

## 技 術 資 料

## 内部摩擦の鉄鋼研究への応用

青木宏一\*・関野昌蔵\*・藤島敏行\*

## Applications of Internal Friction to Studies of Iron and Steels.

Kōichi AOKI, Shōzō SEKINO and Toshiyuki FUJISHIMA

## I. 緒 言

内部摩擦とは、一般に振動物体が、その振動エネルギーを内部で消費しながら振巾が次第に減少していく現象を云う。金属中では、原子の拡散、転位および格子欠陥の移動、変態等の物理現象が内部摩擦現象として現われて来るから、この内部摩擦及びその変化過程を観測し、逆に、その原因となつている。ミクロ的な物理現象を説明し得る。

このような意味から、近年内部摩擦法が金属の新しい研究手段として広く活用されて多くの貢献をするとともに、今後も、その発展が全く独自の立場から期待されている。金属の内部摩擦現象は、その発生機構からつぎの4つ、すなわち、

- (a) 鉄中に固溶されている原子にもとづく内部摩擦
- (b) 転位の運動で生ずる内部摩擦
- (c) 金属原子、空孔の拡散、移動などにもとづく内部摩擦

(d) 熱的、磁気的および電気的原因による内部摩擦に大別され、(第5表参照)特に、鉄鋼の研究手段としては、実用面から、(a)に関する現象が最も多く開発されており、つぎに(b)、(c)については、鉄を試料とした基礎研究の分野が漸く開かれ、(d)についてはあまり実験が進められていない。しかし、(b)、(c)、(d)はもとより、最も多く開発されている(a)についても、未だ説明されていない問題点が極めて多い。

内部摩擦に関する一般的な解説は他の論文にゆずり<sup>1)~6)</sup>、ここでは鉄鋼の研究にたづさわる者の立場からその応用面で特に興味ある現象を、著者の研究結果の一部を折りませながらまとめることにした。

さて上記(a)の中でも、その機構が最もよくわかり実用面でも成果があがっているのが Snoek ピークの応用である。Snoek ピークとは侵入型に固溶している原

子(N,C,O,B,H)が、応力を受けて隣接位置を往復することにより、振動のエネルギーが熱エネルギーに変換されるため現われるもので<sup>7)~9)</sup>、試料の温度をあげながら、1c/sで測定すると、Nでは23°C、Cでは39°C附近に内部摩擦のピークが現われる<sup>7)10)11)12)</sup>。このピークの高さがそれぞれ格子間に溶けこんでいるN、C原子の数に比例することから、熱処理と組合わせて、溶解度、析出、拡散などに他の方法では得られないデータを提供して来た。一方、鉄鋼中のO、H<sup>13)</sup>、B<sup>14)15)</sup>の Snoek ピークについても報告はあるが、さらに基礎的な研究がのぞまれている。

また、いわゆるバックグラウンドと呼ばれている Snoek ピークをのぞいた後に残る内部摩擦の一部は、転位の運動によるものと云われており<sup>16)17)</sup>、この著しい特長としては、振巾依存性を挙げる事が出来る。すなわち、試料の振巾を大きくしていくと、初め一定値だった内部摩擦は次第に大きくなって或る振巾から急増する。これは、この応力で転位が拘束からはなれて、著しく動き易くなることから説明されている。

つぎに、Köster 効果<sup>18)</sup>、すなわち、加工直後に著しく高くなった内部摩擦が時間とともに急激に減少することは転位がそこに拡散してきた空孔や、固溶原子で固着されることで説明される。このような現象は、鉄鋼を焼入れた時にも観察され、空孔の消失、拡散、固溶原子との相互作用、固溶原子の拡散で説明できると思われる。しかし、バックグラウンドを用いた上記諸現象に関する研究はほとんど行なわれていないので、未開発の分野が多く、さらに研究がのぞまれている。

つぎに興味ある現象は、マルテンサイトピーク<sup>19)20)</sup>すなわち、焼入れた鉄鋼の温度をあげながら、1c/sで測定した時に、約180°~250°C附近に現われるピークで

\* 八幡製鉄所技術研究所

ある。冷間加工を受けた鋼でも同様のピークが現われる。この機構には諸説があつて未だ明らかでないが、焼戻マルテンサイト鋼の実用性と関連させて研究が期待されている。Hによつても同じような機構でピークが現われると云われているが<sup>18)</sup>、H脆性解明のための知識が得られるだろう<sup>21)</sup>。

この外にも粒界の粘性によつて高温で現われるピークとか<sup>22)</sup>、再結晶<sup>23)</sup>、あるいは $\gamma$ 域に於ける挙動など<sup>24)</sup>、高温域に於ける内部摩擦の研究もかなり開発されて来つたがあるが、その応用は今後の問題として残されている。

## II. 理 論<sup>2)</sup>

### 1. 標準線形体の内部摩擦

物体に応力 $\sigma$ が加わると、変位 $\epsilon$ は Hook の弾性法則、

$$\sigma = M_R \epsilon \quad (M_R: \text{弾性率}) \quad (2.1)$$

で与えられる。この式は平衡に達した時成立つもので、歪と応力の過渡的状态を見るためには、その時間微分を含んだ式、

$$\sigma + \tau_\epsilon \dot{\sigma} = M_R (\epsilon + \tau_\sigma \dot{\epsilon}) \quad (2.2)$$

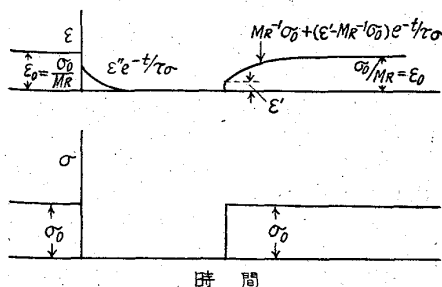
を用いなければならない。実際には、より高次の時間微分をとり入れなければ正確に挙動を説明できないこともあるが、(2.2)式だけで十分な物体を特に標準線形体という。ここに $\tau_\epsilon$ 、 $\tau_\sigma$ はそれぞれ歪緩和、応力緩和時間である。

つぎに、

$$M' \equiv (\tau_\sigma / \tau_\epsilon) \cdot M_R \quad (2.3)$$

で新しい弾性率 $M'$ を定義すると、これは瞬間的な弾性率であることがわかる。第1図には、 $\sigma_0$ の応力を急に加えたり、取り去つたりした時の歪の変化を示す。

標準線形体に正弦的に変化する応力が加わつた場合に最大応力と、最大変位の比で定まる弾性率 $M$ 、変位の応力からの位相の遅れの角 $\phi$ とは、



第1図 標準線形体での応力の急激な変化による歪の変化

$$\left. \begin{aligned} M &= \frac{1 + \omega^2 \tau_\sigma \tau_\epsilon}{1 + \omega^2 \tau_\epsilon^2} M_R \\ \phi &= \frac{\omega (\tau_\sigma - \tau_\epsilon)}{1 + \omega^2 \tau_\epsilon^2} \end{aligned} \right\} \dots (2.4)$$

( $\omega$ : 角周波数)

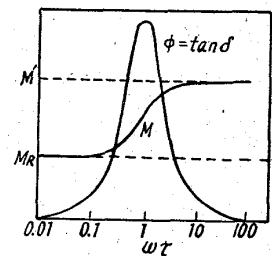
で与えられる。今

$$\tau_\sigma \tau_\epsilon \equiv \tau^2, \quad (\tau_\sigma - \tau_\epsilon) / \tau \equiv \Delta M$$

と定義すると、

$$\left. \begin{aligned} M &= M' \left( 1 - \frac{\Delta M}{1 + \omega^2 \tau^2} \right) \\ \phi &= \Delta M \frac{\omega \tau}{1 + \omega^2 \tau^2} \end{aligned} \right\} \dots (2.5)$$

が得られる。この関係を図示すると、第2図のようになり、周波数が低いと $M$ は平衡状態の弾性率 $M_R$ に等しく、 $\omega \tau = 1$ のあたりで急に大きくなり、さらに周波数の高い所では瞬間的弾性率 $M'$ に等しくなる。一第2図 振動数による弾性率内部摩擦の変化  
 $\omega \tau = 1$ の所で最大値 $\Delta M / 2$ になる。



第2図 振動数による弾性率内部摩擦の変化

内部摩擦を測定するには色々な方法があるが、共振点の振巾 $x_0 \max$ 、

$$x_0 \max = \frac{F_0}{I \omega_r^2 \phi} \quad (2.6)$$

( $F_0$ : 応力,  $I$ : 慣性能率,  $\omega_r$ : 共振周波数)

を測定する方法、試料の駆動周波数をかえて共振曲線をかかせ、振巾が最大値の $1/\sqrt{2}$ になる点の周波数 $\omega_1$ 、 $\omega_2$ を測定し、

$$\phi = \frac{1}{Q} \equiv \frac{|\omega_1 - \omega_2|}{\omega_r} \quad (2.7)$$

より $1/Q$ を求める方法、外力により試料を共振させた後、この応力を切り、振巾の自然減衰から測定する方法、すなわち、 $n$ 番目と、 $n+1$ 番目の振巾 $x_n$ 、 $x_{n+1}$ から、

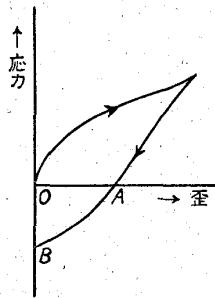
$$\ln \frac{x_n}{x_{n+1}} \equiv \Delta = \pi \phi \quad (2.8)$$

で定義される対数減衰率を用いる方法がある。今1サイクル中の振動エネルギーを $E$ 、そのサイクル中に失われるエネルギーを $\Delta E$ とすれば、

$$\frac{\Delta E}{E} = \frac{x_{n+1}^2 - x_n^2}{x_n^2} = 1 - \exp 2\Delta \approx 2\Delta \quad (2.9)$$

となる。すなわち、 $\phi$ 、 $1/Q$ 、 $\Delta$ はすべてエネルギーの損失を示す量として内部摩擦の表示に用いることが出来る。

### 2. ヒステレシスによる内部摩擦<sup>16)</sup>



第3図 ヒステレシスの図式的説明図。応力が減少し0になつても歪はOAだけ残る。この歪を0にするためには逆方向にOBの応力を加えなければならない。

つぎにヒステレシスで内部摩擦が起る場合を説明する。これは、歪と応力の関係が第3図で示されるように一義的に定まらずに、前歴で決まる場合に起る。標準線形体は平衡に達しさえすれば、一定の応力に対しては一定の歪しか対応しないが、ヒステレシスの場合は前歴で決まる多数の歪

が安定な状態として存在しうるわけで、試料に1サイクルの応力を加えた場合に、その歪、応力曲線でかこまれる面積に相当するエネルギーが失われる。したがつて、この時の仕事を  $\Delta W$  とすれば

$$Q^{-1} = \frac{\Delta W}{2 \pi W} \dots\dots\dots (2.10)$$

で内部摩擦が与えられる。これが前記標準線形体の現象とちがう点は、ヒステレシスは時間によらない現象であるから周波数の変化には影響されないという点にある。この現象は、転位が拘束されているものをふりきつて運動する場合に認められる。

3. 粘弾性による内部摩擦

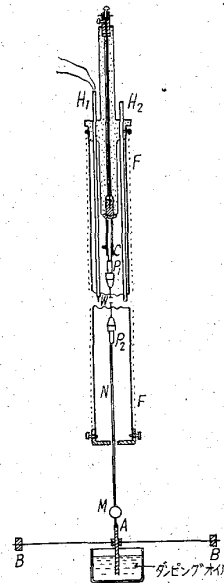
粘弾性とは標準線形体も含めて、応力と歪との間のあらゆる複雑な関係を総称する。したがつて、(2.2)式に対しさらに高次の時間微分の項などを加えなければならない。この性質の典型的な例は粒界による粘性で、微視的に見れば、外力により先づ最も抵抗力の弱い粒界がすべり出し、応力集中が起つて、つぎに弱い所が変形し出すというように一つ一つならば標準線形体で表わされる機構が非常に多数重なり合わさつて起る現象と考えられる。

III. 実験装置

測定方法は、試料の形状、使用する駆動周波数に応じて最も適した方法を選ばねばならない。以下各方法を説明する。

1. 弾性余効方式

2.にのべる振子方式の装置の下のおもりを外し、軸だけにする。軸を数度だけ回転させて、中の状態が落ち着くまで(緩和時間の数倍)保持した後クランプを外せば弾性変形  $\epsilon'$  は直ちに回復するが、非弾性歪  $\epsilon''$  の方は緩和時間  $\tau$  で次第に0に復帰する。この歪変化を測定すれば、 $\epsilon'$ 、 $\epsilon''$ を知ることが出来るから、



- H<sub>1</sub>: 熱電対入れ
- H<sub>2</sub>: アルゴンガス流入口
- F: 電気炉
- P<sub>1</sub>, P<sub>2</sub>: 試料の止め金
- N: 重り支え用の針金
- M: 凹面鏡
- A: 横ゆれ防止用棒
- B: 慣性能率を調整する重りと腕
- W: 試料針金

第4図 振子方式による内部摩擦測定装置 (T.Kê)

$$\Delta_M = \frac{M' - M_R}{M'} = \frac{\epsilon''}{\epsilon} \dots\dots\dots (3.1)$$

( $\epsilon$ : 最初に加えた歪)

