

技 術 資 料

脆い材料の加工*

田 中 英八郎**・池 田 圭 介***

Working Processes of Brittle Materials

Eihachiro TANAKA and Keisuke IKEDA

1. 緒 論

最近の科学技術のめざましい進歩に伴い、より厳しい環境下での使用に耐えうる材料、あるいは特殊な性能を示す材料が要求されるにいたり、それに応ずるべく新しい合金材料の開発がなされている。しかしながら、それらの条件を満たすような合金が作り出されても、使用するときの状況に応じて自由に成形、加工できなければその価値を発揮しえない。したがって材料の加工法の確立は新しい材料の開発に匹敵するとまでいわれている。

材料が脆いということは塑性変形を行なうにあたって非常に危険な現象であるが、どの程度の靱性があれば加工が可能であるかという明確な限界を示すことができないのが現状である。というのは、脆性とか靱性という言葉は非常にあいまいであり、定量化がなされていないということと、加工環境、加工方法によって著しく加工可能な限界が異なるためである。

また材料の脆性の問題についても多くの研究はなされてはいるが、その大半は構造物の破壊ということに関連してへき開破壊に関するものが多い^{1)~5)}。しかるに金属、合金の塑性変形時にはへき開破壊はあまり問題にならず、むしろ脆いといわれる材料の多くは粒界破壊の形態をとる。すなわち、へき開破壊が問題になるのは比較的低温においてであり、変形温度を上げることによりさげることができるということと、加工法の多くは大なり小なり圧縮の静水圧応力成分が作用し、そのような条件下ではへき開破壊が起こりにくいということによる。

このようなことから材料の脆性および加工ということに関して定量的な説明はすべくもないが、以下に材料の延性の本質、それらに影響をおよぼす温度、静水圧応力の効果および実際の加工法の例について述べていきたいと思う。

2. 金属、合金の延性

金属材料の延性、脆性の現象は環境や応力付加状態によって著しく異なるということは緒論で述べたが、圧力、

温度、応力集中などの外的条件をぬきにして材料内部の現象として考えると次のような考え方ができる。すなわち金属材料が靱性を示すか否かは、1) 転位を動かすに要する応力、2) 結晶のへき開強度、3) 結晶粒界強度の大小によつて決まる。転位を動かすに要する応力がほかの2つに比較して著しく小さいときには材料は延性であり、破断が起こつても剪断破壊の形態をとるであろうし、逆にへき開強度または結晶粒界強度が転位を動かすに要する応力、それによつて生じる応力集中に打ち勝てなければ、へき開破壊なり粒界破壊を呈するであろう。このことを顕著に物語る例としてひげ結晶の実験がある。周知のごとくひげ結晶とは転位がほとんど存在しない針状結晶のことで、このひげ結晶に塑性変形を起こさせるには転位を発生させる応力として $1/10 \sim 1/30 G$ (G は剪断弾性係数) 程度の剪断応力の作用が必要である。銅、銀などの面心立方金属ではへき開面の強度が著しく高いため、大きな応力が作用してもへき開を起こすことなく塑性変形し、剪断破壊を示す⁶⁾。一方へき開面の強度の低い Si, Ge などは塑性変形を起こすことなくへき開破壊を起こすことが知られている⁷⁾。

したがって金属材料の延性、脆性の問題の取り扱いや靱性改善に対する対策を考える上では、転位を動かすに要する応力、へき開強度、粒界強度の定量的取り扱いがぜひとも必要となるが、現在その端についたばかりでもあり、ここではそれらに影響するいくつかの因子について簡単にふれる程度にとどめたい。

2.1 パイエルス力と結晶構造

実際の巨視的結晶(ひげ結晶に対して)ではかなりの量の転位を含み、破壊を起こすに先立つて大なり小なり塑性変形を示す。結晶の塑性変形、すなわち転位を動かすに要する応力についての基本的な量の1つはパイエルス力であり、これは転位心の構造を通じて結晶格子の有限歪の特性に密接に関係している。

* 昭和43年7月10日受付(依頼技術資料)

** 東北大学金属材料研究所 工博

*** 東北大学金属材料研究所

破壊の機構におけるパイエルス力の役割については2つの要素を考えることができる。その1つは転位の運動に対する抵抗を通じての降伏応力への寄与であり、ほかの1つは塑性変形の異方性を通じての応力集中への寄与である。

Cu, Ni, Al, Agなどの面心立方金属においては金属結合の特性および稠密等方的な構造からパイエルス力は小さく、かつ活動するり系も多く延性に富む。一方Fe, W, Cr, Moなどの体心立方金属ではり面として{110}面, {112}面などがあるが, {110}面のパイエルス力は面心立方金属のそれと比較して大差ないのに対し, {112}面のそれは{110}面に比較して高く、かつ温度の低下に伴って急激に増大するため、低温においては著しい降伏強度の増加がみられる。体心立方金属、中でも遷移金属は原子結合力に方向性があり, {100}面間の結合力が弱く、そのため遷移金属では低温において{100}面でのへき開破壊の現象がみられる。

立方晶金属あるいは共有結合性の強いSi, Geなどはパイエルス力が高く、そのため降伏強度が増大して破壊を招く例であるが、稠密六方金属では塑性変形の異方性の増加ということが脆性の原因となつている。軸比 c/a が小さいTi¹⁰⁾やZr¹¹⁾などは主り系がprismatic slipおよびpyramidal slipであるためにり系の数が多く、低温でも破壊を起こさずに変形が可能であるが、軸比の大きいMg, Znなどは主り系がbasal slipであり、とくに低温においてはほかのり系のパイエルス力は急激に増加し(図1)、底面りのみでの変形が余儀なくされる。しかるに多結晶体においては、HILL¹²⁾あるいはTAYLOR¹³⁾の解析からも明らかなように、粒界において歪の適合条件を満足するには5つ以上の独立したり系が働かなければならない。しかし底面りのみではこの条件を満たすことができず、粒界に大きな応力集中が起こり、結果的に粒界破壊をひき起こす。

