

特 別 講 演

鉄 鋼 の 急 熱 と 衝 撃

— 研究の思い出 —

作 井 誠 太*

Rapid Heating and Impact Loading of Steels

—Recollection of Study—

Seita SAKUI

1. は し が き

1.1 謝 辞

庶民の一人が年老いて、職場の内規にしたがつて第一線から退く、もつともありふれた人生の哀歓の1つである。その機会に特に記念講演をさせていただくなど、いかにも思い上がっているようで心苦しい。しかし退職を慰めてやろうとの日本鉄鋼協会および先輩友人諸兄のご温情に甘えて、今回は研究の思い出を話させていただく。誠に身に余る光栄で、生涯忘れることはあるまいと思ひ、心から厚く御礼申し上げる。

また停年退職にあたって、大勢の皆様からいただいた数々のご高配に対して、この機会にありがたく御礼申し上げます。

1.2 寺田先生の随筆と猫の話と

昭和5年に大学を出てから、長い研究生活であつたが、誠に平々凡々何1つピークとなる出来事もなく、情ない次第である。

勤勉だけを武器にしてあくせくと働いてきたが、芸術家と同じく、科学者も勤勉だけでは無理のようである。それは多分独創は勤勉だけでは生まれず、別の天分を必要とするからであろう。そんな研究生活でいつも思い出して、自分を励ましてきた2つの事柄がある。

その1つは寺田先生の随筆集「物質と言葉」の中にある「科学者とあたま」という一篇である。科学の研究には頭のいい人よりも適当に頭のわるい人の方が適している。もちろん極端に頭の悪い人は困るがという趣旨である。極端にわるい部類に入らないことを祈りながら、この一文を思い出しては自分を励ましてきたのである。

もう1つは猫の話である。猫はどんな高所から落とされても、必ず途中で体をちぢめて一回転して見事に地上に立つ。(第1図)。これは慣性能率の法則を利用して体をちぢめて回転しているのである。猫といえども生命の危機に一生懸命となれば、直感により物理学の法則を感得し、それを利用できるのである。人間も直感を磨けば、そして懸命になればそれができないはずはない。

以上2つの話は長い研究生活にいつも念頭に浮んできて、励ましてくれたのでまず思い出の始めに述べさせていただく。

筆者が理化学研究所にいた頃は、本を読むことを賛成されなかつた人々が、大河内所長を始め相当数おられて、理研の気風の1つとなつていた。研究に一番大切なのは直感と、自分の頭で考え抜くことの2つだというのがその人達の信条のようであつた。直感には自ら装置を使つて実験することにより磨かれるというので、著名な大学者たちが、油にまみれて実験をしておられた。書齋で万巻の書を読んでも、物識りにはなれるが、研究者にはなれないというお考えのようであつた。

近頃は工業のマンモス化につれて、また line and stuff 組織の影響もあつて、若い人たちがデスクに坐り伝票によつて研究するところもあるようであるが、昔の話を思い出して感慨に堪えない。もつとも企業の研究にはまた別の事情のあることはよくわかるが。

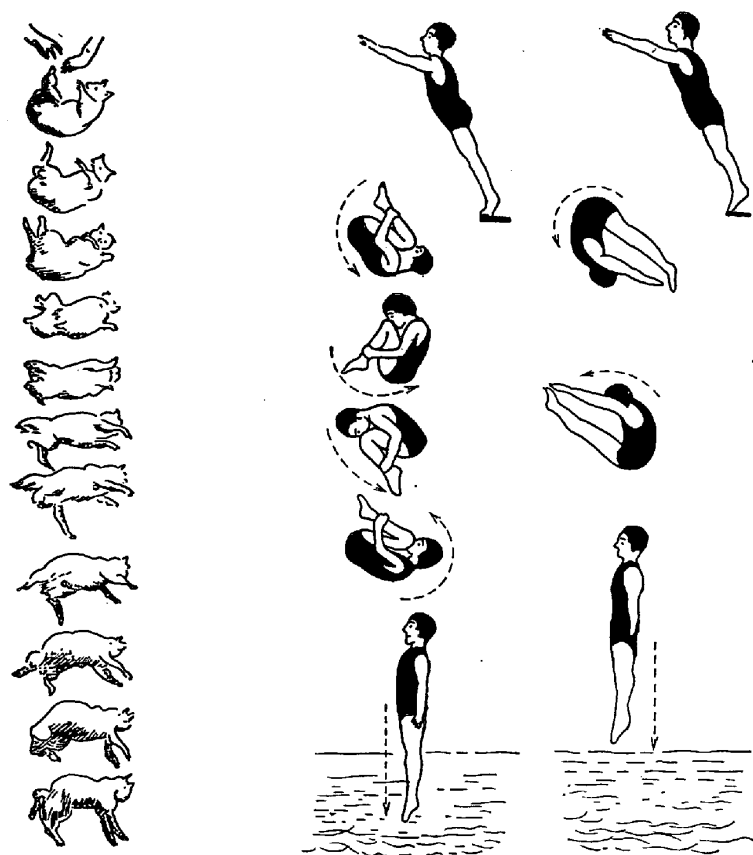
1.3 実験の面白さ

筆者は工学部の冶金学科を出るとすぐ理化学研究所真島(正)研究室に無理に入れていただいた。真島先生は人も知る日本における応用物理の開祖である。まず固体の銀の表面張力の測定¹⁾、日本産木材の発火点²⁾、熱線風速計による地下鉄の通風量の測定、ついで気流内におかれた種々の形状の断面の柱のまわりの風速分布、粉体の大小を電気的に選り分ける方法、雨の日に電車の窓に町の灯が長く尾を引く理由の実験室的確認、水の中に流れ込む細い赤インクの流れが分裂していく有様、各種の日本産の絹織物の反射率の方向性などを、お手伝いしたのである。そのあとで衝撃の実験に入っていくのであるが、先生は多分冶金学と関係のない、これらの身の周りの現象を、先生独特の奔放自在の手法で解析して見せて、まず実験の面白さを若い筆者に叩き込んで下さつたのだと思う。そのお蔭であたかも生れつきであるかのように筆者は実験が好きになつてしまつたのである。それからもう1つ驚いたことは、これらの冶金学と関係のない実験が長い生涯には皆冶金学の実験に役立つてきたことである。

1.4 Die Schönen Arbeitsjahre

筆者が大学を出た頃、E. SCHMID と W. BOAS の“Kristallplastizität”なる名著が出版されて、序文に

* 東京工業大学名誉教授 電気通信大学教授 工博



第1図 猫の回転と人間の飛び込み

SCHMID が K. W. 研究所で送った日々を回想して、Schönen Arbeitsjahre と形容してあつた。研究生活とは Schönen と形容するものなのか、自分の未来もそうであれかしと若々しく祈つたことを覚えている。そして今は皆様のお蔭で、そうであつたことをありがたく思っている。

ミケランジェロは「美を見つけて描くのではなく、描くから美が見つかるのだ」と言つたが、自分のように愚かなものでも、毎日実験をしていたお蔭で、次から次へと勿論大したものではないが新しいテーマが目前にあらわれてきた。そしてその新しいテーマにいいよ取りかかる朝の心躍りを思えば、その生活は Schönen であつたと思わざるを得ない。

2. 急熱と衝撃

2.1 はしがき

これから何か1つ2つ、具体的な実験の思い出話をさせていただくが、どんぐりの背比べのような実験ばかりで、これというものが無い。それで比較的に好きであつたこの2つの実験についてお話をしたい。いずれも30年も昔のことを含んでいるので、その幼稚で原始的なのに驚かれることであろう。

試みに皆様が30年前の映画を見て、その当時のモダンガールがあらわれると、その珍妙な洋装に思わず吹き出されることであろう。写真の当人は大真面目で時代の先端を切つていたのである。筆者のこれからの話はそのモダンガールの話で、幼稚な点はお許し願いたい。

2.2 急熱と衝撃

これは一見して何の関係もなさそうであるが、共通の点がないでもない。(1)は双方ともに現象に与えられた時間がきわめて短いという点である。(2)は取り扱う現象の中に速度論的な要素を含んでいる点である。たとえば急熱で取り扱う再結晶は純然たる速度過程と考えられている。塑性変形における強度は熱的な強度とそうでない強度から成り、前者は速度論の対象となるから、塑性変形もまた速度論的な面を持つている。

再結晶を速度過程と考えることは、今日では当たり前のこととなつてはいるが、これも比較的新しく第2次大戦の前後からでなかろうか。東大の橋口先生あたりが先駆者で、終戦後直ちに入つてきた文献に MEHL³⁾が Al の等温加熱による再結晶速度の測定を丹念にやつていて、戦争中にこんな基礎的な実験をしているのに一緒に驚いたのを覚えている。今日では当たり前のことになつてはいる諸現象の動的な見方も、その当時は今日のミニスカート以上に新鮮だつたのである。

塑性変形の中に速度論的な要素を考えるようになったのは、もつと近年のことで転位論の発展と関連しているように思う。東北大の横堀先生などその提唱者の一人であろう。筆者が長年やつてきた衝撃変形は、塑性変形に対する温度とひずみ速度の影響を調べる研究の、一部分に過ぎないと気が付いたのは、ようやく数年前のこと

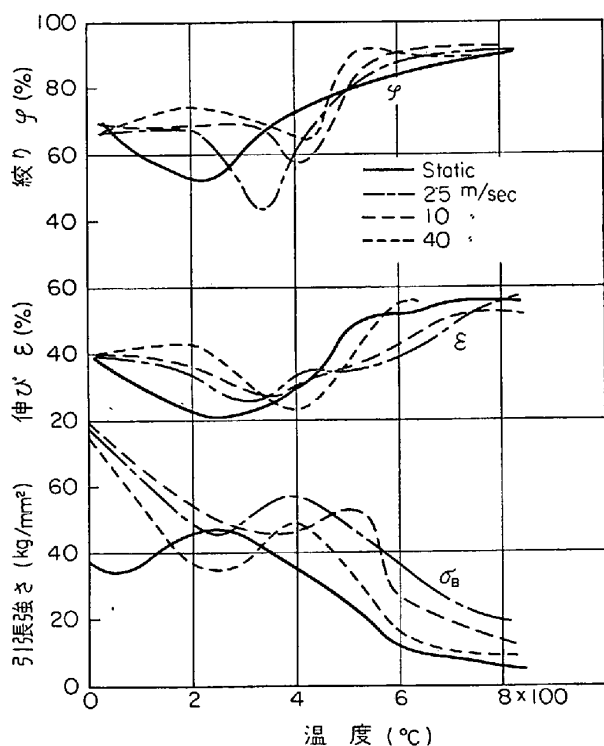
ことで、それまで衝撃試験を何か神秘的なものと考えて夢中になつていたのが、こんな当たり前の現象かと思つて、狐つきの狐が落ちたようにがっかりしたのを覚えている。(もちろん非熱的な強度については衝撃独自のものが存在する可能性はあるが)逆に衝撃試験が転位論的に解明されて、理論を持ち始めたのはありがたい。塑性変形を速度論的に見ることを、長年衝撃試験をやつていながらどうして思いつかなかつたのか、人間の思考力など弱々しく時間のかかるものだと思う。それだからこそ新しい idea すなわち独創は尊いのであろう。これは現実に実験を続けたものでないと実感されないであろう。また転位論が衝撃試験の速度論を進歩せしめたことをあるいはその逆を思うと研究は絶えず相互に刺激しあつて進むことがわかる。

2.3 過熱と過荷重

再結晶を例にとると、低温においては再結晶速度は小で、温度の上昇とともに指数函数的に増大する。急熱の場合、低温側では時間の不足で再結晶はほとんど生じないで、高温に到つて始めて急激に、時には爆発的に生ずる。急熱においては速度論的な現象はすべて過熱の状態で生ずる。この点が急熱の実験結果を解く鍵である。

塑性変形においても強度の熱的な部分は、言いかえれば外部応力に依存性を持つ部分は、衝撃によつて高応力側へ移動する。こんな用語を許してもらえれば、過応力状態が出現する。この点が衝撃変形を受けた材料の性質を解く鍵である。そんな意味で衝撃と急熱は似ている。

話は少しちがうが、塑性変形により純粋に速度論的な



第 2 図 軟鋼の青熱脆性に対するひずみ速度と温度の影響

現象が誘発される場合は、衝撃によりその現象は高温側へ移動する。第 2 図⁴⁾⁵⁾は青熱脆性が衝撃速度の増加とともに高温側へ移動していることを示している。塑性変形により再結晶、析出などが誘発される時は、同様な現象があらわれる。

2.4 等温加熱と等速加熱

再結晶を例にとると、等温加熱における再結晶速度がわかっていれば、等速加熱の時(急熱も含む)の再結晶温度の移動が計算できる。ただし等温加熱における再結晶の進行が数式で表わされる場合に限る。現実の再結晶進行曲線の形状は複雑であるが、 α 黄銅の針金の再結晶が等温加熱で 50% まで進行する時の平均速度をとると、あたかも再結晶が 1 次反応で進行しているような外観を呈する。それで実験式としてその式を採用して次のように概算できる⁶⁾。

質量 m_0 の金属が、一定温度 $T^\circ\text{K}$ において t 秒間加熱され、その結果 m_A だけが再結晶せずに残ったとすれば、

$$\frac{dm_A}{dt} = -k m_A \quad \dots\dots\dots (1)$$

k は比例恒数で温度の函数である。

$$\frac{m_A}{m_0} = e^{-kt} \quad \dots\dots\dots (2)$$

いま一定の再結晶状態、すなわち $a = m_A/m_0$ に達するまでの時間 t と k の関係を求めると $t = C_1/k$ の関係がある。すなわち t は k に逆比例する。

また 1 次反応では $k = C_2 e^{-Q/RT}$

$$\therefore \ln t = C_3 + Q/RT \quad \dots\dots\dots (3)$$

これから Q を求めるが、実験に用いた α 黄銅の場合は $4.06 \times 10^4 \text{ cal/mol}$ である。

(1) 式から

$$\frac{dm_A}{dT} \frac{dT}{dt} = \frac{dm_A}{dT} v = -k m_A \quad \dots\dots\dots (4)$$

v は加熱速度である。 v を一定とすると、(4) 式から

$$\frac{dm_A}{dt} = -k m_A v^{-1}$$

$$\ln m_A = -\frac{1}{v} \int_{T_0}^{T_1} k dt + C_4 =$$

$$-\frac{C_5}{v} \int_{T_0}^{T_1} e^{-Q/RT} dT + \ln m_0$$

$$\therefore \ln \frac{m_A}{m_0} = -\frac{C_5}{v} \int_{T_0}^{T_1} e^{-Q/RT} dT \quad \dots\dots\dots (5)$$

あとはこれを解く数学的問題であるが、

$$\frac{Q}{RT} = x, \quad dT = \frac{Q}{R} d(1/x) \text{ とすれば (5) 式は}$$

$$\ln \frac{m_A}{m_0} = -\frac{C_5 Q}{v R} \int_{x_0}^{x_1} e^{-x} d(1/x) = \frac{C_5 Q}{v R} \times \left\{ \left| \frac{e^{-x}}{x} \right|_{x_0}^{x_1} + \int_{x_0}^{x_1} \frac{e^{-x}}{x} dx \right\} \quad \dots\dots\dots (6)$$

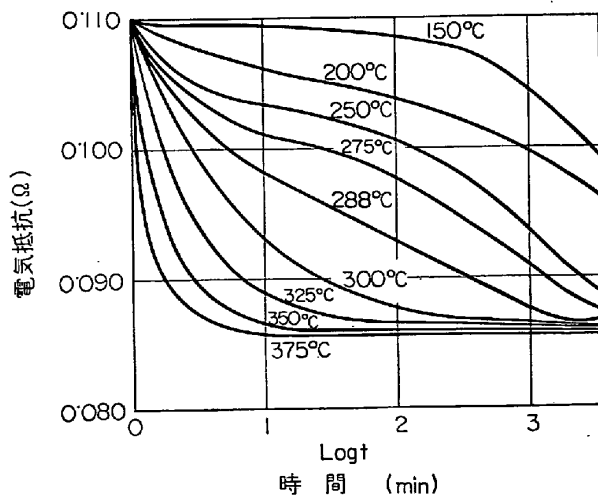
$$\text{次に } F(x) = \frac{e^{-x}}{x} + E_i(-x)$$

$$E_i(-x) = -\int_x^\infty \frac{e^{-x}}{x} dx \text{ とすると}$$

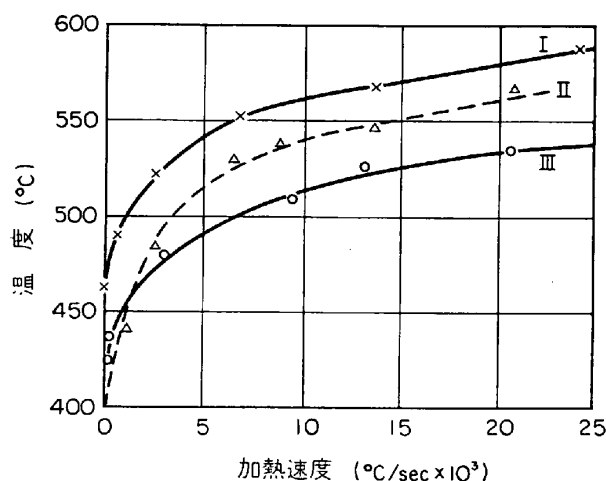
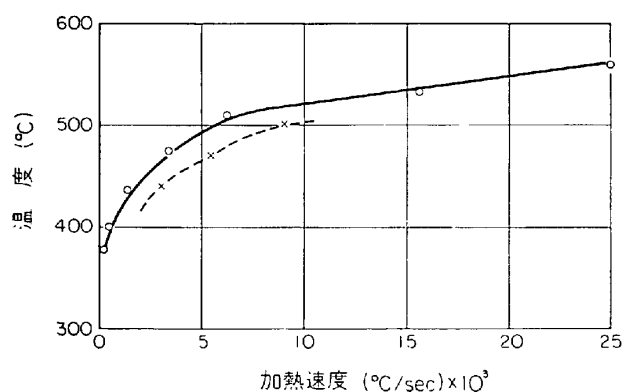
$$\ln \frac{m_A}{m_0} = \frac{C_5 Q}{v R} \{ F(x_1) - F(x_0) \} \quad \dots\dots\dots (7)$$

となる $E_i(-x)$, $F(x)$ は急熱では速度過程を取り扱うときによく用いられる式なので、計算された数表⁷⁾が出版されているが、 $x = 20 \sim 50$ の範囲である。冶金的な計算には $x = 15 \sim 20$ の範囲が必要なことが多いので、当時学校を出たばかりの佐藤公子氏に長い時間をかけて数表を作ってもらい、それを使って実験結果を計算し、いい結果が出た時はうれしかった。

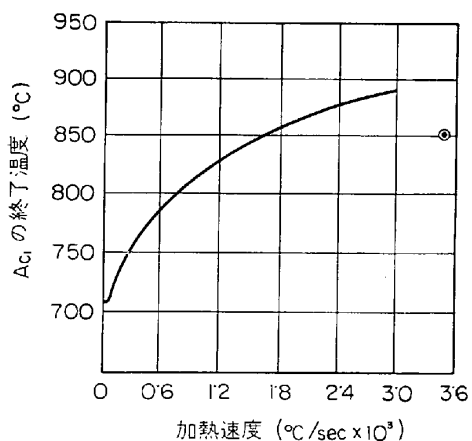
第 3 図⁶⁾のごとき等温加熱の曲線から(7)式を用いて計算してみると、 v と T の曲線は第 4 図⁶⁾の実線のごとなる。Ⅲの曲線は $a = 1/5$ 、すなわち再結晶が 80% 終了の温度、Ⅰの曲線は $a = 1/10$ すなわち 90% 終了の温度を(7)式で求めたもので、点線で示した曲線はオシログラフから測定した再結晶終了の温度と加熱速度との関



第 3 図 α 黄銅の等温再結晶図形

第4図 α 黄銅の再結晶温度と加熱速度

第5図 アルミニウムの再結晶温度と加熱速度

第6図 軟鋼の Ac_1 終了温度と加熱速度

係を示したものである。

また同様の計算を Al の再結晶に施した例⁹⁾は、第5図のごとくで、実線は再結晶が 50% 終了する温度を上記の手続きで計算したもの、点線は実測の結果である。

第6図は鋼の A_1 変態点が加熱速度により変化する有様を、実験で求めた結果⁹⁾で、丸印は筆者の実験結果である。

2.5 衝撃と降伏点

急熱の場合と同様な計算が衝撃の場合に可能であろう。ただし等温加熱に相当するデータ、定荷重下における歪の進行のデータが必要である。そのようなデータが見当たらないが、これに相当するものに、一定荷重下における降伏おくれの時間が考えられる。(試験温度は一定)

降伏の機構を COTTRELL⁹⁾ のものか GILMAN⁹⁾ のものをとるかで計算がちがつてくるが、ここでは紙面の都合で前者を用いて計算してみよう。

COTTRELL の機構にしたがえば⁹⁾、降伏おくれの時間 t は次式で与えられる。

$$t = t_0 e^{U/kT} \dots\dots\dots (8)$$

ここで T は変形の行なわれる温度、 U は転位が固着の雰囲気から逃れるための活性化エネルギーである。すなわち(8)式はこの過程の生ずる頻度に測定時間 t をかけたものが、ある一定値 t_0 に達すると、巨視的に観測される降伏現象が起こることを示している。 U は外部応力 σ を含む関数である。COTTRELL によれば活性化エネルギー U は

$$U = 0.9 \left(1 - \frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^3 \dots\dots\dots (9)$$

で表わされる。ここで σ_0 は熱エネルギーの助けなしに転位が雰囲気から逃げ出すのに要する応力である。

(8) 式より

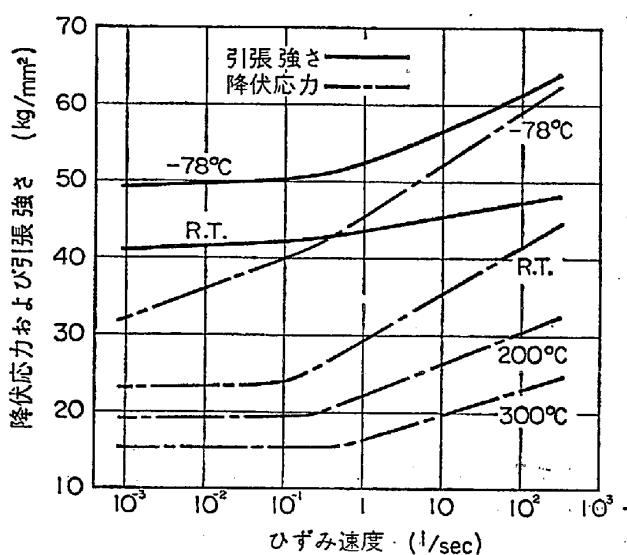
$$\begin{aligned} t_0 &= \int_0^t e^{-U/kT} dt \\ &= \int_0^{\sigma_y} e^{-U/kT} \frac{d\sigma}{\dot{\sigma}} = \frac{1}{\dot{\sigma}} \int_0^{\sigma_y} e^{-U/kT} d\sigma \end{aligned} \dots\dots\dots (10)$$

