鉄鋼の衝撃試験の話題*

作 井 誠 太**

Some Topics on the Impact Tensile Test of Iron and Steel

by

Seita SAKUI

(The University of Electro-Communications, Chofu)

1 は し が き

金属材料に対する各種の衝撃試験が、いろいろの意味で工学的にたいせつなことは述べるまでもない。そしてこの問題を系統的に取り扱った解説も少なくない。今回は筆者が衝撃試験を行ってきた長い年月の間に、おもしろいと思った二、三のトピックスを思いつくままにお話したい。最初にお断わりしておくが、筆者は衝撃引張試験しか経験していないので、衝撃といっても話はそれに限定される。

2 話題その1 (衝撃試験の二つの顔)

いつもの繰り返しで申しわけないが、やはりこのあたりから話を初めさせていただく。二つの顔とは言うまでもなく力学的な顔と冶金学的な顔である。衝撃試験では必ずこの二つの顔の双方に挨拶をしなくては、正確を期することはできない。力学的な現象を捉えて冶金学的に論じたり、またその逆が往々にして行なわれている。そこまでいなくても、データの含む誤差を見のがしている場合が多い。

大きなひずみ速度で引張試験を行なうと、ひずみの大きい塑性波が小さな速度、たとえば弾性波の10分の1以下の速度で試片内を伝わる。この場合、試片内の各瞬間の伸びの分布は不均一になる。衝撃速度が大きいほどこの不均一は大きく、伸びは衝撃端に集中する。

これに反して静的な引張試験では、きわめて小さな塑性波が弾性波に比べて小さな速度で伝わるが、試片の一端から他端へ伝わるに必要な時間に比べて、試験時間があまりにも長いので伝ば現象は問題にならず、どの瞬間にも試片は一樣に伸びていると考えてさしつかえない。このときの引張荷重の測定値は十分に意味があり、測定に伴う誤差もほとんどない。

衝撃速度を大にしていくと、伸びはますます衝撃端

に集中し、ついにはある大きさ以上の衝撃速度では試片は衝撃端で破壊してしまい、他の部分はほとんど変形していないという状態になる。これは非常に大きなひずみの塑性波が衝撃端で発生し、その伝わる速度が零に近いほど小さいので、衝撃端で破壊が起こったのであって、試片の全伸びを測定するときわめて小さい。図1は普通の寸法の引張試験片を種々の速度で変形させたときの全伸びを示したもので、衝撃速度がある程

図1 軟鋼の引張特性に対する衝撃速度の影響

度以上になると全伸びは急激に減少している。この全伸びがほとんどなくなる衝撃速度を臨界衝撃速度という。力学的には正確に定義できるが現実の試験ではそれほどはっきり現われず、全伸びがほとんどなくなる前後のある範囲を持つ衝撃速度をそのように名づけているのであろう。臨界衝撃速度はまったく力学的な現象であって、材料のぜい化という冶金学的な問題ではない。その証拠に変形部分の絞りも衝撃速度が大になっても減少せず、その部分が充分に変形していることを示している。ただその変形が伝わらないのである。

この塑性波の伝わる速度の計算は一般の金属については昔から行なわれているが、鉄鋼では降伏伸びが大きく応力-ひずみ曲線の形が特異なので、特別の考慮が計算に必要である。

* 原稿受理 昭和44年5月10日

** 電気通信大学 調布市小島町

図2 衝撃引張試験における試料とロードセルの模型
図(a), および試料とロードセルとの境界での応力波の反射と透過(b)

高速度の衝撃試験におけるこの大きなひずみの塑性波はまた大きな応力波と考えてよい。これが試片とロードセルの境界に到達すると、図2²⁾のようにそこでは一部分は反射し、一部分は透過してロードセルにはいる。すなわち入力波 σ_A はロードセルとの境界面での反射波 σ_R とロードセルへはいる透過波 σ_T と分かれる。境界面では試片にかかる荷重と、ロードセルにかかっている荷重は等しいと仮定すると次式が成立する、

$$A_0(\sigma_A + \sigma_R) = A_L \sigma_T \quad (1)$$

ここで A_0 は試片の断面積、 A_L はロードセルの断面積である。(1)式で注目したいのは左辺に σ_R がはいっていることである。われわれがロードセルによって記録できる波は、けっして試片を初めに伝わってきた入力波 σ_A でなく、ロードセルとの境界で生じた反射波 σ_R との合計である。以上のような条件のほか、よく爆発成形の際の衝撃波に対して行なわれるように、反射波の波頭と透過波の波頭に対して、質量保存則と運動量保存則を適用すれば、入力波 σ_A に対する反射波 σ_R と透過波 σ_T が求まる。