り系の不足による粒界破壊の例はほかにも数多く存在する。単結晶ではかなりの延性を示すにもかかわらず多結晶ではほとんど変形しないで粒界破壊を示す材料について、以前は不純物の粒界偏析のためと考えられていたが、り系の不足に起因する例が多数見出されている。NiAl¹⁵⁾, FeCo¹⁶⁾, AgMg¹⁷⁾, NaCl¹⁸⁾などがその例である。表1にfcc, bcc, hcp, NaCl, CsCl, CaF₂, TiO₂の代表的結晶構造のり系と独立なり系の数を示すが¹⁹⁾, fcc, bccおよびhcpの一部を除いては独立なり系は5つ以上にならず、多結晶体として変形するのは困難である。

2.2 合金元素(1)―固溶体

固溶元素を添加することにより金属の強度は一般に増大するが、最近の転位論の発達により固溶元素と合金の強度との関係は比較的良好に知られるようになった。これまで知られている固溶体合金の硬化機構を大別すると次

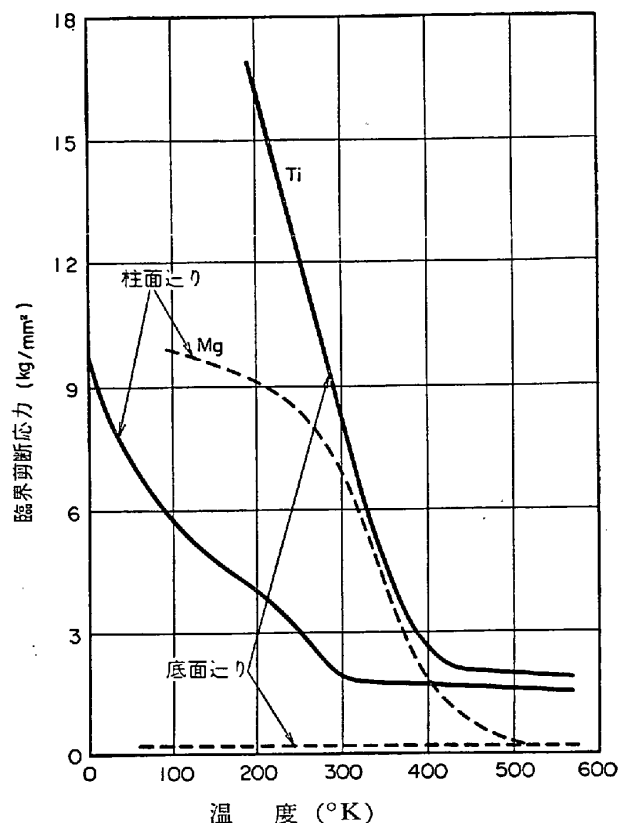


図1 Mg および Ti の底面り, 柱面り臨界剪断応力の温度依存性¹⁰⁾.

表1 主要な結晶形のり系と独立なり系の数¹⁹⁾

結晶構造	り面	り方向	独立なり系の数
FCC	{111}	$\langle 1\bar{1}0 \rangle$	12
BCC	{110}	$\langle 111 \rangle$	12
HCP	{0001} {1010} {1011}	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	2 2 4
NaCl	{110}	$\langle 1\bar{1}0 \rangle$	2
CaF ₂	{001}	$\langle 110 \rangle$	3
CeCl	{100}	$\langle 010 \rangle$	3
TiO ₂	{101}	$\langle 10\bar{1} \rangle$	4

のようになる。

1. Peierls 力への影響
 2. 転位密度の増加
 3. Cottrell 効果
 4. 化学的相互作用
 5. 規則格子の形成
- } 間接的效果
} 直接的效果

一方、固溶体元素と延性との関係はというとこれに関してはほとんど明らかにされていない。一般的には固溶元素は転位の運動、増殖に対して障害となるから延性は減少の傾向にあるが、逆に固溶元素の添加により延性が

増加する合金もある。Mg-Li 合金²⁰⁾ がその典型的な例といえる。Li の添加によつてパイエルス力が増加し、活動する位相が多くなるためと考えられているが、ここでは固溶元素が粒界に偏析することなく、まったく無秩序に分布し、かつ固溶元素によつて活動する位相に変化がないより一般的な場合について考える。

KOEHLER²¹⁾ によれば転位源にこの剪断応力が作用し、 n 個の転位が粒界に堆積したとするとその先端には $\sigma = \alpha n \tau$ (α は大略 1 の大きさの定数) …… (1) で与えられる大きな引張応力が生ずる。

一方転位源が全長 L の位相線の中央にあるとすると、その半分の長さには生ずる堆積転位の数 n は

$$n = \frac{\pi(1-\nu)\tau L}{2\mu b} \dots\dots\dots (2)$$

ν : ポアソン比

μ : 剛性率

b : バーガースベクトル

で与えられる。位相線で粒界以外に障害物がないとすれば、 L はほぼ結晶粒径 d と同じ程度と考えられる。したがつて (2) 式を (1) 式に代入し、かつ L を d で置き換えることにより次式が得られる。

$$\sigma = \alpha \cdot \frac{\pi(1-\nu)d}{2\mu b} \tau^2 \dots\dots\dots (3)$$

この式では運動している転位に働く摩擦力などを考えていないので、それを考慮に入れ、摩擦力は平均値として τ_0 の大きさと与えられるとすると、(3) 式は次のように書き直すことができる。

$$\sigma = \alpha \cdot \frac{\pi(1-\nu)d}{2\mu b} (\tau - \tau_0)^2 \dots\dots\dots (4)$$

