

図 3 降伏強度の比較

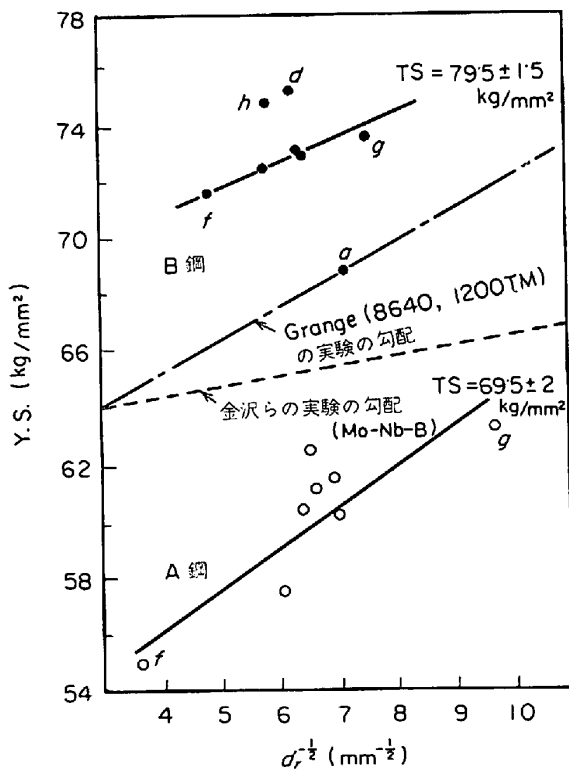


図 4 降伏強度と(オーステナイト結晶粒径)<sup>-1/2</sup>

は微細化するけれども、一方Vの固溶量が減少し、前者によって強度は上昇するけれども、後者によつては(析出量の減少によつて)強度は低下することになる。

図4に降伏強度と  $d_7^{-1/2}$  ( $d_7$  はオーステナイト結晶粒径) の関係を、図5に、遷移温度 ( $vTs$ ) と  $\ln d_7^{-1/2}$  の関係を示す。図4において、A鋼ではほぼ直線関係が

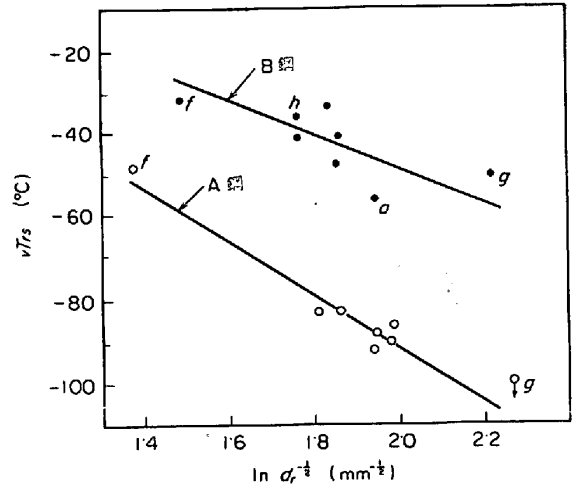


図 5 降伏強度とオーステナイト結晶粒径

成立するが、Vを含む鋼ではこれに比して直線関係はあまり良好でない。特にaの熱処理がはずれるのは、Vのオーステナイト中における固溶の減少がやや著しいゆえであろう。

GRANGE<sup>1)</sup> による AISI 8640 鋼のマルテンサイトの 1200° F 焼もどしのものについての実験結果(勾配だけ)も比較のために示す。さらに、焼入性の小さい鋼(著者らの実験の供試鋼の焼入性は比較的大きいが)の場合には、結晶粒微細化による焼入性の減少が、強度の低下および遷移温度の上昇をもたらす場合もあろう。したがって、これらの総合効果として、結晶粒微細化の効果が現われることになる。

著者らも報告中の図3に関してのべていることであるが、炭化物形成元素でかつ比較的固溶しやすい炭化物をつくる元素を含む鋼を急速加熱によつて細粒化せしめる場合には、固溶の進行と結晶粒成長とのかね合いを考慮しなければならぬことを、私達の実験結果によつて提示したい。