から  $\Delta_M$  を求めることができる。

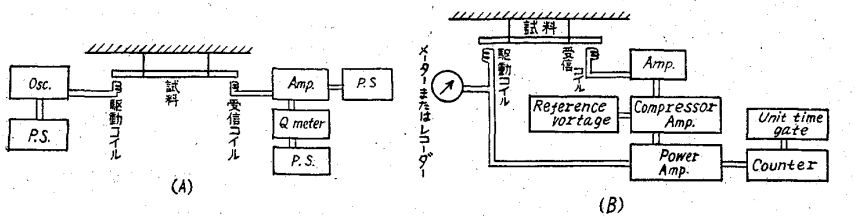
2. 振子方式<sup>22)25)26)</sup>

慣性能率を適当に調節できる重りと、試料の上下を支える太い針金からなる。第4図にこの方式の略図を示す。重りを試料軸のまりに弾性変形内で振り、その後、外力をとり去ると、試料は減衰振動を行う。この時の周期  $T$  は、

$$T = 2 \pi \sqrt{\frac{2 l I}{G \pi r^4}} \dots\dots\dots (3.2)$$

( $l$ : 試料の長さ,  $r$ : 試料の半径,  $I$ : 重りの慣性能率,  $G$ : 剛性率)

で与えられる。試料には、直径 0.2~1.5mm, 長さ 5~30cm の針金状のものが用いられる。最も使い易い周波数は、1 c/s 程度で、目で測定出来る範囲は 2~0.1c/s である。これ以上の周波数では記録装置や電子管を利用した減衰測定装置を用いるべきである。軸の下端は横ゆれを防ぐために油に浸す。振動は、アームの両端の鉄のおもりを電磁石でひきつけ一定の角だけ振つた後、電流を切ることによつて起させる。試料全体を炉または冷却装置中に入れて測定温度に保つ。この装置の欠点は、歪の不均一なこと、縦方向の応力が加わっていること、(逆振子を用いればある程度へらせる) 内部摩擦のバックグラウンドの大きいこと、(熱流による)。試料を線引しなければならないことである。断面数平方mmの矩形棒を鋼板から切出して、本法により測定している例もある。高温での測定を行なう場合には、機構が簡単のためすぐれた方法といえる。



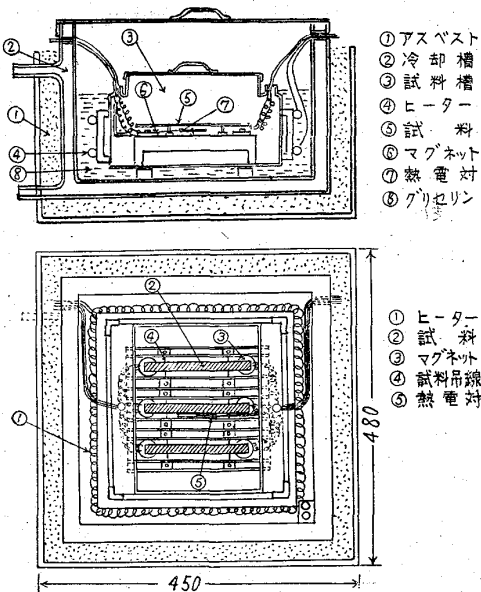
(A) 自由振動の減衰よりQ-meterで測定する方法。  
 (B) 自励式で、駆動コイルに流れこむ入力によつて測定する方法。  
 (A)と組合せることもできる。

第5図 横振動方式のブロックダイアグラム

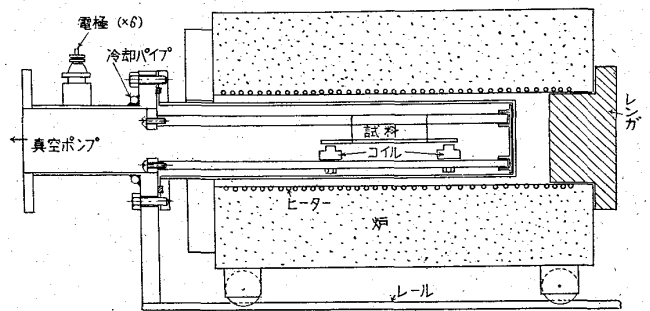
3. 横振動, 縦振動方式<sup>27)~30)</sup>

第5図にはこの方法のブロックダイアグラムを示す。試料の大きさを適当に選ばば 50 c/s~30kc/s の範囲が測定できる。一端を電磁石またはコンデンサーで駆動させ、他端から同じようにして振動を電気的にとり出す。測定は、共振法、減衰法と共振点での振巾測定法があつて、はじめの方法は内部摩擦の非常に大きい場合だけ用いる。試料の寸法は、長さ 5~30cm, 巾 0.5~2.5 cm, 厚さ 0.1~10mm 程度である。真空中で行えば、空気の抵抗がなくなるので 10<sup>-6</sup> 程度の内部摩擦でも十分測定できる。欠点は、振巾の絶対値を測定しにくいこと、装置が複雑なこと、高温にするために困難な点があることである。回路には、既製品があるから試料部についてのみやや詳細に説明する。

板状の試料を正しく振動の節点で吊下げる。試料を駆動するための磁石には、4号型電話機の coils を代用しているが、試料と磁石との間隔は 1mm 以上に、吊線はバックグラウンドが上らない範囲で出来るだけ強くはつ



第6図 内部摩擦測定用試料取付槽 (R.T.~150°C までの測定用)



第7図 高温内部摩擦測定炉 (R.T.~500°)

1回の測定は数秒で十分である。  
 この時の共振周波数は、

縦振動

$$f = \frac{k}{2l} \sqrt{\frac{E}{\rho}} = \frac{2.5k}{l} \times 10^5 \quad k=1, 2, 3 \dots$$

横振動

$$f = \frac{m^2}{2\pi l^2} \sqrt{\frac{EI}{A\rho}} = \frac{5.24d \cdot k}{l^2} \times 10^5$$

$$k=1, 2.76, 5.41 \dots$$

但し、E: ヤング率, I: 慣性能率, ρ: 密度,

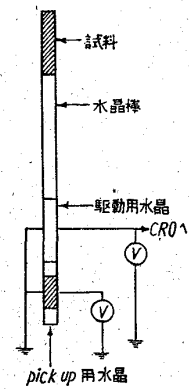
A: 断面積, l: 長さ(cm), d: 厚さ(cm)

である。縦振動の節点は、試料の長さの 1/2, 1/4, 1/6 の点であり、横振動のそれは第1表に示す通りである。

内部摩擦の絶対値の測定は非常に困難であり、正確に節点をでききるだけ細い線で吊すこと、試料槽内を真空にすることが必要で(低振巾域が飽和して低い内部摩擦がはかれないのと、高振巾域で内部摩擦が著しく大きくなる。)また、試料が巾方向に曲つていると内部摩擦が著しく大きくなるので注意を要する。

第1表 横振動の節点の位置

n	0	1	2	3
x/l	0.224	0.132	0.094	0.074
	0.776	0.500	0.356	0.277
		0.868	0.644	0.500
			0.906	0.753
				0.927



4. 水晶振動方式<sup>31)~34)</sup>

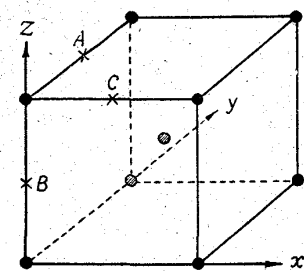
これは3でのべた縦振動を水晶を用いて駆動させ、同じく水晶で検出する方法である。原理を第8図に示す。駆動用水晶、受信用水晶、試料の共振周波数が同じになるように長さを調節し、これをはり合わせる。温度をかえながら測定する場合は、試料だけを加熱できるようにその周波数で共振するような水晶の棒を駆動

第8図 水晶振動 用水晶と試料の間に入れる。接着剤を利用する装置 としては、常温ではアラルタイト101、ビーズワックス、松やにとビーズワックスなど、高温では RCA のセラミックセメントなど、低温では歯科用セメント、真空用グリースなどを用いる。この方法の利点は、振巾を正確に測定できること、測定が簡単なこと、試料が小さくてすむことなどである。欠点は、周波数が固定されていて、必要な周波数ごとに水晶片の寸法を変えねばならないこと、試料の長さを正確に作る必要があることである。試料と水晶の共振周波数が0.5%程度ずれていても内部摩擦にほとんど影響がなく、内部摩擦が  $10^{-8}$  以上ならば2% ずれていても大したことはない。使用周波数は 10 kc/s~100 kc/s 程度で試料の長さは 1~3cmである。

その他にも超音波の減衰を利用する方法があるが<sup>35)36)</sup>精度の点で前記装置に劣るため省略する。

IV. Snoek ピークとその応用

1. N, Cによる内部摩擦のピーク



第9図 体心立方格子で、侵入型原子の入り得る位置、A: y位置 B: z位置 C: x位置

Snoek ピークの理論的解釈は、SNOEK<sup>7)8)</sup>、POLDER<sup>9)</sup> によつて与えられている。鉄中にN, Cなどの侵入型原子の入り得る位置は第9図のA, B, Cの位置であるが、この座標をx, y, zとする。今外部から応力が加わつてx軸がのび、z軸が縮むと、侵入型原子は、A, BよりもCに入る方が安定になるので、A, B位置のN, C原子はC位置へと移る。つぎに応力が逆になつてx軸が縮まると、N, CはA, B位置に多く分布するようになる。

N, C原子が応力で定まる平衡分布をとるためには、

緩和時間程度の時間を必要とするが、温度が低くて外部応力の周期に比してこれはずつと長い場合は、これらの原子は特に応力の影響で分布を変えない。したがつて、再配列に起因する非弾性歪  $\epsilon''$  は0になつて、全歪  $\epsilon$  は弾性歪  $\epsilon'$  だけとなり、歪の位相のずれはなく、弾性エネルギーの減少は起らない。一方温度が高くて外部応力の周期に比して固溶原子の格子位置上での平均滞在時間がずつと短い場合は、固溶原子は応力で定まる平衡値に瞬間的に分布を変えるので、非弾性歪  $\epsilon''$  は、とりうる最大値となり、且つ、応力と同位相で変化し、全歪  $\epsilon = \epsilon' + \epsilon''$  も応力と同位相になり弾性エネルギーの減少は起らない。この両者の中間の温度では、原子の移動にとまらう歪  $\epsilon''$  が0ではなく、且つ、弾性歪  $\epsilon'$  より遅れた位相で変化するため、全歪  $\epsilon$  もわずかながら位相の遅れを生じてエネルギーの損失が起る。固溶原子の平均滞在時間が外部応力の周期の約1/4になつた時、位相の遅れ、すなわち、エネルギーの損失が最大になる。したがつて、一定温度で試料の駆動周波数を変えながら、その内部摩擦を測定すれば、特定の周波数でいわゆる Snoek ピークが観察されるわけであるが、実際には、平均滞在時間が試料の温度に対して指数函数的に変化するのを利用して周波数を固定し、試料の温度をあげながら測定する。SNOEK の理論によると、このときのピークの高さ  $(1/Q)_{max}$  は

$$(1/Q)_{max} = k \frac{n}{T} \dots\dots\dots (4.1)$$

k: 常数, n: 単位体積中に固溶されている原子数, T: ピークの絶対温度

で表わされる。この比例常数kを実験的に求めておけば内部摩擦からN, Cの固溶量を求めることができる。

N, Cによつて現われる内部摩擦のピークの温度は、10数度しかはなれていないので、両者共存する試料でN, Cそれぞれの定量を行うには、実測されたピークをそれぞれのピークにわけなければならない。

試料の駆動周波数fとピーク温度Tとの間には、

$$2 \pi f \cdot \frac{a^2}{36D_0} \exp\left(\frac{H}{RT}\right) = 1 \dots\dots\dots (4.2)$$

D<sub>0</sub>: 固溶原子の拡散恒数の常数項  
H: 拡散の活性化エネルギー  
a: 鉄の格子常数

の関係がある。これにN, Cの既知の値を入れると<sup>11)</sup>,

$$\left. \begin{aligned} N: 13.35 - \log f &= \frac{3960}{T} \\ C: 14.35 - \log f &= \frac{4450}{T} \end{aligned} \right\} \dots\dots\dots (4.3)$$

が得られる。また、ピークの形は、

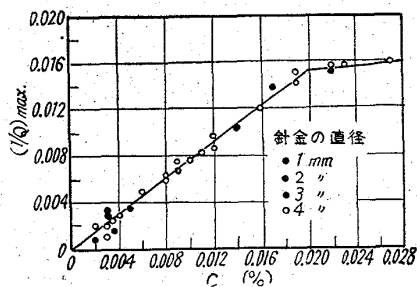
$$1/Q = (1/Q)_{\max} \frac{2\omega\tau}{1 + \omega^2\tau^2}$$

$$\tau = \tau_0 \exp\left(\frac{H}{RT}\right) \dots\dots\dots(4.4)$$

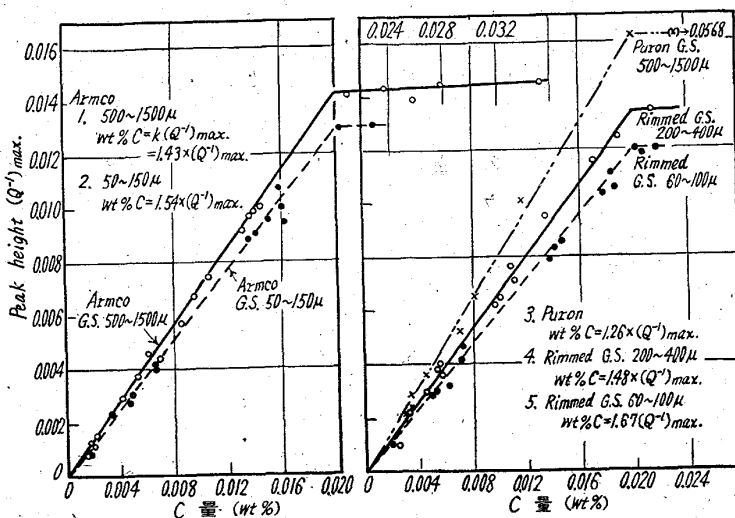
与えられ、Snoek ピークは  $\omega\tau=1$  の条件を満たす温度で最大になる。従つて、これらから実測されたピークをそれぞれのピークに分離出来る。