この式を解くことは紙面の都合ですが、応力増加の速度 $\dot{\sigma}$ が大になれば降伏応力 σ_y が上昇することを示している。筆者は U を測定した試料を持っていないので、実験で得た $\dot{\sigma}$ と σ_y の関係によつて、上式を確かめることはまだ行なっていないが、鉄鋼の降伏点がひずみ速度の増大とともに上昇することは、筆者も多数の実験例を有している。第7図は大森の実験の一例である。

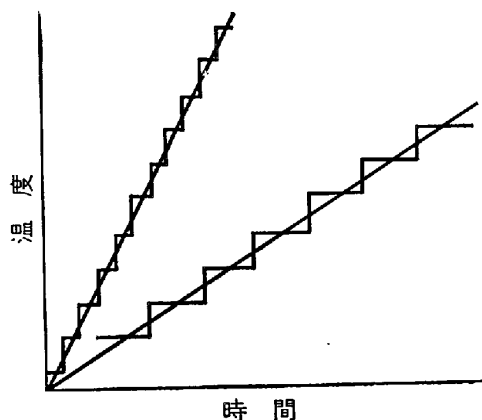
以上の計算を図式的に行なうこともできる。再結晶を例にとると、急熱が第8図のように時間-温度曲線が直線になるように行なわれる時、その直線を一定の時間間隔か温度間隔の階段に分けて、第3図のごとき等温再結晶曲線と組み合わせて作図をすれば、各加熱速度について再結晶終了の温度が求まる。鉄鋼の降伏点についても同様な作図ができるはずである。

2.6 急熱から等温加熱へ

以上の操作すなわち等温加熱の実験から急熱の場合を推定することの逆もできるはずである。たとえば拡散に支配される現象で、オーステナイト中の炭素の拡散による現象が、3000°C/secの加熱速度で730°Cに始まり850°Cに終わつたとすれば、所要時間は0.04秒である。もしこの現象を等温加熱で0.04秒で終わらせるには、



第 7 図 軟鋼の降伏応力および引張強さとひずみ速度の関係



第 8 図 温度上昇曲線と等温加熱曲線の関係

その温度をどれ位にすべきかという問題になる。この温度における拡散恒数を $\bar{D}$ とすれば、次式でこれを求めることができる¹¹⁾。

$$\bar{D} = \frac{1}{t_0} \int_0^{t_0} D dt \dots \dots \dots (11)$$

そして $D = D_0 e^{-Q/RT} = D_0 e^{-A/T}$ なる関係がある。また t_0 は加熱に要した時間である。

T なる温度から T_0 への上昇に t 秒を要したとすれば

$$\begin{aligned} \bar{D} t &= \int_0^t D dt = D_0 \int_{T_0}^T e^{-A/T} \frac{dT}{dT} dT \\ &= \frac{D_0}{v} \int_{T_0}^T e^{-A/T} dT = \frac{D_0 A}{v} \int_{x_0}^x e^{-x} d\left(\frac{1}{x}\right) \\ &= \frac{D_0 A}{v} \left\{ \left. \frac{e^{-x}}{x} \right|_{x_0}^x + \int_{x_0}^x \frac{e^{-x}}{x} dx \right\} \dots \dots \dots (12) \end{aligned}$$

ここで $\frac{A}{T} = x$, $dT = A d\left(\frac{1}{x}\right)$,

$$\frac{dT}{dt} = v = \text{加熱速度}$$

$$F(x) = \frac{e^{-x}}{x} + E_i(-x)$$

$$E_i(-x) = - \int_x^\infty \frac{e^{-x}}{x} dx \text{ とすれば}$$

(12)式は

$$\bar{D} t = \frac{D_0 A}{v} \left\{ F(x) \right\}_{x_0}^x = \frac{D_0 A}{v} \left\{ F(x) - F(x_0) \right\} \dots \dots \dots (13)$$

$$D_0 = 4.9 \times 10^{-2} (\text{cm}^2/\text{sec}), D = D_0 e^{-36,600/RT}$$

として $\bar{D}$ の値を計算すると、丁度 830°C における値に等しい。したがって 830°C で 0.04 秒等温加熱すれば、 730°C から 850°C まで $3000^\circ\text{C}/\text{sec}$ で急熱したと同様な拡散効果が得られる。この温度は equivalent constant temperature と呼ばれている。再結晶の場合は、再結晶速度 k について同様な取り扱いができれば、

このようにして一定の温度で現象がある程度まで進行する時間がわかれば、そして活性化エネルギーがわかっておれば各温度におけるその時間を算出することは可能であろう。

3. 急熱実験の思い出

3.1 実験の始まり

戦争末期の実験室には何もなく、スイッチにつけるフューズもなかった。フューズの代わりに床に落ちていた荷札の鉄線を用いると、それがよく焼け飛んだ。その火花があまり美しいので、面白がつて何回もショートさせている中に、この短い時間の中にどのような組織変化が行なわれているのか、それを知りたいと思つた。その昔真島研究室でフューズが飛ぶときの電圧の変化を、オシログラフで測定したことを思い出し、あの手だなと思いながらちよつとした工夫を加えて装置を作つた。

その費用が 5 円とも、12 円とも記憶しているが、以来 20 年間それを使つて、今もデータを出している。恐らく世界で最も安価な原始的な装置であろう。

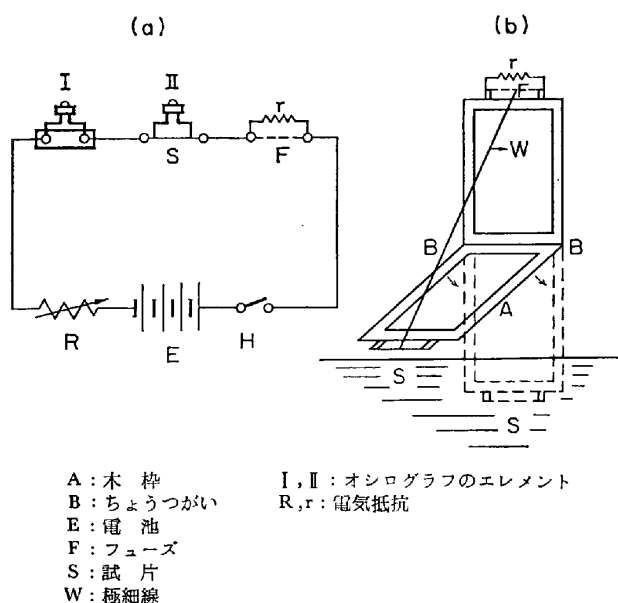
実験室には幸いにも潜航艇に用いた古い 6 ボルトの電池が 3 個ころがつていたので、それで直接通電を行ない、 0.5 mm 直径の細い針金を 10 cm 前後の長さを選んで試片とした。戦後にかけては一枚の顕微鏡写真をとるにも、遠い日本鋼管の研究所へ頼みに行つたが、時々ストライキがあり閉口した。一にぎりの現像用ハイボをもらいに理研の友人の所へ半日がかりで出かけた。

3.2 実験装置とその発展

イ) 実験装置

装置¹²⁾¹³⁾は第 9 図(a), (b)に示すごとく簡単なものであるが、注意したことは加熱速度を定量的に測定することと、最高加熱温度が測定できることである。

試片は直径 0.7 mm 前後、長さ 10 cm 前後の針金またはそれと相当寸法の細いリボンで、第 9 図(a)に示すごとく、20 ボルト前後の電池で直接通電で加熱する。試片の両端の電圧 E と試片を流れる電流 I を、電磁オシログラフの 2 つの A 型エレメントで記録すると、オームの法則で電気抵抗の時間的変化がわかり、あらかじめ測定してある電気抵抗—温度曲線から、試片の温度の時間的変化がわかる。試片の長さを l , 電池の電圧を E とし、回路の抵抗を極力小にすると、平均加熱速度は $(E/l)^2$ に比例し、ある範囲では試片の太さに関係しない。電池の電圧を加減することにより、平均加熱速度を制御できる。



第9図 急熱の回路と実験装置

この方法では試片は0.1秒前後で焼け飛んでしまう。これでは実験にならないので、回路の途中に試片に直列にフューズを入れ、フューズが焼切れると電流が切れてそれ以上は加熱されなくなるようにした。すなわち試片の最高加熱温度はフューズの太さで加減できる。

実はフューズが切れても、フューズと並列に高抵抗が入っているので、試片の急冷中にも試片に微弱な定常電流が流れていて、試片の両端の電圧を電磁オシログラフに入れることによつて、急冷中の試片の電気抵抗の変化を、したがつて温度変化を知ることができる。急熱の速度を変化させると同時に、急冷の速度も焼き入れ剤を変えて制御した。たとえば直径0.5mmの軟鋼試片を900°Cから焼き入れた時の、500~600°Cの間における冷却速度¹⁵⁾は次のようであつた。

焼き入れ剤	冷却速度(°C/sec)
10%食塩水	1.5×10^4
流動パラフィン	1660
沸騰水	500~630
空気	120

実際に用いた装置は第9図(b)に示すごとく、蝶番Bを中心自由に回転できる木棒の1辺に試片Sを取り付け、この木棒は細い針金でフューズFに吊り下がっている。試片は水面すれすれの所にあるが、フューズが切れた瞬間に木棒は回転して、試片は水またはほかの焼き入れ剤に飛び込む。試片の加熱が止まつて水に飛び込むまでの時間は、1/200sec程度に加減できる。こうして急熱急冷した試片を取り出して、引張試験、硬度測定、X線検査をし、また顕微鏡組織を調べるのである。

筆者はこの装置を吊取りと称して愛用している。

ロ) 浴槽の冷却能力と加熱能力の測定^{14)~17)}

上記の装置の説明ですぐ気づかれたことと思うが、この装置はそのまま焼き入れ剤の冷却能力の測定に使える。急熱と急冷の双方の曲線が得られるから、試片の代わりに直径0.5mm前後の白金線を用い、急熱しては焼き入れ剤中の冷却曲線をオシログラフに描かせればよい。針金の表面の温度が、 $\theta_a = \theta_0(1 - e^{-st})$ の式にしたが

つて変化すると仮定して、Sをもつてその焼き入れ剤の冷却能力をあらわした。このように細い針金では針金の平均電気抵抗を測定することにより、Sを測定したことになる。またSから針金と焼き入れ剤の間の熱伝達率も計算できる。ここで θ_a は試片の表面の温度、 θ_0 は試片の温度と浴槽の温度の差、 t は時間を示す。

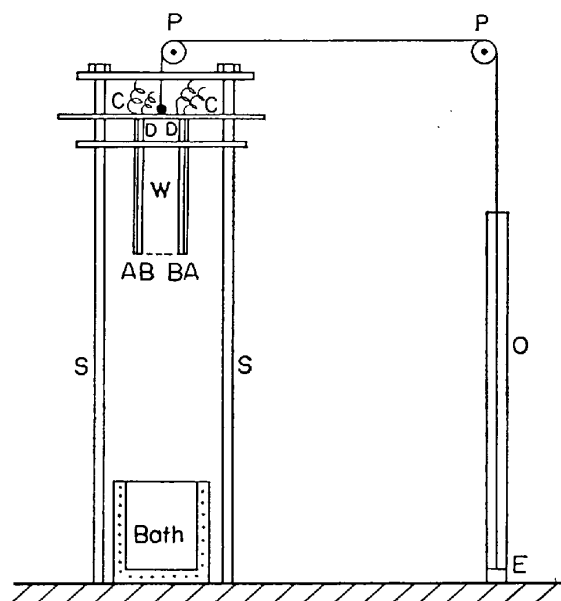
一般に焼き入れのときの冷却曲線はなかなか再現性がない。それは冷却中に液体が蒸発して試片の表面にガスの薄膜ができるからである。熱電対自身を加熱してそれを焼き入れしてもデータが揃わないのは、この薄膜の発生が不規則なためである。銀の球の表面の一点に熱電対を溶接する方法も同様の理由で再現性が悪い。WEVERは直径7mm以上の銀球を用いないと、その中心における冷却曲線の再現性はないとしている。

筆者の細い白金線の電気抵抗による温度変化の測定にはいろいろの利点があり、再現性も見事である。

次に白金線を急熱せずに、常温のまま各種の高温浴槽に投入し、そのときの電気抵抗の時間的变化を測定すれば、浴槽の加熱能力を測定したことになる。

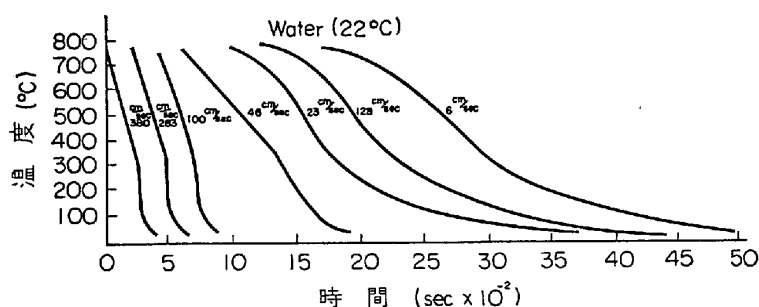
この実験で一番大切なのは、浴槽を攪拌するか否かの点である。静止の浴槽と、攪拌されている浴槽ではその加熱または冷却能力は、比較にならないほどちがつてくる。この影響を調べるために、静止している浴剤の中へ、一定の速度で白金線を投入した。第10図¹⁵⁾はその装置で白金線を取りつけたWという棒は、SSというガイドに沿つて自由落下して、下方の浴槽の中へ飛び込むことができる。この棒はPPなる滑車を経て、油の入っている緩衝器の中の緩衝板Eにつながつている。Oは油の入ったガラスの円筒で、Eは孔のあいたAlの円板で孔の大きさと数で棒Wの落下速度を加減できる。

第11図¹⁷⁾は急熱した白金線を水の中へ焼き入れしたときの、冷却曲線の一例で、水の攪拌がいかに冷却能を左右しているかを示している。

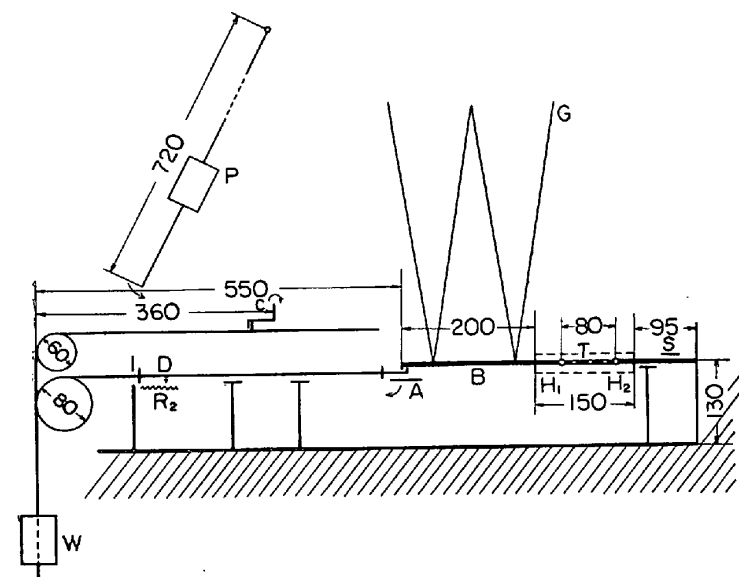


AA: 白金線, W: 棒, O: 油ダムパー

第10図 浴槽の加熱能力と冷却能力の測定装置



第11図 白金細線の水による冷却曲線に対する落下速度の影響 (水温 22°C)



第12図 熱間加工の実験装置

ハ) 熱間加工の研究^{18)~23)}

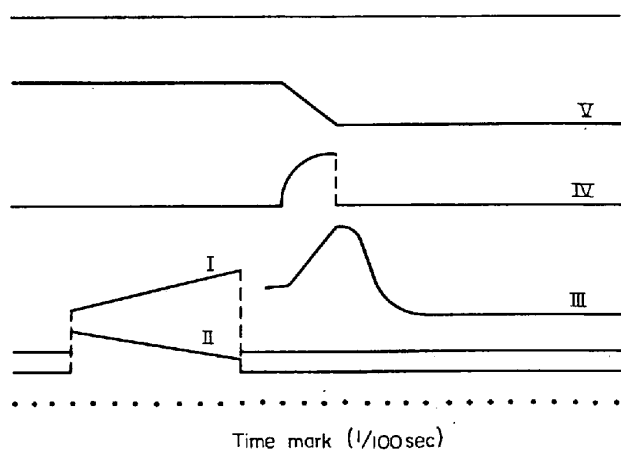
急熱急冷の実験を懸命にやり、片方で衝撃試験をやっているならば、両方の技術を組み合わせてみようと考えるのは、ごく自然の成り行きである。急熱急冷で、急熱後瞬間的に急冷する方法とか装置は、熱間加工においては次の理由で有力な手段を提供する。金属の常温における塑性変形の機構は詳しく研究されているが高温におけるそれは皆無に等しい。それは高温においては変形後直ちに再結晶を生じ、われわれは熱間加工+再結晶の状態しか観察できないからである。もし熱間加工後 0.01~0.005 秒以内に急熱できれば、この再結晶を防ぐことが可能である。そして熱間における金属の変形機構を明らかにすることができる。

それに用いた装置を第 12 図¹⁸⁾に示す。T なる試片は荷重 W により衝撃的に延伸される。荷重 W はクラッチ C により留められていて、自由に落下できないが、P なる振子がクラッチ C を叩いてはずすと、W が落下し T が延伸される。P はクラッチ C をはずした後でさらに、水槽 M を支えているクラッチをはずして、水槽を傾けて試片 T に水を注ぎ冷却する。加工後水冷までの時間は振子 P の移動速度で加減して 0.01~0.005 秒とする。ここで問題となるのは試片 T が高温で延伸された後に、両端の固定した掴み H₁, H₂ の間に張られたまま水冷する時は、冷却の際の収縮のために大きな応力が生じ、冷却

中に再加工される恐れがあることである。それを防ぐために掴み H₁ は天井より 2 本吊りで吊るした軽いデュラルミン製の棒 B に取り付けてあり、T の収縮につれて H₁ は軽く右方に移動できるように工夫してある。また B と W は A なるクラッチで連結されているが、W が一定の距離を移動すると、A のクラッチがはずれて B は W から自由になることは、図から了解されたい。D は R₂ の上を移動して、荷重の変位をオシログラフに記録するための接触子、S は針金歪計である。

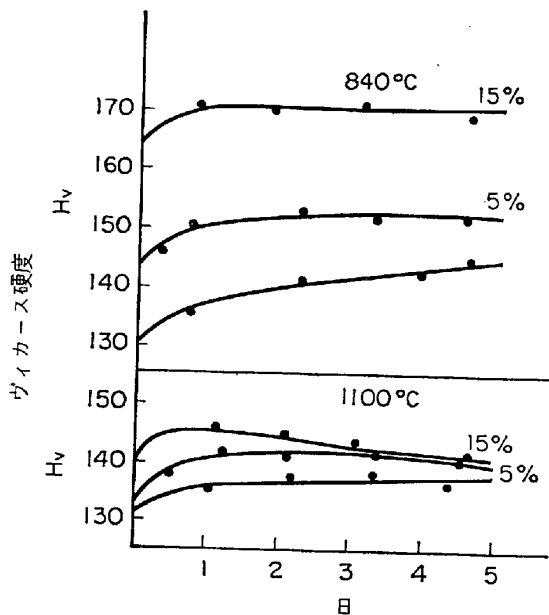
第 13 図¹⁸⁾は以上の方法で得られたオシログラフの一例で、曲線 I, II は試片を加熱する際の試片を流れる電流と、試片両端の電圧を示し、この両曲線から試片の温度の時間的変化がわかる。この例では試片は 0.08 秒で加工温度にまで加熱されている。曲線 III は試片に荷重がかかり始めてから、かかり終わるまでの時間を示し、かつ加工後に水がかかるまでの時間および水冷により常温まで冷却するに要する時間もこの曲線 III から読み取ることができる。すなわち曲線 III によれば、試片の加熱がとまってから、0.02 秒後に荷重がかかり始め、0.045 秒後に 30 % の延伸が終了し、その後 0.01 秒後に水冷が始まり冷却に要する時間は 0.03 秒である。曲線 IV および V はそれぞれに延伸中の荷重および伸びの時間的変化を示すものである。この例ではひずみ速度は 12/S の程度となつている。

第 14 図²⁴⁾は極軟鋼を熱間加工した後の時効硬化を調べたもので、このような高温の加工でも冷間加工硬化があり、時効現象を呈することは興味深い。第 15 図は Al を、第 16 図は α-黄銅を熱間加工した時の顕微鏡組織である。前者はポリゴナイズしており、後者は室温における加工よりも更に鮮明な



- I 加熱電圧
- II 加熱電流
- III 変形と冷却の際の電気抵抗
- IV 荷 重
- V 変 位

第13図 熱間加工実験のオシログラフ



第14図 熱間加工を受けた軟鋼の時効硬化

じり線が見られ、両者に加工温度の差のほかに、積層欠陥エネルギーの差が、はたらいっているようにみえる。またこの装置により各種の単結晶の高温変形が調べられている。筆者はこの実験が急熱急冷の実験と衝撃の実験が手をつないだものとして、非常に愛着を感じている。

以上は実験に関する1つの着想が、具体化され自分自身で成長発展していった過程を追ったものである。その様子はおそらく小説中の人物に似ている。おそらく作家の思いがけない方向に、その人物は成長し行動することになる。直感によつて日夜実験を追かけている場合は大体このような経過をたどるものようである。

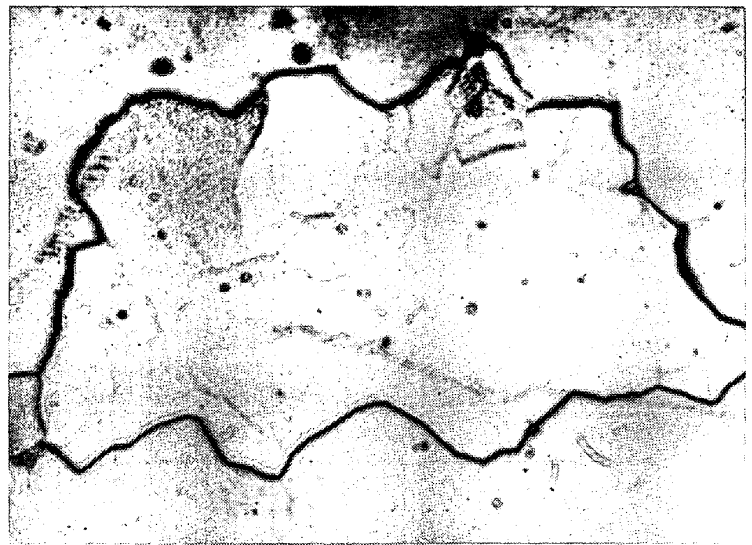
3.3 急熱急冷実験の効用

この手のひらの上に乗る小さな装置の直径 0.7 mmの針金の試片を見て、誰しもこれは研究者の遊びと思うようである。大学では理論や基礎的な傾向を明らかにすればそれでいいので、それが実際に必要となれば0.7 mmの針金を 20 mm の棒に変えるのは、時間と金の問題で何でもないことではないか。それはもはや大学の問題でなく、それを必要とする側の問題のように思われる。