以上の方針のもとに、鉄鋼の下部降伏点の伸びも計算に入れて種々の場合に対して計算しているが、数%の誤差を許せば、10 m/s の衝撃速度までは下部降伏点は測定できる。また引張強度については、20~40 m/s の衝撃速度(降伏伸びの長さで変わる)までは同様の精度で測定できる。この測定誤差を考慮に入れないで、高速衝撃引張試験の結果について力学的な計算をしたり、冶金学的な議論をするのは危険である。

以上の二つの顔に対して、同時に対話しないと片づかない問題に出会うことがある。たとえばごく微細な結晶粒から成っている軟鋼や純鉄は、1.5 m/s という緩やかな衝撃速度で引張ってもすぐ切れてしまって、全伸びはほとんど見られない。これを図3に示すが、静的に引張れば在来から知られているとおり結晶粒が細かいほど伸びが大きいことも図のとおりである。このようなゆるやかな衝撃では、普通では力学的な顔は無視してもさしつかえない。軟鋼では結晶粒が小さく

図3 極軟鋼(0.03% C)の結晶粒度と伸びの関係

なると降伏伸びは増し加工硬化が著しく小さくなる。ことに引張速度が増すにつれてこの傾向は助長される。このために塑性波の伝わる速度が異常に小さくなり、1.5 m/s の衝撃速度でも臨界衝撃速度に達しているので、試片は衝撃端で切れてしまい他の部分は変形しないのである。これもまた試片のぜい化ではなく、破壊部分²⁾は充分な絞りを示す。筆者らはこの現象を擬ぜい性と呼んでいる。結晶粒の微細化に伴う応力-ひずみ曲線の変化という冶金学的な現象と、臨界衝撃速度という力学的な問題が重複したものである。

3 話題その2(衝撃試験の簡便化)

図1の軟鋼の衝撃引張試験の結果を見ると、引張強度は衝撃速度が大になると増加しているが、1.5 m/s あたりから以上の衝撃速度ではほとんど変わらず曲線は飽和している。これは一群の金属⁴⁾たとえば Cu, Al, Mg, Pb および Al-Mg 合金⁶⁾も同様の傾向を示す。これに対して Cu およびその希薄合金の単結晶の衝撃圧縮試験ではひずみ速度が $10^3/s$ をこえるあたりから、急激に流れ応力が上昇するとの報告もある。これは圧縮試験の結果であるが、筆者が行ってきた引張試験ではあるいはそのような報告があるのかもしれないが筆者の目には触れない。筆者がここに述べたいのは、このような高速度の領域のことでなく、1.5 m/s 程度のゆるやかな衝撃引張りでも、冶金学的な現象を問題とする限りにおいては充分に衝撃の特長が現われ、50 m/s とか 100 m/s というような高速度の試験を無理にしなくてもいいのではないかという点である。図1は筆者をそのような感想に導くのであるが、そのことについて二、三確かめてみよう。

1.5 m/s の衝撃速度を与える装置は簡単で、落槌ならば 15 cm の高さから落とせば充分であるし、衝撃荷重の測定も、その1の話題で説明したように充分の精度がある。そして、4 cm 前後の試片を伸ばせば、ひずみ速度で 30-40/s となる。図4は筆者が長年愛用している落槌装置でこれ以上原始的なものは考えられない。工事場のヨイトマケのほうがくふうと進歩が見られる。荷重は水晶と陰極線オシログラフで測定し

図4 落槌装置

図5 Al の多結晶および単結晶の -196°C における衝撃引張試験の時間荷重曲線 (タイムマーク 300分の1秒)

ている。図5は、Al の単結晶および多結晶をこの装置で伸ばしたときの荷重-時間曲線で、タイムマークは1/300秒である。

では 1.5 m/s で、はたして衝撃の特長が現われるであろうか。まず転位組織を調べてみよう。図6は英国のJ-M社製の純鉄を静的 ($4 \times 10^{-4}/\text{s}$) に引張った場合と、非常にゆるやかな衝撃引張り ($3/\text{s}$) を与えたときの転位組織を示したものである。また図7は最初に衝撃で引張って予備ひずみを与えたものを、静的に引張ったときの転位組織を示す。両者の組織が混交しているのはおもしろい。静的に引張ったものは転位は局所的にもつれて (Tangle して) セルの壁を作り、

図6 純鉄多結晶の引張試験後の転位組織

図7 図6の純鉄を衝撃的に前ひずみを与えた後、静的に引張った試片の転位組織

全組織がセル構造になっている。これに反して衝撃のときはタングルしている部分は少なく、転位は直線状で格子模様を作っている。この格子模様は、鉄鋼の衝撃組織に特有なものであることはよく知られている。U. S. S 社で長年この方面の研究をしている Leslie 氏に一昨年会ったときに質したのであるが、この成因はまだよくわからないと言っていた。ただ、すべてがらせん転位から成っていることがわかったのみであると言っていた。

図8(a), (b)は Al の静的と衝撃引張りの際の転位組織を比較したもので、衝撃のほうがセル構造が細かく、壁におけるタングルの程度は少ないようである。Al では鉄鋼の場合のように格子状にはならない。