2. ピークの高さと固溶量との関係

鉄中の N, C は格子間に溶けこんでいる外に、析出物として、または粒界や空孔、転位などに固着されている場合もある。これらの量がわからない以上、焼入れた試料の化学分析値とその内部摩擦値を比較しただけで、(4.1)式の比例常数はわからない。実際は慎重な条件—試料の焼入温度で N, C の含有量が  $\alpha$  鉄中の固溶限以下であること、析出物を作り易い合金元素が入っていないこと、結晶粒度が十分大きいこと、焼入前の加熱時間を長くして均一な組織とすること、焼入は急激に行つて冷却中での析出を防止すること、一下で実験して両者の値を



第10図 C についての  $(1/Q)_{\max}$  と化学分析値の関係 (W. Wepner)



第11図 C についての  $(1/Q)_{\max}$  と化学分析値との関係  
試料は Puron (G. S.: 500~1500  $\mu$ ), Armco 鉄 (G. S.: 50~150  $\mu$ , G. S.: 500~1500  $\mu$ ), リムド鋼 (G. S.: 60~100  $\mu$ , G. S.: 200~400  $\mu$ ) の 5 種。

第 2 表 試料の化学成分

	C	Si	Mn	P	S
Armco	0.016	0.008	0.04	0.007	0.026
Rimmed	0.064	0.008	0.40	0.014	0.019
Puron	0.007	0.007	0.03	—	0.006

	Cu	Ni	Cr	N	solAl
Armco	0.062	—	—	0.0015	—
Rimmed	0.126	—	—	0.001	—
Puron	0.000	0.021	0.001	0.0035	0.009

比較すると、相当によい直線関係を示し、これが原点を通過することから、N, C 原子が空孔、転位などに優先的に析出していないことが予想される。

一度 (4.1) 式の比例常数さえ求めて置けば、ピークの高さから侵入型に固溶している N, C 量を正確に定量できる。

試料が方向性をもつ場合は、(4.1) 式の比例常数に対して、さらに理論的に計算された値の補正を加える必要があり、係数としては、[100] 方向の値を 1 とした時、[110] では 59/128, 無方向性のもものでは 2/5, [111] 方向では 0 なる値が導かれている<sup>37)38)</sup>。

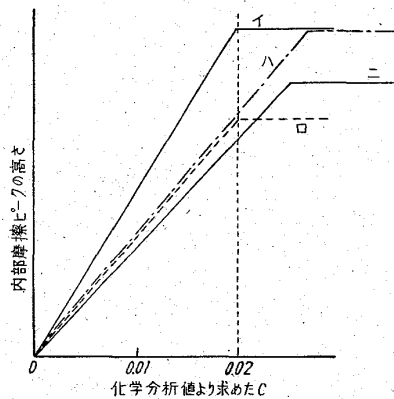
第 10, 11 図に C について行なわれた WEPNER<sup>39)</sup> ならびに青木、関野および藤島<sup>40)</sup> の実験結果を示す。

いづれの測定値も C: 0.02% の所でピークの高さが飽和に達する。第 11 図からもわかるようにこの係数は、鋼の純度と結晶粒度によつて相当に変化する。第 2 表に第 11 図の実験に用いた試料の化学成分を示すが、不純物が多いほど同一のピークの高さに対する C 量は高くなつており、不純原子の影響が認められる。

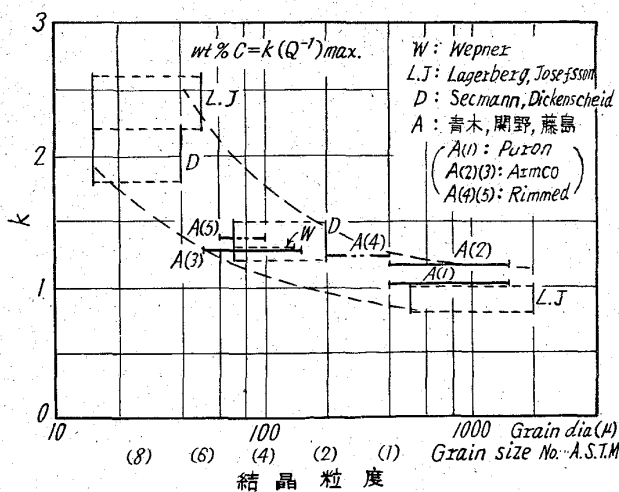
不純原子としては、第 2 表から、Mn, Cu, が考えられる。また、いずれも 0.02% C の点でピークが飽和に達していることからこれら不純物は炭化物を作っているのではなく、C は固溶しているが、内部摩擦には観測されない形になっていると見るべきである。

試料の結晶粒度で直線の勾配がちがうことについては、LAGERBERG<sup>41)</sup> 等によつて説明が与えられている。第 12 図にはこの関係を図式的に示した。すなわち、結晶粒界のない理想的状態を考えると、イのようになって、化学分析値 0.02% までの C は 720°C ではすべて固溶されて、内部摩擦のピークとなつて観測される。一方結晶粒界が非常に多い鉄を考えると、720°C では C は全部溶解してはいるが、粒界のまわりの格子に歪が出来ているか、焼入途中に

Cが粒界またはその近傍に析出する様なことがあると、ロのようになる筈である。また、720°Cでも、はじめから粒界のまわりにCが一定割合だけ析出していると、ハのようになるであろう。もし、その両方が共存しているときは、ニのようになると思われる。第11図は、すべてロの形をしているが、結晶粒径が15~50μの試料を用いたLAGERBERGのデータはニの形を示している。従つて、非常な細粒になると、その含有量が0.02%以下でも、Cの一部は720°Cで結晶粒界に析出しているのかもしれない。第13図には、今迄のデータをまとめて結晶粒度の前記(4.1)式の係数におよぼす影響を示した<sup>42)</sup>。この図から、結晶粒が100μ程度以下になると係数は急激に大きくなるのがわかる。

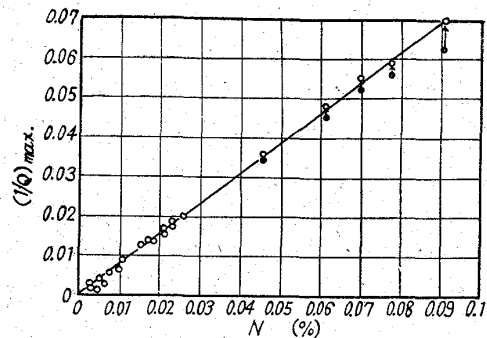


第12図 720°Cより焼入れた鉄の分析値より求めたCと内部摩擦ピークの高さとの関係の図式的説明図。  
I: 粒界が全然影響をおよぼさない場合, R: 720°Cでは完全に溶解しているが、焼入れた時に、粒界にCが固着される場合, H: 720°Cでも一定割合だけ粒界にCが固着されている場合, N: R, Hが共存する場合。

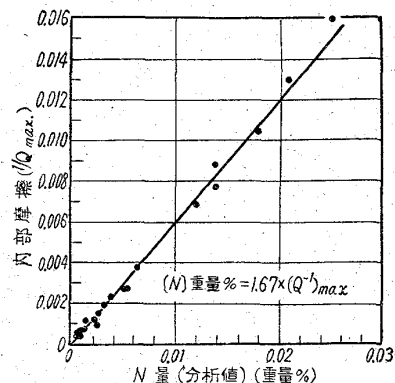


第13図 C(wt%)とその Snoek ピーク高さとの比例係数におよぼす結晶粒度の影響 (各測定値を1c/sに換算して示した)。

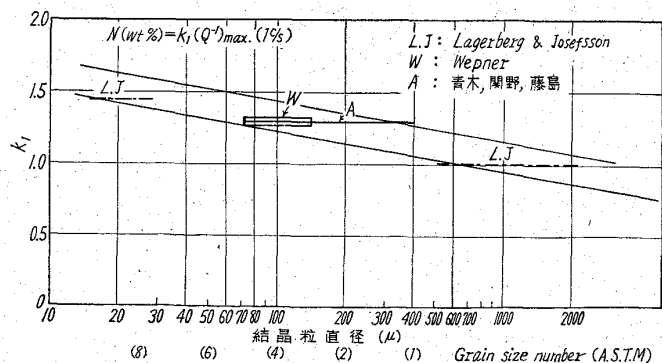
第14, 15図は、Nについての関係を WEPNER<sup>43)</sup>と青木、関野および藤島<sup>44)</sup>の測定で示した。またWEPNERは、Nが0.05%以上になると、焼入後、常温で放置しておくだけでも析出が起るので補正が必要だといっている。しかし、実用鋼では、これほどのNが固溶されることがないので問題はない。Nについても、結晶粒度によって幾分かは係数に相違があるが、Cほど大きくはない。



第14図 Nについての(1/Q)<sub>max.</sub>と化学分析値との関係(W. WEPNER). 図中・は焼入後10分後に測定した値でその間の析出量を矢印で補正したもの(0.91 c/s).



第15図 Nについての(1/Q)<sub>max.</sub>と化学分析値との関係(600 c/s). 結晶粒径100~170μ



第16図 N(wt%)とその Snoek ピーク高さとの比例係数におよぼす結晶粒度の影響。(各測定値を1 c/sに換算した場合の比例係数)

LAGERBERG は、N が 0.006% 以下なら結晶粒度の影響はほとんど無視できるといつている。第 16 図には、この関係を示した。この図からも N は C ほど粒界にひきつけられないことがわかる。

不純物も多く、粒も細かい実用鋼についてどの係数を適用すべきかは、問題であるが、粒界や、不純物のまわりに固着されているものが問題の現象に影響を与えないならば、純度のよい結晶粒の大きな試料の係数を用いることが合理的と考えられる。また、逆に、それらが自由に拡散できる温度での現象を見る場合は、純度や粒度によつて違つた係数を使う必要があり、実用上むずかしくなる。前者の場合、N と C とにはほとんど差のないことも考えて、実用上、

$$N, C (\text{wt}\%) = 0.0043$$

$$\times T_s \times (1/Q)_{\text{max}} \quad (4.5)$$

を用いることにしている。ここに  $T_s$  はおのおののピークの現われる絶度温度である。

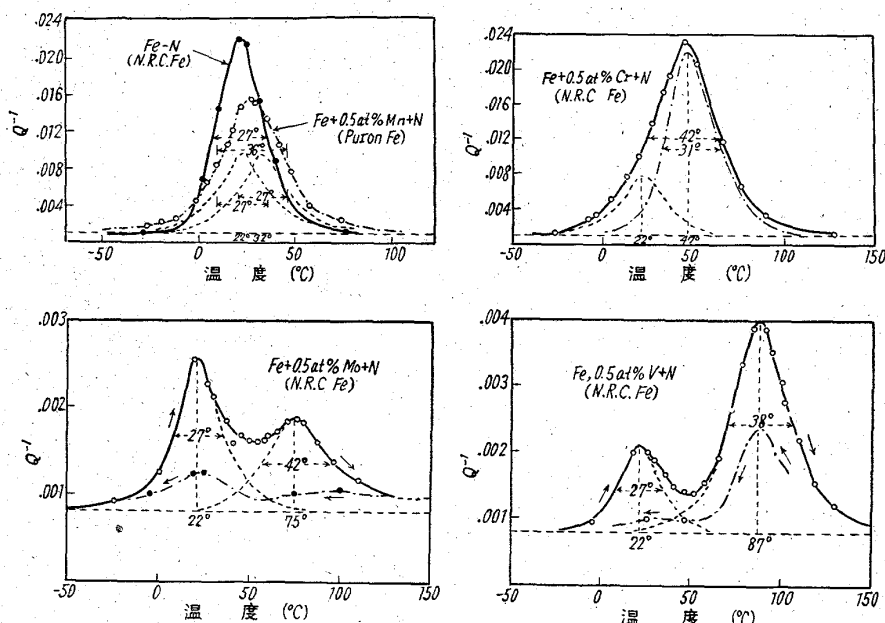
### 3. 他の合金元素の N, C ピークへの影響

N, C の Snoek ピークは非常によく理論値と一致するけれども、置換型の合金元素が入るといくつかの他のピークが現われる。DIJKSTRA と SLADAK<sup>45)</sup> は純鉄に約 0.5 atm% の Mn, Cr, Mo, V を加えて、N ピークの変化を研究した。これらに N を添加した後 1000°C から焼入して測定した結果を第 17 図に示す。すなわち高温測にもお一つのピークが現われる。

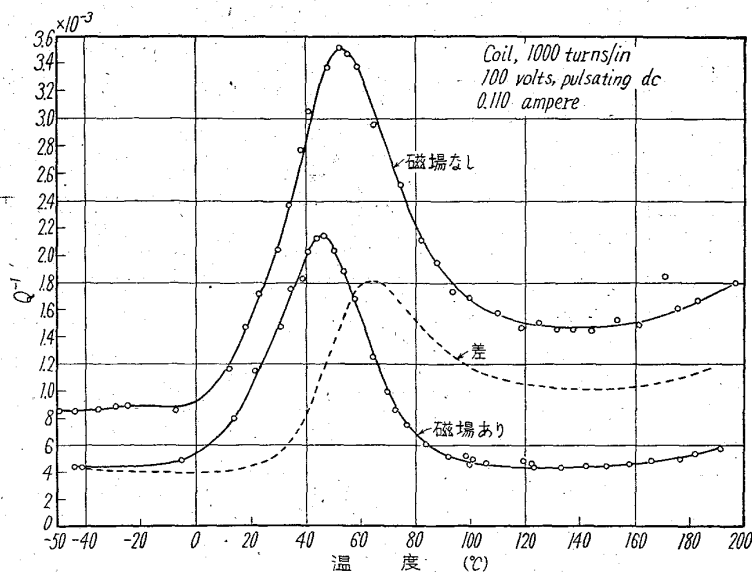
このピークの出現温度は置換型原子の大きさと、N との結合力の両方で決まる。FAST と MEIJERING<sup>46)</sup> の研究によればこの異常ピークは巾が広く、N の析出にともなつて低温測へずれることからいくつかのピークの重ね合わさつたもので、析出物の囲りに拘束されている N によるものだといつている。このピークは Fe-M (M 置換型原子) 位置に入つている N による応力緩和ではあるが、M の状態によつて幾分エネルギーに違いができるのではないかと思われ

るが決定的なことはわからない。合金元素が入つた時のピークの違常性については、Si による N, C ピーク<sup>58)</sup>, Al による C ピーク<sup>47)</sup> などが報告されている。

注意しなければならないのは、珪素鋼や超純鉄を用いると、磁区がいちじるしく動き易いために、磁壁と N, C の相互作用によるピークが現われて Snoek ピークが乱されることである。したがつて測定は、磁場の中で行なわなければならない。この場合は、磁気を用いた検出法は使えない、第 18 図には、純度 99.95% 以上の純鉄 Ferrovac E を磁場をかけたときと、かけない時の測定結果を示したものである。

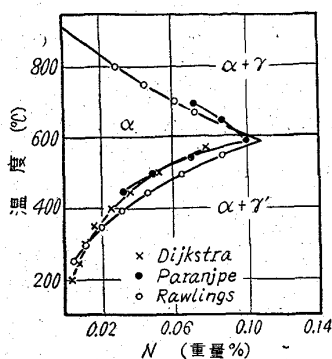


第17図 約 0.5 atm% の Mn, Cr, Mo, V を含む鋼を窒化後 1000°C から焼入した時の N ピークの異常性。(L. DIJKSTRA & R. SLADAK).