イ) 温度分布測定への一助

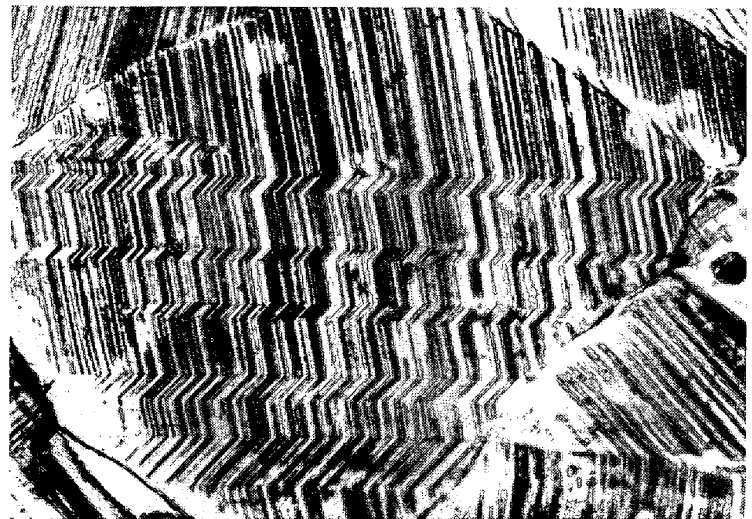
打ち上げたロケットの燃焼室の壁の温度分布の測定は困難な問題であるが、回収したロケットの壁の顕微鏡組織の変化が調べられ、この部分は鉄鋼の場合 A_1 変態点を越しているから、少なくとも 723°C は越えていると判断する。そこで問題となるのは爆発の急熱で A_1 変態点が過熱しないかということで、第6図のごとき測定が行なわれている。記憶が確かでないが多分この測定の動機は上述のことで、15 mm直径位の太い試片を溶接用の変圧器の直接通電で急熱したように思う。

同じような問題が熱間および冷間圧延用のロールの表面温度の測定に、あるいは溶接部分の温度分布測定にもあり、急熱実験を考慮しなければならない。



×400 (1/2)

第15図 熱間加工を受けたアルミニウムのポリゴニゼーション

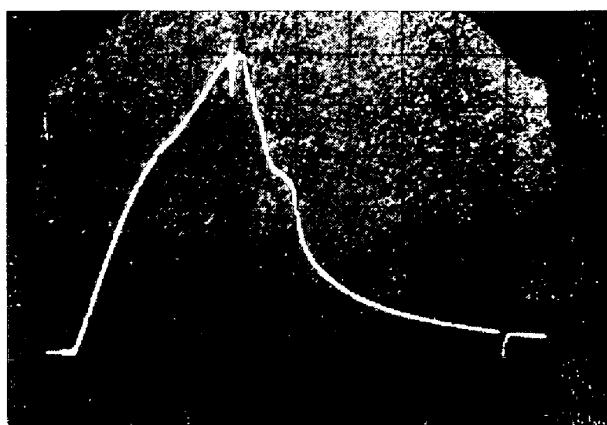


×400 (1/2)

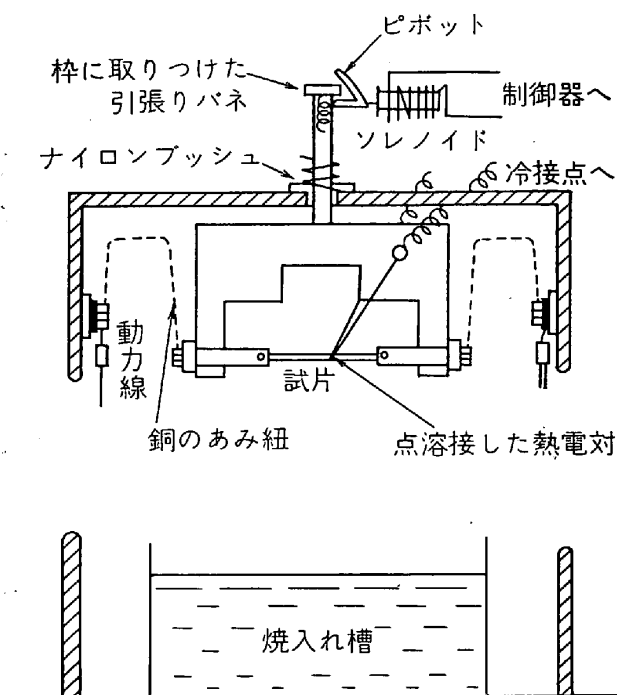
第16図 熱間加工を受けた α 黄銅のじり線 (650°C)

ロ) ストリップの連続焼鈍および短時間焼鈍の問題

製鉄所の壮観の一つにストリップの連続焼鈍の問題がある。0.18~0.60 mm 厚さのストリップが 20 秒前後でたとえば 730°C に加熱され、その温度で 15~20 秒均熱されるがこれは一種の弱い急熱であろう。この場合 Ac_1 変態、 Ac_3 変態はどうなるか、その結果炭素の溶解度はどうなるか、また加熱速度が結晶粒度や集合組織にどのように影響するか、様々の問題があろう。さらに大きな問題として、この焼鈍時間を短縮できないかということがあり、これが実現すれば莫大な節約となるとして BISRA が短時間焼鈍を長年続けていることは有名で、筆者も 1960 年と 1966 年の 2 回にわたつてその装置を見学している。1960年に急熱急冷実験の講演を頼まれてその時の司会者は Dr. GARBER で溶融金属浴槽による短時間加熱の実験をしている人であつたが、数日前についた英国鉄鋼協会誌を見ると同氏²⁵⁾の急熱急冷の論文が



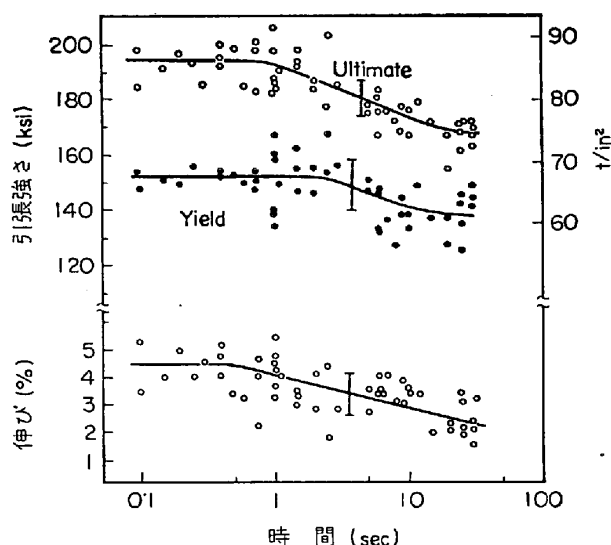
第17図(a) 急熱急冷の温度変化のオシログラフ、
停点は変態を表わす



第17図(b) 高速度熱処理の装置

出ている“Effect of quench rate on mechanical properties of supracritically annealed and quenched mild steel strip”というので急熱急冷の急冷速度の影響を問題にしている。そして第17図(a), (b)のごときオシログラフと装置を示し、実験の試片は丸棒で直接通電のようである。紙面の都合で内容紹介はできないが、毎秒300~20,000°Cの速度で急熱急冷し、その際鋼の組成を変え、特にMn量を変え、冷却速度が引張強さにおよぼす影響を調べているようである。

また偶然にも同じ雑誌に“Effect of rapid heat treating on mechanical properties of low carbon steel sheet²⁶⁾”なる論文が出ている。薄い鋼板のリボンで24ボルトの電池で直接加熱している。第18図はその一例で焼鈍温度における保持時間と機械的性質の関係で、0.1



第18図 試片Aの機械的性質に対する925°C
保持時間の影響

秒という短い保持時間についても実験している。

最近偶然に見た上記の2つの例をあげたのは、大学の実験と実用実験の関係を暗示するように思えたからで、筆者から見れば双方とも同じ実験をしているのであつて、大学の遊びに見える実験が無意味であるとは思えない。時には遊びの実験が実用実験を誘発することもあるのでないかと考える。

軽合金や銅合金のflash焼鈍にもこの急熱の実験は役立つことと思う。

ハ) 高周波焼き入れ、火炎焼き入れ

この熱処理を受けた鋼材の顕微鏡組織の検討に役立つであろう。実用の製品は大型なので、この実験で急冷の速度を小にすると、実用製品の組織を再現できる。在来からのこの熱処理に関する実験では、加熱および冷却の速度が、また時には最高加熱温度さえ実測されていない場合が多い。

ニ) 析出合金の急熱急冷

析出には相当の時間を要するので、急熱では析出を防ぎながら試料に高温を与える可能性があり、不銹鋼などSensitizingを防ぎながら軟化の目的を達する可能性がある。極軟鋼で時効を防ぎながら軟化に成功したソ連の報告があつたが、筆者の追試ではそれは不成功であつた。

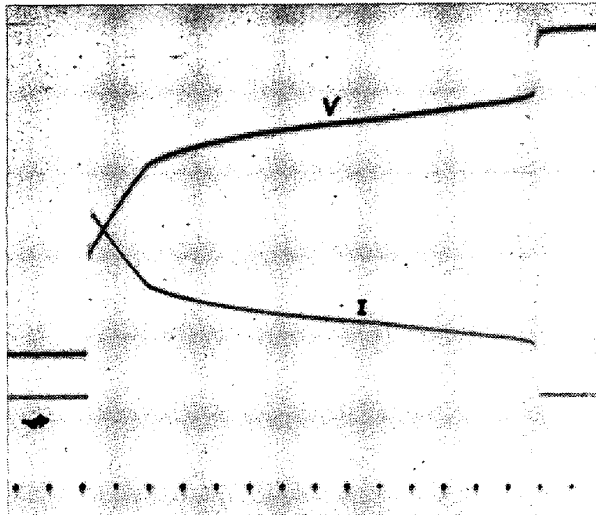
ホ) その他

この装置により熱疲労、ヒート、チェックの研究も行なえよう。また大きな用途としては「熱処理における加熱速度および冷却速度の影響」なる各種の研究において上限の速度における材料の挙動を知ることにより、研究の方向を見定めるに役立つであろう。

4. 急熱急冷実験の実例

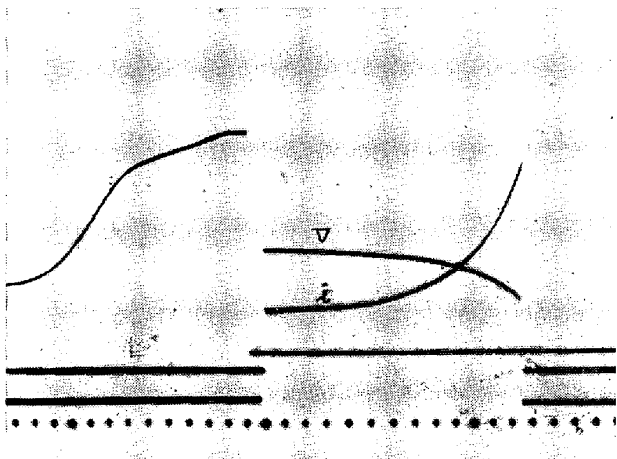
4.1 急熱急冷オシログラフの一例

第19図¹³⁾はNiの針金を急熱で焼き切つた時の電圧と電流の変化を示したオシログラフでタイム・マークは0.01秒である。折点はキューリー点である。第20図¹²⁾は純鉄をある温度まで加熱後急冷した例で、冷却曲線



タイムマーク (0.01 sec)

第19図 焼鈍せるニッケル線の急熱オシログラフ



タイム マーク (0.01 sec)

第20図 純鉄の急熱急冷のオシログラフ

も示され第17図のオシログラフとよく似ている。第21図(a), (b)は α 黄銅の針金を焼き切つた一例で折点は固相線と液相線を示している¹²⁾。これらの折点は第19図の折点とともに加熱速度の影響は全然受けないで¹³⁾、常に一定の温度を示すので、急熱急冷の実験装置でこの定点を測定して、装置の精度を検定するのに用いている。第21図(b)は焼鈍した α 黄銅の針金を0.001秒以内に焼き切つた場合の、電圧-時間曲線で(2回実験を行なつた例)このような異常な急熱でも固相線、液相線の折点があきらかでその温度も徐熱の場合と変わらない。

4.2 α 黄銅の再結晶

α 黄銅は回復、再結晶に伴う電気抵抗の変化の大きいので有名である。第22図²⁷⁾(a)は α 黄銅の針金を急熱で焼き切つた例で、これを電気抵抗-時間曲線に改めると第22図(b)のごとくなる。多くの折点が見られるが、折点aは回復、bは再結晶開始、cは再結晶終了、dは固相線、eは液相線であり、タイム・マークは0.01秒である。これから再結晶に必要な時間b-cが測定される。一例をあげると第1表²⁸⁾のごとくなる。こ

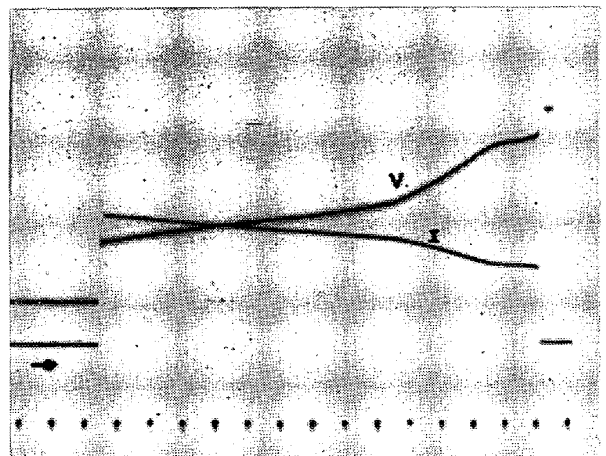
第1表 再結晶に必要な時間と加熱速度の関係
(α 黄銅)

加熱速度 ($^{\circ}\text{C}/\text{sec}$)	再結晶に必要な時間 ($\text{sec} \times 10^{-3}$)
6620	8.6
46500	2.0
65500	1.2
93000	0.7

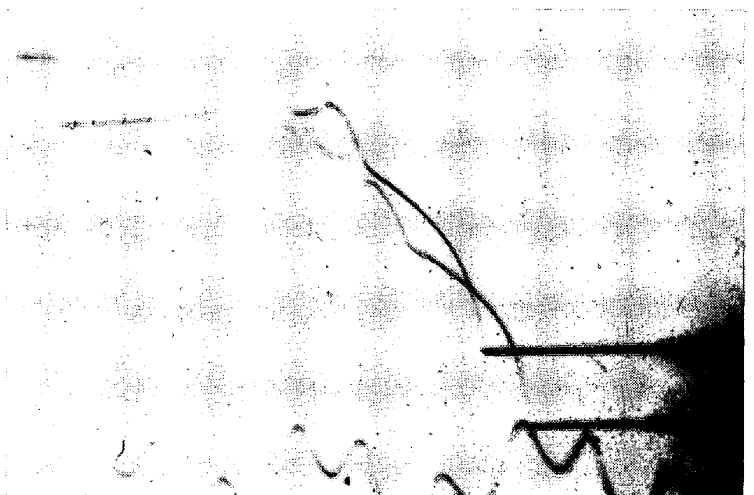
れらのデータを見ると、再結晶は1万分の7秒で終わる現象であり、BISRAが懸命になつて短時間焼鈍の研究をしている理由がわかるような気がする。

4.3 急熱による結晶粒の微細化

この問題についてAl, α 黄銅, 極軟鋼²⁹⁾, 13Cr不銹鋼³⁰⁾, 18-8不銹鋼³¹⁾, 純鉄³²⁾³³⁾などについて実験し、各々の試料の加工度を種々に変化せしめ(再結晶終了直後の結晶粒度を比較した。再結晶はいうまでもなく、核の発生とその成長という2つの過程より成り、核発生の速度をN, 核成長の速度をGとすると、結晶粒度 n (cm^2 当たりの数)は (N/G) の関数であり、Alについては

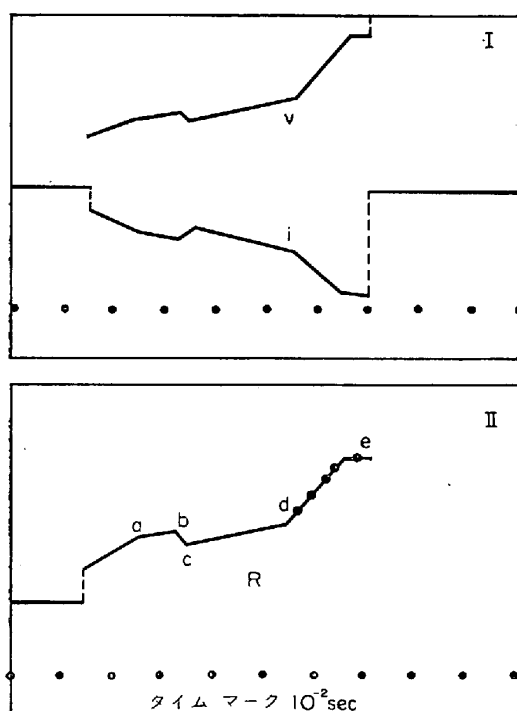


タイム マーク (0.01 sec)

第21図(a) 焼鈍せる α 黄銅線の急熱

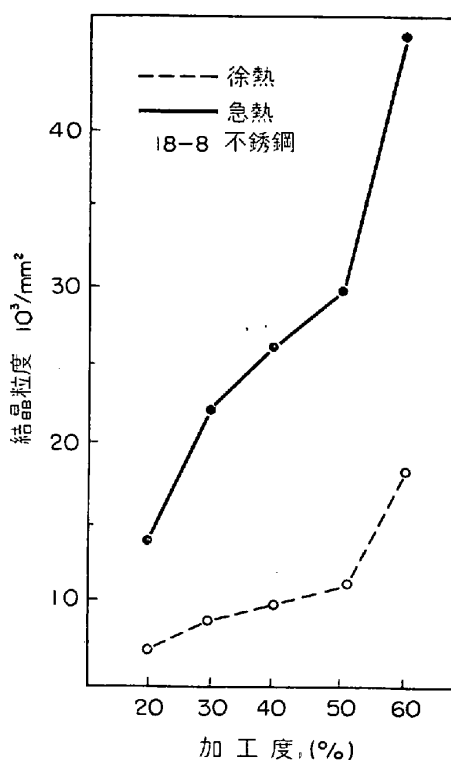
タイム マーク (0.002 sec)

第21図(b) 焼鈍せる α 黄銅線の急熱

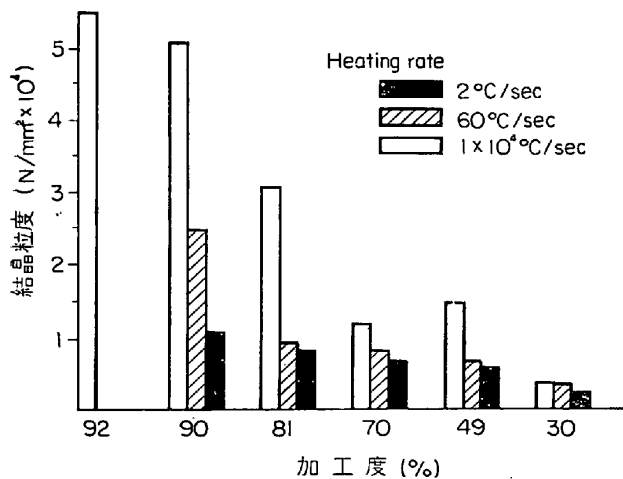
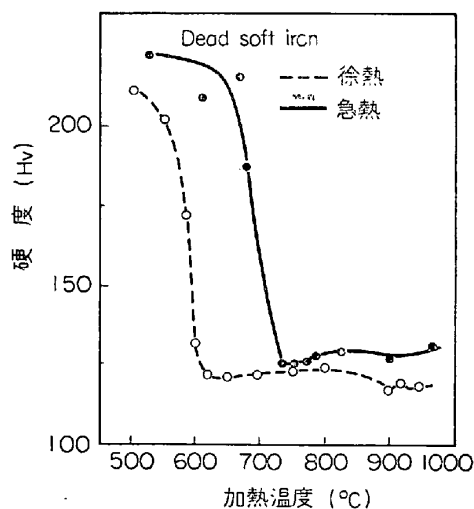


(I)電流と電圧のオシログラフ

(II)電気抵抗の時間的变化

第22図 強加工せる α 黄銅線の急熱

第24図 18-8不銹鋼の再結晶に対する加熱速度の影響

第23図 線引加工せる α 黄銅線の再結晶粒度に対する加熱速度の影響

第25図 極軟鋼の再結晶軟化に対する加熱速度の影響

$n = 0.673(\text{N}/\text{G})$ または $n = 1.01(\text{N}/\text{G})$ などの式が知られている。急熱では前述のごとく過熱状態で核が生じ、低温ではエネルギーの蓄積が不足で核になりえない部分までが核になることができNは異常に大となる。もちろんGも大となるが、過熱でマトリックスのひずみがかなり除かれているので、それほど大にはなれないのであろう。MEHL³⁾は加工度の小さいAlの試片についてGはNほどは過熱により大きくはならないことを実測している。

第23図³⁴⁾は各種の加工度を有する α 黄銅の細線につ

いて、加熱速度と再結晶粒度の関連を示したもので、加熱速度は $2^\circ\text{C}/\text{sec}$ 、 $60^\circ\text{C}/\text{sec}$ 、 $1 \times 10^4^\circ\text{C}/\text{sec}$ の3種類に変化せしめている。

第24図は各種の加工度の18-8不銹鋼³¹⁾薄板について、加熱速度 $10^\circ\text{C}/\text{min}$ と $1 \times 10^4^\circ\text{C}/\text{sec}$ の場合の再結晶粒度の比較をしたものである。

4.4 急熱と臨界点の移動

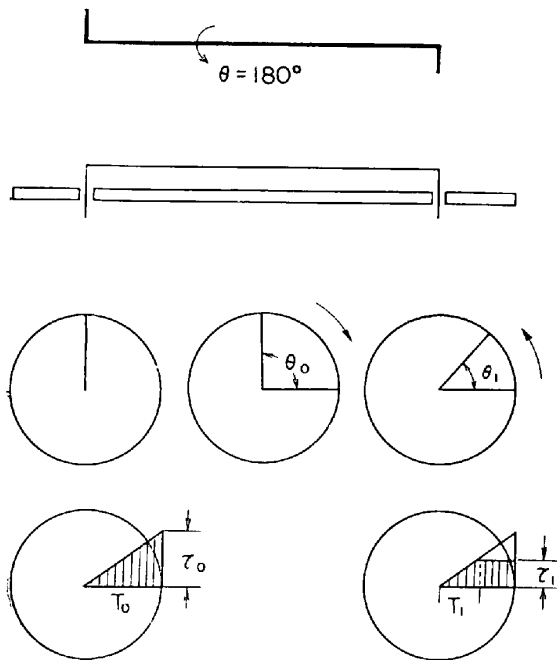
急熱により臨界点が過熱されることはすでに述べた。 $10^\circ\text{C}/\text{min}$ と $1 \times 10^4^\circ\text{C}/\text{sec}$ の場合加熱温度と硬度の曲線を調べてみると、軟化点の移動再結晶温度の移動がよくわかる。18-8不銹鋼、亜鉛鍍金用極軟鋼、13 Cr 不