図9は筆者らの未発表の結果であるが、同一方位の Mg の単結晶を一つは静的に、他は衝撃で引張ったも

図8 Al 単結晶の引張試験後の転位組織
(a) 静的 21.4%ひずみ (b) 衝撃 21.4%ひずみ

図9 Mg 単結晶の引張試験後の転位組織
(a) 静的 約13% (b) 衝撃 約15%

のである。衝撃のほうが著しく転位密度が大で、かつ二重線の転位が多い。おそらくはすべり転位が転位林を切るときに生じた双極性の転位なのであろう。

図10 (a), (b)は純鉄を 70 kbars の圧力で爆発成形した場合の、すなわち非常に高速度衝撃を与えた場合の組織で格子状の転位組織を示し、これは衝撃の特長であると説明されている。図6 (b)の組織も衝撃の特長が出ていていると考えてよいであろう。

このほかに 1.5 m/s の衝撃速度で前ひずみを与えた試片を静的に引張るとき、顕著な加工軟化が見られること（後述）、または 1.5 m/s で引張った試片のほうが静的に引張った試片より加工硬化が小さいことな

図10 (a) -196°C で 2% 圧延した純鉄の転位組織、
(b) 室温で 70 kbars で衝撃を与えた純鉄の転位組織

どは（後述）、1.5 m/s の引張りが衝撃の特長を備えている実証と考える。

4 話題その3（衝撃試験へ Petch の関係の導入）

静的であれ衝撃であれ引張試験はマクロの試験である。転位組織や転位の運動はミクロの世界である。両者をつなぐのはむずかしいが、その一つの方法として Petch の関係が役だつと筆者は考えている。この関係の最初に衝撃試験に導入したのは Campbell¹¹⁾ だと思うが、それと独立にほとんど同時にわれわれの実験室で用いはじめた。

材料の機械的性質が結晶粒度に依存することは以前から知られているが、下部降伏点については Petch¹²⁾ が実験的に次式の関係を見いだして以来

$$\sigma_y = \sigma_i + k d^{-1/2} \quad (2)$$

盛んに用いられるようになった。筆者はこの関係を衝撃試験に愛用して、単に下部降伏点が衝撃でどう影響されるかを論ずる代わりに、 σ_i と k がどう変わるかを調べてきた。 σ_i や k は一応転位論的な意味づけがされているので上記の橋渡しが一応可能となる。しかし、ミクロの転位組織は複雑なので簡単には問題は解けないが、その糸口を提供することは確かである。

(2)式で σ_y は下部降伏点または一定のひずみに対する流れ応力、 σ_i と k は定数、 d は結晶粒半径である。Cottrell¹³⁾ によると σ_i は C や N の固着からはずされた自由な転位が、結晶格子中を動くときに受ける抵抗であって、それらは Peierls-Nabarro¹⁴⁾ 力、転位がジョグ

を引きずって動く際の抵抗¹⁵⁾、析出物からの妨害などである。一般には摩擦応力と呼ばれているものである。また k は転位の固着をはずす力を表わし、それを σ_d とすると

$$k = l^{1/2} \sigma_d \quad (3)$$

の式で表わされる。ここで l は粒界から転位源までの距離として与えられ、 10^{-4} cm ぐらいと考えられている。

図11は0.013%C, 0.001%Nを含む極軟鋼が室温と-78°Cで衝撃的あるいは静的の引張りを受けた場合の

図11 極軟鋼の Petch の関係に及ぼすひずみ速度と温度の影響

下部降伏点の挙動を Petch の関係で示したものである。衝撃によって下部降伏点が静的の場合に比べて増加するのは σ_i の増加によるものであって (σ_i は Petch の関係を示す直線と縦座標軸との交点) k はいずれの場合を通じても不変であることが (k は Petch の関係を示す直線の傾き) わかる。この σ_i の大きなひずみ速度依存性と温度依存性が B. C. C 金属の特長であって、鉄鋼もその例にもれない。その原因については次節で話題にしたい。 k の値は Cottrell の解釈に従えば大きなひずみ速度依存性を示すはずであるが、図11に示すとおりその傾向は全然なく、別の解釈を必要とすることを暗示し、また実際に各種の説が唱えられている。この間の事情などは次節に述べるように衝撃試験の目的の一つが塑性の理論に役だつことにあることの一つの例となろう。

5 話題その4 (純粋な衝撃試験)

妙な題目で不純な衝撃試験とは何かということになるが、普通の衝撃試験の場合の流れ応力と云えば組織の影響とひずみ速度の影響が重複して現われたものであるが、ひずみ速度の影響のみを調べるのできる衝撃試験を純粋というのである。

図12は異なるひずみ速度 $\dot{\epsilon}_1$ と $\dot{\epsilon}_2$ における応力-ひずみ曲線を示している。一定のひずみ ϵ_1 に対する応力 σ_1 と σ_2 は二つの因子に影響されている。 ϵ_1 に達