この関係は PETCH²²⁾ により求められたものである。その後、STROH²³⁾、SMITH²⁴⁾ などによりもつと詳細な検討がなされているが、大筋は同一である。

転位が粒界に堆積し、そこに引張応力が作用するときその応力によつてどのような現象が起こりうるかを考えてみると

1. micro crack の発生

2. すでに存在している近傍の転位源を動かす

の 2 つが挙げられる。すなわち破壊が起こるか、塑性変形が起こるかのいずれか一方になるが転位に固溶原子が偏析し、Cottrell の固着作用があると転位は動きにくくなり、割れが生じやすくなる。とくに体心立方格子中に侵入型の原子が固溶した場合には格子のひずみが大きく Cottrell の固着作用は著しく大きくなる。Cottrell の固着作用の効果は図 2 に示すように著しく温度依存性が強くしたがって Cottrell の固着作用が延性減少の原因となっている合金では変形温度を高くすればあまり問題とはならない。ただし Fe-C, Cu-Al, Al-Mg 系の合金にみられるような転位が溶質原子を引きずりながら動く現象 (dragging mechanism) が起こる合金では変形温度を高

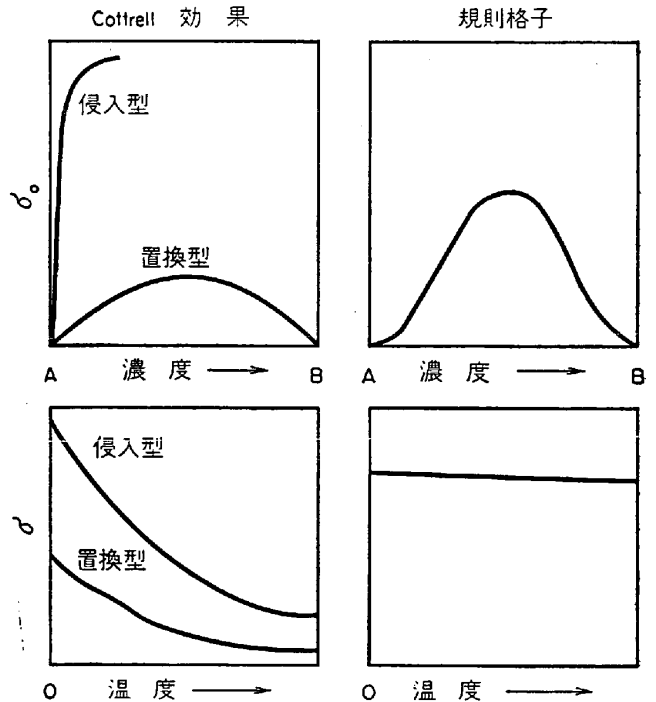


図 2 Cottrell 効果と規則格子による硬化機構の温度変化。

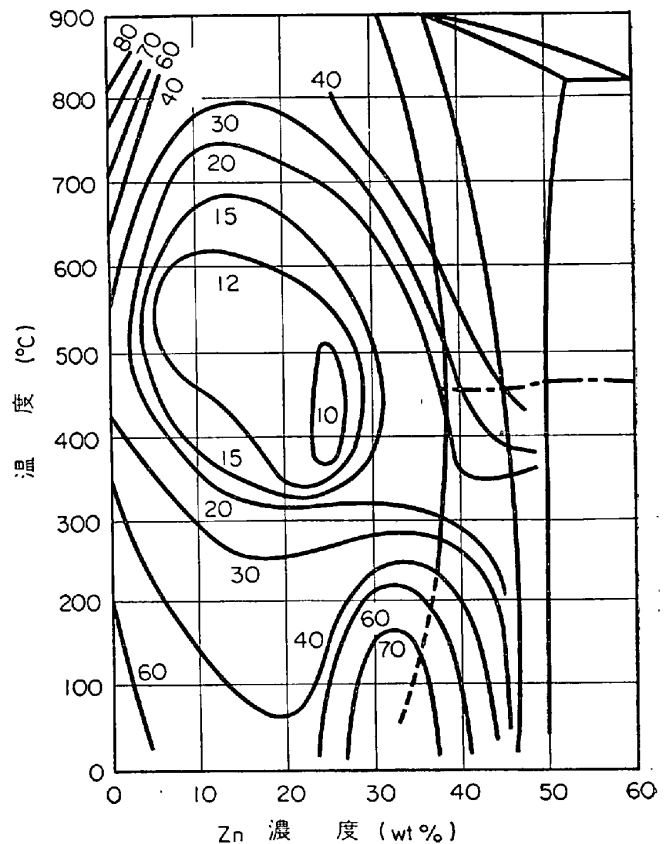


図 3 Cu-Zn 合金の引張り伸びと Zn 濃度、温度との関係²⁵⁾。

くすることによつて延性が増加するとは限らず、逆に脆くなる。

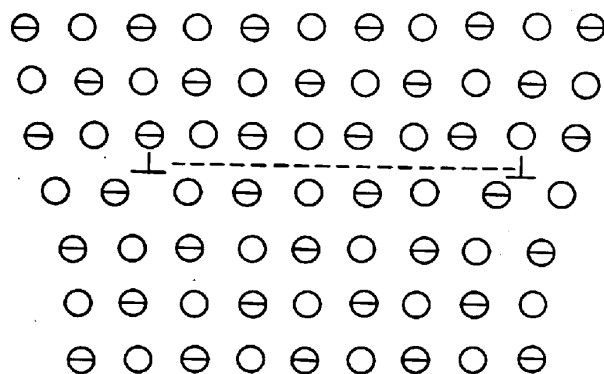
図 3 は Cu-Zn 合金の固溶体範囲における引張伸びを示す例で²⁵⁾, Zn量が 25~30 wt% の組成をもつ合金は 500°C 付近で著しく伸びが減少している. このときの破断は粒界破壊であることから, かつては不純物元素, とくに Pb が粒界に偏析したためと考えられ, この組成の合金は熱間加工をさけていた. しかし現在この脆性是一種のひずみ時効によることが明らかとなつている²⁶⁾. すなわち低温では転位は溶質原子による固着から離れれば自由に動くことができるが, 温度が高くなり溶質原子の拡散が容易になると転位が一度固着から離れても溶質原子が拡散してきてすぐに固着されてしまい, 結果的には非常に転位密度が増加し脆性を引き起こす. Fe-C 合金にみられる青熱脆性も同様の現象であり, 炭素との結合力の強い元素を添加するともはや脆性は認められなくなる.

2.3 合金元素(2)—規則格子

溶質原子が無秩序に分布している合金の延性の減少については前述の機構でおおよその説明が可能であるが, 合金元素の添加による延性の減少するもう 1 つの原因が考えられる. それは規則格子の形成である. 規則格子の形式はどの合金系にも起こる現象ではなく, Au, Ag, Pt, Co などの貴金属および Fe, Ni, Co, Mn などの鉄系金属の合金が大半を占めている. 実用合金としてはとくに磁性材料として使用される合金に, Fe-Al, Fe-Si, Fe-Ni 合金を始めとして規則格子合金が多い. また最近では規則格子合金はその強度が高く, かつ温度依存性が小さいことから 70Fe-20Ni-10Al 合金のごとく耐熱材料としての用途も考えられている²⁷⁾.