銹鋼などについて調べたが、第 25 図²⁹⁾は極軟鋼の例である。

4.5 急熱と残留応力の消失³⁵⁾

第 26 図に示すごとく、針金の両端を直角に曲げ、片方の腕を 180° 振り、その下図に示すごとく、細い軟鋼の角棒の両端の穴に挿し込む。

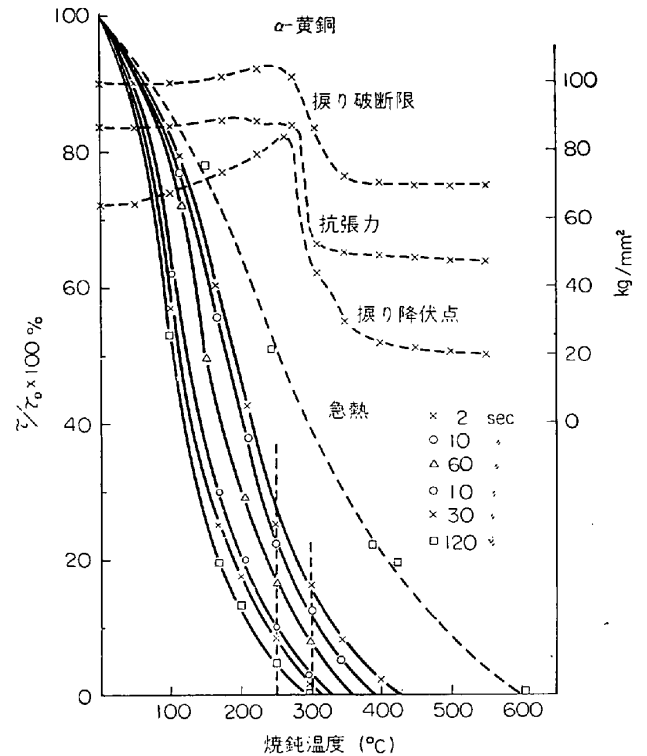
これを角棒諸共に、焼鈍温度の浴槽に投入して、一定時間保持の後に、取り出して水中に焼き入れる。その後針



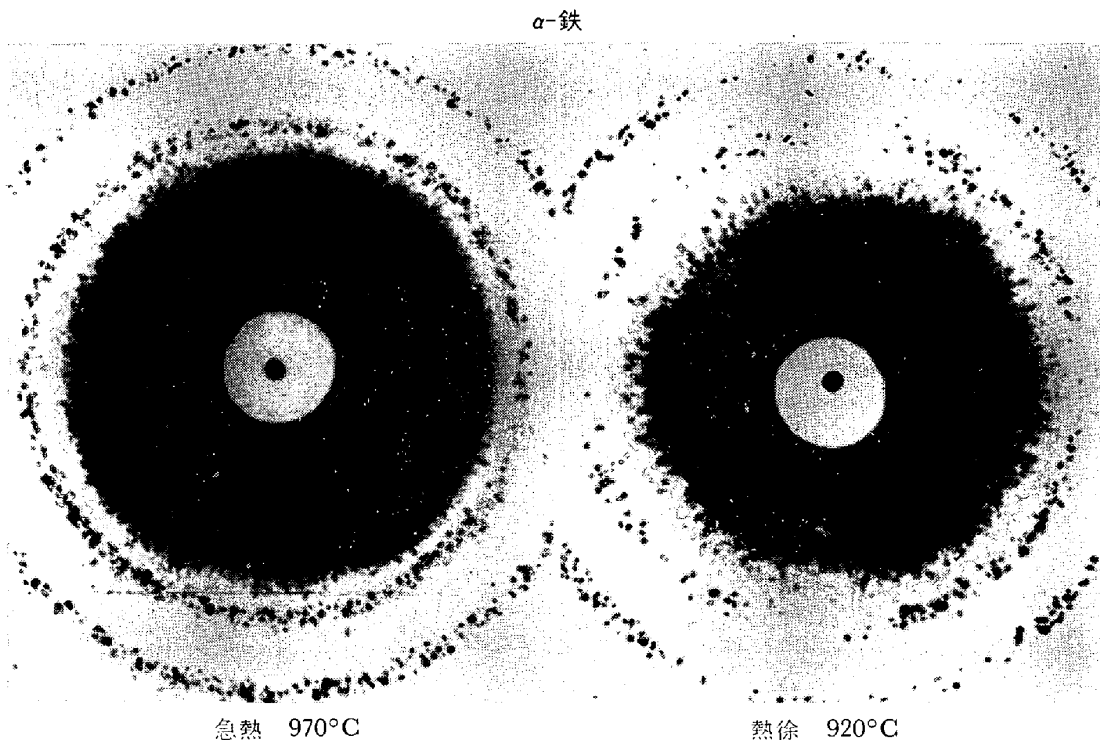
第26図 急熱による残留応力の除去の実験

金を角棒から取りはずして、その際に戻る角度を θ_1 を測定すれば、 θ_1 から針金内に残留している応力が推定される。

試片内の最大応力 τ と焼鈍温度との関係を調べるために、100, 150, 200, 250, 300, 350, 400, 450, 500°C の各温度で、それぞれ 2, 10, 30 秒, 1, 5, 10, 30 分、

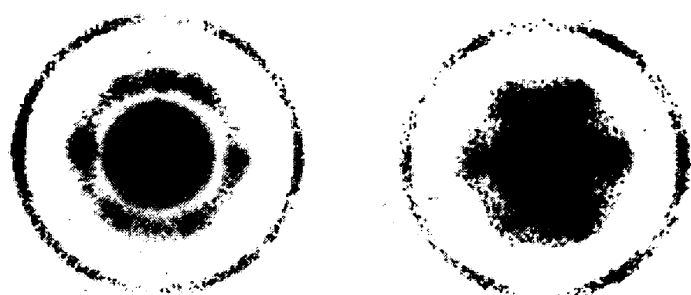


第27図 焼鈍による残留応力の除去



第28図 焼鈍後の極軟鋼薄板のデバイ環

13Cr 鋼



急熱 780°C

徐熱 700°C

第29図 焼鈍後の 13Cr 鋼薄板のデバイ環

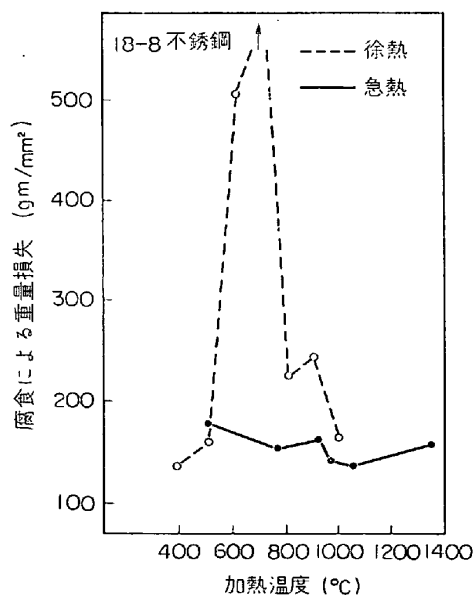
2, 5 時間加熱した。また一方で 1×10^4 °C/sec の速度で直接通電で急熱した。その結果の一例は第 27 図³⁵⁾に示すごとく、 α 黄銅では消失の温度はかなり高温側に移動するが、急熱により完全に消失することがわかる。

4.6 急熱と再結晶集合組織

第 28 図²⁹⁾の加工度 88% の亜鉛鍍金用極軟鋼の例、第 29 図³⁰⁾の 13Cr 不銹鋼の例が示すごとく、急熱により焼鈍では方向性が弱くなる。これは在来からいわれていることで、結晶粒を細かくすると再結晶集合組織は弱くなる。これは加工材の内部で、強加工を受け内部歪の大きい部分は、一定の方向に強く回転していると考えられる。再結晶でまず核になるのはこのような部分で、低温においても核になりやすいと考える。急熱による過熱状態では回転の弱い部分も核になると仮定すると、上のような状態も説明がつく。

4.7 急熱と析出

ある現象が一定の温度区間においてのみ生ずるとき、



第30図 18-8不銹鋼の析出に対する加熱速度の影響

その温度区間を急熱で通過すると、その現象が生ぜずに済むことがある。たとえば溶体化した試片を再加熱するとき、ある温度範囲で析出を生ずるがさらに高温では再溶解する。

第 30 図は焼き入れ後強加工した 18-8 不銹鋼の薄板を焼鈍するときに、徐熱と急熱を用いた例で、各々を H_2SO_4 の 5% 溶液を沸騰させた中に、1 時間ずつ浸漬した時の溶解量を調べたもので、徐熱では途中の温度で sensitizing が生じ腐食量が著しく増加している。急熱の際にこの現象が全然生じないのは、析出に必要な時間がなかつたためである。しかも軟化の目的は十分に達している。

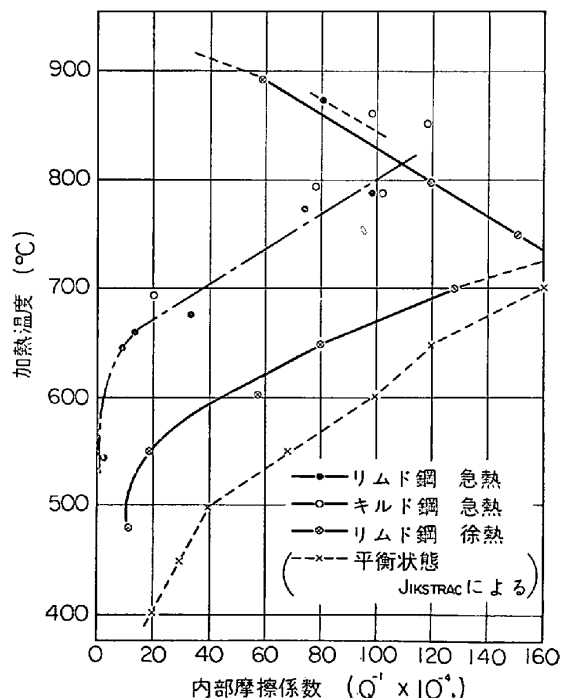
純鉄に近い極軟鋼を十分に焼鈍して炭化物を析出せしめたものを加熱して、析出物を再溶解せしめその溶解の程度を内部摩擦で測定した結果を第 31 図³⁶⁾に示す。

徐熱は $12^\circ\text{C}/\text{sec}$ 、急熱は $9000^\circ\text{C}/\text{sec}$ で行なつたが、この程度の急熱では溶解を妨げることはいできない。再結晶現象と同程度の曲線の移動が見られる。

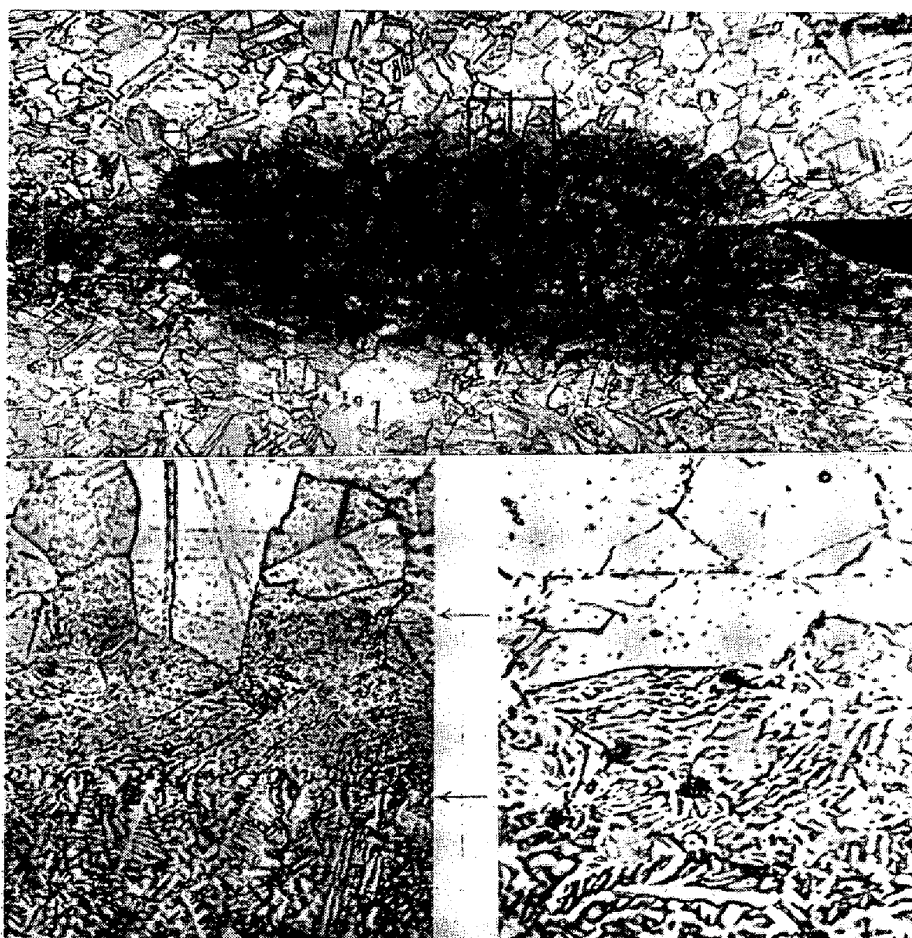
KUZNETSOV³⁷⁾やL'vov³⁸⁾は急速加熱実験 ($1250 \sim 1800^\circ\text{C}/\text{sec}$) によれば、認められる程度の炭化物が溶解しないうちに、再結晶が完了することを述べているが、われわれの実験では $9000^\circ\text{C}/\text{sec}$ の加熱速度においても、第 31 図に見るごとく再結晶終了温度ではすでにかなりの炭素の固溶が進んでいる。

4.8 急熱と溶接

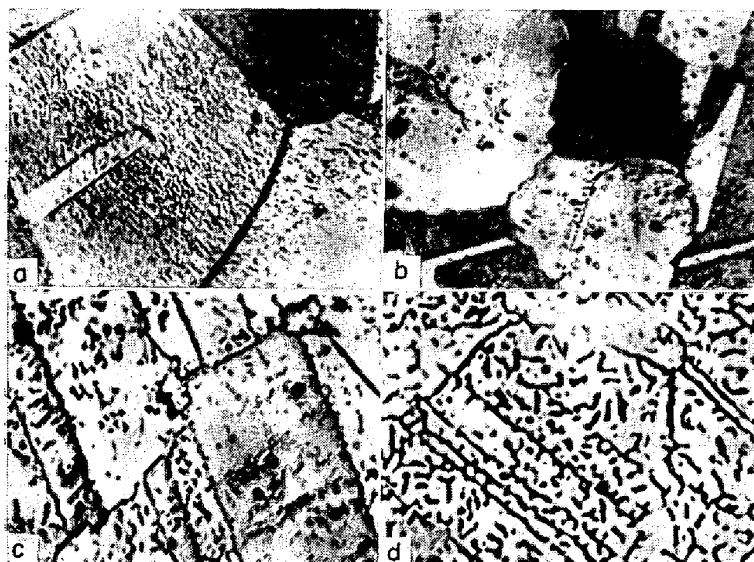
第 32 図は錫青銅をスポット溶接したときの溶接部分



第31図 極軟鋼の炭素溶解に対する加熱速度の影響



第32図 青銅板の点溶接部分の組織

第33図 α 黄銅の固相線と液相線の間の温度から焼き入れた組織(粗粒)

の顕微鏡組織で、ある銅合金の教科書から引用したものである。各部分ごとに局部的に組織が異なっている。これらの個々の組織を持つ部分を分離して、その機械的性質や化学的性質を調べることはきわめて困難である。急熱急冷の実験では固相線と液相線の間から試片を焼き入れて、試片全体に第32図の局部の組織を持たせることは容

易である。第33図²⁷⁾は α 黄銅についてそのようにして得られた組織の一例である。この実験はまた一方で金属や合金がどのような機構で溶解していくかを示して興味がある。第34図²⁷⁾は小さな結晶粒につき同様な実験を行なった結果で、その溶解の順序を示している。最後の段階では完全に溶解して美しい dendrite の集合体となっている。

第35図²⁷⁾は加熱の際の電気抵抗-時間曲線であつて、その曲線上から焼き入れた位置を丸印で記入した。また固相線と液相線の間の各点の位置に相当した組織を持つ針金の引張り試験の結果も記入してある。これによれば引張り強さは、結晶粒界が溶解を開始した直後はやや増加するが、溶解が進むとともに急激に減少している。伸びも溶解開始とともに急激に減少し、溶解開始とともに試片は脆化し始めることを示している。

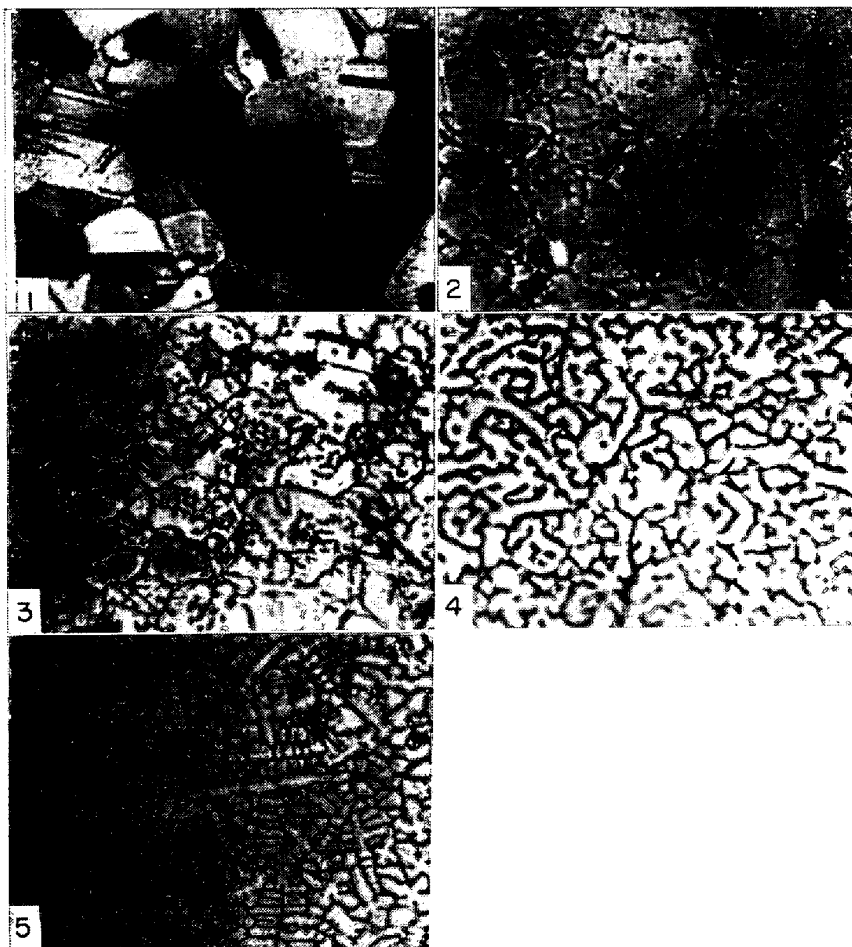
4.9 炭素鋼の急熱と中間組織¹²⁾ 11)

鉄鋼の急熱急冷実験が、実際の技術と関連を持つであろうことは前に述べた。そこで純鉄および0.1%C, 0.25%C, 0.4%C, 0.8%C, 1.2%Cの炭素鋼およびNi-Cr鋼について急熱の際の組織変化を調べた。これらは組織変化に対する興味ばかりでなく、変態速度の推定にも役立つであろう。

まずパーライト→オーステナイト変態について調べてみよう。オーステナイトを急冷することによりマルテンサイト組織が得られて、明らかな針状組織が得られる。しかし上記の変態が進行している途中から焼き入れるとマルテンサイトは生じないように見える。その代わりに2つの中間的な焼き入れ組織が見られ、筆者は仮りにこれを中間組織ⅠおよびⅡと名づけた。そして2つの中間組織を得られる温度の中間の温度から焼き入れると、ふちのついた組織が得られる。これは内側が中間組織Ⅰ、外側が中間組織Ⅱとなつた一種の混合組織である。第36図¹²⁾はこれらの組織を示している。第37図¹¹⁾はこれらの組織を350°Cで30分焼き戻したものである。これらの中の一つで、炭素が拡散して

いく様子がよくわかる。ことに急熱後の冷却を油または沸騰水中で行なうと、中間組織Ⅰはあたかも黒鉛のように真黒な組織となる。これは高周波焼き入れした鋼や電縫管にしばしば出現する組織である。

中間組織Ⅰは容易に腐食されて黒色となり、全然マルテンサイトの外的な外観はない。中間組織Ⅱは非常に腐食が



第34図 α 黄銅の固相線と液相線の間の温度から焼入れた組織(細粒)

困難であたかも象牙のように滑らかである。1000倍の顕微鏡下ではマルテンサイトの針は見えない。これらの組織の硬度を第2表³⁹⁾に示す。

第2表 中間組織の硬度

組 織	ヴィカース硬度
パーライト	220
マルテンサイト	700~910
中間組織 I	400~550
中間組織 II	950~1000

これらの中間組織を共析鋼に出現せしめて詳しく調べたが、X線によると中間組織 I はマルテンサイトとトルースタイトの混合物でごくわずかのオーステナイトを含んでいる。マルテンサイトの2重線は拡散していないのに分離していない。硬度が低く腐食されやすいのはトルースタイトの存在によるのであろう。この組織はパーライト内のセメンタイトの溶解の程度により常に外観を少しずつ変えて、いわば浮動的なものでこれを安定な相と考え、中間組織 I などと固有の名称を与えるのはよくない。またこの組織が生ずるときは、パーライト、コロニーの輪郭はほとんど変わらず、最高温度が A_3 変態点以下となることを示唆している。

中間組織 II はX線的には完全にマルテンサイトで2重線はあきらかに分離している。普通に焼き入れた場合に比べて残留オーステナイトははるかに少ない。したがっ

て中間組織 II も顕微鏡的にそのように見えるだけで、実質はマルテンサイトである。非常に硬いのは、極度に細かい組織と残留オーステナイトの少ないことによるのであろう。この組織のときはパーライト、コロニーは周囲へ拡散していて、全体が A_3 変態点以上の温度にあることを示している。急熱のオンロググラフによると、毎秒 3000°C の加熱速度では中間組織 I は 870°C から中間組織 II は 940°C からの焼き入れで得られ、 A_3 変態点ははさんでいるようである。

それではこれらのいわゆる中間組織を得るには、変態の途中から焼き入れればよいのであつて、急熱急冷は必要なさそうであるが、筆者はそうに考えない。

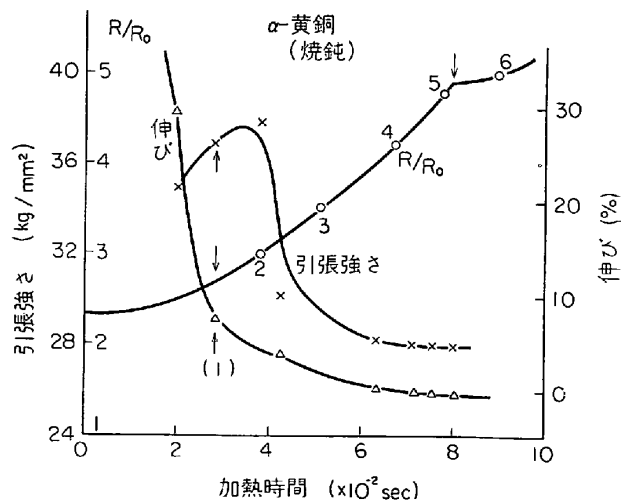
- (1) 急熱による A_1 変態点の過熱
- (2) 焼き入れ温度における保持時間の極小