図12 静的および衝撃引張試験における応力-ひずみ曲線の模型図

図13 示差的引張試験の模型図 (静的引張り→衝撃引張り)

するまでのひずみ速度は二つの曲線でそれぞれ異なっている。 ϵ_1 に相当する顕微鏡組織も二つの場合で異なっている。その上にひずみ速度の影響が重複して σ_1 と σ_2 の差が生ずるのである。

純粋に同一組織の二つの試片に対するひずみ速度の影響を見てこそ、ひずみ速度の影響を理論的に検討できる。降伏点に対するひずみ速度の影響は、最初の組織が常に焼なまし状態という意味で純粋にひずみ速度の影響が調べられる。流れ応力の場合は図13に示すとおり、 ϵ_1 まで静的に引張った試片を (つまり静的に ϵ_1 の前ひずみを与えた試片を) 衝撃で引張れば、またはそれと逆に衝撃的に前ひずみを与えた試片を静的に引張れば、組織の影響を消去してひずみ速度の影響のみを知ることになる。この方法は示差的な試験 (Differential test) とも、一定組織の試験 (Constant structure test) とも呼ばれて、普通の引張試験のような全体的な試験 (Total test) と区別されている。

図13は静的に前ひずみを与えた試片を衝撃で引張る場合の模型図で、もしその結果が(a)図の太線のようなになればひずみ速度の影響はなく、図12の σ_1 - σ_2 は組織の差に基づくことがわかる。(b)図のようなになればそれは完全にひずみ速度の影響であったことがわかる。現実の試片はこのような極限の挙動をせず、話題その8に示すように、多くの場合2本の全体曲線の中間に入る示差曲線を示して、組織とひずみ速度の双方の影響が重複していることを示す。図14は図13の逆の場合で衝撃で前ひずみを与えている。ひずみ速度の影響を論ずる場合は図13によっても、図14によってもかまわないわけであるが、後者では加工軟化の現象を生じ、

図14 示差的引張試験の模型図 (衝撃引張り→静的引張り)

σ_1 - σ_2 の測定が正確を期しがたいので、前者の実験によるほうが多い。

6 話題その5 (速度過程としての塑性と衝撃試験)

衝撃試験を静的な試験に対する特別な試験とは筆者は見えていない。金属の塑性に対するひずみ速度および温度の影響という一般的な問題の一部分と考えている。その一連の実験の中でひずみ速度が大きい場合が衝撃試験であると考えている。塑性に対するひずみ速度の影響を調べる理由は、もちろん実用的な意味もあるが、塑性変形の機構を調べるための有力な手段と考えるからである。たとえば上記の Petch の関係の k が衝撃試験でどう変わるかなども一つの例であろう。

転位の運動を速度過程と考えると、転位がその運動に対する障害物をこえる機会は、一定温度では時間が短いほど少ない。衝撃による変形はこの時間の短い場合に相当する。したがって、大きな変形を与えるためには応力の形で外部からエネルギーを供給しなければならない。また低温においては、転位が障害物をこえるために必要な活性化エネルギー H を持つ確率は小になり、そのために転位が障害物をこえる機会は少なくなる。この場合も一定のひずみ速度で変形を続けるためには、高温の場合よりも大きな外力を加えなければならない。

こうして室温で衝撃試験を行なうことは、室温以下の低温で静的試験を行なうことと等価であることになる。¹⁷⁾ Conrad によれば一定温度における流れ応力 τ のひずみ速度依存性は、一定のひずみ速度の下における流れ応力 τ の温度依存性と関係があるが、両者は次式によって活性化エネルギー H で結ばれている。

$$H = kT^2 \left(\frac{\partial \ln \dot{\gamma}}{\partial \tau} \right)_T \left(\frac{\partial \tau^*}{\partial T} \right)_\dot{\gamma} \quad (4)$$

H は外部からの応力 σ の関数で、 $H(\sigma)$ 関数の正確な形を知るための努力が行なわれている。

以上のように衝撃試験は、より低温における静的試験と等価なので、とかく不正確になりやすい衝撃試験のデータを、低温における静的試験でチェックするのも一つの方法である。これはまた間接的ではあるが³⁾ の話題その2の簡便化の一つの方法とも考えられる。

図15 上部降伏点の活性化エネルギーと有効応力

図15は(4)式の活性化エネルギーと外部応力との関係を、多くの人の実験データから Conrad がまとめたもので、横堀や Campbell の結果とよく一致している。筆者らも鉄の単結晶の降伏点について H の計算を試みたが、²⁰⁾ 約 0.48 eV の値を得た。