文 献

- 1) R. A. GRANGE: Trans. Amer. Soc. Metals, 59 (1966), p. 26

講演 調質高張力鋼の強度と靱性におよぼす顕微鏡組織因子について\*

住金中研 邦 武 立 郎

【質問】 東北大工 工博 須藤 一

顕微鏡的組織因子といえるかどうかは別として、偏析とそれにもとづく縞状組織、もとのオーステナイトと結晶粒界、粒界における溶質原子の偏析、その他材質の不均一性や異方性、非金属介在物などの諸因子を材料の強度や延性などの値を求める式にどのように入れるべきか(たとえば加算的か相乗的か)について見解をうかがいたい。

(2)式および(3)式右辺第1項の定数は原理的には純鉄の friction stress に一致すべきであり、従来の研究結

\* 鉄と鋼, 56 (1970) 4, S 310~313

果から妥当な値を選び、必ずこの点を通るような関係式を求め、 $(\lambda)$ および $(l)$ の係数を定めるほうが合理的と思うがいかがか。それとも、そんな細かいところを議論してみたところで、もともと実験式と考えるならば無意味かもしれない。しかし、できるだけ基礎的な知識を応用するという立場に立つと、次のような考え方ができると思う。

純鉄の場合、 $l^{-1/2}$ の係数は多くの実験値が2.5前後となる。しかし、(3)式の係数は0.165、 $l$ をmm単位とすれば係数は0.52となり、2.5の約1/5で非常に小さい値となる。

D. H. WARRINGTON (J. Iron Steel Inst., July (1963), p. 610) は800°Cで焼なました50 $\mu$ の結晶粒の純鉄試料を800°C以下の温度でクリープ変形させ、亜結晶粒界を発達させた試料をつくり、亜結晶粒径 $L$ (mm)と降伏応力 $\sigma$ の関係が

$$\sigma = \sigma_0 + kt^{-1/2}$$

で表わされることを示している。この場合の $k$ は約1となるようである。一方針状フェライト粒界は一種の亜粒界とみなせるので、この粒界は多角形粒界とは分離して考えるのはいかかか。そして、多角形粒直径を $l$ 、亜結晶粒直径あるいは針状フェライト直径を $L$ とし、それぞれをmm単位で表わしたときの係数を2.5および1とする。破壊の場合にMATSUDA氏は有効結晶粒径を考えておられるが、焼もどしマルテンサイトの場合は $l$ としてこの有効結晶粒径をとることは意味があると思う。結局(2)式あるいは(3)式に代わるものとして、

$$\sigma_y = 5.3 + 2.5 l^{-1/2} + L^{-1/2} + \alpha \lambda^{-1} + Gb\sqrt{\rho} + \phi_2(C_s)$$

のような半理論式を誘導し、実験結果との妥当性を確かめてみるものである。上式で転位密度の寄与はMcLEANらの結果(W. E. CARRINGTON, K. F. HALE, D. McLEAN: P.R.S., A 259(1960), 203)によるものです、 $\alpha$ は炭化物の粒間距離と降伏点の関係から実験的に求められるし、また理論値を入れてみるのも興味がある。 $\phi_2(C_s)$ に対してはM. GENSAMER (Trans. Amer. Soc. Metals, 36 (1946), p. 30)を使用すればよいと思う。 $\alpha$ についてはOROWANの理論によれば(E. OROWAN: Symp. on Strength of Metals, Inst. Met., (1948), p. 451)次式で与えられる。

$$\Delta\tau = \frac{\mu b}{4\pi} \left(1 + \frac{1}{1-\gamma}\right) \ln\left(\frac{\lambda}{2b}\right) \cdot \frac{2}{\lambda}$$

ここで $\mu$ は剛性率で $8.4 \times 10^3$  kg/mm<sup>2</sup>、 $b$ はバークスベクトルの大きさを $2.48 \text{ \AA}$ 、 $\gamma$ はポアソン比で0.29、 $\Delta\tau$ は降伏応力の増分である。つまり上式は近似的に

$$\Delta\tau \approx 1.2 \times 10^{-2} \lambda^{-1} : \alpha = 1.2 \times 10^{-2}$$