しかしながら規則格子が形成されると大部分の合金は一般に脆くなる. その原因として考えられるのは無秩序に固溶原子が分布する母相が立方晶であつても規則格子を形成すると立方晶以外の結晶型をとることが多いということである. 単位格子の形状変化は当然のことながらかなりの格子歪をもたらし, 非立方晶の結晶構造は迂り系が限定され変形しにくくなる. また立方晶型の規則格子であつても固溶原子が無秩序に分布する合金とは異なり転位のバーガースベクトルが大きくなり, やはり脆性をもたらし. CeCl 型の規則格子を例にとると, 無秩序状態では bcc の結晶構造であるからバーガースベクトルは $a/2[111]$ となる. しかし規則格子が形成されると $a/2[111]$ のバーガースベクトルでは同種原子の積み重ねが起り, 転位通過後も異種原子との積み重ねを保つには 2 倍の大きさのバーガースベクトルをもつか, 迂り系が変化して $a[100]$ のバーガースベクトルを持つかのいずれかしかない.

規則格子を形成することによりバーガースベクトルが $a[111]$ になる場合については転位が 2 つに分かれ, 中に逆位相境界を挟みながら運動することが知られている²⁸⁾. その様子を図 4 に示す. 2 つに分かれた転位間の



○ A 原子

⊖ B 原子

図 4 規則格子合金中において逆位相境界をはさんで 2 つに分かれた部分転位²⁸⁾.

表 2 CeCl 型金属間化合物の迂り系

金属間化合物	迂り面	迂り方向
B-CuZn	{110}	$\langle 111 \rangle$
AgMg	{321}	$\langle 111 \rangle$
NiAl	{110}	$\langle 100 \rangle$
AuZn	{110}	$\langle 100 \rangle$
AuCd	{110}	$\langle 100 \rangle$

距離 r は次の関係で表わされる.

$$r = c / \sigma$$

ここで σ は逆位相境界の表面張力, c は弾性定数とバーガースベクトルを含む定数である. σ が非常に大きいと転位は分かれることができず, バーガースベクトルは $a[111]$ となり転位は動きにくくなる. そのため無秩序状態とは迂り系が異なる場合が多い. 表 2 は CeCl 型規則格子をもつ合金の迂り系を示したが²⁹⁾, 結合力の大きい NiAl, AuZn では迂り方向が $[100]$ に変化している. このような合金では転位の相互作用も大きくなるし, 迂り系も少なくなるため高温以外ではほとんど延性を示さない. 一方 σ の小さい Fe_3Al ³⁰⁾ ($r \approx 600\text{\AA}$) のような規則格子では 2 つの部分転位が互いに独立して動くことができる. しかしその間には広い逆位相境界を含み, ほかの相互作用が強く働くためやはり動きにくい. Cu_3Au ³⁰⁾ のように σ が中程度 ($r \approx 100\text{\AA}$) であれば余分な相互作用が働くことなしに 2 つの部分転位に分かれて運動することができるが, この転位が逆位相境界を横切るときにはその面積を増加させる作用をなすため, 変形が進むとともに急激な加工硬化を示す. 多数の迂り系が活動する結晶粒界ではとくにその効果が大きく, 粒界破壊を起こすこともある.

