金属材料の構造・組織とその工学的性質（延性・靱性）

荒 木 透*

1. 緒 言

金属材料を工学的研究の対象物としてとらえたとき、これを学問的に如何に扱うか、また研究の成果を工業実用面に如何に役立たせるかということについては多様な意見と見解がある。

材料の性質は物質の基本的な構造に由来している。たとえば、物性論に傾いた材料科学のアプローチは材料の性質を究めようとする基礎的研究的手法としては欠かさないものである。しかし、一般的に工業に用いられている材料そのものはその構造と成分において非常に多くの変動要因と不均質性を含んだものであり、その製造履歴や技術的因子に性質が大きく左右される高次の複雑性を持っている。従って純粋な学理的論理のみで取扱える範囲は極めて限られている。

材料の性質に関する要因を究め、新しい材質を開発しようとする目的に役立つような研究を行なうには、基礎的な材料科学からさらに経験的知識を盛り込んだ実学の金属材料工学、さらに関連する各分野の工学の知識を幅広く取込んでゆくことが必要と考えられる。

また材料研究者は、材料を使用し、新しい技術を開発する側の分野の工学研究者、設計者の領域にもあるていど入り込んで知識を吸収し、ニーズを適確に把握しなければならない。

材料研究に対する前書きはさておき、金属材料の工学的性質に対する要請に応じて、材料としての性質を改良しまたは新しい材料を開発する足がかりを得るためには、第一歩として金属の組織・構造とその性質との相関を適確に把むことが必要である。以下、金属材料の強度と延性、靱性の問題を中心とし、それを要求される工学的材料の若干の例をあげて、金属の微視的強化機構の解釈と適用性に関連した知識の現状とその問題点について考察したい。

2. 金属の微視的強化機構と延性、靱性

(1) 金属の強度と延・靱性

* 金属材料技術研究所所長
Relation of Constitution and Structure of Metallic Material to its Engineering Properties (Ductility and Toughness);
Toru Araki (National Research Institute for Metals, Tokyo)
1977年6月22日受理

金属の強さはまず工学的に「弾性限」ないし「降伏強さ」のような塑性変形を開始させるに必要な応力、ならびに、あるていど塑性変形して強化された後外力に対して耐えられる最大の引張応力を示す「引張強さ」で表わされる。またこれらにスライドする簡易測定量として「硬さ」がある。これらの「静的な強さ」と微視的組織との間には比較的理解しやすい関係があり、微視的強化機構による説明も曲りなりにある限度まで有効に行なうことができる。

一方、同様に工学的に重要な特性である「延性と靱性」については一般に強度とは相反する性質であると認められている。これらは安全工学上、材料の破壊現象と直結したものとして重要な特性であるが、現象の微視的・巨視的のひろがりからみた変化が複雑であるために、微視的強化機構とのつながりを第1原理的に解き明かすことは極めて困難である。延性・靱性の定義そのものも工学の応用分野によって若干異なって用いられるなど、取り扱いの難しい問題である。

たとえば、「延性」(ductility)は脆性(brittleness)と対比する言葉であると同時に材料の加工性とも直結した量として考えられ、引張り試験における均一伸び(δ_u)で代表され、また加工硬化指数($n = d \log \sigma / d \log \epsilon$)に関連するが、さらに一般的には全伸び(δ_t 、破断伸び)も用いられる。さらに定義を拡げて、絞り(ϕ)も一応延性として扱われる。

「靱性」(toughness)はさらに多面的である⁽¹⁾⁽²⁾。元来外力に耐えて破壊に対して抵抗する性質という意味であり、材料の安全性に直結する有用な性質を表わしている。延性を示す範囲では材料の強さの因子と同時に伸び、絞りにより変形に費すエネルギー量の大きさが靱性を代表する。さらにまた、衝撃的な変形(速いひずみ速度 $\dot{\epsilon}$)や応力集中(切欠きや多軸引張応力)がある場合にも、これに耐えて延性的に振舞う材料の特性を表わす試験値が必要である。一般には切欠き衝撃破壊エネルギー値(Charpy値、とくにshelf energy値)、さらに温度の低下による延性-脆性破壊様式の遷移温度(vT_{rs})等が対応する。さらに、また材料にすでに重要な欠陥きれつがある場合、応力に対してきれつが伝ばして破壊に至る臨界条件で安全性を計ることが破壊靱性値(K_{Ic} 、 J 積分

値), COD 等の破壊力学的数値によって行なわれる. これらは高強度鋼の場合などの靱性評価として重要である.