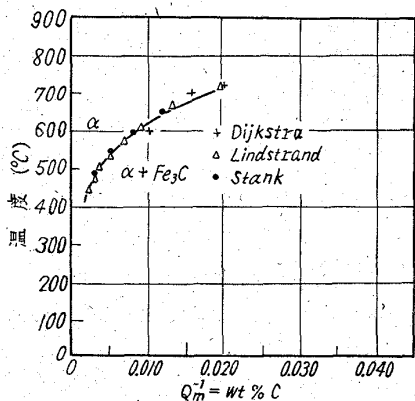


第18図 99.95% の純鉄 Ferrovac E を磁場をかけたときとかけない時に測定した内部摩擦の温度による変化。(R.E. MARINGER 外)





第19図 内部摩擦で求めた $\alpha$ 鉄中のFe-Nの溶解度曲線。



注) 図中・Stank とあるは・Stark の誤り  
第20図 内部摩擦で求めた $\alpha$ 鉄中のFe-Cの溶解度曲線

ても DIJKSTRA<sup>48)</sup>, LINDSTRAND<sup>51)</sup> や STARK<sup>52)</sup> によつて溶解度を求める研究が行われた。その結果を第20図に示す。ただCの場合は1でのべたように、その温度では固溶しているも結晶粒や、不純物で押えられてピークが低く現われるためか今迄のデータよりも溶解度がずっと少なくなっており、第20図の結果も結晶粒が大きく、Cを0.02%程度しか含まない試料について得られたものである。

実用鋼で、このような溶解度曲線を求める研究はLEAKなどの珪素鋼の研究<sup>53)</sup>, POLYAKOVなどの、Mn鋼、Mo鋼の研究など<sup>54)</sup>があるが、まだあまり行われていない。

第21図は、当社製の低温用鋼材の溶解度曲線<sup>55)</sup>、圧延のままの素材を十分焼鈍、水焼入れした時のN、Cの固溶量を示したものである。この鋼の成分は、C: 0.09, Si: 0.26, Mn: 1.25, sol. Al: 0.025で、固溶量は純鉄に比較して非常に低い。すなわち、純鉄の720°Cに於けるCの溶解度は0.02%程度あるが、この試料では既にのべた理由でいくらか過小評価だとしても $2.0 \times 10^{-3}$ 程度しか固溶されていない。また、Nが400

4. N、Cの鉄中で  
の溶解度

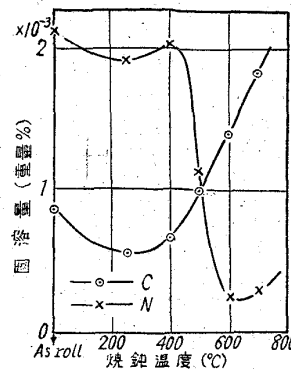
Snoek ピークを利用して $\alpha$ -鉄中のN、Cの溶解度を求める研究が行なわれた。第19図はNの結果を示す。

純鉄にNを添加して十分焼鈍した後焼入れた試料のSnoekピークから求められたものである。Cについて

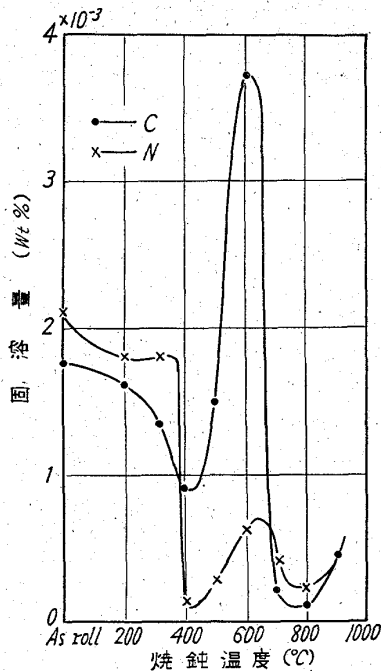
°C 附近から急激に低下するのはAINの析出が起るためと考えられる。

第22図には、化学成分 C: 0.11, Si: 0.18, Mn: 0.53, sol. Al: 0.026 Ni: 2.38%の2.5% Ni鋼中のN、Cの溶解度を求めたもので<sup>56)</sup>、圧延のままのものを各温度に長時間保持した後、水焼入れしたものの測定結果である。低温側では未だ十分平衡に達していないと思われる。400°CでのNの急激な低下はやはりAINの析出による。この時、Cも低下しているのは、析出にある程度相互作用のあるためと考えられる。500°C附近からCが急増するのは、Cの溶解度がここからこの種鋼のA<sub>1</sub>点迄増加してゆくからである。700°Cでの急激な低下は( $\alpha + \gamma$ )の混合域に入るため、焼入でマルテンサイトが現れ、Snoekピークの母体であるフェライト量が減少するためと思われる。さらに、高温から焼入れた場合に再び大きくなる理由についてはよくわからない。

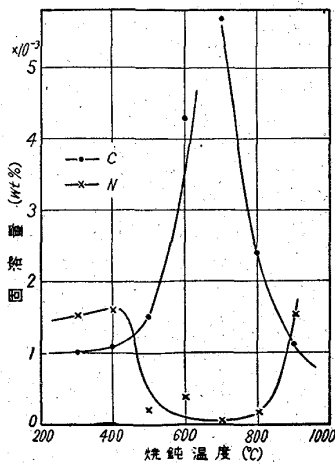
第23図は Alキルド高級仕上鋼板の溶解度を求めたもので、試料の化学成分は C: 0.041, Si: 0.01, Mn: 0.25, sol. Al: 0.035%である。これは1350°Cで30分溶体化処理後水焼入れしたものを各温度に保持したものを



第21図 C: 0.09, Si: 0.26, Mn: 1.25, Sol. Al: 0.025<sub>2</sub>の鋼の as-roll材を250°C (35 h)、400°C (30 h)、500°C (20 h)、600°C (5 h)、700°C (1 h)に焼鈍後水焼入れしたときの固溶N、C量の変化。



第22図 C: 0.11, Si: 0.18, Mn: 0.53, sol. Al: 0.026, Ni: 2.38%の2.5% Ni鋼の as-roll材を200°C (100 h)、315°C (78 h)、400°C (50 h)、500°C (30 h)、600°C (10 h)、700°C (4 h)、800°C (2 h)、900°C (1 h) 焼鈍後水焼入れしたときの固溶N、C量の変化。



第23図 C: 0.041, Si: 0.01, Mn: 0.25, sol Al: 0.035% の高級仕上鋼板を 1350°C × 30' 溶体化処理後 300°C (80 h), 400°C (50 h), 500°C (50 h), 600°C (10 h), 700°C (4 h), 800°C (2 h), 900°C (1 h) 焼鈍後水焼入したときの固溶 N, C 量の変化。

で<sup>57)</sup>, Al が入っているのではやはり N の溶解量が約 400°C から急激に低下し出している。先の低合金鋼に比べ、合金元素が少ないため第 21, 22 図に比べて共析温度に於ける C の固溶量はかなり多くなっているが。(約  $9 \times 10^{-3}\%$ )、それでも純鉄に比べれば半分以下であり、これは AlN の共存などによるものである。

5. 時効性との関連  
リムド系高級仕上鋼板では焼鈍板を調質圧延した後でも、時効によつて一度消えた降伏

点伸びが再び現われる。これは、固溶している N, C が転位に拡散していき、調質圧延で解放された転位を再び固着するためといわれている。従つて、降伏点伸びの回復現象は、N, C 固溶量と密接な関係にある。このような時効性の評価には、通常歪時効指数が用いられている。これは、試料に 10% 程度の引張り歪を与えて後、

100°C × 1 h の時効処理を行い、再び引張り試験機にかけ、時効処理前後での降伏応力の増加を読取る方法である。第 24 図には<sup>58)</sup>, N, C に分解せずに Snoek ピークの高さに (4.5) 式を用いて得た N, C 固溶量の概算値と、7% の予歪を与えて得られた歪時効指数との関係を示した。素材としては、リムド、キルド鋼を用いているが、非常によい直線関係を示している。この結果近似的に

$$\Delta\sigma = 2.0 \log V + 11$$

(V: 固溶量%,  $\Delta\sigma$ : 歪時効指数 kg/mm<sup>2</sup>)

の関係が得られる。さらに N, C にわけて実験を行えば各々の時効におよぼす影響を比較することもできよう。

6. N, C の析出

鋼試料を熱処理過程中に各温度から焼入れて、Snoek ピークの高さから、熱処理過程に於ける N, C 原子の析出過程を明らかにする研究は既に多くの人によつて行われ研究結果も多数発表されて来た<sup>48)59)~68)</sup>。今固溶原子の濃度を Cm, 析出が割合にして W だけ起つた後の濃度を C とすれば、

$$C/C_m = 1 - W \dots\dots\dots (4.5)$$

が成立つ。一方 Snoek ピークの高さは、固溶している原子数に比例するから、熱処理前のピークの高さを  $\phi_0$ , 後のピークの高さを  $\phi$ , バックグラウンドの高さを  $\phi'$  とすれば

$$\frac{\phi - \phi'}{\phi_0 - \phi'} = 1 - W \dots\dots\dots (4.6)$$

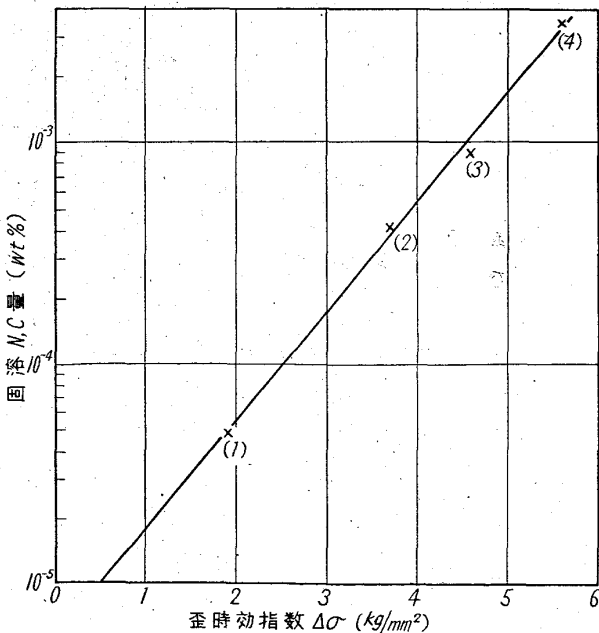
が得られ、内部摩擦法により直接炭化物、窒化物の析出挙動を明らかにすることが出来る。

これまでの実験的に求められた析出過程の測定結果は

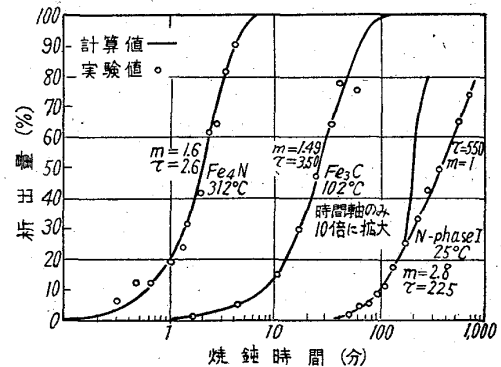
$$-\ln(1 - W) = (t/\tau)^m \dots\dots\dots (4.7)$$

但し、 $\tau, m$  は常数

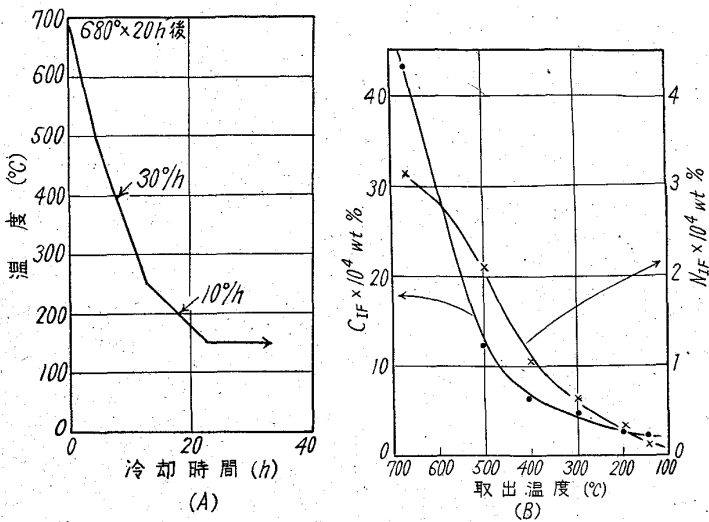
なる形で都合よくまとめられる。WERT<sup>60)</sup> は Puron を