となる。 $\lambda$ をcm単位で表わすと結局 $1.2 \times 10^{-3}$ となり、(2)式の $\lambda$ の係数に近い値になる。

【回答】 偏析とこれにもとづく縞状組織、もとのオーステナイト結晶粒界、粒界における溶質原子の偏析、材質の不均一性や異方性、非金属介在物など、いずれも実用鉄鋼材料の品質の一尺度として用いられるものであるが、これを性質と組織因子の関係式にどのようにとり入れたらよいかという問いに対して、本報では主としてできるだけ均一な組織をとり扱っているため、現在のところ、この困難な問題に関して解決方法をもち合わせてい

ない。しかしこれについて若干見解をのべるならば、諸性質の中で強度、たとえば引張強さは、諸因子の効果の加算とみなしてもほほよいのではなからうか。一方、延性(さらには切欠じん性)は、もつと組織敏感な性質であり、たとえば非金属介在物量によつて大きく左右されることが知られている。本報告においても、シャルピー衝撃試験における延性破壊のエネルギーが、介在物量によつて大きく左右されることを、硫化物系介在物の場合について、図4に示した。偏析や不均一性がいちじるしい場合、巨大な非金属介在物が存在する場合、他の因子とともに加算的な効果を発揮するとは考えがたく、相乗的というか、むしろこれが決定的因子となる場合もあると考えねばならないであろう。

なお、組織の不均一性と機械的性質に関連した研究として、帯状組織と延性に関するもの<sup>2)</sup>、結晶粒の不均一性すなわち混粒と衝撃値の関係<sup>3)</sup>、組織の不均一性に関するものとして、フェライト+パーライト組織に低温変態性成物が混在した場合の強度、靱性<sup>4)</sup>などの報告がある。

単に、実験式を求めるだけではなくて、できるだけ従来の単純系についての実験結果や理論を実験式の中に活用するとか、得られた実験式に対して従来の理論の立場から検討を加えることが大切であるという趣旨に、異論はない。

さて、降伏強度と顕微鏡組織の因子に関して、(2)式は次のように表わされている。

$$\sigma_y = 16.1 + (3.53 \times 10^{-3}) \lambda^{-1} + 0.1717 l^{-1/2}, \text{ kg/mm}^2 (\lambda, l \text{ は cm}) \dots (2)$$

ここで(1)式との関係から、 $\sigma_0 + \xi(\rho) + \phi_1(C_i) + \phi_2(C_s) = 16.1$  kg/mm<sup>2</sup>となる軟鋼についての実験によれば、PETCHの関係式において $\sigma_0 + \phi_1(C_i) \approx 6 \sim 8$  kg/mm<sup>2</sup>となつている<sup>5)</sup>。転位密度による強化は、焼ならしにおいて $\rho = 10^8$  cm<sup>-2</sup>とおけば $9 \sim 19$  kg/mm<sup>2</sup> ( $\rho \approx 5 \times 10^9 \sim 10^{10}$  cm<sup>-2</sup>)となる。供試鋼は、Si, Mn, Ni, Moを少量含有するが、これらの元素の固溶濃度は、フェライトとセメンタイトへの分配に関する平衡状態<sup>6)</sup>に近いものと推定される。低炭素鋼では炭化物相が少ないので、合金元素はほとんどフェライト中に固溶していると考えられ、厳密にはフェライト中の置換型固溶元素による固溶硬化<sup>7)</sup>についても評価することが必要になる。これは数kg/mm<sup>2</sup>程度(供試鋼の場合、多くとも $\sim 6.5$  kg/mm<sup>2</sup>)となる。そうすると、(3)式の $3.8$  kg/mm<sup>2</sup>は明らかに小さすぎる。(2)式の値でさえも少し小さいようにみえるが、 $\lambda + l$ の項に、 $\rho$ 、 $C_i$ 、 $C_s$ の寄与が多少ともオーバーラップしているかもしれないと考えたらそんな不都合な値ではない。なお、SPEICH, WARLIMONT<sup>8)</sup>は、Fe-C二元合金のマルテンサイトの降伏強度を測定し、純鉄マルテンサイト(その転位密度はかなり高いであろう)の降伏強度を、外挿によつて約42 kg/mm<sup>2</sup>としている。