次に転位の運動を速度論的に考えるときに、よく活性化体積なる量を計算する。転位の運動は全体の長さが同時に障害物をこえて Jump するのではなく、その局所的な長さが部分的に Jump ²¹⁾ して、それが全体に及ぶと考える。McLean の方法にならって次のように求める。いま τ に長さ x なる転位ループが d なる距離の Jump を行なって運動を続けていくと、

$$\frac{\partial \tau}{\partial \ln \dot{\epsilon}} = \frac{kT}{bxd} \quad (5)$$

なる関係が得られる。そこで bxd は体積の次元を持つので活性化体積と呼ばれている。ここで τ はそのときの応力、 $\dot{\epsilon}$ はひずみ速度、 k はボルツマン定数、 T は絶対温度で示した試験温度、 b は転位のバーガースベクトルの大きさである。いま τ としては Petch の関係において摩擦力として測定される σ_i の半分を用い、静的引張りと衝撃引張りの間の示差の実験に(5)式を適用して純鉄の場合の xd を求めると、 $xd \approx 15 b^2$ 前後の値となる。すなわち一つの転位ループの Jump の素過程はきわめて短範囲のものになる。

われわれが鉄の単結晶の降伏点について求めた結果では、 xd の値は 2°C では $38 b^2$ 、-77°C で $20 b^2$ 以上の値よりやや大きかったが、他の結晶系の金属に比べれば著しく小であった。活性化体積については、少し理由があってこの辺で止め、次節のトピックスとして詳しく話したい。

この節のトピックスは何といっても塑性の速度論的な議論であるが、それには実証を示さなくてはならない。

図10(a)の写真などはどうであろうか。純鉄を -196°C で 2% 圧延したときの転位組織であるが、それがなんと図16(b)の爆発成形を受けた場合の転位組織とよく似ているではないか。また、図16は純鉄を(a)25°C、(b)

(a) 3.5%ひずみ, 25°C (b) 5%ひずみ, -75°C (c) 7%ひずみ, -135°C

図16 純鉄を各温度で静的に変形した場合の転位組織

図17 [001] 方位の鉄単結晶の各温度における静的引張試験の応力-ひずみ曲線

図18 [001] 方位の鉄単結晶の各温度における衝撃引張試験の応力-ひずみ曲線

-78°C, (c) -196°C で静的にひずみを与えたときの純鉄の転位組織であるが、温度が下がるに従って格子状の衝撃組織に近づいて、衝撃と低温の対応性を示しているのは興味深い。

さらにもう一つの実証を示そう。²²⁾ 図17は軸方向が[001]の鉄の単結晶を各温度で静的に引張ったときの応力-ひずみ曲線である。低温の-77°Cでは四つのすべり系が同時に働いて強い加工硬化を示すが、100°C, 287°Cなどの比較的高い温度ではすべり系が一つだけ選択的に働いて、比較的加工硬化が小さい。その中間

の温度では両者の遷移状態が生じ、変形の小さい最初の中は四つのすべり系が働いて大きな加工硬化を示すが、変形がある程度以上になるとその中の一つだけのすべり系が選択的に働きはじめ、加工硬化は小さくなり、曲線はコブの生じたような特殊な形となる。図17で-23°Cにおける曲線がそれである。同様な実験を衝撃で行なった結果は図18のようになる。すなわち、遷移状態を示すところの特殊な応力-ひずみ曲線は195°Cで得られる。このことは195°Cにおける衝撃試験は、-23°Cにおける静的試験に対応していることがわかる。

さらに実証を望まれる方は話題その7か8あたりを読みたい。

7 話題その6 (衝撃における鉄鋼の特長)

衝撃試験で鉄鋼は非鉄金属とは異なるいろいろの特長を示す。たとえば静的試験に比べて双晶が発生しやすくなるとか、降伏伸びが長くなるとか、Petchの関係の σ_i は大きく変わるが、 k はほとんど変わらないなどは鉄鋼の特長であろう。しかし何といっても最も大きい特長は、その強度がひずみ速度や温度の影響を非常に受けるという点と、加工硬化が静的変形の場合に比べて小さい(後述)という二点であろうと思う。前者は鉄鋼の異常に小さい活性化体積と関連している。

まず、鉄鋼の変形が活性化体積に及ぼす影響について述べよう。²³⁾ ひずみ速度の影響を調べるための示差的な実験で、静的引張り(ひずみ速度 5×10^{-4} /s)によって種々の程度に前ひずみを与えた試片を衝撃的(ひずみ速度 30/s)に引張ったときの結果について述べよう。試片は各種の結晶粒度のものを用い、Petchの関係を示す直線が上記の示差的な実験でどのように変化したかを調べたのである。 k は上述のようにほとんど変わらず、 σ_i が顕著に変化し、静的-衝撃の際の σ_i の変化 $\Delta\sigma_i$ が前ひずみによってどう変わるかを示したのが図19である。この図には試験温度の影響を見るために示差的な試験を行なった結果も併記してある。これによれば前ひずみの量に関係なく、 $\Delta\sigma_i$ は変わら