規則格子形成の影響は先の Cottrell 効果とは異なり、温度依存性が少なく(図2)、熱的活性化によつて交差迂りが起こるとか、空孔の拡散によつて転位の上昇が起こるようにならないと延性の大きな増加は望めない。このような現象が起こるのはおおそ絶対温度での融点の半分以上の温度である。

2.4 二相合金

第二相といつてもその種類や形態は非常に多い。固溶限を越える元素量の添加によつて現われる相、析出強化合金、分散強化合金にみられる微細な分散粒子の相、繊維強化合金に代表されるような繊維状の相などはもとより非金属介在物、void など第二相として取り扱われることがある。

第二相を含む目的は多岐にわたるが、それらが分散することにより母相中の転位の運動の障害となるため、程度に差こそあれ強度の増加が起こる。その反面母相と第二相との境界には応力集中が起こり、切欠きをつけたと同様の効果が生ずるため延性の減少はまぬがれない。図5は銅を母相として種々の第二相を分析させたとき、第二相の体積比と断面減少率との関係を示しているが³¹⁾、第二相がわずか 1/10 の体積を占めるだけで延性は急激に低下している。この図では脆化の現象は第二相の種類には依存しないで体積比の関数としてのみ現われているが、これはいずれの場合も第2相が微細で、かつ粒状の形態で分布しているためであろう。実際には第二相の存在による延性の減少は第二相と母相との強度差、境界における結合状態および第二相の形状、分布状態によつて異なる。

等方性の物体中に球状または回転楕円体状の粒子が存在し、外から一軸の引張応力を付加したとき(図6)に、粒子のまわりの応力状態がどのようになるかについて最初に手がけたのは SOUTHWELL と GOUGH³²⁾およびGOODIER³³⁾である。とくに粒子の形状が球形 ($a=b$) で、かつ粒子が void である場合と完全剛性体である場合について詳細な検討を行なっているが、それによれば粒子が void であれば円周 AC には 2σ の引張応力が、B では x 軸に垂直な方向に $-\sigma$ の圧縮応力が作用する。また粒子が完全剛性体ならば B で x 軸に平行に 2σ の引張応力が、円周 AC には小さな圧縮応力が作用する。その後 SADWISKY, STENBERG³⁴⁾らが主として void に関してより一般的な解析を行なつたが、EDWARD³⁵⁾はそれをさらに推し進め、粒子が任意の強度を有する場合についての解析を行なっている。図7はその一例で、A, B, Cの各点における x 方向の応力が粒子の形状 b/a の変化によつてどのように変わるかについて G_1/G_2 (G_1, G_2 はおのおの第二相と母相の剪断弾性係数を表わす) をパラメーターとして表示したものである。これからも明らかなように母相と第二相の強度が異なるほど、また第二相の形状が片状または棒状に近いほど第二相と母相の界面には

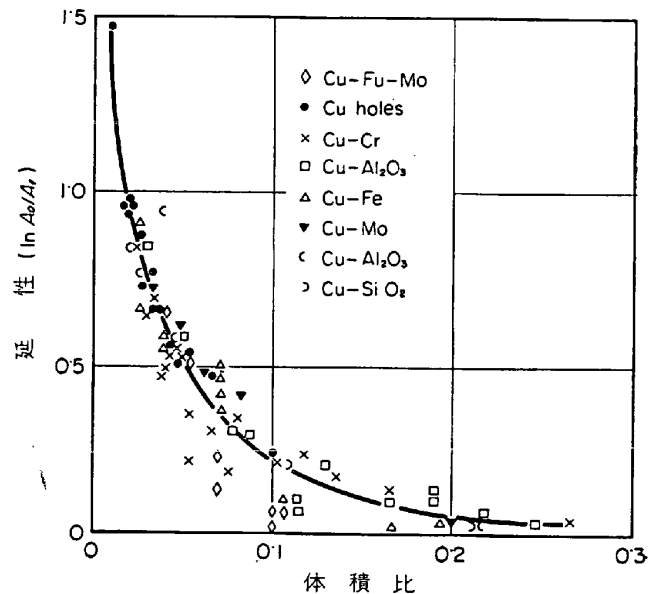


図5 各種の Cu 分散型強化合金における第二相の体積比と引張試験時の延性との関係⁽¹⁾。

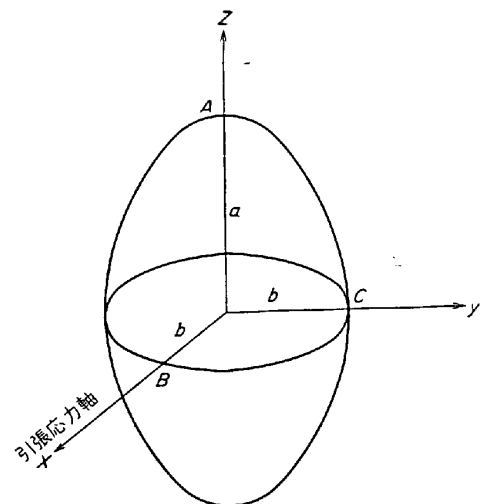


図6 解析で考えている粒子の形状

大きな応力集中が起こる。この応力集中を第二相あるいは母相がいかなる方法で緩和するかによつて二相合金の靱性は著しく変化する。

第二相が脆い相であれば応力集中に耐えられずにき裂が生ずるであろうし、塑性変形しやすい相であれば母相とともに変形し、靱性の低下を招くことはないであろう。このことを如実に示しているのが E. R. PETTY³⁶⁾の実験である。図8は $MgZn_2$ の高温硬度の測定結果で、 $250^\circ C$ までは高い硬度を示し、ほとんど延性がないが、それ以上の温度になると急激に硬度が減少し、塑性変形能も増加する。この $MgZn_2$ を第二相として含む Al-Mg-Zn 合金の加工性を調べてみると、 $250^\circ C$ 以下では $MgZn_2$ の破壊が核となつて加工中に破断が起こるのに対し、高温側では $MgZn_2$ も母相と一緒に変形し、著しく加工性が改善される。