本稿では, 一応現状の知識によって金属材料の強度が微視的組織・構造上の「強化機構」によってどの程度まで説明されるかということについて概括しながら, その機構別にみた強化組織が延・靱性にどう影響するかという事からの解釈について考察したい.

(2) 微視組織の強化機構と靱・延性

(i) 強化機構の素分類

金属組織を構成する各相の強化機構ならびに比較的基本的な相の混成の状態について, 最も簡単には, 強化機構をつぎの4つに分類することができる.

(A): 固溶強化, (B): 転位強化, (C): 粒界強化,
(D): 分散強化

bcc の鉄(フェライト)を例にとってみると, 焼鈍された単結晶の純鉄の降伏強さは大ざっぱにいて 30 MPa のオーダーのものであるが, 実用極軟鋼では, C, Mn, N 等による固溶強化(A)と多結晶の粒度に依存した粒界強化(C)が加わり, さらに若干の転位密度の上昇(B)が加わって 100~200 MPa の降伏強さをもったものになる. 炭化物, 窒化物等の析出分散(D)がさらに加われば 200 MPa を越す実用軟鋼の降伏強さに到達することになる.

以上の議論は非常に粗い分類によっており, それぞれの強化の内容をよくみると, さらにミクロ的な構造について細分しなければ多様な挙動を示す延・靱性との対応を見出すことはできない.

(ii) 構造別強化機構の内容

上記の分類をさらにつぎのような機構に別けて吟味することとする.

(A) 固溶強化(solution strengthening)

固溶体における強化の基本は結晶格子中の1種の「点欠陥」によるものと考えられ, つぎの2種類に別けられる.

(A₁) 置換型固溶の場合(substitutional solid solution)

母相金属格子の金属原子間の結合と類似の結合を持ち得る溶質原子は比較的多く置換型に固溶し得る. 原子直径効果(寸法因子)ならびに外殻電子構造と結合様式に由来する電気的効果(転位の移動抵抗に関する力学的な結果を剛性率因子としても評価される⁽⁶⁾)によって結晶格子への溶質原子の影響の大きさが評価され, 概略の強化への寄与ならびに固溶限度を予想することができる.

たとえば, α -Fe に対する Co は常温において数 10% まで固溶し得るが, 強化への寄与は数%においても殆ん

ど無視し得る位である^{(3)~(5)}. さらに Cr, V 等も数 at% の固溶による強化量は極めて少ないが, これらには C, N 等との親和力が大で侵入型固溶(A₂)による C, N の影響を相殺するための結果が大きく含まれている. 時には固溶軟化現象もみられる.

一方, *fcc* 安定型金属元素の Ni, Cu, Mn や, *bcc* ではあるが寸法因子の大きい Mo, W, Ti などは緩かな置換型固溶強化元素として扱える. 非金属の元素としては, Si は比較的強い効果をもち, さらに寸法因子, 化学的効果の大きい P, As, Be などは強い効果を示す.

固溶量(C_S in at%)と多結晶体のマクロの降伏応力への強化量($\Delta\sigma_y$)との間には単一の転位モデルで示されるような簡単な関係はないが, 概略的につぎのようにして代表されよう.

$$\Delta\sigma_y = K_S [C_S]^n \quad (1)$$

K_S はおもに置換型固溶元素の性状に依存し, 格子系, 剛性率, 寸法因子, 化学的効果にスライドする量であるが, 固溶濃度に対しては一応定数と考える. しかし侵入型固溶原子との相互作用や固溶体相格子の規則化傾向などの現象が加わると複雑な関数となる. n は粗い近似として 0.5 ないし 1.0 程度の指数として扱えるが, C_S の広い範囲では必ずしも定数ではない. しかし狭い濃度範囲で固溶元素の種類を限ればある程度適用される.