第24図 固溶量と歪時効指数との関係。いずれも冷延、焼鈍板 (1), (2) は Al キルド鋼。(3), (4) リムド鋼。



第25図 純鉄に、N, C を添加後焼入れて、各温度に保持した場合の Fe<sub>4</sub>N, Fe<sub>3</sub>C, FeN の析出曲線。実線は m, τ を上記の値として、(4.7) より計算したもの。(C. A. WERT)



第26図 (A)に示す焼鈍冷却過程中、各温度より水焼入した試料の  $N_{IF}, C_{IF}$  の変化: 試料成分は、C: 0.048, Si: 0.01, Mn: 0.33, sol Al: 0.046% の高級仕上鋼板。

湿水素処理後、N、Cを添加して、590°C、720°Cから焼入、一定温度に保持した試料で内部摩擦を測定し、第25図の結果を得た。横軸は時効時間、縦軸は内部摩擦から測定した析出量で、点は測定点、実線は(4.7)より求めた計算値である。保持温度で $\tau$ が変わるけれども、析出機構や、析出物の形に変化がなければ、 $m$ は変わらない。Nについては高温(312°C)と低温(25°C)での析出過程は違っていて、(一方は $m=1.6$ 、他方は $m=2.8$ )前者が $\gamma'-Fe_4N$ 、後者が $\alpha''-Fe_3N$ の析出に対応すると説明されている。 $m$ の値から析出物の形を推定できるという理論は、因子が多すぎて、実際にはむずかしいようである。

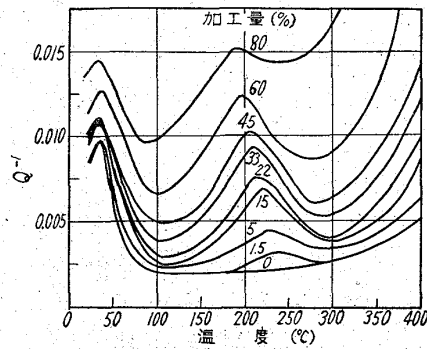
実際問題に適用した場合の一例として、Alキルドの高級仕上鋼板を焼鈍炉中で冷却する場合の炭化物、窒化物の析出過程を追及した結果を示す。化学成分C:0.048 Si: 0.01, Mn: 0.33, sol, Al: 0.046の鋼を、第26図(A)の速度で冷却していく途中、各温度からとり出して水冷し、固溶量を測定した結果を第26図(B)に示す。この程度の冷却速度で、温度低下につれて、N、C固溶量は十分低下することがよくわかる。第26図を用いてこの鋼の歪時効指数がどの位かを推定することも可能であり、また、Alキルド鋼では、固溶N量が非常に下ることよくわかる。冷却速度をかえて実験してみると、析出過程の違いがよくわかり、しかも、最終の固溶量がこの冷却速度により左右されることがたしかめられる。

V. マルテンサイト ピークとその応用

鋼の温度を上げながらその内部摩擦を1c/sで測定した時に約180~250°Cに現われるピークは、通常、マル

テンサイト ピークといわれている。

このピークは、試料を加工しても焼入れても現われ、一応両者ともに同じ機構と考えられる。KÖSTERは、C: 0.08%の普通鋼を80%まで冷間加工して、このピークの変化を測定し、第27図に示す結果を得た<sup>69)</sup>。これは、加工度が上るとともにまた温度とともに著しく上昇するバックグラウンド、これに重なっているSnoekピークと、マルテンサイトピークから成りたっている。これを書き直してピークの高さとピーク温度の変化を示したのが第28図である。これからわかるように、このピークは加工度とともに増大し、次第に飽和していく。一方、ピーク温度は加工度とともに低温側に移動していく。最近堀田等のNを添加した合金鋼の研究によると<sup>70)</sup>、加工度とともにこのピークの高さの増加する割合は合金元素の種類や量で違っており、合金元素とNと



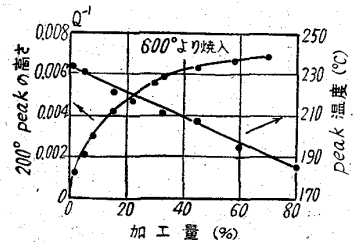
第27図 加工量と内部摩擦との関係 (C: 0.08%の平炉鋼) (W. KÖSTER)

の結合力が大きいほど低くなる。これは少なくとも一部は組織中の固溶量の低下にもとずくと考えられる。第29図にはこの結果を示す。

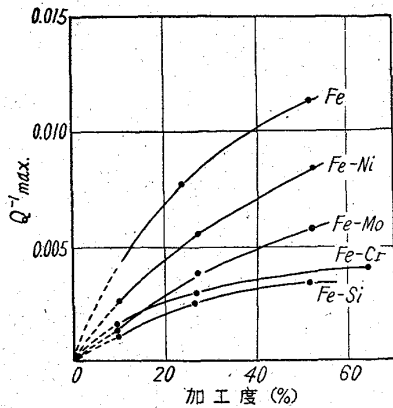
焼入の場合、冷間加工の場合とちが

って焼入温度によつてピークの高さは変わるが、ピーク温度が大きく変化することはない。しかも同じ鋼では焼入の方がはるかに高いピークが得られる。

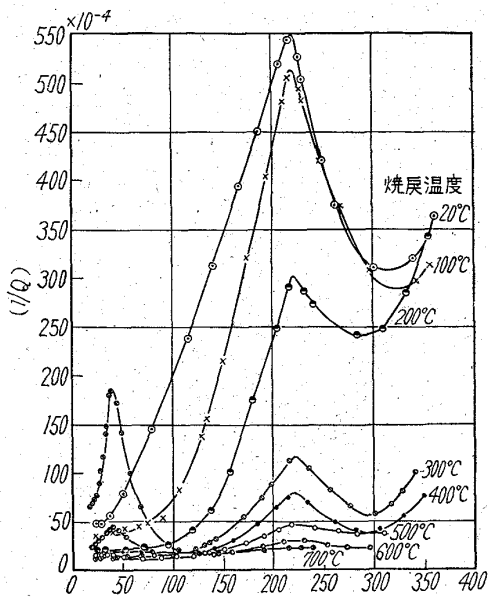
E. SCHEIL等<sup>71)</sup>はC: 0.95, Si: 0.25, Mn: 0.45, P: 0.035, S: 0.035%の成分の鋼を用いて、このピークを研究している。第30図には850°C×5mn→W.Q.したものを20~700°Cに20時間焼戻したときの結果を示す。第30図からわかるようにこの位Cが入ると、焼入たものでは、全然Snoekピークが現われずに、マル



第28図 200°Cピークの高さ、および位置と加工量との関係 (W. KÖSTER)



第29図 合金元素約 0.5% を含む鋼の加工度と  $(1/Q)_{max}$  との関係 (Fe-Mn-N 系) (堀田外)

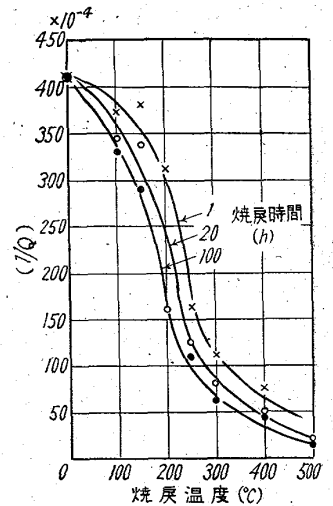


第30図 C: 0.95, Si: 0.25, Mn: 0.45 の鋼を 850°C × 5mn → W.Q. 後、各温度に 20h 焼戻したときの Snoek, マルテンサイト ピークの変化. (E. SCHEIL, 外)

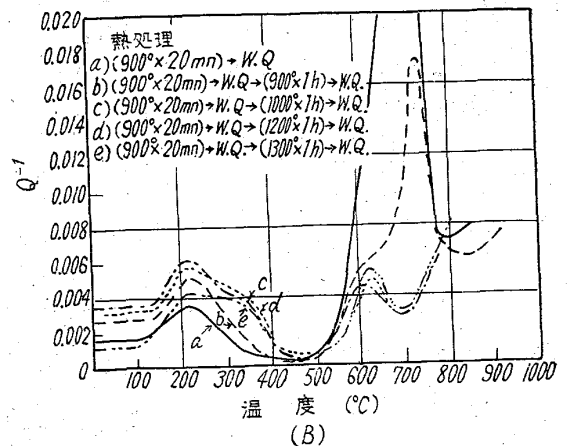
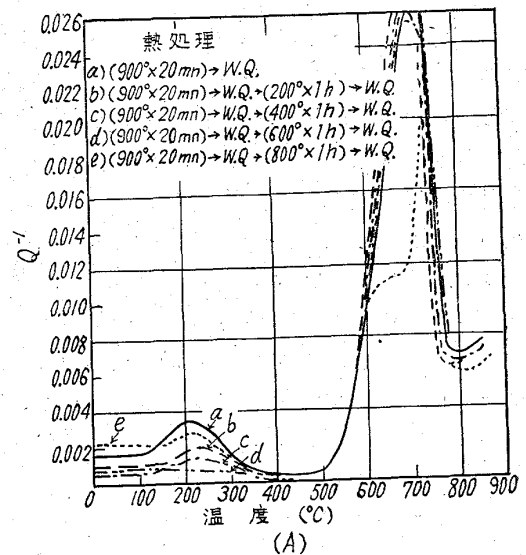
テンサイト ピークとこれと重なつてはげしく上昇するバック グラウンドが観察される。このマルテンサイト ピークの方は 700°C では完全に消滅し、一方 500°C 位から Snoek ピークが大きくなつて来る。第 31 図の焼戻時間と温度によるこのピークの高さの変化からは、焼戻の時間ではあまり変らないが、温度が 250°C 附近から急激に下ることがわかる。次に第 32 図は、BUNGARDT 等が行つた 45% Cr 鋼の研究結果で<sup>72)</sup>、900°C × 20' 保持水焼入後、各温度に 1 時間保持水焼入したものの内部摩擦測定結果である。この図から、焼入温度とピークの高さの関係を求めてみると、第 33 図のようになる。ピークは 600°C × 1h の焼戻しによりほとんど消失し、保持温度がさらに高くなるにつれて再び温度とともに増大していく。この鋼の C 量は、0.03% なので状態図から

当然  $\alpha$  域内での現象を観察していることになり、このピークがいわゆる本来のマルテンサイトに関係があるとは考えられない。さらに、高温から焼入れた試料について 350°C 附近に新しいピークが重なつて現われるのは高温で N を吸収したため N ピークだろうといつている。

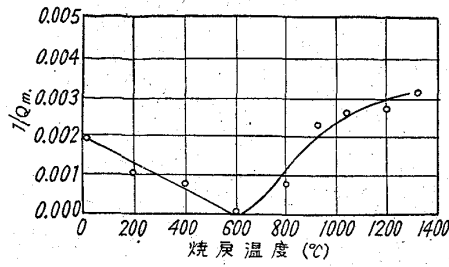
われわれは、3.5% Ni 鋼を用いてこのピークの研究を行つた<sup>73)</sup>。化学成分は、C: 0.13, Si:



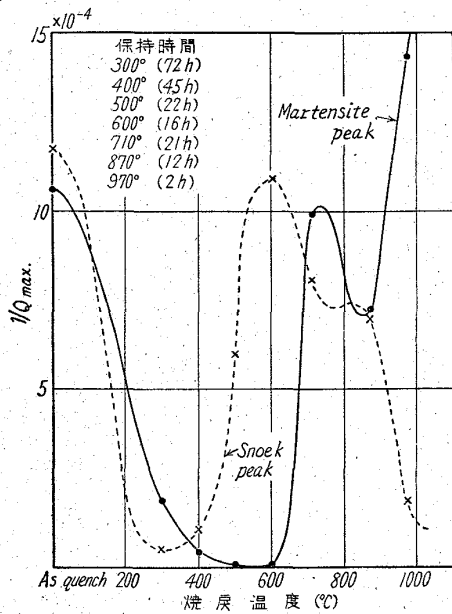
第31図 焼戻温度、時間によるマルテンサイト ピークの高さの変化. (E. SCHEIL 外)



第32図 45% Cr 鋼で焼戻温度のピークへの影響. (K. BUNGARDT 外)

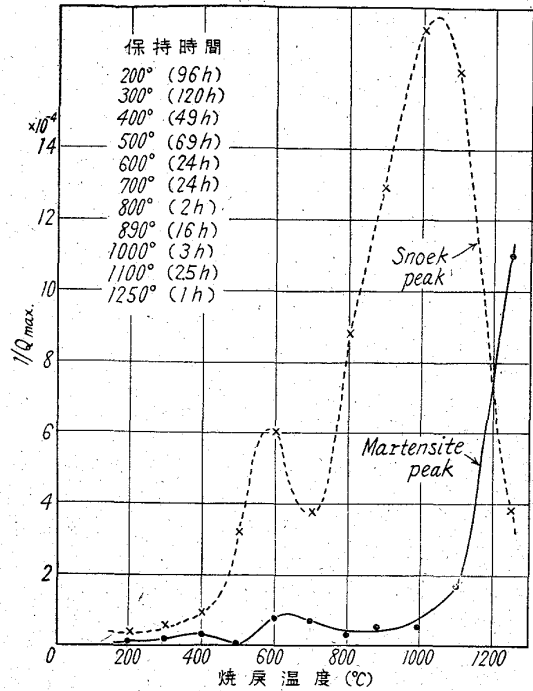


第33図 45% Cr 鋼での焼戻によるマルテンサイトピークの変化。900°C × 20mn → W.Q. 後、各温度 × 1 h → W.Q. (K. BUNGARDT 外)



第34図 3.5% Ni 鋼 720°C × 1h → W.Q. 後、各温度に焼戻したときの Snoek, マルテンサイトピークの変化。(約 620 c/s) C: 0.13%

0.20, Mn: 0.46, sol, Al: 0.04, Ni: 3.38% で、720°C × 1h から水焼入れを行ったものを各温度で長時間焼戻してピークの変化を測定した結果を第 34 図に示す。マルテンサイト ピークは、200°C 付近から急に減少し始め、第 33 図と同じように 600°C でほとんど消失してしまいが、そこから再び急増している。この鋼の A<sub>1</sub> 点は 635°C であるから、この急激な上昇は、(α + γ) 域からの焼入れで部分的に生じたマルテンサイトによるものと考えられる。さらに、焼戻温度をあげてゆくと、このピークは一度下つて再び 900°C 付近から急増することが観察される。ここで Snoek ピークとマルテンサイト ピークの増減の傾向が逆になっている。第 35 図には、前と同じ鋼を湿水素処理により C を 0.022% になる迄下げたものについて、各温度で同様の長時間焼戻し処理を行った後の Snoek, マルテンサイト ピークの変化を示す。C 含有量の低下によつて全般的にマルテンサ



第35図 3.5% Ni 鋼を 800°C × 120h 湿水素処理後、各温度に焼戻したときの Snoek, マルテンサイト ピークの変化。(約 630 c/s) C: 0.022%.