図19 示差引張試験（静的→衝撃、室温→-78°C）における摩擦応力の差に及ぼす前ひずみの影響

ないことを示している．この $\Delta\sigma_i$ を使って活性化体積を計算した結果は，試片の前ひずみには関係なく比較的小さなひずみ速度の範囲では $10\sim 20b^3$ という小さな活性化体積を示した．

一方で0.013%C，0.001%Nを不純物として含む鉄と，これを脱炭脱窒処理をして C+N が 1ppm 以下になった試片につき，活性化体積を求めたところ¹⁶⁾両者の間でほとんど差がなく，室温で $24b^3$ 前後，-78°Cで $12b^3$ 前後という小さい値を示した．これによると CとNの量は純鉄の活性化体積に影響していないことがわかる．

以上二つの実験結果から純鉄の活性化体積は，不純物として存在するCやNとは関係なく，また加工度にも関係せず，しかも非常に小さい値を示すことがわかった．

活性化体積が加工度に依存しないことは，転位密度や転位組織の状況に依存しないことを意味し，何か結晶自身の本質的なものと関係があることを暗示している．また，CやNの格子間原子も影響を及ぼさないことも，転位の運動に影響するものは結晶自身の本質的なものであることを示している．それと活性化体積が異常に小さいこととあいて，転位の運動に対する摩擦力を支配するものは，Peierls-Nabarro 力であると結論されており，McLean も同様な指摘をしている．

$P-N$ 力が転位の運動に対する摩擦力の大部分を占めるとすれば，そして $P-N$ ポテンシャルは典型的な短範囲の応力場を形成していることを思えば，鉄の降伏点や流れ応力が大きくひずみ速度や温度の影響を受けることが理解できる．長範囲の障害物があるときは σ_i はひずみ速度や温度の影響を受けることが少なく，短範囲の場合はその逆であることは，たいていの物理冶金の本に書いてあるから参照されたい．

図20 軟鋼の降伏点と引張強度に及ぼすひずみ速度の影響

図21 B.C.C 金属の降伏応力の温度による変化，Ni は F.C.C 金属

図20は軟鋼の降伏応力ならびに引張応力のひずみ速度依存性を示したものであり，図21は B.C.C 金属の変形抵抗の大きな温度依存性を示したものである．

またわれわれが Al の多結晶および単結晶について活性化体積を求めた例ではいずれも数百 b^3 の程度で大きく，転位の運動に対する摩擦力が $P-N$ 力が主であるとどうも考えられなかった．また，理論的に Al の $P-N$ 力を計算した結果は非常に小さいことはよく知られている．

一般に F.C.C 金属の活性化体積は $10^2\sim 10^3b^3$ の間であって，転位の運動に対する障害物としては転位どうしの切合い，ジョグの非保存運動などが考えられている．H.C.P 金属についてはわれわれはまだ実験していないが，文献によれば $10\sim 10^2b^3$ の程度とされ，可能な障害物機構としては， $P-N$ 力，不純物原子の応力場および交さすべりに対する抵抗などが考えられ，F.C.C 金属よりはやや温度およびひずみ速度に対する依存性が大きい．

この話題その6において本総説の一つの結論が出たように筆者は考えている．

8 話題その7（衝撃と加工硬化）

一般に衝撃試験で測定される強度は静的試験のそれより大きい．だから材質も（加工硬化も）強く，ある

いはかたくなっていると思いがちであるが必ずしもそうでない場合がある。

示差的な方法において、衝撃的に前ひずみを与えた試片を静的に引張試験に付するとすれば、これは衝撃変形を受けた試片の性質を静的な引張試験で調べていることになる。そしてそれが思わぬ結果を示すことがある。

図22は Al の多結晶²⁷⁾、図23は Al の単結晶²²⁾の以上のような示差的実験の結果である。これからわかることは、同じひずみにまで変形しても衝撃で変形したもののほうが静的に変形したものよりも、加工硬化が大きいということである。その原因は筆者にはよくわからないが図8に示したように衝撃のほうがセル構造の細かいこともその一つであろう。これに対して純鉄(J-M 社製)の場合はわれわれの実験で図24に示すよ

図22 Al 多結晶の示差的引張試験 (衝撃→静的)

図23 Al 単結晶の示差的引張試験 (衝撃→静的)

図24 純鉄多結晶の示差的引張試験 (衝撃→静的)

うな結果を得ている。衝撃的に前ひずみを与えた試片の応力-ひずみ曲線はすべて点線で示すとおり、静的な曲線(実線)の下にきている。この理由も筆者にはわからないが、全然タングルのない格子状の配列では、タングルした場合よりも転位が動きやすいのでないかと想像している。図25は Campbell²⁸⁾の実験で炭素鋼の圧縮における同様な結果を示している。図26は山田ら²⁹⁾の実験結果で衝撃的に引張ひずみを与えた試片の硬度増加量が静的な場合よりも小さいことを示している。以上は F.C.C 金属、H.C.P 金属などの一般金属と異なり、鉄鋼は衝撃的に変形したもののほうが、静的に変形したものより加工硬化が小さいことを示している。