したがつて、 $\lambda$ 、 $l$ 以外による強化の総和を $16.1$  kg/mm<sup>2</sup>として、 $l^{-1/2}$ や $\lambda^{-1}$ の項の係数(それぞれ $k_1$ 、 $k_2$ )を実験的に求めたのが(2)式であるということになる。

ご指摘のように、純鉄についてのPETCHの関係の $k_y$

を用いて、他の強化項の係数を求めることも面白いであろう。PETCH の  $k_y$  を用いる場合には、 $l$  の値として、大傾角結晶粒界に近いという意味で、松田氏の有効結晶粒径のようなものをとるのが適当であろう。焼もどしマルテンサイト組織について、ラスの大きさを用いる場合には、たとえば、WARRINGTON<sup>10)</sup>が、純鉄のサブグレインについて得た値 ( $0.39 \text{ kg/mm}^2 \cdot \text{cm}^{1/2}$ ) を用いるのがよいであろう。なお、本報の  $k_d$  と、純鉄および低炭素マルテンサイトの線引き組織について EMBURYら<sup>11)</sup>の得た値がよく類似していることも、elongated grain (加工による) とラスの形態上の類似性ともあわせて興味深いことに思える。

また、多角形粒と亜結晶粒界の寄与を別々に評価し加算することも、焼もどし時の再結晶進行中の段階に適用すると面白いと思う。しかし、上述の WARRINGTON の多角形サブグレインの場合と、EMBURY らの冷間引抜低炭素マルテンサイトの場合とで、 $k_d$  がほとんど同程度であることも考え合わせると、特に両者の寄与を分けて考える必要はないかもしれない。

一方、炭化物の分散強化について、OROWAN の予測する  $\lambda^{-1}$  の項の係数 ( $10^{-4} \text{ kg/mm}^2 \cdot \text{cm}$  のオーダー) を与えて、その寄与の程度を評価することも面白いであろう。あるいは、(2) の  $\lambda^{-1}$  の項の係数が OROWAN の予測よりも大きいのは、薄膜による直接観察においてしばしばみとめられるように、炭化物の周辺は、転位密度が高いためであるかもしれない。

調質組織、特に比較的低温における焼もどし組織については、転位密度の測定は困難である。固溶硬化、分散強化、結晶粒の微細化による強化を評価し、その和と実測の  $\sigma_y$  との差から、 $\rho$  を推定して、その大きさの程度を検討することも一つのアプローチとなるであろう。

これらの問題は、今後の検討課題としたい。

文 献

- 1) B. I. EDELSON and W. M. BALDWIN, Jr.: Trans. Amer. Soc. Metals, 55(1962), p. 230
- 2) 岩宮ら: 鉄と鋼, 52 (1966) p. 589
- 3) 岡田ら: ibid, 53 (1967) 4, p. 64
- 4) 青木ら: ibid, 53 (1967) 4, p. 97
- 5) 邦武: セミナーテキスト「鉄鋼における変態と析出」日本金属学会, (1968), p. 91~117
- 6) 佐藤, 西沢: 日本金属学会誌, 19(1955), p. 385
- 7) G. E. LACY and M. GENSAMER: Trans. ASM, 32(1944), p. 88
- 8) G. R. SPEICH and H. WARLIMONT: J. Iron Steel Inst., 206(1968), p. 385
- 9) S. MATSUDA et al: Trans. JIM, 9 (1968), p. 343
- 10) D. H. WARRINGTON: J. Iron Steel Inst., 201 (1963), p. 610
- 11) J. D. EMBURY, A. S. KEH and R. M. FISHER: Trans. Met. Soc. AIME, 236 (1966), p. 1252