イト ピークが低く、ことに 600~1000°C 間でも著しくは増加しないことが特徴的であり、このピークが現われるためには N, C などの固溶原子が存在することが必要条件になっている。一方、これとは反対に、Snoek ピークの方は第 30 図よりも大きく現われている。Snoek ピークが 1000°C 付近で高くなる理由は、湿水素処理によつてもなお分解せずに残存していた AlN が、焼戻温度が高くなるとともに次第に分解して N が組織中に溶け込むためと、また、鋼中の C を減らしたために、この温度からの焼入れ中の変態速度が増し、その結果常温組織中に混在するフェライト地が増加したためと思われる。

このピークの発生機構についてはいろいろな説がある。先づ、KÖSTER は、転位と固溶原子の相互作用によつて説明しているが、もし、これが正しいならば応力が大きくなつて、転位の動きがはげしくなるにしたがい、相互作用域が変化することからピークの高さが振巾によつて変ることが想像されるが、このようなことがないことさらに、加工度によつて 80°C もピーク温度が低下することに対しては、加工度で転位密度に変化が起るとしても、転位の構造には変化がないと思われるので説明がつかねる等の理由により、未だ充分な説明とは云い難い。第 2 に、このピークをマルテンサイト構造に結びつけて考える説があるが、C 0.2% 以下の低炭素マルテンサイトでは、その a 軸、c 軸の長さの差はきわめて少く、むしろフェライトに近い性質と考えられること、ま

第36図 著者からの申出により省略します

た、先の KÖSTER の結果、冷間加工材の場合の如く、マルテンサイト構造でないものにも現れること、また、純鉄でもあらわれることのために問題とはならない。添加した合金元素によつてピークの温度にちがいが出ることと考え合わせるとよくはわからないけれどもマルテンサイト変態、冷間加工による強い弾性歪でゆがんだ格子中を拡散する固溶原子による応力緩和で、このピークが現れるものと考えらるべきであろう。しかし、格子がゆがんでいても、拡散の道が同じであれば加工度とともに Snoek ピークが高温側にずれて来なければならないが、このようなことがない以上、格子の弾性歪により、今迄はエネルギー的に不可能だつた新しい拡散の道が可能になるのではないかと考えられる。このような機構を考えれば加工しても焼入れても正常な B.C.C. 格子とは比較にならないほど多数の空孔が現れると考えられるので、マルテンサイト ピークは空孔で影響をうけることもあり得ると考えられる。また、歪の程度がちがえばピークの現われる温度も違うわけで、焼入れの場合は、同じ程度の歪が広い範囲に存在するのに反し、加工の場合には、歪の程度が試片のいろいろの部分でかなりの相異があると考えれば実験事実を都合よく説明できる。

VI. 振巾依存性と Köster 効果

常温の鋼の内部摩擦の一部は転位の動きによつて生ずる。今振巾を次第に大きくしていくと、一定であつた内部摩擦はある振巾から急増する。これを振巾依存性という。また加工した場合、急増した内部摩擦は放置時間とともに急激に減少し、これと同じことは高温から焼入れた場合にも起る。これらを総称して、ここでは、Köster 効果という。これらはすべて、転位とこれを固着している溶質原子や析出物、空孔などの相互作用で説明されている。

1. 転位の運動による内部摩擦の理論<sup>17)74)75)</sup>

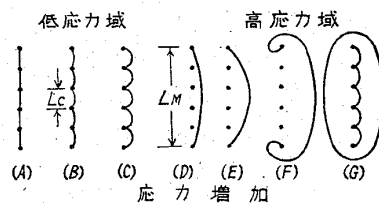
転位の運動による内部摩擦については2種の全然ちが

つた機構が関与している。第1は、転位が外部応力により抵抗力にさからつて動くために起るもので、粘弾性である。この場合、外部応力の周期が長ければ、転位はほとんど動かないのでエネルギーの損失は起らないが、次第に周期が短くなつて、転位のループの共振周波数に近かざくと、転位は共振を起して、広い範囲を動いて、抵抗力のために失しなうエネルギーが多くなる。この共振にもとづく内部摩擦と、緩和現象にもとづく内部摩擦はよく似ているけれども、温度をかえて周波数をかえながら測定した時ピークの現われる周波数がほとんど変わらず、周波数を横軸にとつた時のピークの形が大巾に変わるのに対して後者ではピークの周波数が大巾に変わつて、一方はほとんど変わらない点異なる。しかし、共振周波数は非常に高く、KC~MCの周波数では、内部摩擦はほぼ周波数と比例しており、Granato-Lücke の理論によると、

$$(1/Q)_I = k_1 \Delta L^4 \omega \dots\dots\dots (6.1)$$

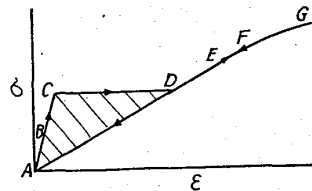
但し、 $k_1$ : 常数,  $\omega$ : 角周波数,  $L$ : 転位ループの平均長さ,  $\Delta$ : 転位密度

で与えられる。これは転位が未だ拘束点からはなれない範囲内の応力で成立ち、内部摩擦は転位密度と転位のループの平均長さの4乗の積に比例する。従つて、常温での  $(1/Q)_I$  の時間的变化はすべて  $L$  の時間的な変化で説明される。



第37図 応力が増加していきにしたがつて転位の受ける変化.  $L_c$  は低い応力で簡単にはずれる拘束で形作られる転位のループの平均長さ.  $L_n$  は高い応力をうけてもはずれない拘束で形成される転位ループの平均長さ.

(A. GRANATO and K. LÜCKE)



第38図 転位が第37図の変化をするとき、それに対応する応力-歪曲線

A → B → C → D → E → F → G → F → E → D → A のサイクル中にハッチでかこまれ面積だけエネルギーが失なわれる。

(A. GRANATO and K. LÜCKE)

第2は、転位のループが応力を受けて拘束点からはずれるために生ずるもので第 37, 38 図にはこの時の変化を図式的に示したものである。すなわち、無応力の状態で第 37 図 (A) の形をしていた転位は、外部応力の増加にしたがつて(B)→(G)へと変化する。Lc は外部応力により比較的容易にはずれ得るような拘束で作られるループの平均長さ、LN は相当の応力がかかってもはずれないループの平均長さである。

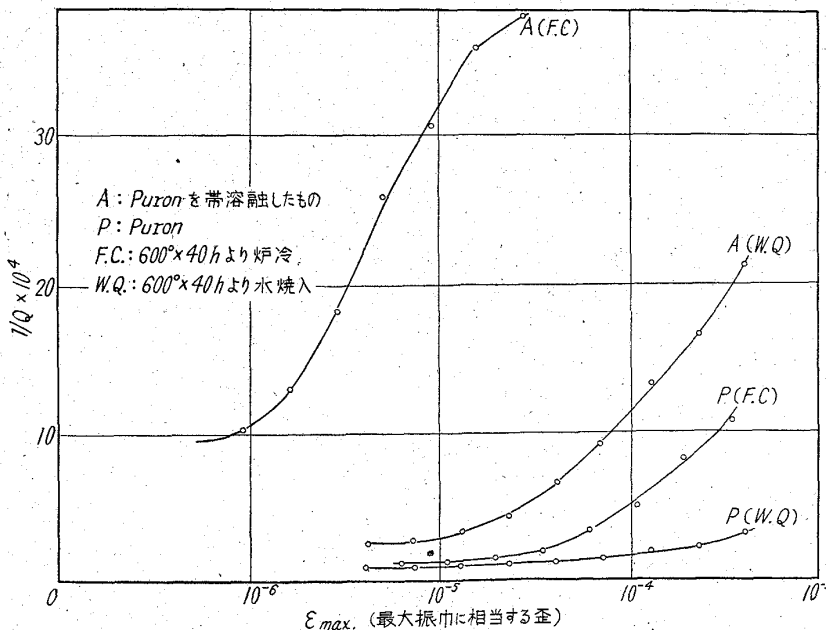
第 38 図は、これを応力-歪曲線に書き直したもので第 37 図の (A)→(G) の変化は、第 38 図上のアルファベットで示された点に対応する。(G)で応力の向きが逆転すれば、(G)→(D)→(A)をたどつてもとにもどるので  $\Delta ACD$  の面積に相当するエネルギーはヒステリシスのために失なわれる。GRANATO-LÜCKE の理論によると、このための内部摩擦は、

$$(1/Q)_H = \frac{k_2 \Delta L_N^3}{L_C^2 \epsilon_0} \exp\left(-\frac{k_3}{L_C \cdot \epsilon_0}\right) \dots\dots\dots (6.2)$$

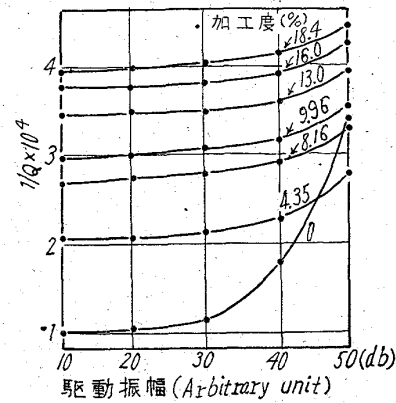
(但し、 $k_2, k_3$ : 常数,  $\epsilon_0$ : 外部応力による歪) で与えられる。これは静的な原因にもとづくもので、前記  $(1/Q)_I$  が周波数の関数であるのに反し、周波数に依らず、逆に  $(1/Q)_I$  が振巾に無関係なのに反し、これは振巾の小なる範囲ではほとんど零であつて、振巾が大きくなると或る点から急増することがわかる。

2. 振巾依存性に関する実験

一例として第 39 図は<sup>76)</sup> Puron を素材とし、H<sub>2</sub> ガ



第39図 Puron (P) および帯溶融した Puron (A) を 600°C × 40 h から水冷(W.Q.), 炉冷(F.C.)のしたときの振巾依存性。(三村, 外)



第40図 Al キルド鋼板を加工したときの振巾依存性の変化 (約 610 c/s).

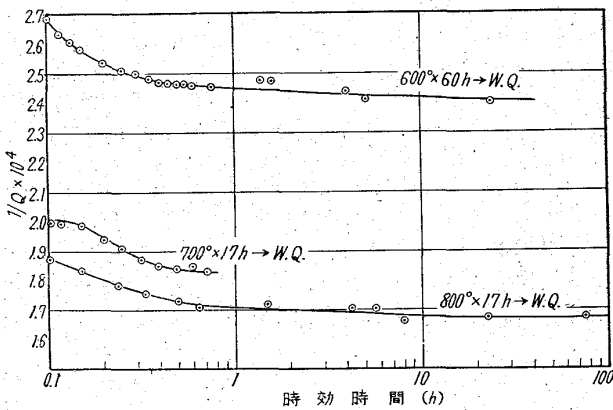
ス中で 0.2mm/mn の速度で 10 回帯溶融を行つたものと、行なわないものの振巾依存性の相違を示す。試料の純度がよくなると内部摩擦が急増し始める限界の振巾が著しく低下し、且つ振巾に無関係な所での内部摩擦も増大することを示している。帯溶融前後の化学分析による C, N はそれぞれ、C: 0.007, N: 0.0035, と C: 0.0003~8, N: 0.0008~10% であり、一方 (6.1) 式によると、転位密度はいくらかへつていいると考えられるので、転位上の不純物の密度は帯溶融により著しく減少していることがわかる。図には、炉冷した場合と、水焼入れた場合をともに示しているが、炉冷の方が小振巾での内部摩擦が大きく、且つ、より小さな振巾で急増しており、この差は純度のよいものほど大きい。このことは焼入れたものは空孔もしくは局部的な歪などが転位を拘束しており、不純物が多い試料 (P) では不純原子や析出物が多いので、空孔、内部歪などは比較的少ない影響しか与えないが、純度がよく、拘束物が少ない (A) では空孔、内部歪などが大きな影響を与えることを示しているのである。勿論純鉄である故、磁壁の移動による振巾依存性への影響も考慮しなければいけない。

第 40 図は、深絞用鋼板を用いて、内部摩擦の振巾依存性が加工によつてどのように変化するかを示したものである。振巾は相対値であるが、第39図と同様に焼純したものは非常にはげしい振巾依存性を示している<sup>77)</sup>。また、加工度とともに、低振巾域の内部摩擦の絶対値が増加して行くが、(6.1) 式から、これは転位ループの平均長さ L