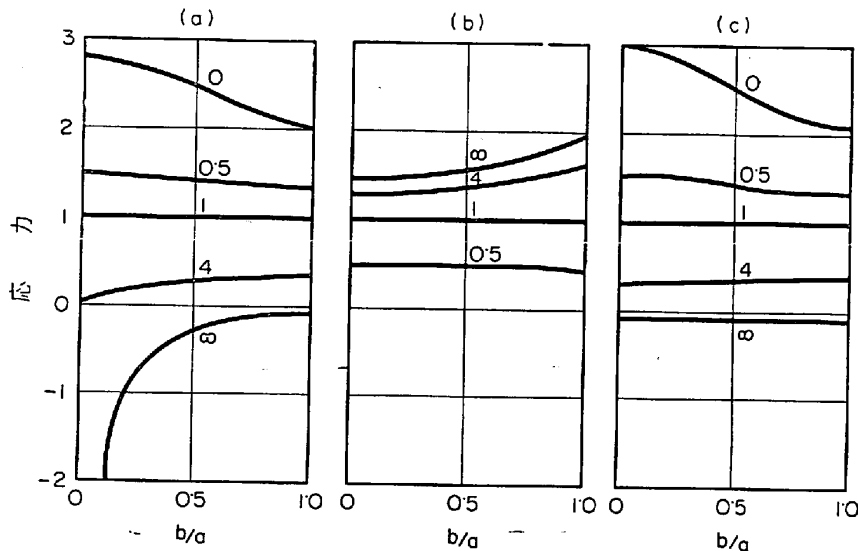


図7 一軸応力下にある物体中に回転楕円体状の粒子が存在するとき、粒子の軸比、剪断弾性係数比 G_1/G_2 の関数としての σ_x の大きさ³⁵⁾。

(a) A点において (b) B点において (c) C点において

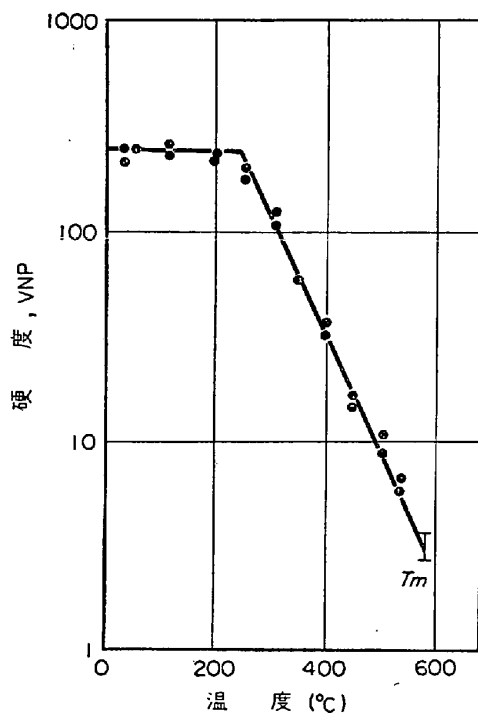


図8 $MgZn_2$ の高温硬度³⁶⁾。

しかしながら第二相の破壊に関してはその大きさあるいは分布状態とも関係する。母相と第二相とのぬれがすぐれており、第二相が比較的均一に分布する WC-Co 合金を例にとると WC の径が $2\sim 4\mu$ 以下であると比較的靱性もあり、破壊が起こっても母相である Co を通して起こる。一方径が $2\sim 4\mu$ 以上であると第二相の破壊を通じて割れが伝播していくといわれている³⁷⁾。これを裏付けているのが GURLAND および KREYMER の結果である。前者では WC 粒子の大きさはほとんどが 2μ 以

上で、そのときの破壊は WC 内あるいは界面で起こっており、後者の場合は粒径が $1.5\sim 5\mu$ であったが、粒子間をうめる母相の厚さにばらつきがあったことも関係し、破壊は母相で起こっている。WC-Cu³⁷⁾ や TiC-Ni⁴⁰⁾ のような母相が第二相に対してあまりぬれを示さない合金系においては、第二相は cluster 状に凝集する傾向が強く、その結果破壊は粒子径にはあまり依存せず、cluster を形成している粒子間で起こる。