(A₂) 侵入型固溶の場合(interstitial—)

侵入型固溶の形態は母相金属に対し原子直径の小さい溶質原子の場合に存在し, たとえば Fe の場合 H, C, N 等が典型的であるが, B は置換型固溶との共存状態としても考えられている. 何れにせよ侵入型は一般に格子歪みへの寄与が大きく固溶強化の効果は大きい反面, 少ない固溶限を有することとなる.

また, 同時に前述のように共存する置換型固溶原子との相互作用は重要である⁽³⁾. またさらに転位との相互作用が大きい(Cottrell effect).

このようなそれぞれの場合に対して, 前述の式(1)の表現を借りれば C_i の低い値に対し K_i の高い値が対応し, 次式となる.

$$\Delta\sigma_y = K_i [C_i]^n \quad (2)$$

指数 n は, (A₂) $\times$ (A₁), (A₂) $\times$ (B) など他の強化機構との相互作用の著しい場合に応じて, 0.33~2.0 のように広い範囲の数値が観察されている⁽³⁾⁽⁴⁾⁽⁶⁾.むしろ, C_i および他の条件に応じて強化の濃度依存性はかなり大きく変化するものと表現してよいであろう.

(B) 転位強化(dislocation strengthening)

1 μ m 径程度の金属ホイスカがほぼ無欠陥の単結晶であるとき理論強度を示すことは実験的にも確かめられているが, 通常のパルクの材料の強度は焼鈍された状態でなおかなりの格子欠陥(転位)を含み低い降伏応力を示

す。これを塑性加工、熱処理などにより転位密度を向上(たとえば $10^8 \rightarrow 10^9 \sim 10^{12}/\text{cm}^2$)させると密接化した転位間の力学的相互作用によって弾性限ないし降伏応力の向上がみられる。

この機構は母相結晶内の線状(1次元的)格子欠陥の存在密度増による強化機構であるが、転位の存在状態によってつぎのように別けて考えることができる。

(B₁) 均質転位分布による場合(homogeneous distribution)

転位の比較的均一な分布がみられるときは、転位密度 ρ と流動応力の増分 $\Delta\sigma_f$ との間には理論的には、

$$\Delta\sigma_p = \alpha \mu b \rho^{1/2} \quad (3)$$

のような関係が予想され、実用鉄材料などの例でも降伏応力の母相の転位密度依存度の指数はほぼ $1/2$ に近い値で満足されることがある。しかし、実用的には定性的な ρ の向上による $\Delta\sigma$ の向上ということはいえても、延性と関係ある転位の易動度に変化を伴っていることが多いので、単純な数式化は当然困難であろう。(A), (C), (D) など他の強化機構との複合強化機構が現実の場合に多く、この間の相互作用を解析しなければ定量的な議論にはならない。

現実には均質な転位分布のままで、単独に(B₁)のみの機構で解析し得る場合は比較的転位密度の低い($<10^9/\text{cm}^2$)場合に限られよう。しかし(A), (B₂), (D)との複合機構において(たとえばマルテンサイト鋼、ピアノ線等の組織)は、他の機構との相互作用が複合して作用し、高い密度($\rho \rightarrow 10^{11} \sim 10^{12}/\text{cm}^2$)と高い強度が得られその工学的意義は大きい。

(B₂) 不均質転位分布の場合(inhomogeneous—)

(B₁)の場合に比べて極めて不均質に分布する場合で、典型的には冷間加工組織や繰返しひずみによる疲れ損傷組織にみられるセル構造がある。この場合の強度はセル壁の密度と構造が強度を決めるようになり、全体の平均密度を考えることは意義が少ない。この場合も延・靱性との係わりはセル壁の性状によって大きく支配されることは後述のとおりである。