【コメント】

時効硬化性マルテンサイト鉄合金の強靱性について

東工大精研 工博 田中 実

1. 緒 言 調質高張力鋼の強度と靱性におよぼす顕微鏡組織的因子についての邦武氏の報告に関連して、Fe-Ni-Mn系マルテンサイト組織を時効硬化した場合の強靱性についての実験結果を述べ諸兄のご参考に供したいと思う。

2. 実験結果 図1は、Fe-8%Ni-4%Mn合金にCr, Mo, Cuなどを添加した供試料について、時効硬化処理を施した場合、最高かたさに到達するまでの状態と過時効状態のものとの引張強さと伸びの関係を示したものである。すなわち、同一強度であれば過時効状態のほうが伸びは大きな値となる傾向が認められる。

図2は、Fe-8%Ni-4%Mn系合金および Fe-4%Ni-2%Mn系合金を時効処理した場合の引張強さとシャルピー衝撃値(U型切欠試片, 常温)との関係を示したものである。同一鋼種では引張強さが增大すると衝撃値はかなり急激に減少することが認められるが、その減少の傾向は、各鋼種によつてかなり大幅に相違することに注目すべきであろう。とくに Cr, Mo および少量の C の添加は強靱性の向上に効果的であると認められる。

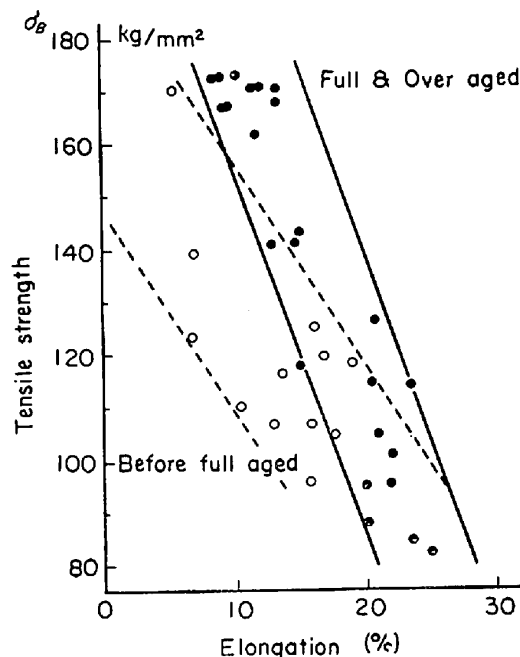


図1 Fe-8%Ni-4%Mn系合金の引張強さと伸びの関係

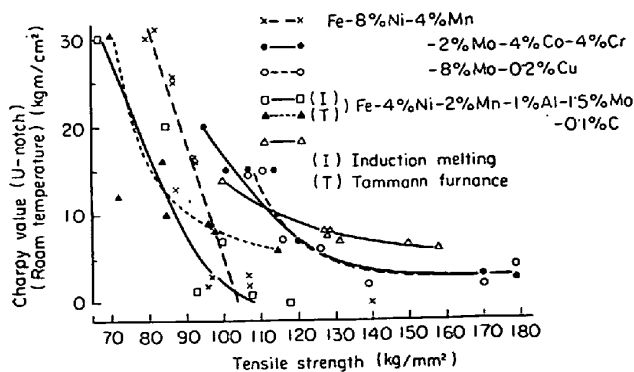


図2 Fe-Ni-Mn系合金の引張強さとシャルピー値の関係

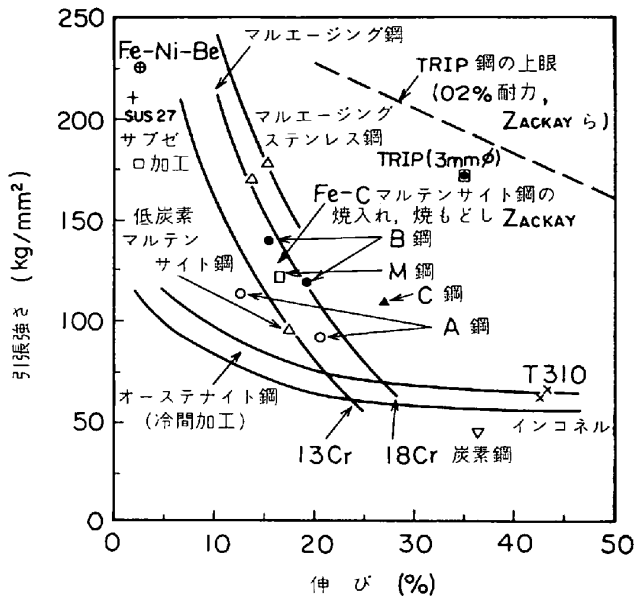


図 3 2, 3 の鉄鋼材料の引張強さと伸びの関係