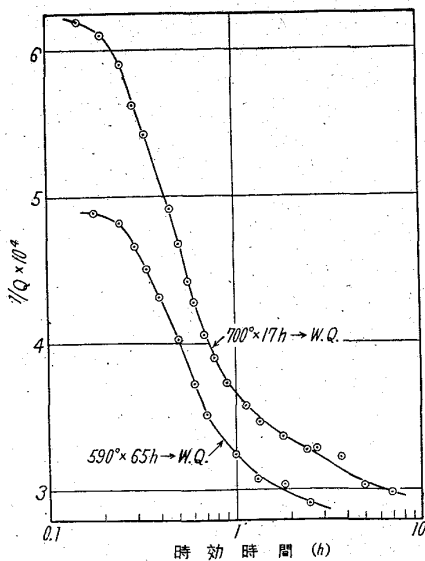
があまり変化しないのに、転位密度の方がはげしく増加するためであろう。このような依存性の研究は、放射線損傷を受けた金属についても行なわれている<sup>79)</sup>。

3. 焼入後の Köster 効果

鋼を高温から焼入れた直後から内部摩擦の時間的変化を測定したデータはあまり見当たらないが<sup>79)</sup>鉄鋼の時効現象をしらべるためにも有効な手段と考えられる。この現象に関与しているものは、i) 時間とともに消滅しつつ転位へ拡散していつて、これを拘束する空孔、ii) 転位へ拡散していつて、これを拘束する固溶原子、iii) 転位上で集まって析出物を作つたり、転位をはなれていく固溶原子が考えられる。もちろん相当量の転位は焼入時に作られるのであろう。第 41, 42 図には湿水素処理したままの armco 鉄と、これに N を添加した Armco 鉄を各温度から焼入れた後の Köster 効果を示している<sup>80)</sup>。



第41図 湿水素処理した armco 鉄の焼入後の Köster 効果 (常温)



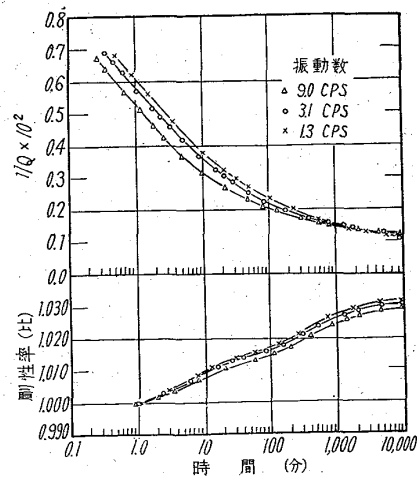
第42図 Nを添加した armco 鉄の焼入後の Köster 効果 (常温)

第 41 図から焼入後の内部摩擦は第 42 図に比べ、時効時間による変化は極めて少なく、且つ、各焼入温度によるちがひも極めて少ない。焼入温度とともに空孔の数は指数関数的に増加する故、焼入温度の高い方が時間的変化は短時間に終り、且つ、変化量も少ないと考えられる。

第 41 図にはこの傾向だけは出ている。Nを添加した試料による第 42 図は、焼入後一度内部摩擦が大きくなってから、減少しており、この減少量は、第 41 図と比較すると非常に大きい。このことは空孔よりも固溶原子による効果の方が大きいこと、また、時効時間に対して極大点が現われることについては、固溶原子の転位上での分布の変化が起らなければならないことを示しているように思われる。

つぎに BEAULIEU 等の結果によると、C: 0.90, Mn: 0.37, Si: 0.18, Ni: 0.07, Cr: 0.06, N: 0.003%の成分の鋼を 925°C から 22°C の水に焼入れた場合の内部摩擦の変化は第43図のようになる<sup>79)</sup>。周波数をかえると加工後の内部摩擦は周波数が大になるとともに、小さくなるのがわかる。内部摩擦は振巾が  $10^{-6} \sim 10^{-4}$  の範囲で測定しており、振巾には依存しない。彼等はこれを変化がより断熱的になるためと説明している。第 44 図には、焼入温度をかえた場合で、焼入温度が低い方が、焼入後の変化が大きい。このことは低温焼入が、より強加工に相当しており、転位密度の増加で説明できる。

このような一定温度に保つた時の内部摩擦の変化は、H添加した鋼で、常温でも観察されることが考えられるが、Hが特に転位に集まり易いことを考えると面白い結果が



第43図 C: 0.9, Mn: 0.37, Si: 0.18の鋼を 925°C から 22°C の水に焼入れたときの Köster 効果、と剛性率の変化。常温時効 (22°C) (C.E. BEAULIEU 外)



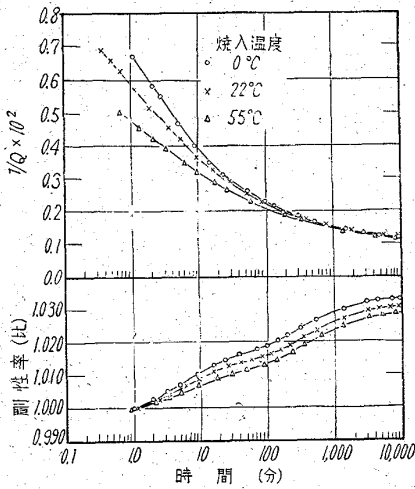
得られそうである。

4. 加工後の Köster 効果

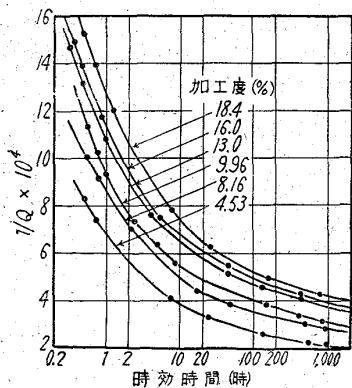
冷間加工材の Köster 効果についてはいくつかの研究が発表されているが<sup>81-83)</sup>、その一例を第 45, 46 図に示す。

第 45 図は、Al キルド鋼、第 46 図は転炉製純鉄による結果である。試料の化学成分を第 3 表に示す。

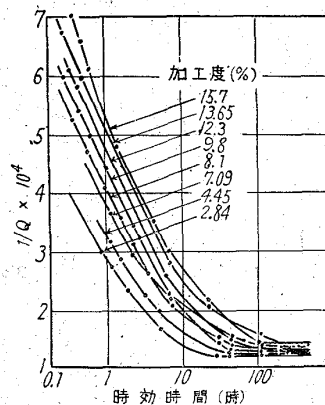
内部摩擦から測定した固溶量は、N と C を合せて、純鉄で  $2.5 \times 10^{-4}$ 、Al キルド鋼で  $1.6 \times 10^{-5}$ % 程度であり、両図を比べると、固溶量が少ない第 45 図の Al キ



第44図 C: 0.9, Mn: 0.37, Si: 0.18の鋼を 925 °C から色々の温度の水に焼入れたときの Köster 効果と剛性率の変化。常温時効 (22°C) (C.E. BEAULIEU 外)



第45図 加工した Al キルド鋼の内部摩擦の時間的变化。時効温度 27°C, 610.c/s



第46図 加工した転炉製の純鉄の内部摩擦の時間的变化。時効温度平均 18°C, 580 c/s

第 3 表 試料の化学成分

	C	Si	Mn	sol. Al	N (sol)	N (AlN)
純鉄	0.016	0.014	0.03	—	0.0048	—
Al キルド鋼	0.055	0.019	0.32	0.06	0.0062	0.0050

ルド鋼の場合は、加工直後の内部摩擦の上昇が著しく、その時間とともに減少する速度は大変ゆっくりしており、1500h 経つてもなおその減少が続いている。一方固溶量の多い第 46 図の純鉄では、加工直後の内部摩擦値もそれほど大きくなく、且つ、時効中の回復も早く約 200 h 以下でほぼ一定値に達する。また両図とも、加工度とともに、加工直後の値が高くなる。このような現象を説明するためには、一応 (6.1) 式にしたがつて、拡散している固溶原子で転位の拘束点が増加して、L が減少すると考えればいいが、固溶原子が少ない場合には、他に空孔などを考えに入れなければいけないし、転位の応力場のおよぶ範囲なども考えてみる必要があるように思われる。

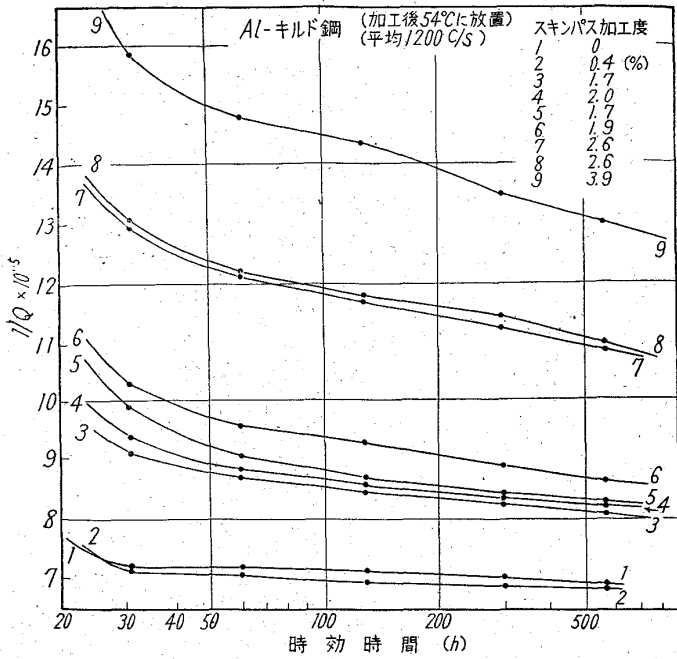
この現象を実用鋼に応用して、スキンプス加工をうけた極軟鋼板の加工後の内部摩擦の変化を追及したのが第 47, 48, 49 図である<sup>84)</sup>。試料の化学成分を第 4 表に示す。

第 47 図の Al キルド鋼は、N, C の固溶量が最も少ないので、第 45 図と同様に、加工直後の値は非常に大きくその後の減少速度は極めて遅く、加工後 54°C に 800 h 保持した後でもまだその変化がつづいており、スキンプスの効果、すなわち、固着した固溶原子の拘束から、転位を開放した効果が 800 h 後でも未だ持続していることを示している。

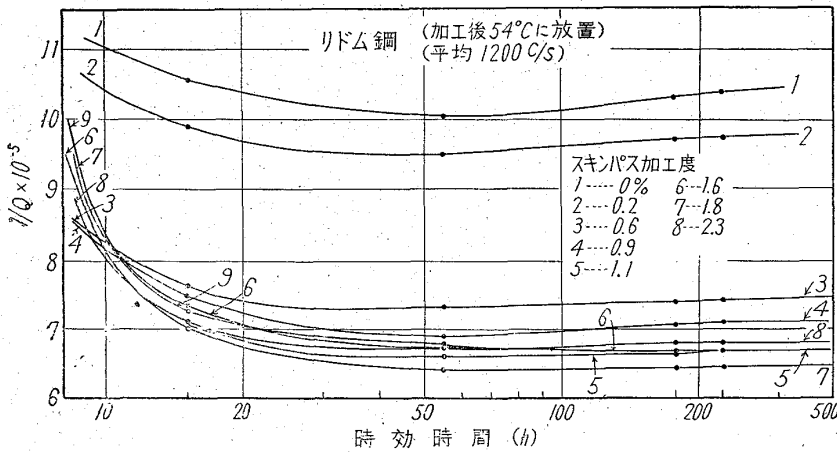
ところが第 48 図のリムド鋼では、50h のうちにすでにこの値は平衡に達し、鋼中に含まれる多量の固溶 N, C 原子により、スキンプス加工により解放または新しく形成された転位線が再び固定されてしまうことがわかる。さらに長時間経過すると逆に、内部摩擦は僅かながら増加する傾向を示す。第 49 図は、スキンプス加工後で 54°C 100 h 保持したときのスキンプス量と、内部摩擦の関係を第 47, 48 図から求めてまとめたものである。リムド鋼では、スキンプス加工度が増すと内部摩擦値が低下し、1% 以上ではほとんど一定になるのに反し、キルド

第 4 表 試料の化学成分

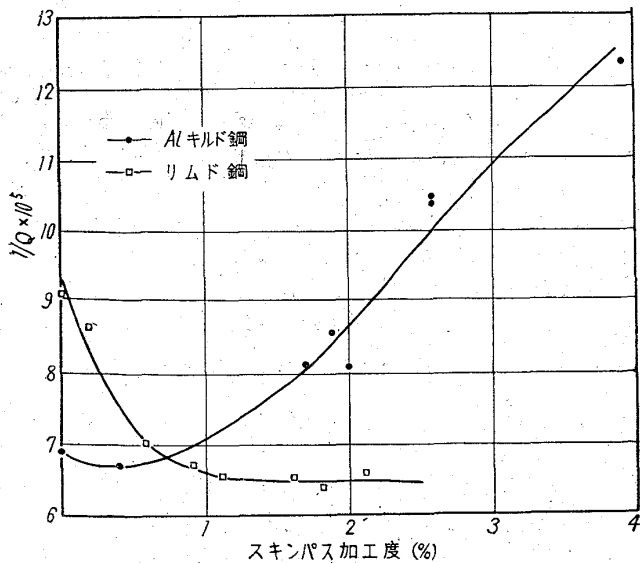
	C	sol. N	N as AlN	Si	Mn	P	S
Al キルド鋼	0.058	0.0075	0.0062	0.013	0.36	0.014	0.012
リムド鋼	0.064	0.0010	—	0.008	0.40	0.014	0.019