ここでは、セルの微細化(セル寸法の減少)とともに強度は向上するという半定量的議論がむしろ有用であろう。典型的セル構造を形成した場合には次の(C₂)機構とその意味で同一の機構と考えることができる。

(C) 粒界強化(grain boundary strengthening)

この機構は「粒界」という面的(2次元的)欠陥によって仕切られた方位の異なる結晶粒の集まりより成る多結晶体の強化機構として考える。ある結晶粒中のすべり変形が粒界を越えて方位の異なる隣接粒の転位を動かして伝ばするに必要な附加応力($\Delta\sigma_g$)と強化量を見ると、

強化は粒の大きさ、粒の方位差、粒界の強さなどに依存することになる。

第1のパラメータとしては、平均粒径(d)をもって評価することが行なわれるが、粒界の性質の差によってつぎのように分類して考えることができる。

(C₁) 大傾角粒界の場合(high angle boundary)

典型的な大傾角粒界によって形成された多結晶の金属の場合、粒度(grain size)の微細化によって降伏応力 σ_y ないし流動応力 σ_f は粒径のほぼ $-1/2$ 乗にスライドして強化されることは、実用材においてもよく認められている。たとえば Hall Petch 式により、

$$\sigma_y = \sigma_0 + \Delta\sigma_g = \sigma_0 + K_y d^{-1/2} \quad (4)$$

降伏強度の粒径依存性 K_y はこの場合粒界の欠陥としての強さ(形成エネルギー)に依存しており、 αFe の場合、C, N, B などの粒界偏析や転位固着が充分行なわれている場合のデータによると、約 $2.2\text{ kgf/mm}^{3/2}$ のあまり温度に依存しない最大値を示す。

この場合の粒界強化量 $\Delta\sigma_g$ に関連して、降伏あるいは変形流動に際して分布する転位密度は、粒径の微細なほど上昇することが観察される⁽⁷⁾。この場合は、(B₁) $\times$ (A₂)の複合転位密度強化の寄与⁽⁷⁾⁽⁸⁾がみられるという見方もできる。

(C₂) 低傾角粒界の場合(low angle boundary)

各種の低傾角粒界でかこまれた亜粒またはセル構造の場合は、粒径をパラメータとして考えた粒界の強度に対する寄与は一般に少ない。式(4)に準じた強化量 $\Delta\sigma_g' = K' \cdot d^{-n}$ で考えると、 n はほぼ $1/2$ で適合する場合が多いが、 K' は粒界の構造に応じて K_y より低い各段の値をとる。

(D) 分散強化(dispersion strengthening)

立体的(3次元的)拡がりをもつ異相粒子の分散によって生じる強化機構としては、微粒のクラスタ析出分散から、比較的大粒の粒子混合分散まで各段階のものがあ、機構的にはかなり異なったものがある。大別すればつぎの2種類に分けることができよう。

(D₁) 整合粒子の分散(coherent particle dispersion—)

過飽和固溶体中の2相分離、あるいはゾーン形成のような初期の析出過程から $100\text{ \AA}$ の大きさの析出物に至るまで、格子整合があり界面で連絡している場合の分散粒子は、まず第一義的には母格子中に弾性的ひずみを与えて強化に寄与する。簡略に考えると、(A)の固溶機構と同様な式において、強度増 $\Delta\sigma$ は分散粒子の容量比 c の n 乗に比例し(n は大略1)、比例常数 K は整合ひずみ(mismatch: ϵ)、母相および粒子の剛性率(μ, μ')にスライドするものとして解釈することができる。