図 3 は、従来報告されている多くの鋼材の引張強さと伸びを表示したもので、図中 A は Fe-8%Ni-4%Mn 系合金に Cr, Mo, Co を添加したもの、B は Fe-4%Ni-2%Mn 系合金に Cr, Mo, C を添加したもの、C は Fe-12%Ni-6%Mn 合金、M は 4340 鋼である。周知のように TRIP 鋼は強靱鋼として特異の性質を示すが、他の鋼種の中では時効硬化性マルテンサイト鉄合金の強靱性はかなり優れたものといえよう。

3. 結論 鋼の強靱性は、(1) 降伏現象、(2) 亀裂の発生および (3) 亀裂の伝播に分けて考察すべきである。

降伏強度については、N. J. PETCH, H. CONRAD などによる実験式が、ある程度金属組織と関連せしめて解釈される。また亀裂の伝播については、G. R. IRWIN による破壊靱性の考え方により金属組織との関連性が研究されつつある。しかし破壊靱性の測定はかなりの困難が付随し、実験的にも種々制約をうける。結局現在のところ A. H. COTTRELL が提案した

$$(\sigma_i d^{1/2} + k_y) k_y = \beta \mu \gamma$$

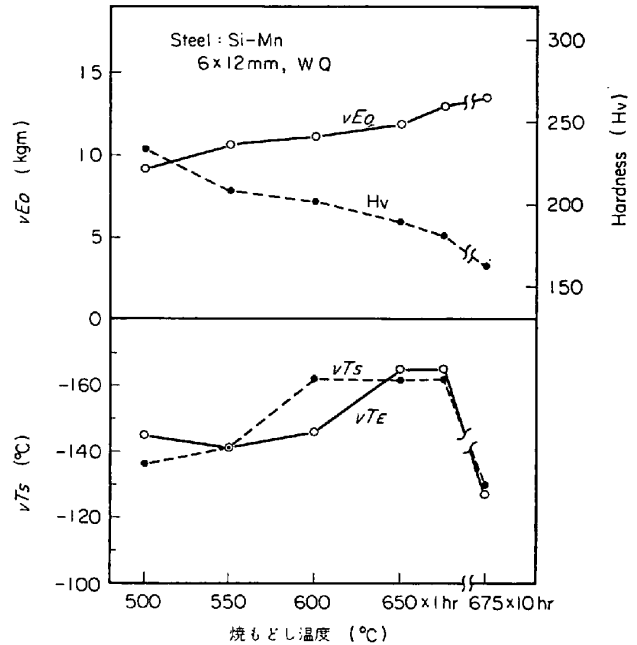
が一つのクライテリオンになると考えられる。ここに  $\sigma_i$  は摩擦応力、 $d$  は結晶粒の大きさ、 $k_y$  は PETCH の実験式の固着応力の係数、 $\mu$  は剛性率、 $\gamma$  は亀裂の表面エネルギー、 $\beta$  は定数である。しかしこの式においても  $\gamma$  および  $k_y$  と金属組織との関連性を解明することが今後の課題であろう。

