. JAFFEE*, (1968), p. 671 [McGraw-Hill]
- 20) 例えば, *V. VITEK: Crystal Lattice Defects*, 5 (1974), p. 1
- 21) *S. TAKEUCHI: Phil. Mag. A*, 39 (1979), p. 661
- 22) *P. GUYOT and J. E. DORN: Can. J. Phys.*, 45 (1967), p. 983
- 23) *K. MASUDA and A. SATO: Phil. Mag. B*, 33 (1978), p. 531; *A. SATO and K. MASUDA: Phil. Mag. B*, 43 (1981), p. 1
- 24) *J. WEERTMAN: J. Appl. Phys.*, 29 (1958), p. 1685
- 25) *P. GROH, F. VANONI, and P. Moser: Defects and Defect Clusters in B. C. C. Metals and Their Alloys*, ed. by *R. J. ARSENAULT*, (1973), p. 19 [NBS, U.S.A.]
- 26) *K. KITAJIMA, Y. AONO, H. ABE, and E. KURAMOTO: Strength of Metals and Alloys*, ed. by *P. HAASEN, V. GEROLD, and G. KOSTORTZ*, (1979), p. 965 [Pergamon Press]
- 27) *A. SATO and M. MESHII: Scripta Met.*, 8 (1974), p. 851
- 28) 鉄については, 例えば, *Y. NAKADA and A. S. KEH: Acta Met.*, 16 (1968), p. 903
- 29) *J. P. COTTU, J. P. PEYRADE, P. CHOMEL, and P. GROH: Acta Met.*, 26 (1978), p. 1179
- 30) *Y. AONO, K. KITAJIMA, and E. KURAMOTO: Scripta Met.*, 14 (1980), p. 321
- 31) *A. SATO, Y. NAKAMURA, and T. MORI: Acta Met.*, 28 (1980), p. 1077
- 32) *A. ASANO and R. OTSUKA: Scripta Met.*, 10 (1976), p. 1015; *H. KIMURA, H. MATSUI, and S. MORIYA: Scripta Met.*, 11 (1977), p. 473
- 33) *H. MATSUI and H. KIMURA: Mater. Sci. Eng.*, 40 (1979), p. 207; *S. MORIYA, H. MATSUI, and H. KIMURA: 同上 p. 217; H. MATSUI, H. KIMURA, and A. KIMURA: 同上 p. 227*
- 34) *H. KIMURA, S. TAKAKI, and K. OGURI: Proc. Japan-U. S. Joint Seminar on Strength Characteristics of BCC Metals* (1981), TMS-AIME より出版予定
- 35) 竹内伸: 鉄と鋼, 55 (1969), p. 69; *W. C. LESLIE: Met. Trans.*, 3 (1972), p. 5; 最近の文献としては, *Y. T. CHEN, D. G. ATTERIDGE, and W. W. GERBERICH: Acta Met.*, 29 (1981), p. 1171
- 36) *Y. AONO, K. KITAJIMA, and E. KURAMOTO: Scripta Met.*, 15 (1981), p. 275
- 37) *R. J. ARSENAULT: Acta Met.*, 15 (1967), p. 501; *R. J. ARSENAULT and T. CADMAN: Defects and Defect Clusters in B. C. C. Metals and Their*

- Alloys, ed. by *R. J. ARSENAULT*, (1973), p. 41 [NBS, U. S. A.]; *A. SATO*, and *M. MESHII*: *Acta Met.*, 21 (1973), p. 753; *L. P. KUBIN* and *F. LOUCHET*: *Acta Met.*, 27 (1979), p. 343
- 38) *K. ONO* and *A. W. SOMMER*: *Met. Trans.*, 1 (1970), p. 877
- 39) *H. SUZUKI*: *Nachrichten der Akademie der Wissenschaften in Göttingen II, Mathematisch-Pysikalische Klasse* (1971) 6, p. 113
- 40) *H. SUZUKI*: *Dislocations in Solids*, ed. by *F. R. N. NABARRO* 4 (1979), p. 191 [North-Holland]; 鈴木秀次: *固体物理*, 3 (1978), p. 337
- 41) *T. KATAOKA*, *T. UEMATSU*, and *T. YAMADA*: *Japan. J. Appl. Phys.*, (1978), p. 271
-