の2つの条件が必要のようである。コロニー全体が一樣な中間組織になるためには、過熱状態で核が無数に発生し、瞬間的にコロニー全面が被われる必要がある。共析鋼よりも低炭素鋼の方が一樣な中間組織を得やすいのはコロニーの周辺が核発生の場所となり、内部と呼応して全体が一樣の組織となるのであろう。

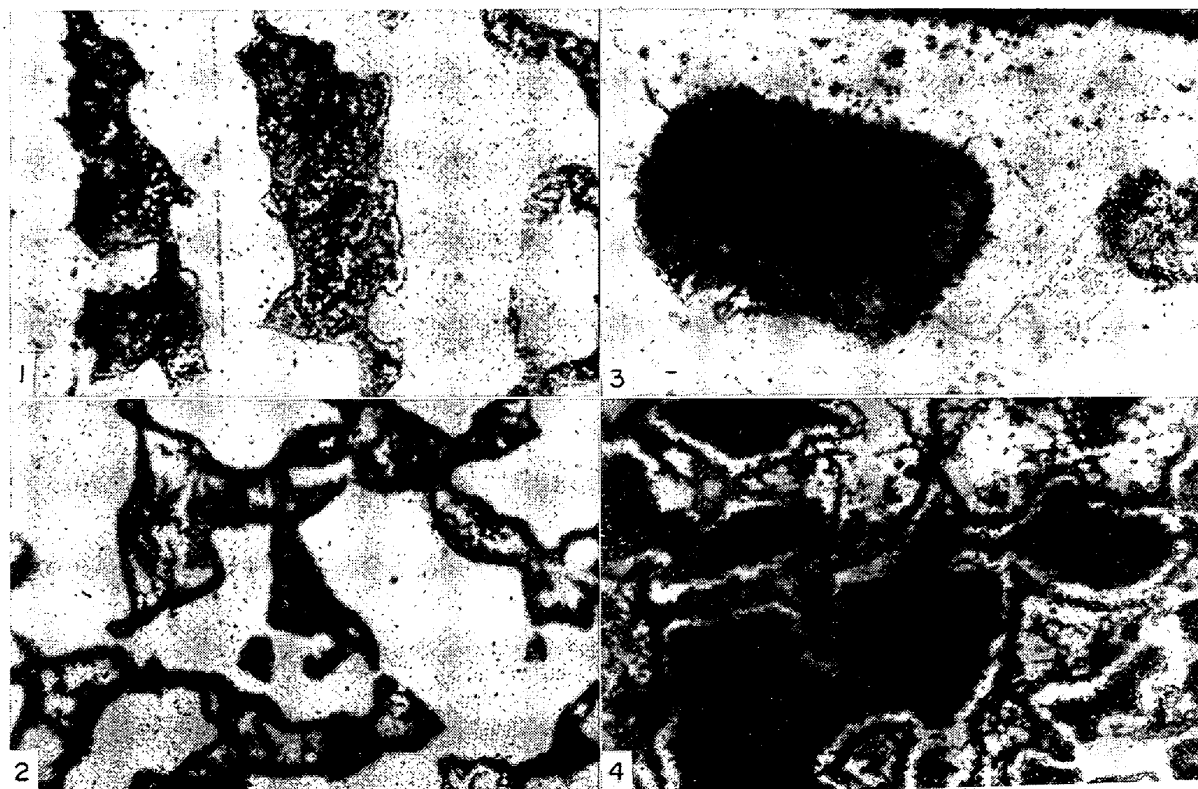
以上の急熱の実験において筆者に理由がわからない現象が2, 3ある。その1つはパーライトを、セメンタイトとオース

テナイトが交互に並ぶ層状組織(セメンタイトと α 鉄とは考えずに)と考え、Cの γ 中における拡散恒数を用いて、Cが拡散して均一なオーステナイトになるまでの時間を計算すると、上述の equivalent constant temperature 830°C において 0.04 秒という数字とよく合うことである¹¹⁾。

もう1つわからないのは、0.25% C 鋼を急熱して中間組織 I を得るような温度に加熱して、これを沸騰水中に



第35図 固相線と液相線の間の温度から焼入れた α 黄銅の機械的性質



第36図 0.15% C鋼の急熱と中間組織
1. 中間組織(I) 2. 中間組織(II) 3, 4. 混合組織

焼き入れると、もとのパーライトより軟かい組織を得ることである¹¹⁾。

次はいたずらであるが 1.1% C で焼鈍組織の高炭素鋼を急熱すると、第 38 図³³⁾のごとく初析セメントタイトの付近が白鉄の組織を示す。

4.10 急熱と純鉄の A_3 点

純鉄は A_3 点以上の温度から冷却すると、必ず結晶粒が微細化されるとは限らない。かえって大きくなることもある。J. E. STEAD と H. C. CARPENTER⁴⁰⁾ はこれを reversed inheritance と呼んでいる。また CARPENTER は変態を終えたばかりの新鮮な結晶粒は非常に成長しやすく異常成長を生じやすいとして natal coarsening と呼んでいる。90% の強加工をした純鉄を $9 \times 10^3^\circ \text{C} / \text{sec}$ の加熱速度で急熱して、 A_3 変態を行なわせた後急冷すると、徐熱の場合よりも大きな結晶粒となった。これは急熱で得られた微細な再結晶粒がそのまま A_3 点に突入したため、上記の現象を呈したものであろう。十分に焼鈍して大きな結晶粒を持つ試片では、急熱は徐熱に比して A_3 変態後に小さな結晶粒を示す。

5. 衝撃実験の思い出

5.1 研究と環境

大学を出て以来 37 年間ずっと衝撃試験をやつてきたといえは立派なものであるが、絶えず中断されながら思い出したように、実験するので実働の時間はその 3 分の 1 位のものであろう。衝撃試験との出会いは、前にも書いたが卒業後直ちに理化学研究所の真島正市研究室に入っていたことに始まる。

今でこそ材料試験としての衝撃試験は、静的な試験と

同様に簡単なものであるが、今から 37 年前は相当厄介なものであつた。また塑性変形についても冶金学科の学生は、卒業間際に金属の単結晶のことや、金属がじりによつて変形するという事実を、知つていたかどうかの境い目のあたりに位置していた。針金歪計もシンクロスコープも電子顕微鏡も、インストロン型試験機もなかつた。もう 1 つ筆者は薄板試片や細線の電解研磨や化学研磨の恩恵が塑性変形の研究を助けたことを挙げたい。衝撃試験でも同様で、表面の組織観察に、ことに軟かい単結晶の場合にどれほど役立つかわからない。

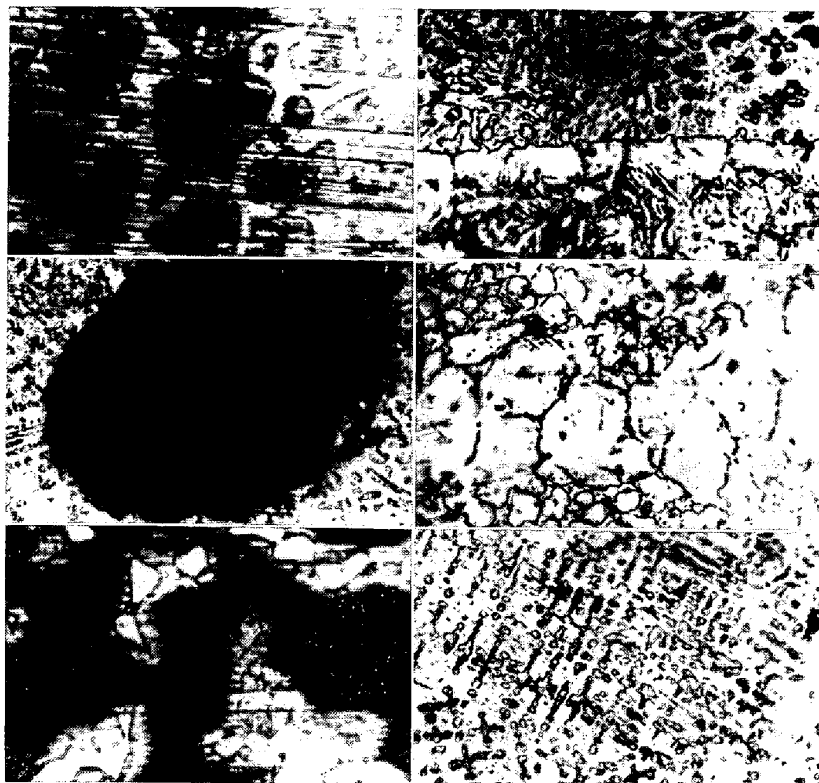
転位論ももちろんいし正確な衝撃試験の基礎となつている塑性波伝播の理論もほとんど知られていなかった。このないないづくしの中にあつて衝撃における応力-ひずみ曲線を求めるには、その測力系、記録系にあらゆる考慮を払わねばならず、それを求めるだけで 1 つの立派な研究であつた。

塑性変形の転位論も、また現在の材料科学的な考察も行なわれていない時代であつたから、測定したデータの解析はほとんど行なわれず、静的試験のデータと比較して、材料を実際に使用するときの注意を喚起する位がやつとであつた。

ただ真島研究室は当時ようやく世界的に始まつたばかりの金属単結晶による塑性変形研究の、日本におけるメッカであつたから、当時の世間一般よりは材料科学に関心があつたといえる。筆者は後述のごとく真島先生により衝撃試験へ導入していただいたし、しかも単結晶の本場にいたので、自然の成り行きとして金属単結晶の衝撃試験に興味を持つにいたり、現在も主としてそれを行なっている^{41)~50)}。また真島先生は弾丸による物体の破壊



第37図 第36図の中間組織の焼戻し



第38図 過共析鋼の急熱であらわれた白鉄組織

の研究で学士院賞を得られたのであるが、その影響で筆者も高速度衝撃に興味を持ち、高速度引張試験機や高速度振り試験機⁵¹⁾を作つたりしたのである。あれを思いこれを考えると、研究者に対する環境の影響は大きいといわねばならない。

5.2 物が伸びる現象

真島研究室に入れていただいて間もない頃、先生は物が伸びるとはどんなことなのか不思議に思わないかと言いだされた。ゴム紐や針金を引張ると伸びるが、全体が同時に伸びるのか、引張った端から伸び始めその伸びが全体に伝わって、初めて全体が伸びるのか、後者のように思えるからその伝播速度を測定してみようと提案された。いろいろの方法が試みられたが、その中の2つについて、われわれと一緒に実験をされた小川義朗氏⁵²⁾が発表されている。

その結果の一例を挙げると、試片は1 mm直径の焼鈍した針金であるが、Cu で 2300m/sec (3970), α 黄銅で 2900m/sec (3650), Al で 3600m/sec (5100) の速度で塑

性波が伝播することが測定された。(括弧内は弾性波の伝播速度である)。これらはブラウン管の入手も電子管増幅装置も不自由な 35 年前の実験で正確とは言いがたく、目下筆者のところで追試中である。しかしこの実験は、物が伸びるという身近茶飯事から出発して塑性波伝播の idea を出し、これを実測した世界最初の実験ではないかと筆者は考えている。さらにこの実験の進行中に、長い針金 (3~20m) を衝撃的に均一に伸ばすことは至難のわざであることが見い出された。これは伸びの伝播を考えれば当然のことであるが、その不均一な伸びの分布を実測する実験が行なわれた。これもまた衝撃試験におけるひずみ分布の不均一に気づき、これを定量的に測定した世界で最初の実験の1つであろう。

こうして真島先生の物の伸び方に関する実験から

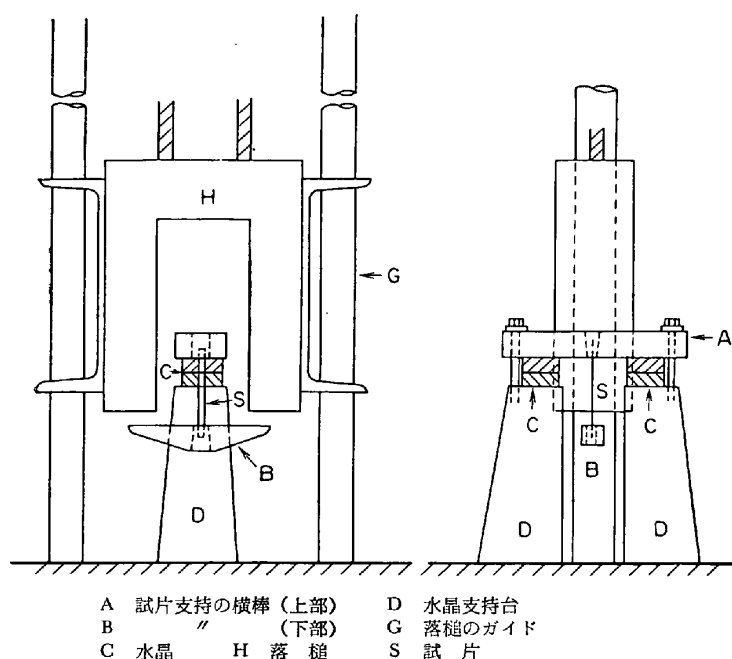
(1) 塑性波が弾性波よりも、はるかに小さな速度で伝播すること

(2) 塑性波伝播の現象のために、衝撃を受けた金属材料は不均一な変形をする。

この2つの特性が見い出されたが、今日の新しい衝撃変形の科学でも、この2つの現象は実験結果の考察に欠くことのできない基本的な現象とされ、誰もが自分の衝撃試験の条件では試片が不均一な伸び方をしていないかと、一応は気をを使うようになった。先生の考え方は今日も依然として新鮮である。

5.3 KÁRMÁN 理論の貢献

終戦後にそれまで長らく入手できなかつた海外の文献を見て、KÁRMÁN や TAYLOR が以上の二つの重要な結果を見事に数式化しているのを見た時の驚きは大きく、一種の衝撃を受けたのである。日本において全然独立に、ずつと以前にその idea に達し、実験もしていなが



第39図 よいとまけ式衝撃装置

らその後の努力の足りなかつたことが悔やまれた。しかしこの論文で大いに自信を得て、いち早く衝撃試験では上記の2つの面を考慮に入れて実験すべきことを提唱できた。ただし筆者のような微力者の提唱がどれ程の反響があつたかは疑問であるが、戦後ことに最近は高速度衝撃試験に KÁRMÁN 理論を考慮することは普通のことになつた⁵³⁾。

5.4 よいとまけ装置と手製の陰極線オシログラフ

以上の長い針金の衝撃試験から、短い5cm前後の長さの衝撃試験を思いつくのは自然の勢いで、当時の研究室の経済的事情もあり落槌式の衝撃装置(よいとまけ式)を手製で作つた。落槌の重さ45kg、その落下高さ4mであるが、以来その装置を37年間愛用している。こうなるとそれはもはや鋼鉄製の装置でなく、さわれば暖かい。その装置で針金またはリボンの形状の試片を衝撃的に伸ばすときの、荷重-時間曲線は水晶-熱陰極線陰極線オシログラフで測定した。このオシログラフは理研の渡辺俊平氏⁵⁴⁾の設計になるもので、水晶の電荷を直ちにオシログラフの偏位板に入れ、中間には全然電子管増幅回路を含まず、きわめて忠実度の高いもので、すべて手細工で作り、真空ポンプで引きながら陰極線をだしている。現代のシンクロスコープに比べると信じられないほど不便で、全く助手泣かせである。筆者はその高度の正確さを愛して、単結晶の衝撃に37年間愛用を続けているが、老の一徹と言われても弁解の余地がない。第39図⁵⁵⁾はその装置の概要を示す。

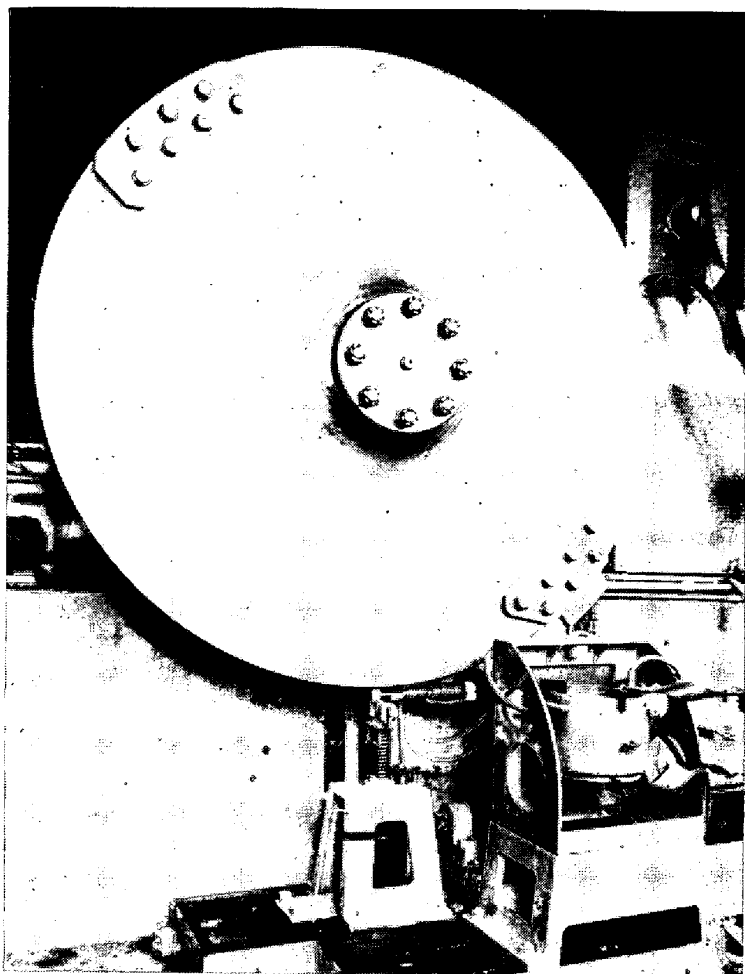
5.5 高速度引張り試験機と高速度衝撃ねじり試験機

その後馬齢を加えるにしたがつて、研究室も膨脹し少しは金属工業の実際に役立つ実験もしなくては申し訳ない状況となり、2つの実験を始めることにした。その1つは在来から細々となつてきたよいとまけ式の衝撃試験の実用化であり、他の一つはシャルピー試験^{56)~61)}

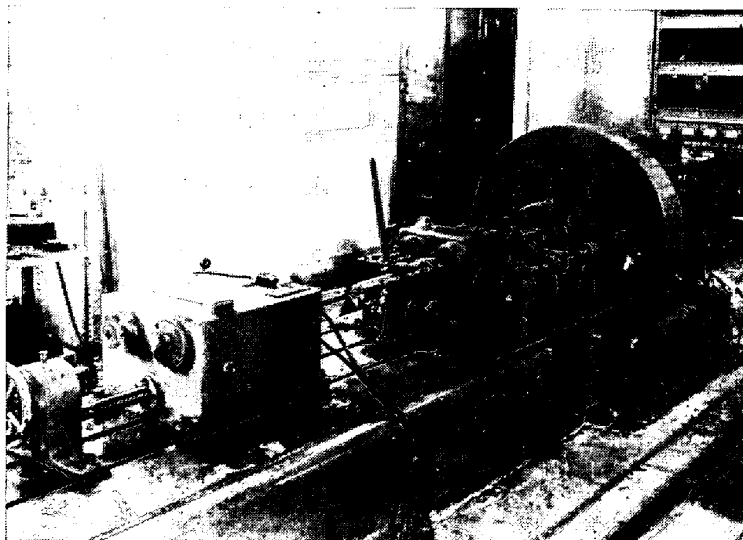
における荷重-時間曲線の測定であつた。在来筆者が行なつてきたよいとまけ試験機では、試片は細い針金カリボンであり、衝撃速度の範囲も試験温度の範囲も狭く、大量の工業用金属材料を豊富に調べていくには役立たない。それで普通の引張り試片(直径15mm前後、長さ150mm前後)を簡単に衝撃で引張り破壊せしめ、試験温度も引張り速度も実際の加工および実際の用途の範囲をカバーするのみでなく、実際の高速加工の将来を考えて、最高引張り速度を極度に大きくしたいと希望した。また機械の容量を十分大にし、性能を安定化し普通の静的引張り試験機と同程度の容易さで試験を行ないたいと希望した。これにより金属加工における熱間および冷間の変形抵抗を、実際の加工速度において測定できるし、一方では鉄鋼材料の低温における脆性破壊の研究を、温度と速度の両面から行なうことができ、工業の実際に役立つと思つたのである。

それには回転円板式のものがもつとも便利と考えたが、この型式は珍しいものではなく、世界の各所で行なわれ、筆者もカリフォルニア工業大学やマクスプランク研究所などで見学したが、いずれも熱間加工を対象としているものが多いため、容量が小さく冷間加工および低温脆性を対象とするには無理であり、かつ衝撃速度も80m/secが最高であつた。高速度加工法の最近の発展をみると、将来は150m/sec程度が必要と思われた。それには巨大な円板を高速度で回転せしめる必要があり、人命の危険が考えられるので、その設計は冶金学科卒業生の手には負えるところではないと考え、その方面の権威者である当時の東京工業大学機械工学科教授津村利光氏に指導していただきたいと希望し、同氏を主査として昭和33年度の文部省科学研究費に対し、「高速度衝撃試験の研究」なる機関研究を申請したところ幸いに採択された。全く同氏の名声のおかげであり設計もまた同氏に負っている(第40図)。なおこの装置を収容する建物は日本鋼管の寄贈になるが、お世話をいただいた当時の総務部長(現社長)赤阪武氏と、富山小太郎氏、三輪子夫氏に心から感謝を申し上げる。

この試験機は後述のごとく着々と成果を挙げていき、動的な変形抵抗の測定には満足すべき状態であつたが、変形能の測定には必ずしも敏感でなかつた。在来から引張り試験よりもねじり試験の方が、材料の変形能を敏感にあらわすことはよく知られているが、高速度衝撃試験機もその例外ではない。そこで筆者らは引張り試験機の場合と同様に、衝撃速度と試験温度の範囲が十分に大で、工業的な寸法の試片を簡単に破壊できるような容量の大きい高速度衝撃ねじり試験機の製作を希望していたが、幸いに昭和35年度日本鉄鋼協会からの推せんで、第1回東洋レーヨン科学技術研究助成金850万円を与えられ、再度津村教授に設計をお願いして製作し、目下盛んに実験中である。この試験機は純粋なねじりのほかに引張りも与えられるように設計され、組み合わせ応力下の材料の挙動も調べられる。工具鋼などの脆性のある材料の室温における試験、また鋼の低温脆性の研究にも用いられる容量の大きいものである(第41図)。



第40図 回転円板式衝撃装置



第41図 衝撃ねじり試験機

5.6 衝撃試験への材料科学の導入

以上の装置によるデータは試験速度と試験温度の今までにない広範囲な点で各方面で注目されたが、それらはいわば機械的性質を提供し、実用上の役には立つたが、それらのデータの傾向を説明する理論に欠けていた。特に転位論を中心とする材料科学をこの方面に導入したい