しかし、降伏・流動応力を考えるとき、整合の粒子(ないしクラスタ)は、弾性ひずみ場を乗り越える外力に

よって転位に切込まれてせん断されることになる。この過程を含めて考えると、せん断された粒子の断面を新しく生成した界面のエネルギーの増加分(ΔE)に相当して作用した転位の抵抗は強度増分 $\Delta\sigma$ に当たるはずである。この粒子の径には ΔE や μ' に依存した或る臨界の大きさ(D_c)が存在する⁽⁹⁾。

ここで重要なことは、降伏応力に達するまでに多くの粒子がせん断される場合、せん断面を含む特定の迂回面に転位の移動が集中しやすいという考え方が指摘されており⁽³⁾、ある特定の種類の粒子の臨界直径(D_c)以下のものが分散して強化する場合と、 D_c 以上の径の場合では強化機構および後述のように延性において、区別して考えなければならない。

(D₂) 非整合粒子の分散 (incoherent particle dispersion——)

分散粒子の大部分が界面の整合性を失った場合、転位の移動は粒子をう回してあとに転位輪を残すという Orowan のモデルの適合することが知られている。実験的事実的にも強度増分を表す次式の n が 1 に近い場合がよく報告されている。

$$\Delta\sigma_d = K_d \cdot \lambda^{-n} \quad (5)$$

ここに λ は粒子間の間隔・定数 K_d は μb ならびに粒子分布の均一度に依存すると考えられる。

半整合的粒子による分散の場合も、粒子のせん断条件が充されぬ限り、以上の場合に準じて扱うことができよう。

(iii) 各強化組織の延・靱性

上述した金属の組織構造の基本的強化機構に加えて、延性さらに靱性のような構造感受性の高い性質に対しては、光学顕微鏡的なオーダの金属組織の不均質性も重要性を持ってくる。すなわち微視的偏析構造や複合組織、各種非金属介在物の分布、マイクロき裂、照射等によるボイドの存在などである。これらの影響については別の機会に譲りここでは、前記(A)～(D)の基本的強化機構の組織について延・靱性の様子を考察してみよう。

(A) 固溶強化組織の延・靱性

固溶強化のみが純粋に作用したときの伸び、絞り値は、一般に強化に逆相関して単調に低下する。しかし溶質原子は母相格子の転位挙動(交差迂回、拡張など)、双晶の発生しやすさ、長範囲、短範囲の規則化傾向、さらにはマイクロき裂先端の表面エネルギーなどの諸因子に影響を及ぼし、この様相に差があるため合金元素によって延・靱性に大きな差が生じる。

一般に置換型固溶元素による(A₁)は緩やかな延性の低下を伴うが、積層欠陥エネルギー(SEF)の低下や規則化傾向の著しい合金元素は延性、靱性の低下も著しい傾向がある。

とくに低温脆性に関して、合金元素の影響は Fe bcc

合金についてよく調べられている。多い含量の場合、Si, Al などは低温での交差すべりを困難にし脆性をもたらす。P, As などは強い強化の反作用という以外に、ミクロ的偏析、粒界偏析、転位配列の変化などの作用がともに靱性の低下に働く。Mn が多く含まれる場合、(A₁) × (B) の強いマルテンサイトの場合に脆性があり、特に粒界脆化がみられる理由は合金元素の粒界偏析とも関係するとみられる⁽¹⁰⁾。

一方鉄の延性は少量の Si, P, Mn の合金固溶により加工硬化挙動を増す効果によって、均一伸び(δ_u)の改善がみられる⁽¹¹⁾。しかし絞りや靱性については他の負要因が働き一般に低下する。

延性、靱性の両面から固溶強化とともに、好ましい影響を与える合金元素として、bcc の Fe に対する Ni が挙げられる。Leslie は bcc Fe 結晶格子の凝集エネルギーを増加する元素として Ni, Pt, Pd などの延性向上を説明している⁽¹²⁾。低温の延性、靱性の向上は、これら Ni などの固溶によって転位の交差すべりが容易となる現象との関連が深いと考えられる⁽¹³⁾。