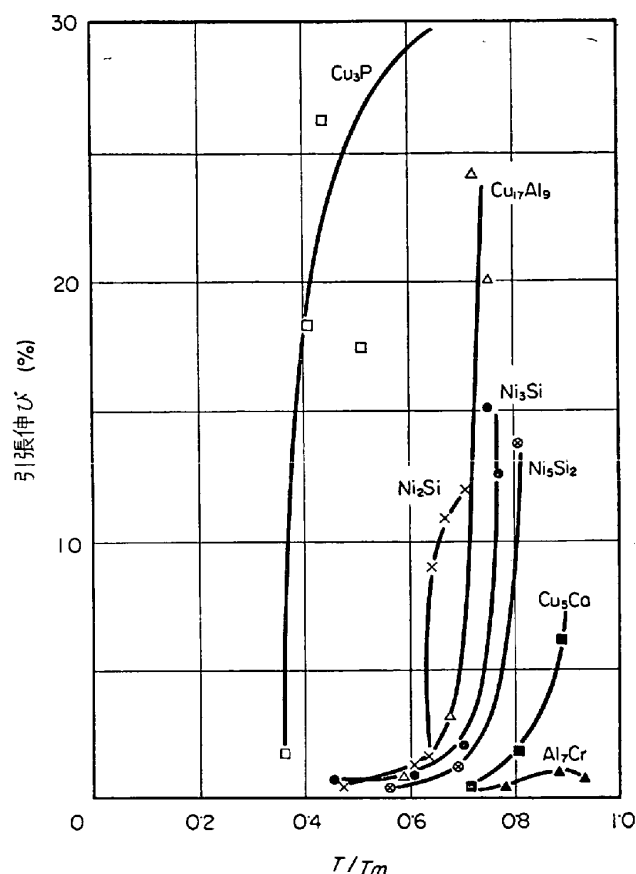
3. 金属、合金の延性におよぼす温度、静水圧力の影響

3.1 温度の影響

金属、合金の延性を増加させるものも簡便な方法は変形温度を高くすることである。立方晶以外の結晶構造をもち、低温では迂り系が限定されて変形しにくい金属でも変形温度が高くなるにつれて迂り系が多くなり、延性が増加する。また体心立方金属のように低温で侵入型固溶原子による転位の固着作用が大きく脆くとも、温度の上昇とともにその効果は急激に減少する。さらに金属、合金の融点を $M^\circ K$ とすると約 $0.5M$ 以上の温度になると強度が著しく減少し、延性が増加するという現象がみられる。これは熱的活性化によって交差迂りが容易になると同時に空孔の拡散により転位の上昇が起こるためであるが、この現象は純金属、固溶体合金に限らず、金属間化合物などにもみられる⁴¹⁾。図9はその一例を示しているが、 $0.45\sim 0.6M$ の温度範囲で急激な延性の増加が認められる。また拡散を伴う固相変態がある合金では変態温度近傍で著しい延性の増加がみられることがある。この現象は超塑性 (Super plasticity) として知られている。

このように変形温度の上昇は一般に金属、合金の延性を増加せしめるが、温度の上昇により急激な結晶粒の成長が起こる、低温で単相でありながらある温度以上で二相になる、あるいは低融点の金属間化合物などを含む合金では逆に延性が低下する。

金属、合金の加工性が温度によってどのように変化するのかについてはおおよそ8つに分類して考えることができる。図10にそれらの型を示す。純金属あるいは単相の固溶体金属は一般には温度の上昇につれ加工性もよくなり、1の型を示す。しかし Mg 合金、W 合金のように急激な結晶粒の成長が起こる金属では2のようにある温度以上で加工性が低下する。一方第二相を含む合金では3、4に分けることができる。不溶性でかつ脆い第二相を含む合金では変形温度を上げて加工性の増加は期待できないが、高温において母相に溶解するような第二相

図9 各種金属間化合物の引張伸びの温度変化⁴¹⁾

あるいは急激に軟化し延性を示す第二相であれば、高温側で顕著な加工性の増加が得られる。加熱あるいは冷却時に第二相が現われるような合金では第二相が現われる温度近傍で加工性の急激な変化が起こる(5~8)。もつとも顕著にそれが現われるのは第二相が母相より弱かったり、脆いとか溶融状態にあつたりする場合である。もちろん第二相の分布状態、形状などが大きく影響することはいふまでもない。

ここに示した8つの型は典型として示したもので、これ以外の型もあるし、これらが重なつて現われることもある。たとえばNi基のスーパーマロイを挙げることができる⁴²⁾。1180°C以上では溶融相が現われ、一方1040°C以下では炭化物の析出、 σ prime相の析出が起こりともに脆い。そのため延性がえられる温度範囲は1040~1180°Cと非常に狭くなる。

3.2 静水圧力の影響

静水圧応力が材料に延性の増加をもたらすことについては以前から知られていたが、BRIDGMAN⁴³⁾によつて系統的な研究がなされて以来、この問題については数多くの報告がなされている。

BRIDGMANは主として鋼材を中心に静水圧応力と金属の延性(断面収縮率を尺度として)との関係を求め、直線関係にあることを見出した。図11がその代表例である。ほかの鋼種についての結果もあわせ検討してみる