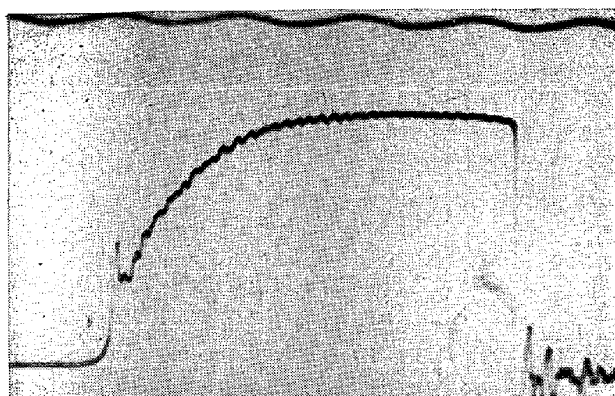
と考え、(1)としては筆者はよいとまけ式衝撃試験機による単結晶の衝撃と、その試片について透過電子顕微鏡による転位組織の観察などを行なっているが、単結晶の製作に人手と時間を要し、実験は遅々として進まない。(2)としては高温で衝撃変形をする金属の変形機構も世界中で誰も調べていないので、特殊な方法によりこれを電子顕微鏡、光学顕微鏡、X線で調べている^{18)~23)}。(3)として筆者の助手であつた森は、衝撃試験において転位論の対象となりうるのは、転位が複雑な運動後に複雑な組織を作らない時期すなわち塑性変形の開始時であり、ことに踊り場のある鋭い降伏を示す合金では、衝撃においてもそれがあらわれて、その測定も正確に行なわれて理論の対象になりやすいとして、Al-Mg 合金^{62)~65)}および低炭素鋼⁶⁶⁾⁶⁷⁾について衝撃速度および試験温度の影響も調べている。漫然と衝撃における応力-ひずみ曲線を対象としてきた在来の研究に比べて、鋭く焦点を絞つたものといえよう。

(4)として 1953 年頃から多結晶金属の下部降伏点 σ の結晶粒度依存性をあらわす PETCH の式⁶⁸⁾ $\sigma = \sigma_i + k_y d^{-1/2}$ があらわれ、一応はこの式の定数 σ_i と k_y の転位論的な意味づけも与えられている。おそらく衝撃引張り試験での降伏現象を上式で調べたのは、英国の CAMPBELL らが最初であろうが、筆者らも同じ頃から独立に Al-Mg 合金^{62)~65)}、純鉄⁶⁶⁾⁶⁷⁾などの衝撃試験の解析に上式を用い始めた。この式はマクロの試験結果と、ミクロの転位組織を結びつける 1つの手段で、 k_y も σ_i もその転位論的解釈が十分とはいえないが、1つの手がかりを与えることになる。第 42 図は Al-Mg 合金の衝撃における時間-荷重曲線で水晶を用いて測力した例である。

(5)としては衝撃引張り試験で若干の加工度によって変形した試片の性質の調査もまた材料科学の好対象であろう。その性質を調べるには硬度を測定するのも、顕微鏡で表面を観測するのも 1つの方法であろうが、また静的引張り試験に付するのにも 1つの方法である。これは偶然にもいわゆる differential test を行なつて純粋にひずみ速度の影響を調べたことになるが、この試験の結果から転位の運動を規定するところの活性化体積⁶⁶⁾⁶⁷⁾が求められる。また時には 2 次の静的引張り試験において顕著な加工軟化⁴⁷⁾⁴⁸⁾⁵⁰⁾⁶⁹⁾が認められ、それを透過電子顕微鏡による転位組織の観察と関連せしめることが企てられている⁴⁵⁾⁷⁰⁾。

(6)として材料科学的な衝撃の研究方法としては、CLARK や WOOD の行なつた delayed yield の現象の研究がある。delay time と衝撃における降伏点の挙動を結びつける実験が可能であろう。そしてこれは鉄鋼の降伏挙動と結びつくものであろう。

最後に材料科学的な議論が活発な分野として、爆発変形を受けた材料の性質の研究がある。



第42図 Al-Mg 合金の衝撃における降伏点
タイムマーク 0.03 sec

5.7 衝撃実験の2つの面⁵³⁾⁷¹⁾⁷²⁾

静的試験で金属材料の強度に関連する性質を調べるのは比較的簡単である。試験機の示す数字がそのまま材料の性質を示すことが多い。ところが衝撃試験では試片内に非定常かつ不均一な応力やひずみの分布が発生し、それが衝撃の条件によつて異なるので、そのたびごとに試験機ははたして、試片のどの部分に対応する力を測定しているのか、十分に力学的な検討を加える必要がある。そうでないと力学的に発生した現象を材料そのものの性質と見誤まるおそれがある。たとえば衝撃による軟鋼の降伏点の上昇は、その際の転位の運動によるものか、装置その他の力学的原因によるものであるか、十分に検討の必要がある。

6. 材料力学的な問題⁵³⁾⁷³⁾⁷⁴⁾⁷⁵⁾

6.1 ひずみ波の伝播について

一般に試片内の塑性域と弾性域を含めて、ひずみの伝播速度 C は

$$C = \sqrt{\frac{1}{\rho} \cdot \frac{d\sigma}{d\varepsilon}} \quad \dots\dots\dots (14)$$

で示される。ここで ρ は試片の密度、 σ は公称応力、 ε は公称ひずみである。 $d\sigma/d\varepsilon$ は応力-ひずみ曲線の勾配である。多くの金属材料ではひずみの増加とともに $d\sigma/d\varepsilon$ は減少するので、ひずみの大きい応力波は、ひずみの小さい応力波より伝播速度が小さい。

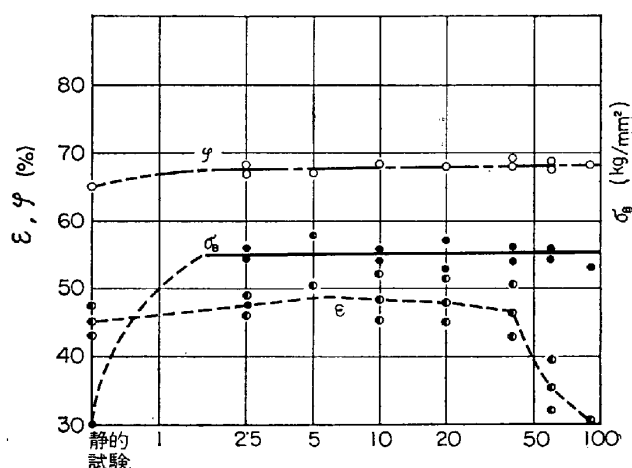
試片の一端を V_1 なる速度で引張ると、 ε_1 なるひずみが伝わるとすれば

$$V_1 = - \int_0^{\varepsilon_1} \sqrt{T/\rho} d\varepsilon \quad \dots\dots\dots (15)$$

ここで $T = d\sigma/d\varepsilon$ である。 σ - ε 曲線は ε の増大とともに T は減少し最後に $T=0$ になるところがある。したがって(15)式の積分には上限がある。いま σ - ε 曲線の最高荷重に相当するところ(ここで $T=0$ となる)のひずみを ε_m とすると、この上限の速度 V_0 は

$$V_0 = \int_0^{\varepsilon_m} \sqrt{T/\rho} d\varepsilon \quad \dots\dots\dots (16)$$

となる。この V_0 がいわゆる臨界衝撃速度で、これより高速で試片を引張ると、塑性変形は伝わることなく、試片は衝撃端で破壊する。第43図は焼鈍した0.15% C鋼について室温における機械的性質におよぼす衝撃速度



第43図 軟鋼の引張強さ σ_B 、伸び ε 、絞り ϕ と
衝撃速度との関係

の影響を調べた結果である。伸びが衝撃速度約40m/secから急激に低下していくのは、臨界衝撃速度に原因することは、絞りにはそのような減少がないことから明らかである。またこの結果から衝撃試験における引張強さは、静的試験におけるよりはるかに大きい、衝撃試験と呼べる範囲では、引張速度を1けた位増しても、引張強さにはほとんど変化のないことがわかる。このような結果はまた CLARK や WOOD⁷⁶⁾も得ているし、そのほかに多くのデータがある。

衝撃延伸の際のひずみ分布は第44図(a), (b), (c)はその一例で、(a)は衝撃速度を一定にした場合の、(b)は衝撃速度を変えた場合のひずみ分布を示している⁷⁶⁾。短い実際の試片について、衝撃試験における伸びの分布を調べた福井らの研究⁷⁷⁾や長い針金についての真島の研究がある⁷⁸⁾。

6.2 リューダス帯は衝撃波である

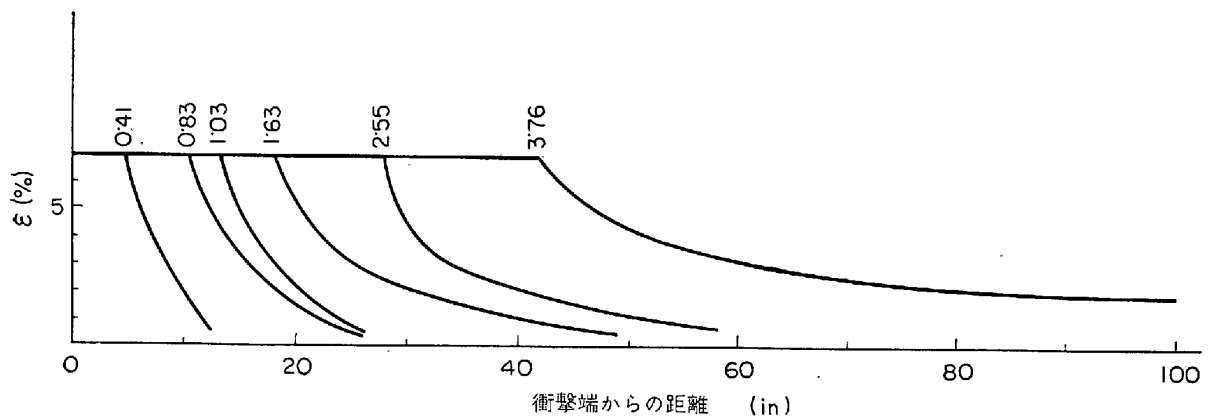
上述のごとく応力-ひずみ曲線が下に凹のときは、塑性波伝播速度は伝わる塑性ひずみの大きいほど小である。したがって1つのパルスが伝わるときは、パルスを構成する大きいひずみはおくれ、小さいひずみは先行しパルスは拡散した形状になる。ところが下図降伏点を示すような応力-ひずみ曲線では、下部降伏点の終わるひずみの付近では、曲線は上側に凹となる。この場合は第45図に示すごとく衝撃波となる。したがってリューダス帯の伝播は衝撃波の伝播である。この伝播を取り入れた応力波の伝播速度について考察を行なわねばならない。これによるとリューダス帯の伝播速度は第46図の(ε_0, σ_0)と(ε_1, σ_1)の点を結ぶ直線のこう配の平方根に比例し、次式で示される⁷⁹⁾。

$$C_L = \sqrt{\frac{1}{\rho} \frac{(\sigma_1 - \sigma_0)}{(\varepsilon_1 - \varepsilon_0)}} \quad \dots\dots\dots (17)$$

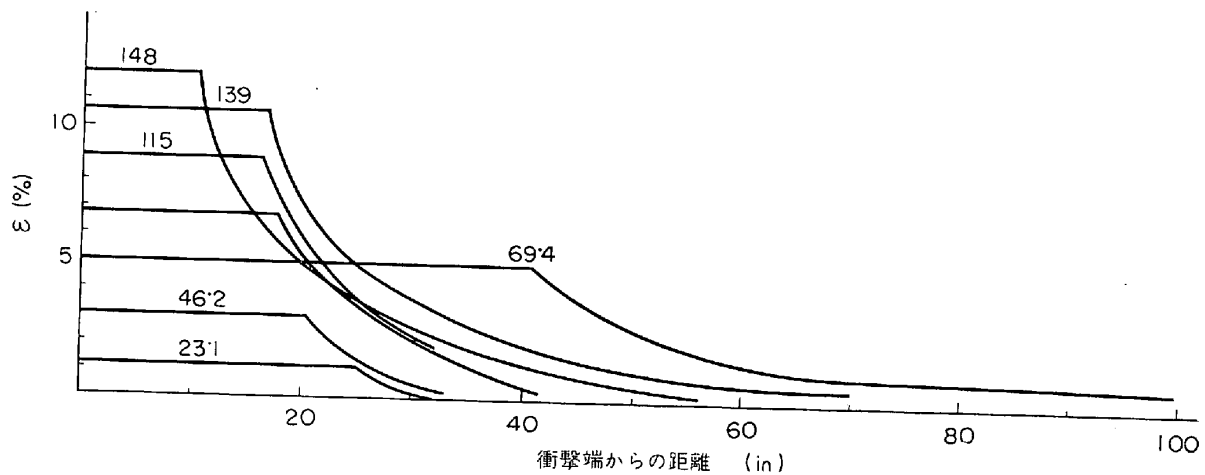
リューダス帯と未変形部の物質速度の差 V_L は、この2つの領域の応力の差と、ひずみの差の積の平方根に比例することを示している。

$$V_L = \sqrt{1/\rho (\sigma_1 - \sigma_0)(\varepsilon_1 - \varepsilon_0)} \quad \dots\dots\dots (18)$$

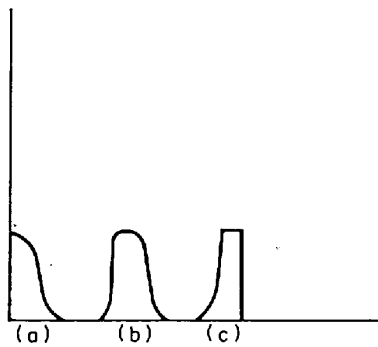
この場合の臨界衝撃速度は次式で示される⁸⁰⁾(第47図参照)



第44図(a) 衝撃延伸の際のひずみの分布 (衝撃速度一定)



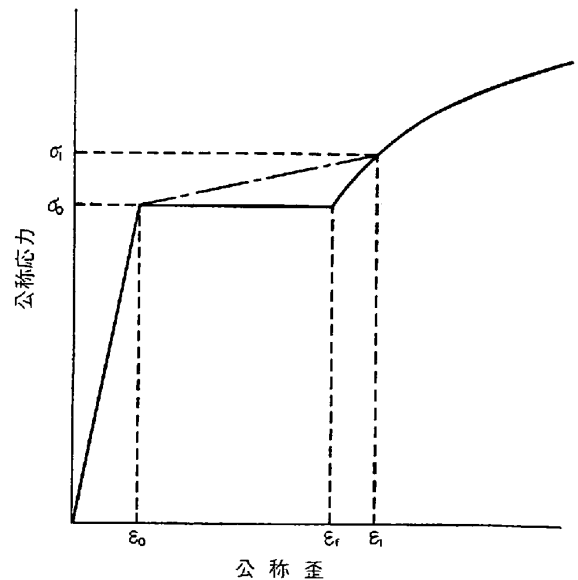
第44図(b) 衝撃延伸の際の衝撃速度 (ft/s) を変えた場合のひずみ分布



第45図 衝撃波の形成

$$V_{Cr} = \int_{\varepsilon_0}^{\varepsilon_m} \sqrt{T/\rho} d\varepsilon \quad \dots\dots\dots (19)$$

ただし $T = \begin{cases} (\sigma_1 - \sigma_0) / (\varepsilon_1 - \varepsilon_0), \dots (\varepsilon_0 \leq \varepsilon \leq \varepsilon_1 \text{ の範囲において}) \\ \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \dots (\varepsilon_1 \leq \varepsilon \leq \varepsilon_m \text{ の範囲において}) \end{cases}$



第46図 下部降伏点を持つ材料の応力-ひずみ曲線

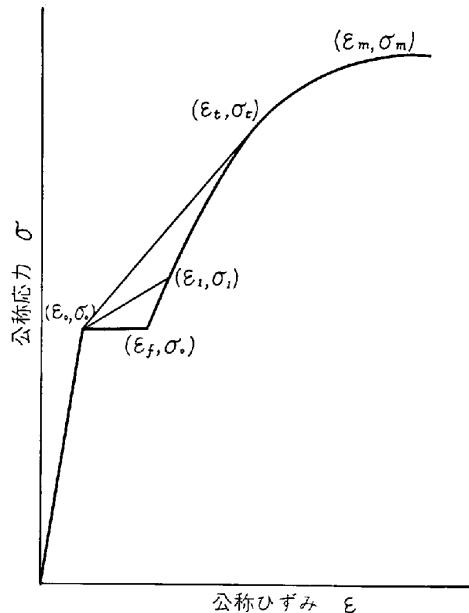
6.3 衝撃における降伏応力と引張り強さ測定の精度

引張り速度が十分に速くなると、ロードセルとの境界での反射が無視できない位大きくなって、測定される見かけ上の降伏点が真の降伏点より大きくなってくる。第47図で σ_0 でなく σ_1 を測定することになる。

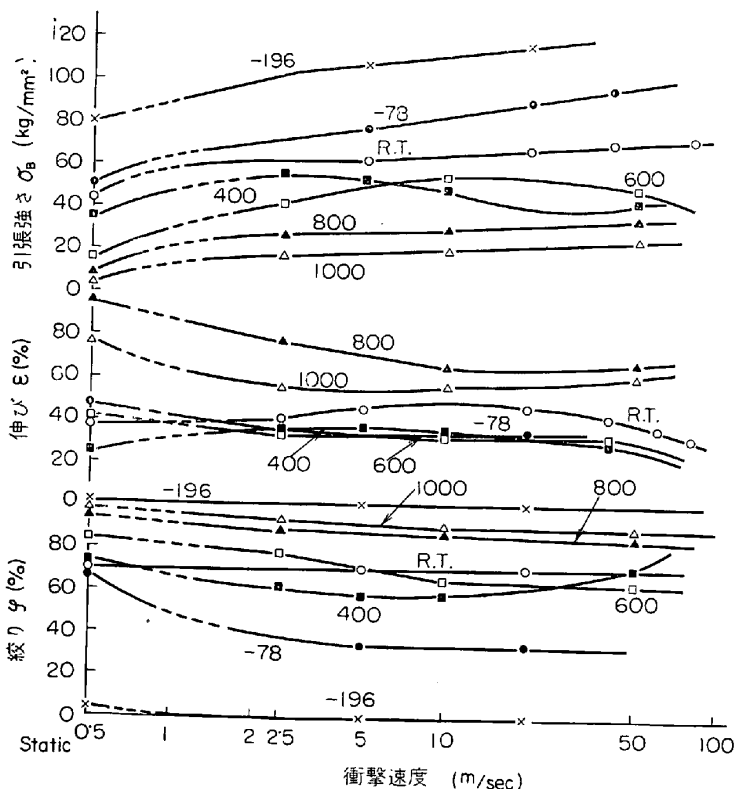
リユース帯を伴う下部降伏応力の測定の精度は、真の下部降伏応力を σ_0 、ロードセルの記録する見かけの下部降伏応力を σ_1 とすると、

$$\sigma_1 - \sigma_0 \leq \rho v^2 (\epsilon_f - \epsilon_0) \dots\dots\dots (20)$$

なる関係がある。ここで ρ は試片の密度、 v は衝撃端の衝撃速度、 ϵ_f 、 ϵ_0 のひずみについては第 47 図を見られたい。いまリューダス伸びを 1, 2, 10% の場合の測定誤差を上式により計算してみると⁷⁰⁾、引張速度 10m/sec 位までは数% 以内の誤差で下部降伏点が測定できることがわかる。



第47図 下部降伏点を持つ材料の応力-ひずみ曲線



第48図 0.15% C 軟鋼の種々なる温度における機械的性質と引張速度の関係

これに対して通常、引張強さは降伏点に比べて比較的高速の 20~40m/sec の引張速度まで正確に求まるといわれている。その理由は簡単で、臨界衝撃速度以上でない限り、破壊を生ずる前に応力波は固定端と衝撃端での反射を何回か受け、たとえひずみ分布は試片内で不均一になつても、応力-ひずみ曲線の最大応力付近では、応力はそれほど違わないために、応力の分布はそれほど不均一にならず、かつ反射する応力波も弱いものになるからである。この点が降伏点を問題とする場合と大に異なるところで、降伏点の近くではひずみの少しの変化でも応力は相当異なるのである。

7. 材料学的な問題

7.1 高速衝撃試験機による変形能と変形抵抗の測定

この種の実験が実用において、材料を使用の面でも加工の面でも大切なことはいうまでもない。第 48 図は衝撃引張り試験において 0.15% C 鋼について、引張速度と温度を変化せしめた場合の、引張強さ、伸び、絞りを変化せしめた一例である。われわれは各種の純金属や鉄鋼についてこのような線図⁸¹⁾を得ているが、これらはいわゆる properties chart と呼ばれるもので、実用上の価値は大きい。

第 49 図⁸²⁾は軟鋼を衝撃ねじり試験機で調べた例で、やつぱりひずみ速度と温度を変化せしめている。温度による変形能の変化がよくあらわれている。

7.2 PETCH の式による衝撃データの整理

この整理方法は今日では衝撃試験の結果に対して普及しているが、わが国でこれを用い始めたのはわれわれが最初ではなかろうか。

PETCH によれば下部降伏点については

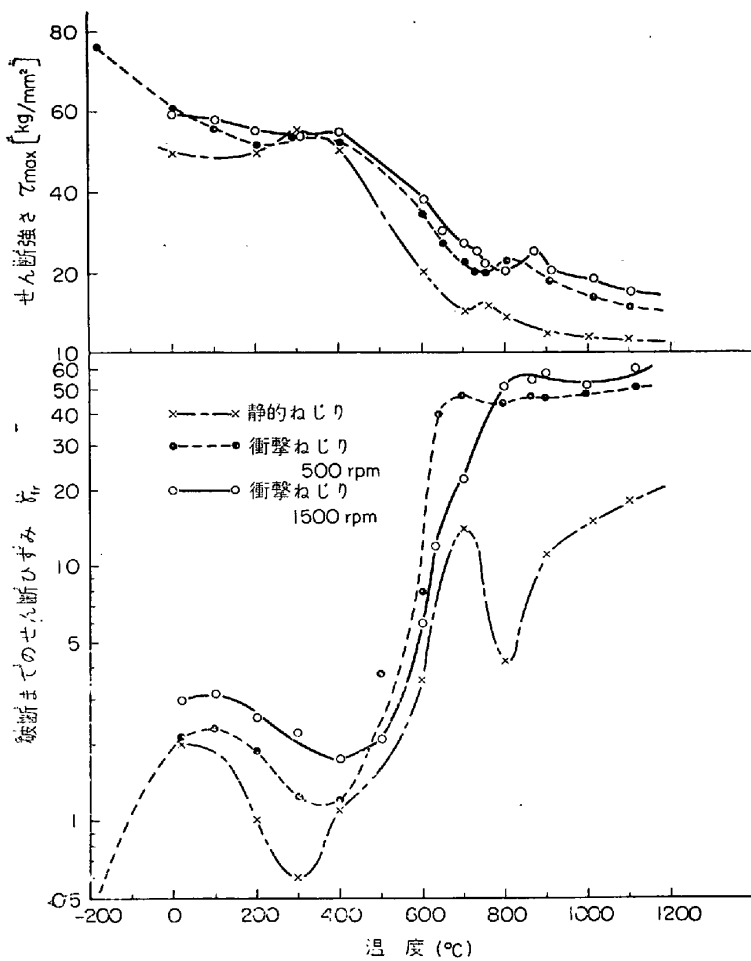
$$\sigma_y = \sigma_i + k_y d^{-1/2} \dots\dots\dots (21)$$