これまでのわれわれの実験結果から推論すると、「均質な金属組織の内部に微細な析出物が非整合に均一に分散した状態が最も強靱であろう」と認められる。

【回答】

田中氏が指摘されるとおり、靱脆遷移に関する CoTTRELL のクライテリオン<sup>12)</sup>は、広義の顕微鏡組織的な因子と靱性の関連を追求するに際して、一つのよりどころとなることは確かであろう。最近、これを用いて実験結果を考察している論文がある。しかし、たとえば、アルミキルド鋼とセミキルド鋼の靱性の差を説明するのに

これを  $k_y$  に求めたもの<sup>13)</sup>や、表面エネルギー  $\gamma$  に求めたもの<sup>14)</sup>と、結果は一致していない。今後一層、実験的な検討が進められる必要がある。一つの困難は、 $\gamma$  に関して、その実験的な決定が容易でなく、ほとんど実測値が得られていないことである。



付図 1 焼もどし温度によるシャルピー衝撃値および遷移温度の変化

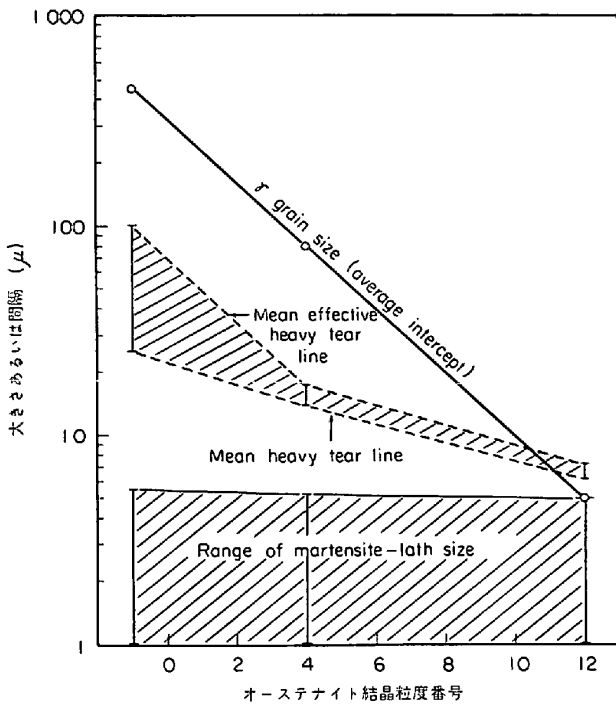
著者の実験においても、強度と靱性の最上の組み合わせは、マルテンサイトを 600~650°C で焼もどした組織において得られる(鉄と鋼, 56 (1970) 4, S 312 および付図 1 参照)ことは、田中氏の推論「均質な金属組織の内部に微細な析出物が非整合に均一に分散した状態が最も強靱であろう」に一致するものと考えられる。

文 献

- 12) N. S. STOLOFF in "Fracture-An Advanced Treatise, Vol. VII", H. LIEBOWITZ ed., (1969)
- 13) G. BIRKBECK: J. Iron Steel Inst., 206 (1968) p. 909
- 14) W. JOLLEY and E. H. KOTTICAMP: Trans. Amer. Soc. Metals, 59 (1966), p. 439

【質問】 新日鉄東研 松田昭一

著者によるとフェライト結晶粒が破面遷移温度を決める要因の一つになっていることが指摘されており、われわれも同様に考えている。ところでフェライト結晶粒に対する定義が基本的に異なる。本報告によると焼もどしマルテンサイトまたは焼もどしベイナイトの微視組織の中に観察される 1 枚の acicular grain をフェライト粒と定義されている。当研究所においてそのような組織の脆性破面を観察してみると、劈開破面は平行に並んだ acicular grain の束を直線的に走っている。このような破面になる一つの可能な説明として acicular grain の束がほぼ単結晶に近いということが考えられ、事実薄膜による電子回折の結果を解析してみるとその通りになっている。それゆえ、1 枚の acicular grain の幅ではなく acicular grain の束の幅が破壊に対して有効に働くと



付図 2 オーステナイト結晶粒、破壊の有効結晶粒ラスの大きさの相互関係 (MATSUDA ら<sup>9)15)</sup>のデータによる)