照射によって生ずる点欠陥(空孔、侵入原子)またはそのクラスタの場合、強い延性の低下がみられるが、さらに侵入型合金元素との相互作用が大きく、延性低下が著しいことが知られている。

一般に固溶強化作用の著しい(A₂)の侵入型固溶強化の場合、延性低下は著しいが、さらに時効による(A₂) × (B)の硬化、さらに(D₁)の微細析出があるとこれが助長される。Fe 中の N が低温脆性に果す役割などはその一例である。

(B) 転位強化組織の延・靱性

転位密度が上昇するにつれて強化される場合延性は一般に強く低下する。冷間加工された組織のように塑性変形の余裕を失って転位が固着されてゆく状態では、延性ならびに靱性は強化とともに著しく低下する。一方、Ti などによって侵入型固溶元素が固定されたマルエージ鋼の焼入れ組織の場合、変態によって発生した高密度の転位による強化組織(B₁)はあるていど転位が易動度を持ち δ_t や ϕ (絞り) で評価した延性は高い。しかし時効によって転位が固着され、(A₁) × (B₁) さらに(D₁) × (B₂) の複合的機構になる段階では強度の上昇とともに延・靱性の低下が著しい。

(C) 粒界強化組織の延・靱性

粒界強化(C₁)によって、延性は一般にあまり大きな影響をうけないが、靱性、とくに低温脆性は強化とともに著しく改善される。このため、粒度の微細化は工学的な強化手段としては最も優れた方法として利用される。

Petch 等により、延・脆性遷移温度 T_e は、 $A-B \cdot d^{-1/2}$ の形の粒径依存性を持つことが示され、強度増分 $\Delta\sigma_g = K_y \cdot d^{-1/2}$ が増加するとともに遷移温度が低下する

ことが説明されており、このことは多くの事実と合致している。

母相格子が高い転位密度(B_1)により強く強化された Fe 系マルテンサイト相などの場合は、旧オーステナイト粒径は(C_1)の強化効果はほとんど無いがシャルビ遷移温度を下げる。しかし破壊靱性値には異なった影響を与える。マルテンサイトのラス境界のような低エネルギー粒界の(B_2)は強化の機構にも関与しないし、延・靱性との係わりも無視でき、より方位差の大きい境界が靱性に関係する。

加工熱処理による鋼の強化組織には各種の複合的強化機構が利用されている。オースフォームした鋼組織では、準安定オーステナイトの加工によって生じたセル構造が微細炭化物によって釘付けされ変態を通じてマルテンサイトまで残留する⁽¹⁴⁾。これによって(B_2 , C_2)の強化機構が(B_1)×(D_1)の強化組織に重畳して、高い付加強度を得て延・靱性の低下がないことが説明される。

動的回復によって得られるセル構造の強化組織は、制御圧延(controlled rolling)や温間加工などによって得られるが、この(B_2 , C_2)による強度増は靱性を損になわない場合が多い。この場合セル(亜粒)の方位分布が比較的ランダムで隣り合う亜粒間の傾角の大きい場合強化が大きい上に、低温のへき開き裂の伝ばに対しても抵抗を与え靱性(遷移特性)の優れた特性が得られやすい。また、加工によって生じた集合組織と強度、靱性の方向性の間にも関連があるが、マクロ的にみた集合組織とミクロ的にみたそれぞれの亜粒の隣り合わせの方位とでは、靱性に対する寄与が大きく異なる点に注意する必要がある。

(D) 分散強化組織の延・靱性

分散強化がコヒレント粒子によって行われる(D_1)の場合、一般に延靱性の低下が強化とともに強く表われ、とくに *fcc* より *bcc* 相において著しくみられる。このさい、前述のように転位が、粒子をせん断して進む(臨界の径以下)の場合には、特定すべり面への集中傾向によって、へき開ないし粒界の脆性の破断に結びつきやすい。 (D_1) もしくは(D_2)と(B_1)の複合による相乗効果は著しい強化を与えるが、延性の低下を招く。一方(D_1)と(B_2 , C_2)との複合には靱性の著しい改善の可能性があると考えられる。 (D_2) の非整合分散強化組織には延・靱性に各種の可能性がある。鉄鋼のパーライトや各種の粒界反応生成物にみられるように、2 次元的に発達した異相の分散する場合の延性は著しく低い。またへき開面(100)上に片状に核生成成長した析出物の場合なども同様である。