上述のごとくこの σ_i と k_y の解釈が転位の運動と結びつき、衝撃試験と転位論を結びつける一助となる。第 50 図⁸³⁾は炭素と窒素が 1 ppm 以下の純鉄の下部降伏強度を示したものであるが、純鉄の下部降伏強度の大きなひずみ速度依存性と温度依存性は σ_i のそれによること、および 0.013% C, 0.001% N の純鉄についての実験との比較から、不純物の多少は σ_i への依存性に対して本質的な影響を持たないことを示している。

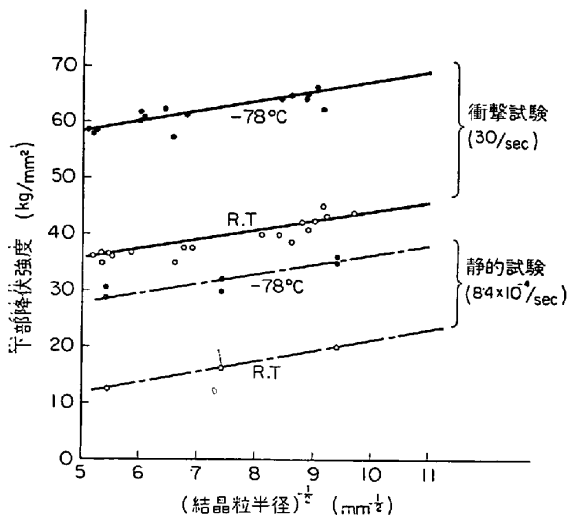
また σ_i のひずみ速度依存性から求めた転位の運動の素過程の活性化体積が 10~20 b^3 (b はバーガース、ベクトル) という小さな値となることから、P-N 応力が、純鉄では σ_i に対して相当大きく寄与していることが想像される。

また純鉄について、降伏点の場合よりも相当にひずみが進行した場合の流れ応力について、PETCH の式を適用した。その際の σ_i を求めたが、 σ_i の温度依存性やひずみ速度依存性は、ひずみの量に無関係で変わらないことを見出した⁷⁾。

この温度依存性やひずみ速度依存性はもちろん differential test によつて調べ、種々のひずみを静的にかつ室温で与えた試片について、



第49図 せん断強さおよびねじり延性の温度による変化におよぼすひずみ速度の影響 (軟鋼)



第50図 炭素と窒素が 1ppm 以下の純鉄の下部降伏強度と結晶粒度の関係

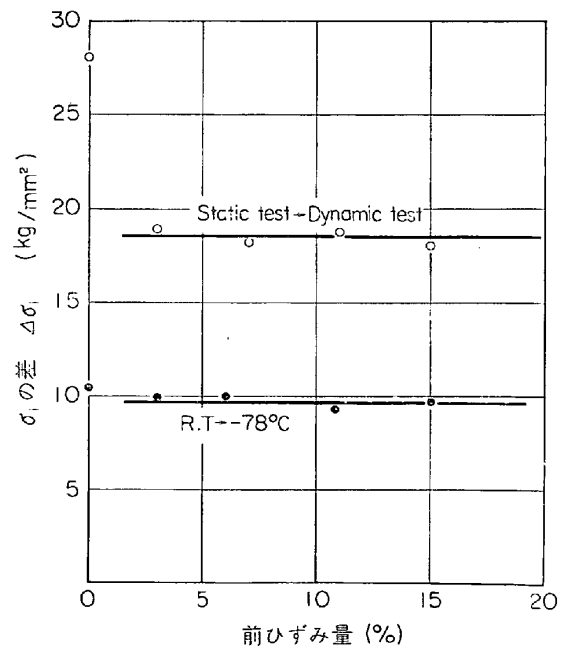
differential に温度とひずみ速度を変えたのである。衝撃試験を differential に行なつたのはわれわれが始めてではなからうか。そのときの σ_i の変化 $\Delta\sigma_i$ と前ひずみとの関係を示すと第 51 図⁶⁷⁾のごとくなる。このことは転位密度やその配列の様相が $\Delta\sigma_i$ に影響しないこと

を意味し、 σ_i の大きなひずみ速度依存性や温度依存性は P-N 力によることを暗示している。この際も活性化体積はひずみ速度の大きい領域では、 $10 \sim 20 b^3$ で小さく、これもまた P-N 力が σ_i に大きく効いていることを示す。

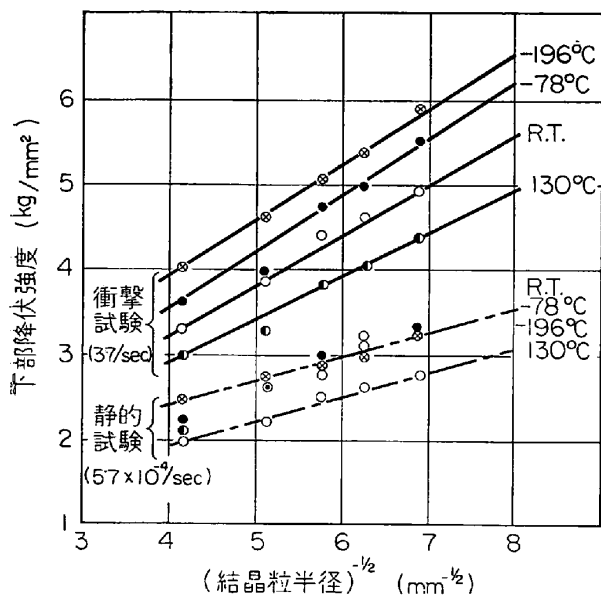
Al-Mg 合金は明りような降伏現象を示すが、衝撃試験でも前記の第42図のごとく明りような降伏点を示す。これを利用して降伏点に対する衝撃の影響を調べたが、その一例を第 52 図⁶⁵⁾に示す。衝撃試験は静的試験よりも大きな下部降伏強度を与えるが、このような低合金ではそれは主として、PETCH の式の k_y の増加によることがわかる。さらに高合金になると、ひずみ速度による下部降伏強度の増加は σ_i の増加に原因する。

7.3 脆性と衝撃試験

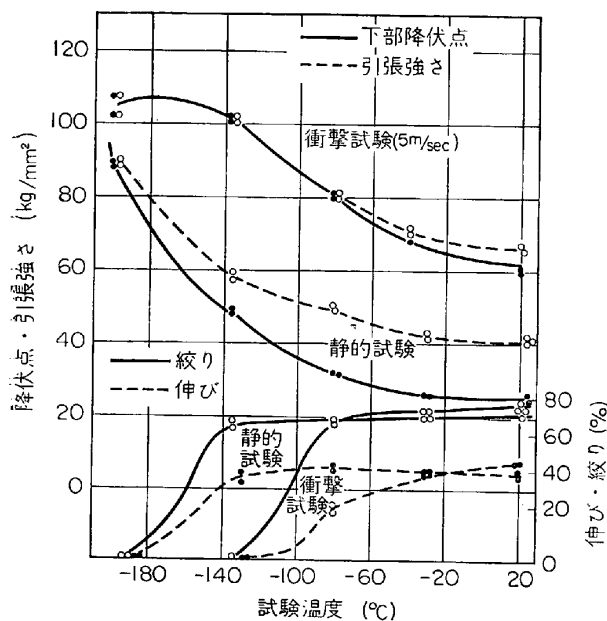
鉄鋼の低温脆性を論ずるときに、理論的にも実用的にも問題となるのは、その靱性-脆性遷移温度および完全な脆性破壊を生ずるときの鉄鋼の強度（仮りに脆性破壊強度と名づける）の 2 つであろう。この遷移についてはそれを支配する 4 つの因子が一般に知られている。ひずみ速度、試験温度、試片の形状に切り欠きがあるかどうか、ならびに結晶粒の大小である。これらの 4 つの因子を調べるには、われわれの高速衝撃引張試験機は適している。ひずみ速度も試験温度もきわめてひろい範囲に変えられるからである。また切り欠きのない平滑試験片を用い、実験のむずかしい極低温を用いなくても、その大きな衝撃速度を利用して、単純な引張り応力により脆性破壊を生ぜしめ、かつ脆性破壊強度を正確に求めることができる。一般には脆性破壊強度はシャルピー試験または切り欠きを



第51図 温度変化 (室温 $\rightarrow$ -78°C) およびひずみ速度変化 (5.1×10^{-4} /sec $\rightarrow$ 30/sec) の際の摩擦応力 σ_i の差 $\Delta\sigma_i$ と試片に与えた前ひずみ量との関係



第52図 Al-0.93% Mg 合金の衝撃荷重下での下部降伏強度

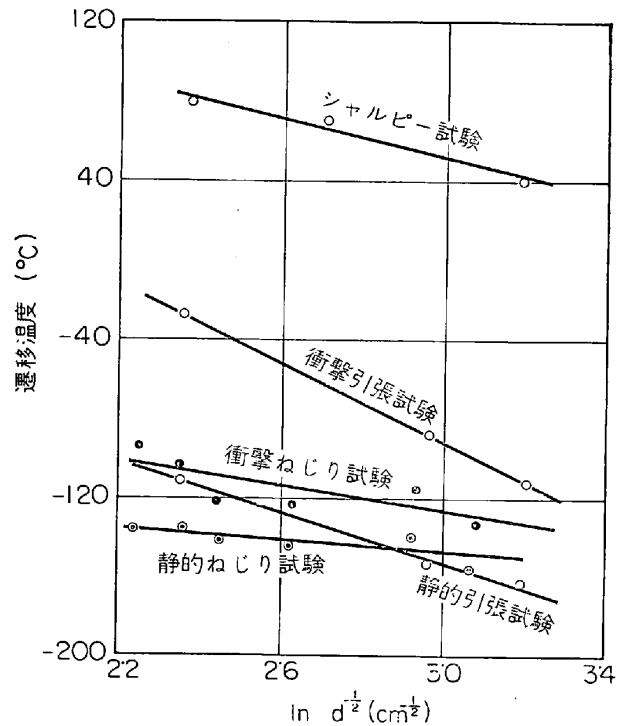


第53図 軟鋼の低温における機械的性質

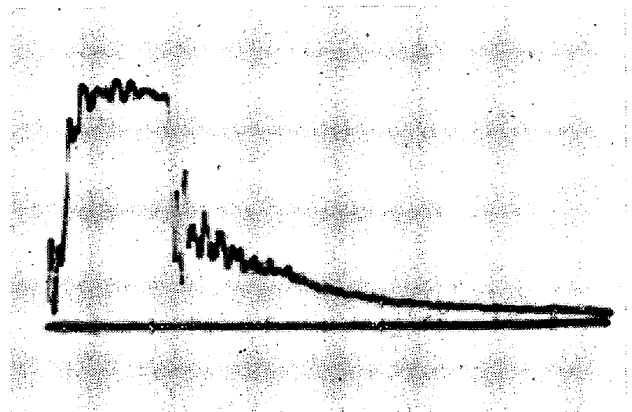
有する試片の静的試験などによつて求めることが多いが、その際の強度の計算が困難であり、本試験機による場合の直接かつ単純なものにはおよばない。

第53図⁸³⁾は平滑な丸棒試片について静的試験と、毎秒 5m/sec の速度で行なつた衝撃引張り試験の結果を比較した例である。これらの結果は、高速度の衝撃試験においてはじり変形を起こすのに静的試験よりも大きな応力を必要とし、それが破壊応力より高くなると考えると説明がつく。

また第54図⁸¹⁾は結晶粒度と遷移温度との関係を調べた結果で、図の中で引張り試験による直線と、破壊が引張り応力によると見られるシャルピー試験の直線は、ひずみ速度の変化のためそれぞれ遷移温度のレベルは異なるが、こう配はほぼ等しい。ところが応力形式の異なる



第54図 各種の試験方法で得られた靱性-脆性遷移温度に対する結晶粒度の影響



第55図 極軟鋼のシャルピー試験における荷重-時間曲線の一例

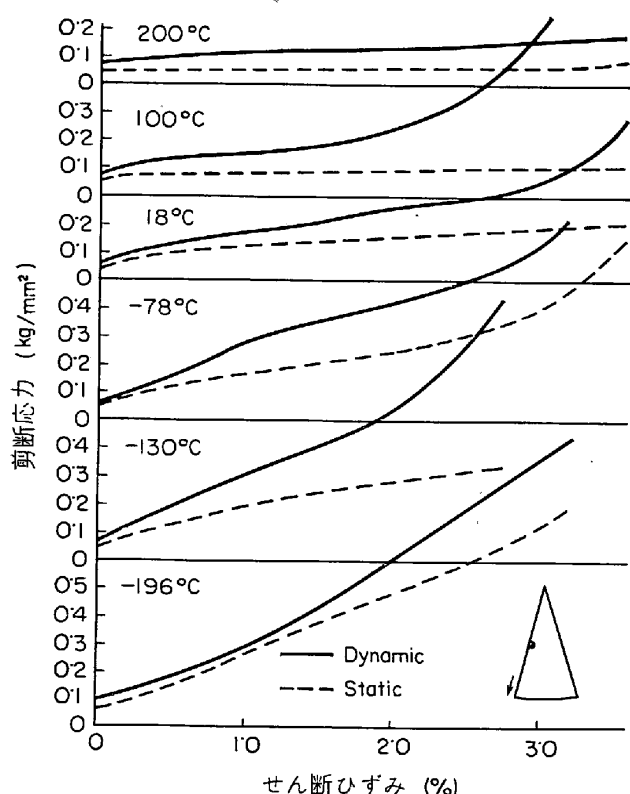
ねじり試験ではこう配が異なっている。

7.4 シャルピー試験における荷重-時間曲線

第55図はシャルピー試験における荷重-時間曲線を水晶と陰極線オシログラフで測定した一例で、これから試片の破壊様式に5種類あること、試験温度の低下に伴い最大荷重の異常増加が認められた後に、顕著なクラック発生によつて最大荷重が低下することなどが認められた。これらを利用して軟鋼のひずみ時効にともなう遷移温度の変化⁸⁷⁾、シャルピー試験における試片の幅の影響⁶¹⁾などについて研究が行なわれた。

7.5 金属単結晶の衝撃引張り試験

衝撃荷重下における金属の変形機構を知るには、単結晶の試片を用いる必要があることはいふまでもない。たとえばじり線のあらし1つを例にとつてみても、多結晶では静的と衝撃の両試験の場合の比較が困難である。X線や電子顕微鏡による検査も同様であり、降伏、加工硬



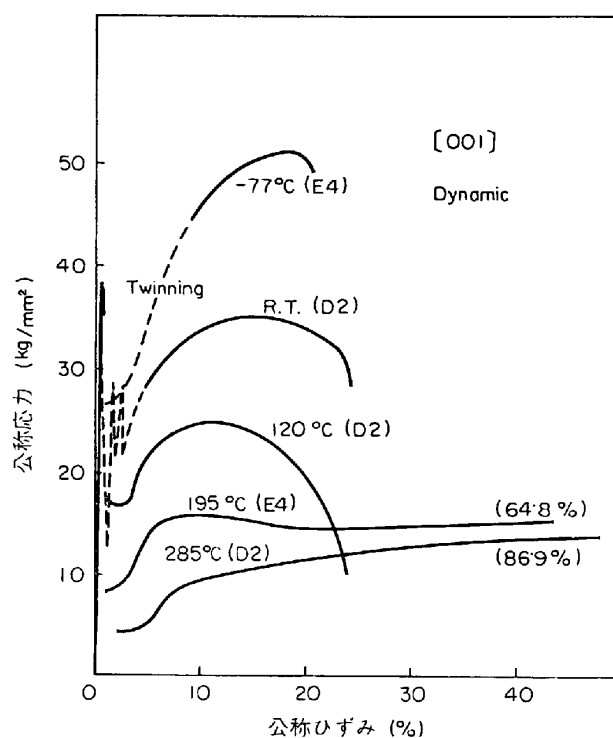
第56図 マグネシウム単結晶の各温度における応力-ひずみ曲線に対する衝撃の影響

化、破壊を理論的に考察するにも結晶粒界がないだけに便利である。たとえば加工硬化についても単結晶の場合の3段階について、それぞれ別にひずみ速度の影響を論ずることができる。われわれは $\text{Al}^{41,42}$, $\text{Zn}^{43,44}$, Fe^{50} , α 黄銅⁸⁴⁾の単結晶について一応の衝撃実験を終わっている。第56図¹⁷⁾は図示された方位を持つMg単結晶について、各温度における静的試験と衝撃試験の結果を比較したもので、中間の温度において衝撃の影響が大きいことを示している。また第57図⁵⁰⁾は[001]方向の鉄の単結晶を各温度で衝撃試験をした結果で、それぞれの特長な曲線の形状は、一応の説明が与えられている。第58図はAlの単結晶を41/secのひずみ速度で衝撃を与えたときのオシログラフの例で、静的にはあらわれない加工硬化の3段階が、変形の初期に微弱ながらあらわれて興味がある。

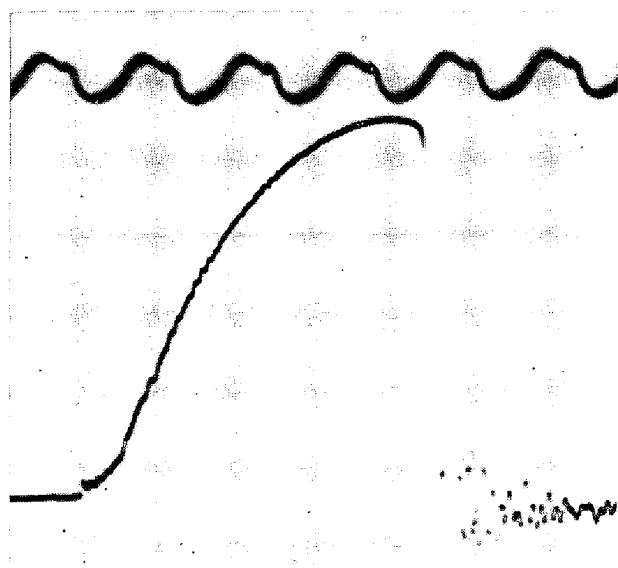
7.6 衝撃変形を受けた材料の性質

静的にしる衝撃的にしる塑性変形を与えられた金属は加工硬化をしている。それではこの2つの場合に加工硬化にどのような差があるであろうか。それを試験するには両者の硬度を測定してもよいし、両者に静的引張り試験を行なってもよい。今までに知られているところでは衝撃で変形したものの方が同じひずみに対しても加工硬化が大きく硬度も大きい。ところが第59図⁵⁵⁾に示すごとく、純鉄ではそれが逆になる。これらの相異が生ずる理由についてはまだ定説がない。おそらく透過電子顕微鏡による観察からそれらが明らかになる日がくるであろう。

また衝撃で変形した単結晶のざり線は、静的に変形した場合に比べて細かいことは知られており、多くの報告

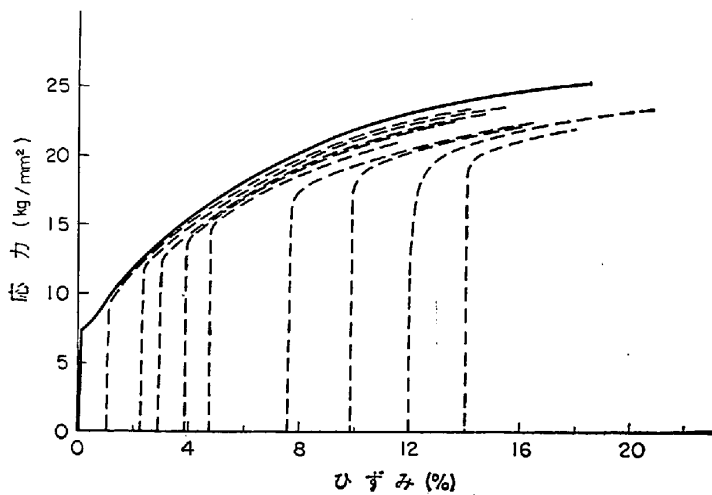


第57図 [001] 方位の鉄単結晶の各温度における公称応力-ひずみ曲線

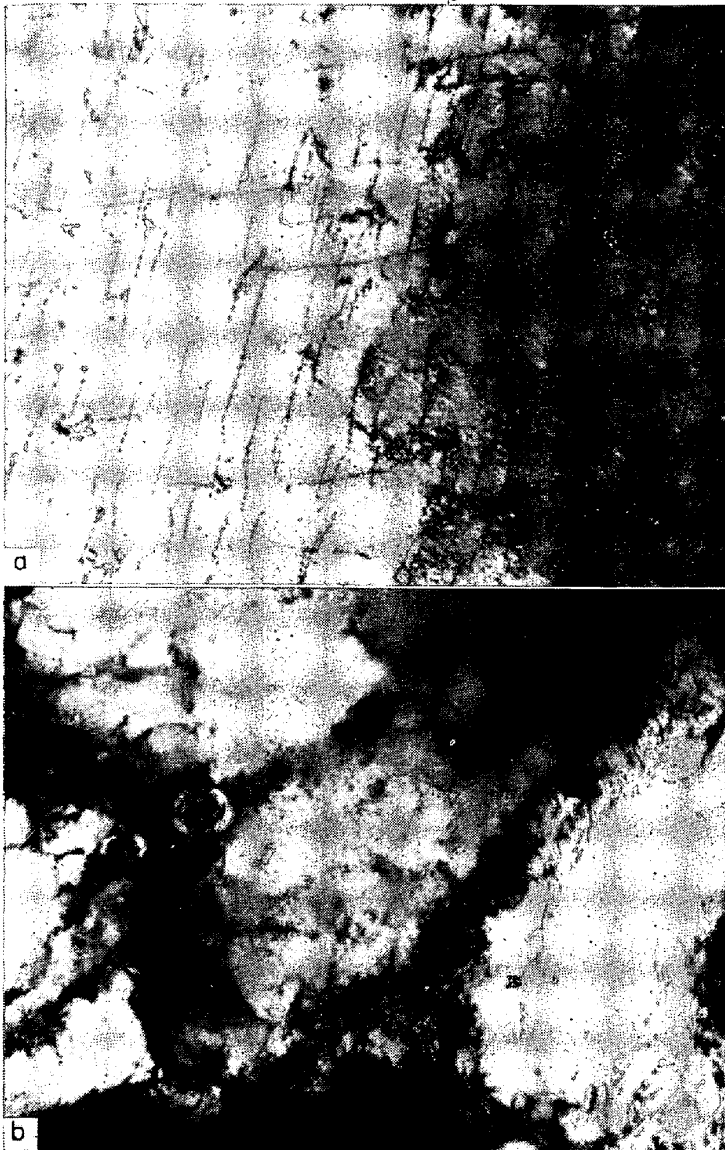


第58図 Al 単結晶の荷重-時間曲線

がある。その原因についてはまだ説明はないようであるが、前述のごとく過応力状態で変形するため、変形の中心というか核というか、転位の動きやすい地点が同時に多数発生することに関係があると考えられる。この転位が一定の面積の地区を掃過してたがいにつつかりもつれあうとすると、cellの発生が理解でき、衝撃ではcellの大きさが静的の場合に比べてはるかに小さいもの(ただしAl単結晶の場合)説明がつき、これが細かいざり線に結びつくように思う。以上のことは急熱による過熱状態における再結晶の核が多発するのに似ている。