第47図 AI キルド鋼のスキんパス後の内部摩擦の変化。



第48図 リムド鋼のスキんパス後の内部摩擦の変化。



第49図 スキンパス加工後 54°C に 100 h 放置したときの加工度と内部摩擦との関係。

鋼では、このような低加工域でも加工度とともに上昇し、リムド鋼とキルド鋼の時効性の相異をはつきり示している。

## VII. 結 び

以上、内部摩擦の鉄鋼研究への応用例についてその概要をのべた。もちろん、この内容を金属全般の物性を対象にした内部摩擦による研究分野に比べると、きわめて限られた範囲にとどまり、今回のべた他にも、今後、開発あるいは体系化されるべき部門がきわめて多いと思われる。しかし、非鉄における研究に遑言及すべき紙数もまた余裕もなかつたので、鉄鋼を対象とした研究の中でも、われわれが特に興味ある現象についてのみ紹介し、また、その機構について未だ充分な理論も確立されていない事象についても、今後の発展が予期されるものは、実用鋼についての実験結果を

出来るだけ紹介することに努めた。この意味から多少とも、同学の諸賢による今後の研究の参考ともなり、また、この分野に於ける研究の一助ともなれば幸いである。

なお、金属に関する内部摩擦による研究の全貌を紹介する意味からこの分野に於ける研究の分類表をつぎの第5表に示す。

## 文 献

- 1) C. ZENER: Elasticity and Anelasticity of Metals (1948)
- 2) A. S. NOWICK: Progress in Metal Physics 4 (1953)
- 3) 橋口隆吉, 他: 転位論の金属学への応用 (1957)
- 4) 田尻惟一, 他: 製鉄研究, 226, 228, 230
- 5) D. H. NILBETT and J. WILKS: Advances in Physics (1960) 9
- 6) P. M. ROBINSON and R. RAWLINGS: Iron and Steel (1958) 3, 65, 97
- 7) J. L. SNOEK: Physica (1939) 6, 591
- 8) J. L. SNOEK: Physica (1941) 8, 711
- 9) D. POLDER: Philips Res. Rep. (1945) 1, 1
- 10) W. R. THOMAS and G. M. LEAK: Phil. Mag. (1954) 45, 656, 986
- 11) C. A. WERT and C. ZENER: Phys. Rev. (1949) 76, 1169
- 12) C. A. WERT: Phys. Rev. (1950) 79, 601
- 13) L. G. WEINER and M. GENSAMER: Acta Met. (1957) 5, 692

第 5 表 金 属 に お け る

分 類	機 構	周波数依存性	振巾依存性	活性化エネルギー (cal/mol)
1. 固溶原子による I.F. i) B.C.C. 格子での Snoek ピーク	固溶原子が、格子の間を応力を受けて移動する時の緩和現象.	ピーク	なし	C, 20,400 N, 18,000 H, 3,000(?)
ii) 歪んだ B.C.C. 格子での Snoek ピーク	固溶原子が、歪んだ格子の間を応力を受けて移動する時の緩和現象(?)	ピーク (巾が広い)	なし	合金元素の種類 歪の量で広く分布 C, N, 28,000~ 45,000
iii) F.C.C. 格子での Snoek ピーク <sup>85)</sup>	空孔のまわりの固溶原子対の応力緩和現象. (?)	ピーク	なし	35,000 (Ni-C)
2. 転位による I.F. i) F.C.C. 格子での Bordoni ピーク <sup>86)~88)</sup>	Peierls のポテンシャルを横切っている転位の kink による応力緩和現象.	ピーク	なし	1,000~2,000
ii) 転位の共振	転位のループが、抵抗力を受けながら共振する現象.	kc/s~mc/s 域では 周波数に比例.	なし	?
iii) 転位のヒステレシス	転位が運動する時、拘束物との相互作用の為に、応力と歪との間に起るヒステレシスによる.	なし	非常に著 じるしい	—
iv) 転位にもとづく高温で 急増する I.F.	転位の運動と熱エネルギーで空孔が作られることにもとづく応力緩和(?)	周波数に反比例.	ほとんど なし	加工度で変化. 50,000
3. 粒界による I.F. i) 粒界の粘性	粒界でのすべり、又は金属原子の自己拡散などにもとづく粘弾性による応力緩和現象.	ピーク (巾が広い)	なし	?
4. 熱的、電氣的、磁氣的原因 による I.F. i) 熱流による I.F.	歪で局部的に発生する熱の流れによる緩和現象.	ピーク	なし	—
ii) 磁気による I.F.	歪で生ずる磁区の移動にもとづく緩和現象.	周波数に比例.	なし	—
iii) 磁気によるヒステレシス	歪による Block の壁の不可逆的運動にもとづくヒステレシス	なし	非常に著 じるしい	—

- 14) W. R. THOMAS and G. M. LEAK: Nature (1953) 176, 29  
 15) 橋口隆吉, 他: J. Phys. Soc. Japan (1954) 9, 646  
 16) A. S. NOWICK: Phys. Rev. 80 (1950) 249, J. appl. Phys. (1954) 25, 1129  
 17) A. GRANATO and K. LÜCKE: J. appl. Phys (1956) 27, 583, 789  
 18) W. KÖSTER: Z. Metallk. (1940) 32, 282  
 19) T. S. KE, P. T. YUNG, and Y. N. WANG: Acta Physica Sinica (1955) 11, 91, Scientia Sinica 4, 263  
 20) T. S. KE: Trans. Met. Soc. Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., (1948) 176, 448  
 21) R. E. MARINGER, E. B. SWETNAM, L. L. MARSH, and G. K. MANNING: NACA (1958) TN 4328

- 22) T. S. KE: J. appl. Phys. (1947) 20, 274  
 23) V. S. POSTNIKOV, and R. S. LEBEDEV: Fiz. Metal. Metalloved: (1959) 7, 410, 8, 95  
 24) C. BOULANGER, and C. CRÜSSARD: Rev. Met. (1956) 53, 715  
 25) S. WEINIG: Rev. Sci. Instr. (1955) 26, 91  
 26) J. C. SWARTZ: Rev. Sci. Instr. (1961) 32, 335  
 27) P. N. SMITH: J. Sci. Instr. (1951) 128, 106  
 28) H. I. FUSFELD: Rev. Sci. Instr. (1950) 21, 612  
 29) J. R. PATTISON: Rev. Sci. Instr. (1954) 25, 490  
 30) D. O. THOMPSON, and F. M. GLASS: Rev. Sci. Instr. (1958) 29, 1034  
 31) J. W. MARX: Rev. Sci. Instr. (1951) 22, 503  
 32) 比企能夫: 金属物理 (1959) 5, 11  
 33) C. WERT: Modern Research Techniques in Physical Metallurgy ASM (1953)

内 部 摩 擦 の 一 覧 表

出現の条件	不純物の影響	有効な研究対象	備 考
普通の B.C.C. 金属. 冷間加工や焼入で格子が歪んでいると現われない. 1c/s で N, C は常温, H は 40°K 附近に現われる. B は C よりわずか高温.	固溶量に比例. 他の置換形原子が入っていれば低下. それによつて, より高温に新しいピークが現われる.	固溶原子の拡散, 溶解度, 析出これによる機械的性質の変化との関連.	—
B.C.C. 金属の冷間加工, 又は焼入時の歪. 1c/s で 180°~250°.	固溶量に比例(?)	マルテンサイト変態又は加工による格子の変化. 焼戻による歪の消滅と固溶原子の析出	機構には諸説あつてその他としては転位と固溶原子の相互作用が有力. 200°ピークとも呼ばれている.
F.C.C. 金属で 1c/s で 240° 附近.	固溶量の 2 乗に比例.	F.C.C. 金属での固溶原子と空孔との相互作用. それらの析出.	—
冷間加工した F.C.C. と H.C.P. 金属だけで加工度は数% で最高. 1c/s で 50°K ~ 200°K	ほとんどなし.	Peierls ポテンシャル. 転位密度.	B.C.C. 金属には現われない. F.C.C. でもステンレスなどには観察されていない.
kc/s 域以上で観察され, 冷間加工で大巾にかわる.	大巾に押えられる.	転位密度, 不純物の量	加工直後, 回復現象は Köster 効果といわれ, 小振巾域で測定する限り, この現象で説明可能
冷間加工, 熱処理で大巾に変わる. 冷却速度の遅いもの程著じるしい.	大巾に押えられる.	転位密度, 不純物の量, 相互作用のエネルギー.	鉄でこの原因の I.F. が急増する歪は $10^{-6}$ ~ $5 \times 10^{-5}$ 程度である.
冷間加工で大巾に変わる. 1c/s で 300° 附近から急増	?	—	機構については他に諸説あつて内部歪を受けて動く転位による応力緩和現象が有力.
粒界に析出する不純物がなく試料の純度がいいこと. 1c/s で 500° 附近.	大巾に押えられる.	粒界の挙動	—
c/s ~ kc/s 域で特に現れ温度に關係なし.	關係なし.	—	—
Curie 点以下の温度で c/s ~ k/s 域	みとめられる.	磁区の構造	—
Curie 点以下の温度で低周波数域	みとめられる.	磁区の構造	珪素鋼極純鉄はこの影響が大きいので他の現象を見る時は, 磁場を加えて, 飽和させておく必要がある.

34) J. W. MARX, et ali.: J. Appl. Phys. (1953) 24, 81  
 35) 干潟 昭: 金属物理 (1956) 3, 213  
 36) R. L. RODERICK, and R. TRUETT: J. Appl. Phys. (1952) 23, 228  
 37) G. LAGERBERG, and A. JOSEFSSON: Acta Met. (1959) 7, 137  
 38) R. RAWLINGS: Acta Met. (1956) 4, 213  
 39) W. WEPNER: Arch. Eisenhüttenw. (1956) 27, 55  
 40) 青木宏一, 他: 第48回金属学会春期大会  
 41) G. LAGERBERG and A. JOSEFSSON: Acta Met. (1955) 3, 236  
 42) H. J. SEEMANN, and W. DICKENSCHIED: Acta Met. (1958) 6, 62  
 43) W. WEPNER: Arch. Eisenhüttenw., (1956) 27, 449  
 44) 青木宏一, 他: 第47回金属学会秋期大会

45) L. J. DIJKSTRA, and R. J. SLADA: Trans Met. Soc., Amer. Inst. Min. Met. & Pet. Eng., (1953) 197, 69  
 46) J. D. FAST and J. L. MEIJERING: Philips Res. Rep. (1953) 6, 1  
 47) F. H. LAXAR, J. W. FRAME, and D. J. BLICKWEDE: Trans. ASM (1961) 53, 683  
 48) L. J. DIJKSTRA: Trans, Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., (1949) 185 252  
 49) V. G. PARANJPE, et ali.: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., (1950) 188, 261  
 50) R. RAWLINGS and D. TAMBINI: J. Iron & Steel Inst. (U.K.) (1956) 189, 302  
 51) E. LINDSTRAND: Acta Met. (1955) 3, 431  
 52) P. STARK, B. L. AVERBACH, and M. COHEN:

- Acta Met. (1958) 6, 149
- 53) D. A. LEAK, W. A. THOMAS, and G. M. LEAK: Acta Met. (1955) 3, 501
- 54) S. N. POLYAKOV, and K. F. STARODUBOV: Fiz. Metal. Metalloved (1958) 6, 1110
- 55) 青木宏一, 他: 八幡製鉄, 技研研究報告
- 56) " " "
- 57) " " "
- 58) " " "
- 59) R. H. DOREMUS: Acta Met. (1957) 5, 392
- 60) C. WERT: J. Appl. Phys. (1949) 20, 943
- 61) C. ZENER: J. Appl. Phys. (1949) 20, 950
- 62) S. HARPER: Phys. Rev. (1951) 83, 709
- 63) F. HAM: J. Appl. Phys. (1959) 30, 915
- 64) W. WEPNER: Acta Met. (1957) 5, 703
- 65) R. H. DOREMUS: Acta Met. (1958) 6, 674
- 66) A. JOSEFSSON and E. KULA: Trans. Met. Soc. Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., (1952) 194, 161
- 67) W. KÖSTER and L. BANGERT: Arch. Eisenhüttenw., (1954) 25, 231
- 68) W. PITSCH and K. LÜCKE: Arch. Eisenhüttenw., (1956) 27, 45
- 69) W. KÖSTER, L. BANGERT and R. HAHN, Eisenhüttenw., (1954) 25, 569
- 70) 堀田一二三, 他: 第48回金属学会春期大会
- 71) E. SCHEIL, E. WACHTEL, and G. GURBAXANI: Arch. Eisenhüttenw., (1959) 30, 497
- 72) K. BUNGARDT et ali.: Arch. Eisenhüttenw. (1956) 27, 715
- 73) 青木宏一, 他: 第47回金属学会秋期大会
- 74) J. S. KÖHLER: The Influence of Dislocations and Impurities on the Damping and the Elastic Constant of Metal Single Crystals. (Imperfections in Nearly Perfect Crystals (1952) )
- 75) K. LÜCKE and A. GRANATO: Internal Friction due to Dislocation (Dislocations and Mechanical Properties of Crystals (1957))
- 76) 三村宏, 他: 八幡製鉄, 東京研究所, 研究報告
- 77) 青木宏一, 他: 日本金属学会誌 (1959) 23, 696
- 78) R. S. BARNES, N. H. HANCOCK, E. C. H. SILK: Phil. Mag. (1958) 3, 519
- 79) C. E. BEAULIEU, A. DUBÉ and G. LETENDRE: (1960) Trans. Met. Soc. Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 558
- 80) 青木宏一, 他: 未発表データ
- 81) 青木宏一, 他: 日本金属学会誌 (1960) 24, 246
- 82) 杉木孝一, 他: 第48回金属学会春期大会
- 83) P. M. ROBINSON and R. RAWLINGS: Phil. Mag. (1959) 4, 938
- 84) 青木宏一, 他: 八幡製鉄 技研, 研究報告
- 85) T. WU, and C. WANG: Scientia Sinica (1958) 7, 1029
- 86) P. G. BORDONI: J. Acoust. Soc. Amer. (1954) 26, 495
- 87) A. SEEGER, H. DONTZ, and F. PFA: Discuss. Faraday Soc. (1957) 23, 19
- 88) D. H. NIBLETT and J. WILKS: Phil. Mag. (1957) 2, 1427