これに反して、球状生成物、ないし粒子の分散した(特に均一に分布した)場合には延性の低下は少なく、靱

性は比較的良好な値を示す。非整合粒子はへき開破壊応力を高める可能性がある⁽¹⁵⁾。

焼もどしマルテンサイトは析出が片状に近い第 3 段階の初期に脆性を示すことが知られるが、焼もどしを高め、非整合で球状に近い粒子のセメントイトに成長するにつれて良好な延性と靱性に回復し、強度と靱性の良いバランスを保った力学的性質を得る。これに対し、ベイナイトは生成温度が高まり上部ベイナイトと称する段階では、強度と靱性をともに低下するようになる。これはセメントイトの形状と分布が不適当なものとなるためと考えられる。

Fe-ThO₂⁽¹⁵⁾, Fe-AlO₃⁽¹⁶⁾などの分散系では μm 以下の微細非整合粒子が適当な分布をするとき強化と同時にせん移温度を下げて靱性を向上することが報告されている。しかし粒子径が数 μm のオーダに大きいものは非金属介在物と同様絞り値を下げ靱性をも低下することになる。

破壊靱性値によって評価した靱性は粒子の直径の適当な大きさにおいて最大を示す。時効析出物相の成長の過程では、非整合分散の初期の強化極大値を与える時期に破壊靱性は最大を示し、過時効によって粒子が成長し粒子間隔が広がった段階では強度と靱性をともに低下する。これらのことは母相自身の硬さや延性によっても異なり、延性の金属(*fcc*)では不完全時効の(D_1)の段階の方が過時効の(D_2)より延性が高いことが報告されている⁽¹⁷⁾。

文 献

- (1) 幸田成康：鋼の強化組織と延性・靱性、強度と靱性部会報告書(鉄鋼基礎共同研究会)，(1975)，43。
- (2) 荒木 透：同上，(1975)，205。
- (3) G.Lütjering und E.Hornbogen：Z. Metallk., **59**(1968)，29。
- (4) 竹内 伸：鉄と鋼，**55**(1969)，69。
- (5) S.Takeuchi：J. Phys. Soc. Jap., **27**(1969)，929。
- (6) P.G.Winchel and M.Cohen：Trans. ASM, **55**(1962)，347。
- (7) N.Igata and S.Sato：Trans. ISIJ, **12**(1972)，393。
- (8) P.M. Kelly and M. Kehoe：Proceedings of the First JIM International Symposium, Supplement to Trans. JIM, Vol. 17(1976)，399。
- (9) E.Hornbogen：Th. Microstructure and Design of Alloys, Inst. of Met., **2**(1973)，108。
- (10) 田中 実，山本 襄：鋼の強靱性，国際シンポジウム(京都)，(1971)，195。
- (11) 増井浩昭，武智 弘：鉄と鋼，**60**(1974)，118。
- (12) W.C.Leslie：Trans. ASM, **62**(1969)，690。
- (13) 北島一徳：鋼の強化組織と延性・靱性、強度と靱性部会報告書(鉄鋼基礎共同研究会)，(1975)，11。
- (14) 荒木 透，渡辺 敏，宮地博文：鋼の強靱性，国際シンポジウム(京都)，(1971)，171。
- (15) G.Hahn and A.Rosenfield：Trans. Met. Soc. AIME, **239**(1967)，668。
- (16) L.Roesch：Mem. Sci. Rev. Met., **66**(1969)，29。
- (17) 須藤 一：鋼の強化組織と延性・靱性、強度と靱性部会報告書(鉄鋼基礎共同研究会)，(1975)，205。