第59図 衝撃的に前ひずみを与えた純鉄の静的引張試験における応力-ひずみ曲線(点線),と静的引張試験における応力-ひずみ曲線(実線)



第60図 a 5.4%の衝撃変形を与えた試片の透過電子顕微鏡写真(室温), b 4.8%の静的変形を与えた試片の透過電子顕微鏡写真(室温)

次にわれわれの研究室は電子顕微鏡を持たないし, 利用の便宜も少ないので系統的な研究ではないが, Al⁴⁵⁾, Mg⁸⁶⁾, Fe⁷⁰⁾の単結晶または多結晶について, 衝撃変形したものと静的変形したものについて, 透過電子顕微鏡観察を行なった。

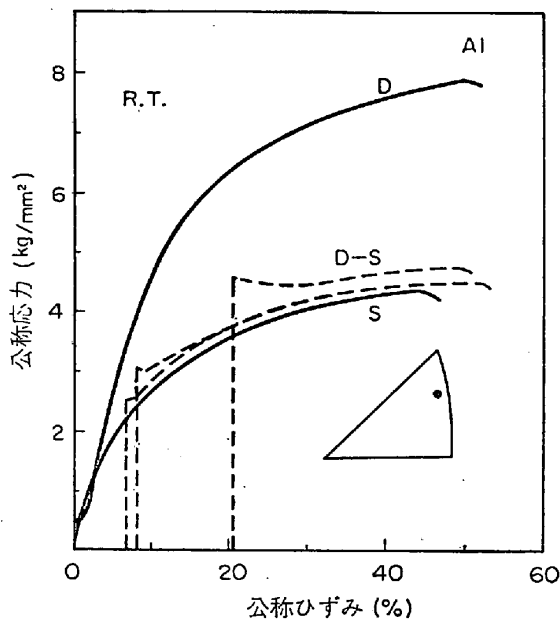
第60図⁷⁰⁾は Fe の多結晶について室温で4.8%の静的ひずみを与えたものと(b), 5.4%の衝撃変形を与えたもの(a)をならべたのである。これは静的に室温または-196°Cで引張り変形を与えた場合の対比とよく似ている。室温で衝撃の場合, または-196°Cで静的変形の場合は転位は格子状に整列してほとんどみつれていない。そしてこれらの転位はらせん転位であるといわれている。室温で静的変形か高温で衝撃変形の場合は結晶は cell に分かれ, その境界で強く転位はみつれている。Al単結晶の場合は上記のすべての条件下の変形でも, 結晶は cell に分割されるが, 衝撃の場合の cell の方が静的のそれに比べてはるかに小さいことが観察されている⁴⁵⁾。

Mgの単結晶では cell の発生は見られなかったが, 静的変形の転位密度は極度に小さいのに対し, 衝撃ではそれが激増していることを筆者は観察している。

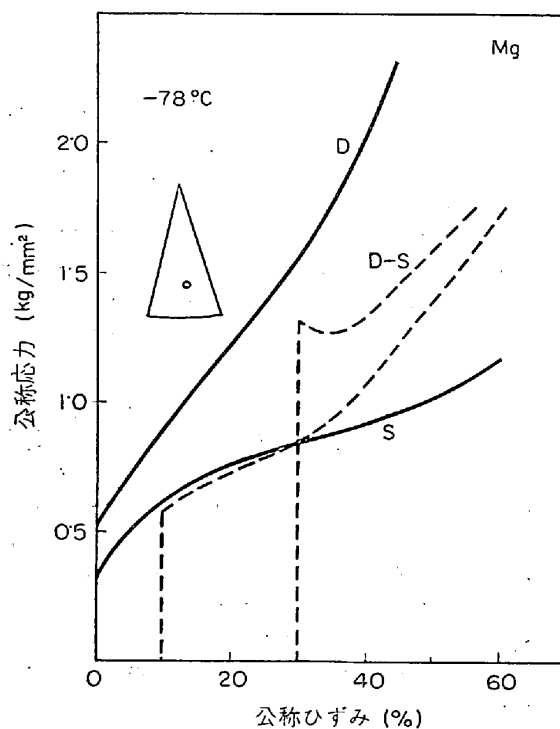
次に衝撃を受けた材料の加工軟化について述べる。純Alの多結晶を低温で変形させ, 続いてそれより高温で引張り変形を与えると, 明りような荷重降下を伴うところの降伏現象が観察される。COTTRELL と STOKES⁸⁷⁾ はたとえば液体空气中でAl多結晶を引張り変形させ, ただちに室温で引張り変形を行なうと, 応力-ひずみ曲線に荷重降下を伴う降伏が生ずることを示し, これを加工軟化と名づけた。

速度論的にはある温度における衝撃試験は, より低温での静的試験と等価であると考えられるので, 一定温度で衝撃によつて前ひずみを与えた試片を, その温度で静的な試験に付すると, その応力-ひずみ曲線に荷重降下が生じリュースダスの伝播を見るはずである。筆者はAlの単結晶, Mgの単結晶⁵⁰⁾⁴⁷⁾⁴⁸⁾および特別な方位のFeの単結晶⁵⁰⁾についてこの現象を観察している。この種の実験は上述のごとく, 衝撃変形を受けた試片の性質を, 静的試験によつて調べていることになる。この種の加工軟化は衝撃によつて生じた組織が不安定で, 静的な外部よりの荷重によつて崩壊する現象で, 崩壊の転位論的な機構はそれぞれの結晶系について考察されている。この現象はいわゆる動的回復と同様なものであろう。

第61図はAl単結晶について室温でこの種の実験を行なった結果で, 点線は衝撃引張りでの前歪を与えた試片を, 静的引張りに付した結果を示す。衝撃および静的試験の際の応力-ひずみ曲線をそれぞれDおよびSの実線の曲線で示す。第62図⁵⁰⁾はMgの結晶に対する結果である, Feの結晶ではこのような加工軟化は理論上生じないはずであるが, 特別な方位を有する単結晶, すなわ



第61図 衝撃的に前ひずみを与えた Al 単結晶を静的引張試験に付した時の加工軟化(点線) DとSはそれぞれ衝撃と静的試験における応力-ひずみ曲線を示す

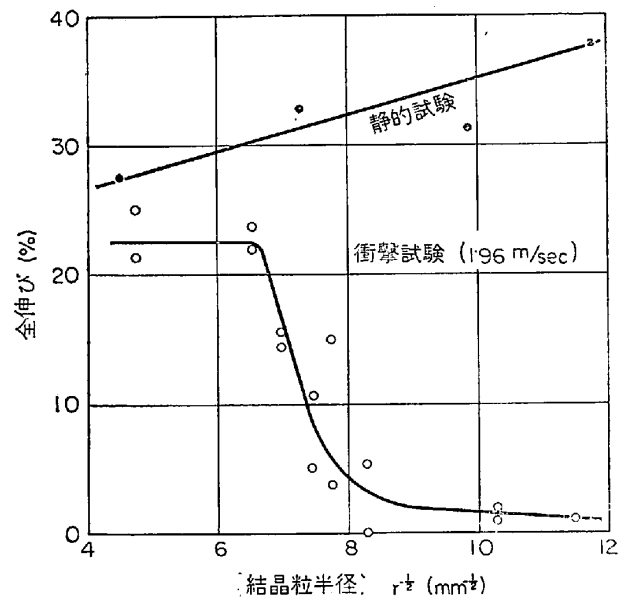


第62図 第61図の場合と同様の条件における Mg 結晶の加工軟化

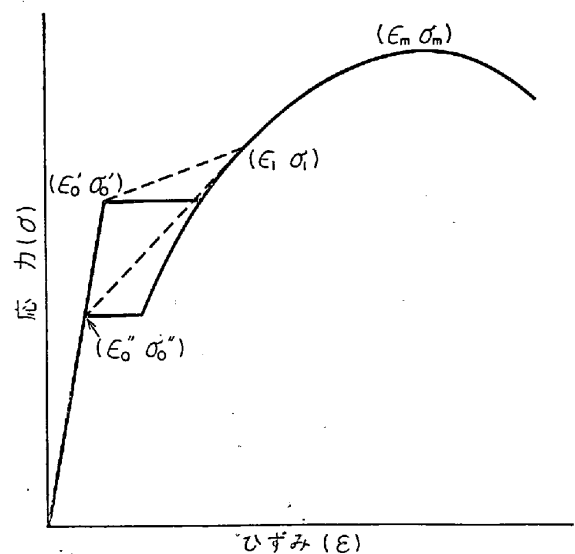
ち [001] が試片の軸と一致する結晶においてのみ, Al や Mg の結晶と同様な加工軟化現象を示す⁴⁹⁾⁵⁰⁾。これは幾何学的な原因によつて生ずるものである。

8. 材料力学的な現象と冶金学的な現象の混合⁸⁸⁾⁸⁹⁾⁸⁹⁾

一般に金属材料の靱性-脆性遷移温度はその結晶粒度に左右され, 結晶粒の小さいほど遷移温度が低く, 脆性破壊が起こりがたいことはよく知られている。そのために結晶粒度の小さい材料を作ることにより努力が払われている。ところが筆者らは純鉄または純鉄に近い極軟鋼の衝撃引張り試験を室温で行なうと, 焼鈍温度が低くて結晶粒度の小さい試片がほとんど伸びずに切断され, 破断までの伸びがきわめて小さくて見かけ上の脆性を示すのに対して, 焼鈍温度が高くて結晶粒度の大きい材料は, 衝撃試験で十分な伸びを示す現象を観察してきた。これは上に述べた脆性についての事実とはまったく逆の現象のようにみえる。



第63図 静的および衝撃引張試験における0.03%C リムド鋼の全伸び-結晶粒度曲線



第64図 低炭素鋼の応力-ひずみ線図に対する結晶粒度の影響(模型図)

第 63 図はこの現象を示したもので、静的引張りでは伸びは一般の通念にしたがつて結晶粒が小さいほど大になつてゐる。ところが衝撃引張りでは結晶粒の小さい試片はほとんど伸びを示さず、あたかも脆を示しているかのようにみえる。

この見かけの脆性は冶金学的な、材質的な靱性-脆性への遷移現象ではなく、応力波の伝播という材料力学的な問題と、降伏点に対する結晶粒度の影響という冶金学的な問題とが結びついたものとして解釈ができる。第 5 章で述べた衝撃試験の 2 面性を、なによりも雄弁に語るものとして興味が深い。

低炭素鋼の降伏点は著しく結晶粒度の影響を受け、細粒の場合は粗粒の場合に比べてはるかに高い。ところが引張り強さはそれほど結晶粒度の影響を受けない。このことを誇張して書くと第 64 図⁸⁸⁾のごとくになる。 ϵ_1 なるひずみを有するひずみ波が伝播する速度は、第 6 章で述べたように、細粒では (ϵ_0', σ_0') と (ϵ_1, σ_1) を結ぶ直線の勾配の平方根に比例するが、粗粒では $(\epsilon_0'', \sigma_0'')$ と (ϵ_1, σ_1) を結ぶ直線の勾配の平方根に比例して、細粒の試験片に比べて著しく大となる。ことに衝撃では静的試験に比べて降伏点はさらに上昇するが引張り強さはそれほどではない。したがって細粒と衝撃が組み合わされる場合は、第 64 図⁸⁸⁾で示す点線の傾きは著しく小となり、したがってひずみ波の伝播速度は著しく小となり、引張り速度に対し試片の運動が追いつけなくなつて破壊を生ずる。すなわち細粒の試片では臨界衝撃速度が極度に小となり、比較的弱い衝撃でも試片が衝撃端で切れてしまうのである。静的試験では降伏点の上昇は起こらず、第 64 図の点線の傾きも大きいので、臨界衝撃速度は十分に大きく衝撃端での破壊は生じない。

9. む す び

長い研究生活の間に取り上げた多くのテーマの中から 2 つを選んで長々と述べさせていただいたが、今さらのようにこれらの実験がピークを欠いているのに驚き、残念に思う。実験していると、つぎからつぎへと連鎖反応的に小さなテーマがあらわれるが、無反省にそれを追いかけていると、このような結果になる。一生懸命に汗をたらして駆けていたが、一体どこへ行くつもりだつたのか、なにを目的に走っていたのか。本人はご存じなかつたのである。古人はいみじくも言っている、鹿を追う獵師山を見ずと。研究者も相当の年輩になつたら、自分の実験を反省し、大きな計画を立てて、世界の科学技術の必然的な方向に沿ひ、貢献をすることを心がけねばならない。科学の稚い時期には筆者の行き方もあるいは許されたかも知れないが、Big Science の時代にはこれはよくないと思う。いまは猛烈に後悔している点なのでそんなことがないように若い方々にお願いしておく。

この講演では 1 人の青年がどのようにして研究に引き入れられ、長い年月にそれをどのように変化させていつたかを、一例について申し上げたつもりである。ときには実験自身が勝手な方向に動き、筆者の手に負えなかつたこともある。折角の一生につまらぬ実験が堆積しただけで何だかむなし気持であるが、夢中になつてそれに取り組んだ若い日々がなつかしくもないわけでもない。

空しさとなつかしさが混とんとしているのが偽わらない停年の感想である。これから先になにが待っているのか全然見当がつかないが、残された時間を思うといずれにしても大したことはないと思つてゐる。

ただ 1 つ心からありがたく思つてゐることは、わがままで無能な筆者を、長い年月にわたつて指導し保護し、ときには声援さえ賜つた皆様の暖かいお気持である。この感謝は上記の仕事に対するごとき混とんたるものではなく、あいまい模糊たるものでもない。天からの火柱のごとく強烈に今生を貫いて、おそらく 3 生にわたつて消えることはあるまいと思つてゐる。皆様のご温情というか暖かい思いやりというか、それを知つただけで自分の生涯は十分だつたと思つてゐる。謹しんで御礼申し上げます。

10. 文 献

- 1) 真島, 石井, 作井: 理研彙報, 10 (1931), p. 1061
- 2) 真島, 作井, 石井: 理研彙報, 10 (1931), p. 4
- 3) W. A. ANDERSON and R. F. MEHL: Trans. AIME, 161 (1945), p. 140
- 4) S. SAKUI, T. NAKAMURA and S. NUNOMURA: Proc. 5th Japan Congr. Testing Materials, 5 (1962), p. 74
- 5) 作井, 中村, 布村: 鉄と鋼, 48 (1962) 1, p. 28
- 6) 作井: 応用物理, 16 (1947), p. 87
- 7) T. AKAHIRA: Scie. Pap. Inst. Phys. Chem. Res., 6 (1929), p. 181
- 8) W. J. FEUERSTEIN and W. K. SMITH: Trans. ASM., 46 (1954), p. 1270
- 9) 作井: 日本金属学会セミナー, (1965) 「軟鋼の塑性」テキスト, p. 75~122
- 10) 大森, 吉永, 武井: 日本金属学会誌, 29 (1965), p. 1087
- 11) S. SAKUI: Jour. Scie. Res. Inst., 44 (1950), p. 139
- 12) S. SAKUI: Jour. Scie. Res. Inst., 44 (1950), p. 87
- 13) 作井, 井出: 応用物理, 12 (1943), p. 4
- 14) 作井: 日本金属学会分科会報告, 第 8 輯 (1952)
- 15) S. SAKUI and K. SATO: Jour. Scie. Res. Inst., 44 (1950), p. 102
- 16) S. SAKUI and K. SATO: Jour. Scie. Res. Inst., 46 (1952), p. 17
- 17) 作井, 佐藤: 科研報告, 27 (1951), p. 140
- 18) 作井, 佐藤, 佐々木: 日本金属学会誌, 19(1955) 11, p. 659
- 19) 作井, 佐藤, 佐々木: 日本金属学会誌, 19(1955) 11, p. 663
- 20) 作井, 佐藤, 佐々木: 日本金属学会誌, 19(1955) 12, p. 704
- 21) 作井, 佐藤, 佐々木: 日本金属学会誌, 19(1955) 12, p. 707
- 22) 作井, 佐藤: 日本金属学会誌, 20 (1956), 1, p. 35
- 23) 作井, 佐藤: 日本金属学会誌, 20 (1956) 5,

- p. 281
- 24) 作井, 佐藤: 鉄と鋼, 46 (1960) 3, p. 322
 - 25) K. J. ALBUTT and S. GARBER: J. Iron Steel Inst., 205 (1967) 7, p. 738
 - 26) J. M. WALLBRIDGE and J. GORDON: J. Iron Steel Inst., 205 (1967) 7, p. 750
 - 27) 作井, 佐藤: 科研報告, 29 (1953), p. 183
 - 28) 作井: 応用物理, 16 (1947), p. 50
 - 29) 作井, 森: 鉄と鋼, 46 (1960) 14, p. 1740
 - 30) 作井, 森, 山本: 鉄と鋼, 45 (1959) 2, p. 117
 - 31) 作井, 森: 鉄と鋼, 44 (1958) 2, p. 136
 - 32) 作井: 日本金属学会分科会報告, 18輯 (1955)
 - 33) S. SAKUI and K. SATO: Jour. Scie. Res. Inst., 44 (1950), p. 173
 - 34) 作井, 塩川: 伸鋼技術研究会第7回講演会前刷, (1967)
 - 35) 作井: 応用物理, 17 (1948), p. 65
 - 36) 作井, 原田: 未発表
 - 37) B. A. KUZNETSOV: Metalloved i obrabotka Metal; No. 2 (1958), p. 28
 - 38) G. K. L'vov: Metalloved i Obrabotka Metal, No. 4 (1959), p. 8
 - 39) 作井: 日本金属学会誌, 10 (1947), p. 7
 - 40) J. E. STEAD and H. C. CARPENTER: J. Iron Steel Inst., 88 (1913), p. 119
 - 41) 作井, 佐藤(洋), 大川, 佐藤(公): 科学研究所報告, 27 (1951) 4, p. 309
 - 42) 作井, 佐藤(洋), 佐藤(公), 大川: 日本金属学会誌, 21 (1957) 1, p. 55
 - 43) S. SAKUI and T. MORI: J. Appl. Phys., Japan 28 (1959) 5, p. 309
 - 44) 作井, 森: 日本金属学会誌, 23 (1959) 9, p. 552
 - 45) 作井, 角間, 森: 日本金属学会誌, 29 (1965) 6, p. 665
 - 46) 作井, 森, 角間: 日本金属学会誌, 29 (1965) 9, p. 903
 - 47) 作井, 佐藤, 森: 日本金属学会誌, 30 (1966) 4, p. 412
 - 48) 作井, 森, 佐藤: 日本金属学会誌, 30 (1966) 10, p. 984
 - 49) 作井, 阿部, 佐藤: 日本金属学会誌, 31 (1967) 2, p. 204
 - 50) S. SAKUI, K. SATO, N. ABE, T. KAKUMA and T. MORI: Proc. International Congr. on the Strength of Metals and Alloys (1967) in Print
 - 51) 作井, 津村, 中村: 材料, 15 (1966) 151, p. 247
 - 52) 小川義朗: 名古屋高工 25 周年記念論文集, (1933), p. 85
 - 53) 作井, 森: 日本金属学会々報, 3 (1964) 8, p. 405
 - 54) 渡辺俊平: 圧電気実験法 (共立社)
 - 55) 作井, 佐藤, 秋葉: 日本金属学会誌, 20 (1956), 6, p. 332
 - 56) 作井, 中村, 大森: 鉄と鋼, 46 (1960) 2, p. 140
 - 57) 作井, 中村, 大森: 鉄と鋼, 46 (1960) 12, p. 1538
 - 58) S. SAKUI, T. NAKAMURA and M. OHMORI: Proc. 3rd Japan Congr. Testing Materials, 3 (1960), p. 85
 - 59) S. SAKUI, T. NAKAMURA and M. OHMORI: Tetsu-to-Hagane Overseas, 1 (1961) 1, p. 38
 - 60) S. SAKUI, T. NAKAMURA and M. OHMORI: Proc. 4th Japan Congr. Testing Materials, 4 (1961), p. 65
 - 61) 作井, 中村, 大森, 藤原: 鉄と鋼, 49 (1963) 4, p. 672
 - 62) 作井, 森: 日本金属学会誌, 26 (1962) 8, p. 545
 - 63) S. SAKUI and T. MORI: Trans. J. I. M., 4 (1963) 2, p. 90
 - 64) 作井, 森: 塑性と加工, 4 (1963) 28, p. 349
 - 65) 作井, 森, 角間: 日本金属学会誌, 28 (1964) 2, p. 325
 - 66) 作井, 森: 日本金属学会誌, 28 (1964) 8, p. 443
 - 67) 作井, 森, 樋口: 日本金属学会誌, 28 (1964) 11, p. 717
 - 68) N. J. PETCH: J. Iron and Steel Inst., 173 (1953), p. 25
 - 69) 作井, 角間, 森, 佐藤: 日本金属学会誌, 30 (1966) 5, p. 493
 - 70) 作井, 子安: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 1001
 - 71) 作井: 鉄と鋼, 50 (1964) 14, p. 2369
 - 72) 作井: 日本金属学会々報, 4 (1965) 3, p. 127
 - 73) 作井, 森: 日本金属学会疲労と強度のシンポジウム予稿, (1961), p. 49
 - 74) 作井, 中村, 布村: 鉄と鋼, 47 (1961) 6, p. 800
 - 75) 作井, 森: 日本機械学会々誌, 65 (1962) 517, p. 258
 - 76) D. S. CLARK and D. S. WOOD: Trans. ASM, 42 (1950), p. 45
 - 77) 河田, 福井, 清野: 応用物理, 32 (1963), p. 742
 - 78) 真島: 応用物理, 5 (1936), p. 275
 - 79) 作井, 森: 日本金属学会々報, 3 (1964) 6, p. 303
 - 80) 作井, 森: 塑性と加工, 6 (1965) 51, p. 195
 - 81) 作井, 中村: 応用物理, 32 (1963) 10, p. 731
 - 82) 作井, 中村, 大森: 塑性と加工, 7 (1966) 63, p. 167
 - 83) 作井, 中村, 大森: 鉄と鋼, 49 (1963) 7, p. 996
 - 84) 作井, 佐藤: 未発表
 - 85) 作井, 子安: 修士論文未発表
 - 86) 作井, 佐藤: 未発表
 - 87) A. H. COTTRELL and R. J. STOKES: Proc. Roy. Soc. A 233, (1955), p. 17
 - 88) 作井, 森: 日本金属学会誌, 28 (1964) 9, p. 537
 - 89) S. SAKUI and T. MORI: International Congr. Fracture (preprint) (1965)
- 本前刷脱稿後に到着した英国鉄鋼協会誌 8 月号と 9 月号に鉄鋼の急熱に関する下記の興味ある 3 篇がのつてゐる。
- 1) F. HABROVEC, et al: F-Ni-C 合金の急熱による再オーステナイト化について, J. Iron Steel Inst., 205 (1967) 8, p. 861
 - 2) B. A. ASKEW and F. C. WELLS: 急熱焼鈍せる低炭素鋼の 240°C における焼入れ時効について, J. Iron Steel Inst., 205 (1967) 8, p. 869
 - 3) W. M. GIBBON, P. W. DAVIES and B. WILSHIRE: BISRA におけるコンパクトな連続焼鈍法の研究, J. Iron Steel Inst., 205 (1967) 9, p. 910