解釈され、これをフェライト粒(有効結晶粒)と定義している。以上の点についてご意見をうかがいたい。

Ni-Cr-Mo 鋼における Ni の効果の一つとしてオーステナイト結晶粒の微細化をあげておられるが、これはどういう意味か。

【回答】

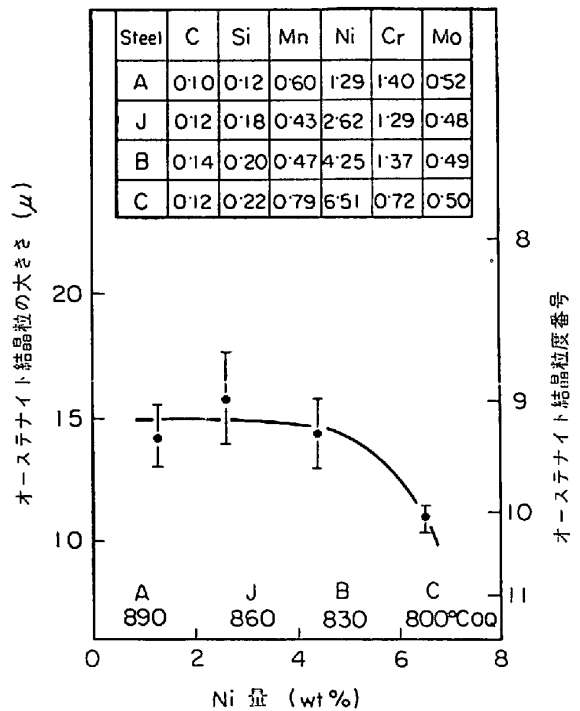
本報告の実験データについて、破面遷移温度 ( $T_s$ ) と顕微鏡組織的な諸因子の関係を求めるため、強度の場合と同様の解析をこころみた。その結果、強度の場合とは異なつて、寄与率の高い結果は得られなかつたが、オーステナイト結晶粒の大きさがもつとも有効であつた。すなわち、

$$T_s(°C) = 32 - 8.44 \cdot d_r^{-1/2} \text{ } (1°C) \text{ (寄与率34\%)}$$

ここで  $d_r$  はオーステナイト結晶粒径 (cm) である。

このように  $T_s$  がオーステナイト結晶粒の大きさによつて強く影響されることは、すでに多くの場合に観察されているように確かなことである。

松田氏らの有効結晶粒<sup>9)15)</sup>の大きさは、付図 2 に示すように (付図 2 は、オーステナイト結晶粒の大きさ、有効結晶粒の大きさ、ラスの大きさの 3 者の相対的な大きさの比較を示すために掲げた)、オーステナイト結晶粒の大きさと関係しており、遷移温度のオーステナイト粒



付図 3 オーステナイト結晶粒の大きさの Ni 量による変化 (Ni-Cr-Mo 鋼)

度依存を説明することに成功している。したがつて、ご意見のように遷移温度に関して、破面の一単位をなすラスの一群の大きさを、個々のラスの大きさの代わりに用いたほうがよいであろう。

著者の属する研究所においても、最近、破面の方位エッチピット法および走査型顕微鏡観察によつて、破面と顕微鏡組織を直接対応させて観察することを行なつている<sup>16)</sup>。松田氏らの研究を契機として、破壊の有効結晶粒の検討、特にその顕微鏡組織との関連が明らかにされてゆくことが望ましいと考えている。

Ni-Cr-Mo 鋼における Ni の効果の一つとして、オーステナイト結晶粒の微細化現象がある。付図 3 は、これを示したものである。なお、Ni による結晶粒の微細化は、門間氏<sup>17)</sup>らによつても報告されている。

文 献

- 15) 八幡製鉄東京研究所: 鉄鋼基礎共研「強度と靱性部会」資料 (S. 44. 4. 21)
- 16) 寺崎: 機械学会フラクトグラフィー分科会資料 (S. 45. 2. 26)  
寺崎, 大谷, 鉄と鋼, 56 (1970), S 169
- 17) 門間, 須藤, 菊山: 日本金属学会誌, 31 (1967), p. 758