しかし、鉄の場合にも例外はある。試片の軸方向が

図25 0.24%の軟鋼の示差的引張試験 (衝撃→静的)

図26 静的引張りまたは衝撃引張りでひずみを与えた鋼試片の硬度の増加

図27 室温における Fe 結晶の示差的引張試験 (衝撃→静的)

図28 -78°C における Mg 結晶の示差的引張試験 (衝撃→静的)

図29 -196°C における Mg 結晶の示差的引張試験 (衝撃→静的)

図30 Mg 結晶の示差的静的引張試験 (液体窒素温度→室温)

[001] 方位の単結晶は衝撃では四つのすべり系が同時に働くため著しく加工硬化するが、静的な場合は一つのすべり系のみが働き加工硬化が小さい。この場合は示差的な試験では図27に示すとおり、Al などと同様な挙動を示している。すなわち衝撃的に引張った試片のほうが静的に引張った試片よりも大きな流れ応力を

示している。

Mg の単結晶においては図28に示すとおり³¹⁾ -78°C における試験で、衝撃的に変形した試片のほうが静的に変形したものより大きな加工硬化を示している。図29も別の方位の試片について同様な実験結果を示している。図30は³²⁾ -196°C で、前ひずみを与えた試片を室温で引張った例で、 -196°C における加工硬化のほうが室温におけるよりも大きいことを示している。以上はMg 単結晶もまた、一般の金属と同様に衝撃変形のほうが、静的な場合に比べて加工硬化が大きいことを示している。

また常温の衝撃試験は極低温 -196°C における静的試験と等価であるとの話題その5の一つの実証を提供している。

話題その7もまた加工硬化における鉄鋼の特異性を取り扱ったことになる。

9 話題その8 (衝撃と加工軟化)

Al を低温で引張試験をして前ひずみを与え、これをより高い温度で引張試験をすると、顕著な荷重降下を伴う鋭い降伏点を示し、リュースシマが伝わることはすでに Cottrell に見いだされて、加工軟化の現象として知られている。³³⁾これは低温では困難であった交さすべりが、高温では熱揺動の助けを借りて容易になるためとされている。筆者も積層欠陥エネルギーの大きい Al 特有の現象と考えていたが、われわれの示差的な衝撃実験では Mg および Fe に現われて、加工軟化はかなり一般的な現象でないかと思っている。

まず試験温度とひずみ速度の対応性を考えると、Cottrell の実験のように温度の差によって加工軟化が現われるなら、ひずみ速度の差によっても生ずるはずである。図23の Al はその例であり、われわれの予想どおりになった。

また、Fe および Mg にも顕著な降伏現象が見られることは図27~30に見られる。筆者らの実験では銅についてはまだ加工軟化の現象は観察されていないが、それとは逆に室温で前ひずみを与えた試片を -196°C で引張ると鋭い荷重降下を伴う降伏点が観察される (図

図31 銅多結晶の示差的静的引張試験 (室温→ -196°C)

34)
31). また、室温で静的な前ひずみを与えた試片を衝撃的に引張るときにも同じ現象が観察される。このような現象が他に報告されたことを筆者は知らないし、その理由もわからない。皆様からご教示いただきたく願う。

また、上記の諸金属で加工軟化の生ずる理由も筆者にはわからない。もちろん熱揺動の助けの少ない状態で生じた無理な転位組織が、熱揺動の援助と外部応力によって崩壊していく過程であることはまちがいのないところであろうが、具体的な形態が浮ばない。外部応力がかかると結晶のすべり面上ですべり方向にせん断応力が規則正しい幾何学的な分布で生じ、それが転位源の増殖を促して直線状の転位が格子状に分布する。熱揺動のために結晶の各部分の未調整のひずみが解放されると転位がタングルしはじめセルの壁を構成する。格子状の直線転位の各部分の張力が不均一でかつ転位に働くせん断応力も各部分で不均一なら、熱揺動で不均一が調整される際にタングルしてもいいように思う。こうしてできたセルは時間と熱エネルギーが与えられれば成長する。Fe は転位の速度が小だと仮定すると格子状分布からセルに移る以前の状態を観察され、Al の場合は転位が動きやすく格子状分布の状態は瞬間的に通り抜けてしまっ、常にセルが観察される。そのセルの成長の段階が静的試験と衝撃試験の間に観察されている。しかし、以上は理屈になっていない。

ただ観察された現象を別のことばで言い直したにすぎない。転位の張力が各部分で違うなどと言うと叱られそうである。電子顕微鏡をお持ちの研究室で Fe の格子状の転位分布からセル組織へ、ひずみ速度の大小で変わっていく段階をこくめいに追跡していただけないものであろうか。それにしても各金属の変形後の複雑な転位組織の写真を見ていると、この問題は一朝一夕には解けないぞと思えてならない。

おわりにあたり、つまらぬ話を非系統的に述べてきて、これはあるいは衝撃漫談と名づけるべきもので、学会誌の総説としては低俗で申しわけない。一度は今までの筆者の研究の周辺を貧しいながらも系統的かつ連続的に記述しようとも思ったが老人にはいろいろの意味で無理であるし、かえって読者に衝撃研究における問題のあり処をぼかすことになるのでないかと恐れて、この形式を選んだ。

衝撃試験は実用的な立場のほかに、塑性のひずみ速度および温度依存性という方向から、塑性の機構を attack しようとするものであることを理解していただくとありがたい。また、鉄鋼の衝撃試験に材料科学を導入しようとするかすかでそしてはかない努力があったことを理解していただければ幸甚である。

(昭和43年5月22日 日本材料学会第17期総会講演会にて講演)

参 考 文 献

- 1) Cottrell, A. H., *Char. Mech. Engrs.*, **4**, 448 (1957).
- 2) 作井誠太, 森 勉, 日本金属学会会報, **3**, No. 6~8 (1964).
- 3) 中村正久, 日本機械学会, 衝撃破損研究分科会, 成果報告書 I, 解説 256 (1967).
- 4) 作井誠太, 中村正久, 応用物理, **32**, 731 (1963).
- 5) 作井誠太, 森 勉, 塑性と加工, **6**, 195 (1964).
- 6) 作井誠太, 森 勉, 塑性と加工, **4**, 349 (1963).
- 7) 吉田 進, 永田徳雄, 日本金属学会誌, **32**, 385 (1968).
- 8) 作井誠太, 子安善郎, 鉄と鋼, **52**, 1001 (1966).
- 9) 作井誠太, 森 勉, 角間 孜, 日本金属学会誌, **30**, 493 (1966).
- 10) Leslie, W. C., *et al.*, "Iron and Its Dilute Solution" (1963) Interscience Publisher.
- 11) Campbell, J. D., and J., Harding, "Response of Metals to High Velocity Deformation" (1961) Interscience Publisher.
- 12) Petch, N. J., *Jour. Iron Steel Inst.*, **174**, 25 (1953).
- 13) Cottrell, A. H., *Trans. AIME.*, **212**, 192 (1958).
- 14) Conrad, H., and S. Frederick, *Acta Met.*, **10**, 1013 (1962).
- 15) Schoeck, G., *Acta Met.*, **9**, 382 (1961).
- 16) 作井誠太, 森 勉, 日本金属学会誌, **28**, 443 (1964).
- 17) Conrad, H., *Jour. Metals*, **16**, 443 (1964); Conrad, H., *Jour. Iron Steel Inst.*, **198**, 364 (1961).
- 18) Yokobori, T., *Phys. Rev.*, **83**, 709 (1951).
- 19) Campbell, J. D., *Trans. ASM.*, **51**, 659 (1959).
- 20) 作井誠太, 阿部信彦, 佐藤公子, 日本金属学会講演大会, (1967).
- 21) McLean, D., "Mechanical Properties of Metals" (1962) John Wiley and Sons, New York.
- 22) Sakui, S., and Abe, N., *et al.*, "Proc. Intern. Conf. on the Strength of Metals and Alloys", p. 899 (1968) JIM. Sendai, Japan.
- 23) 作井誠太, 森 勉, 樋口允宏, 日本金属学会誌, **28**, 717 (1964).
- 24) 大森正信, 吉永芳豊, 武井英雄, 日本金属学会誌, **29**, 1087 (1965).
- 25) Bechtold, J. H., *Acta Met.*, **13**, 249 (1955).
- 26) 作井誠太, 佐藤公子, 角間 孜, 日本金属学会講演大会 (1966).
- 27) 作井誠太, 角間 孜, 森 勉, 佐藤公子, 日本金属学会誌, **30**, 493 (1966).
- 28) Campbell, J. D., Dury, J., *Proc. Roy. Soc. (London)* **A**, **266**, 24 (1956).
- 29) 山田 巖, 杉田忠彰, 小寺沢啓司, 材料, **14**, 192 (1965).
- 30) 作井誠太, 阿部信彦, 佐藤公子, 日本金属学会誌, **31**, 204 (1967).
- 31) 作井誠太, 森 勉, 佐藤公子, 日本金属学会誌, **30**, 412 (1966).
- 32) 作井誠太, 佐藤公子, 森 勉, 日本金属学会誌, **30**, 984 (1966).
- 33) Cottrell, A. H., and R. J. Stokes, *Proc. Roy. Soc. A* **233**, 17 (1955).
- 34) 作井誠太, 佐藤公子, 日本金属学会講演大会 (1969).