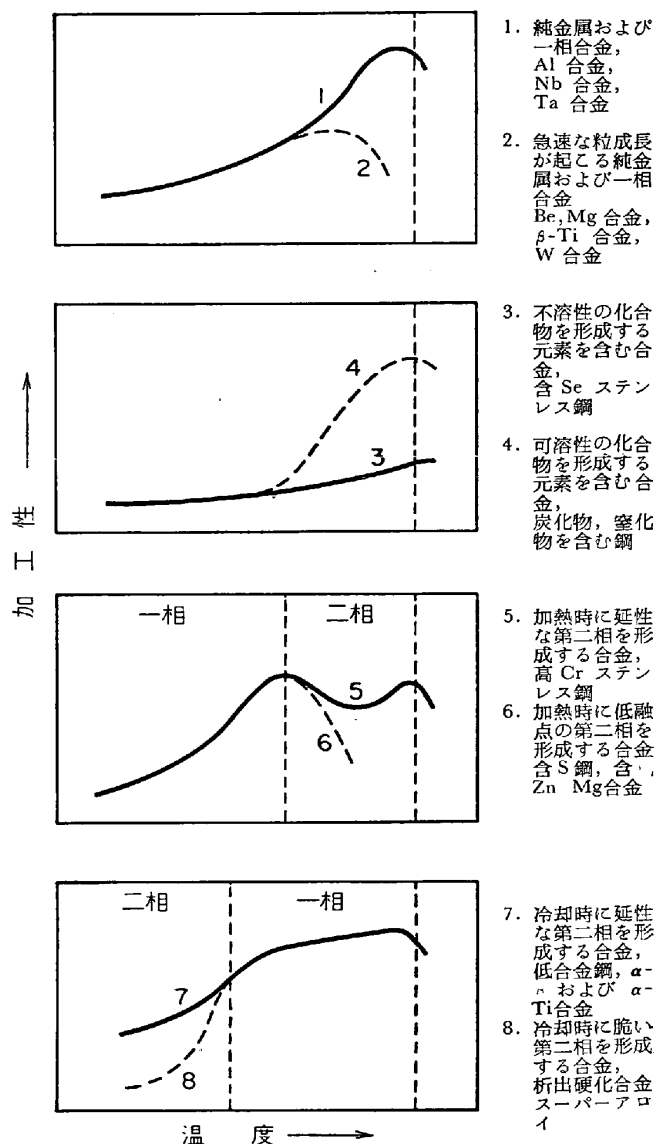
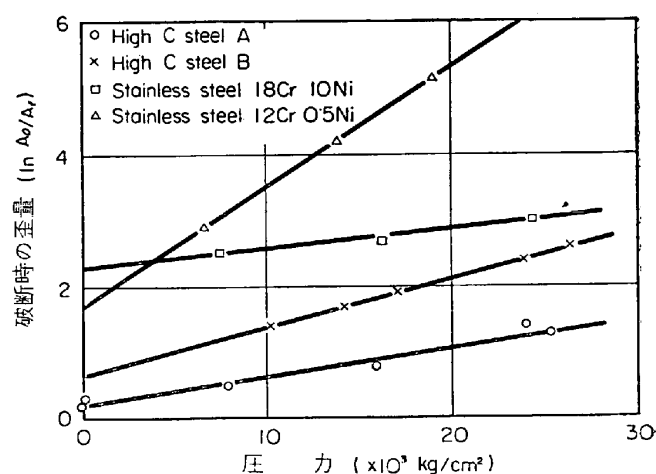


図10 金属、合金にみられる典型的な加工性と温度との関係

図11 数種の鋼の延性におよぼす圧力の効果⁴³⁾
 A_0 : 元の断面積, A_f : 破断時の断面積

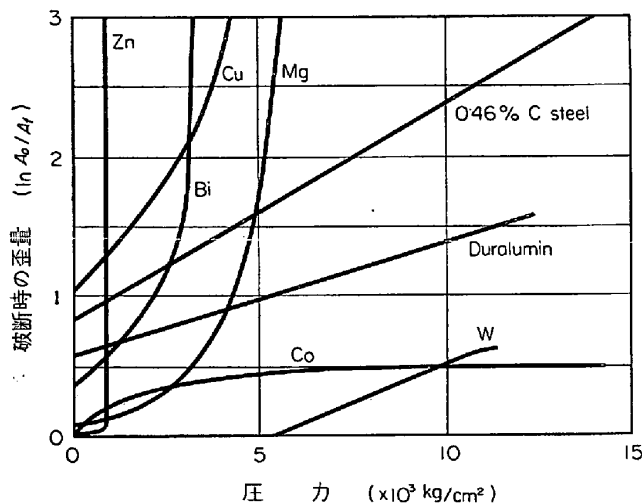


図12 各種金属における引張破断歪量と静水圧応力との関係⁴⁴⁾.

A_0 : 元の断面積, A_f : 破断時の断面積

と、おおよそ2つの群に分類することができる。1つは直線の傾斜が急なもので、他の1つはゆるやかな傾斜を示すものである。急傾斜を示す鋼材としては低炭素焼鈍材およびフェライト系合金鋼があり、一方高炭素焼入処理鋼、オーステナイト系合金鋼は緩傾斜を示す。このように材料の延性の静水圧依存性が組織、結晶構造によって変化するということは興味ある問題といえるが、非鉄金属になるとこの関係はさらに複雑になってくる。

図12に数種の金属の延性と静水圧応力との関係を示すが⁴⁴⁾⁴⁵⁾, Cuなどの面心立方金属はほぼ直線関係にあるが、若干下に凸の曲線となるのに対し, Zn, Mg, Biなど結晶異方性をもち、常圧下で脆いといわれている金属はある圧力以上で急激に延性が増加する。この現象は体心立方金属にみられる brittle-ductile transition と類似していることから pressure induced brittle-ductile transition と呼ばれている。異方性をもつ結晶では静水圧力の付加によって軸比が変化し、常圧下では起こらな

い迂り系が活動するためと考えられており、それについての実証もいくつかある⁴⁶⁾⁴⁷⁾。しかし異方性のある結晶構造をもちながらこのような現象がみられない金属もある。その一例が Co⁴⁴⁾で、静水圧応力が小さいうちは圧力とともに延性も増加するが、ある臨界の圧力以上ではほとんど延性の増加はみられない。

静水圧応力の付加によって延性の増加が起こるのは二次迂りなどにより歪を解消するなどの高圧下特有の加工硬化機構あるいは内部歪緩和機構が存在するためであろうなどといわれているが、まだ十分な説明はなされていない。最近 DAVIDSON⁴⁴⁾らは静水圧応力によって延性が増加する機構について転位論とは別の観点からの考え方を提案している。

すなわち、彼らは剪断応力が原因となつて起こる現象には静水圧応力はなんらの影響も及ぼさないが、垂直応力が関与する現象には大きな影響をもつという仮定にたつて、表3に示すごとく破壊の現象を微視的な割れの発生とその伝播とにわけ、そのおのおのが剪断応力によるか、垂直応力によるかについて考察した。その結果として静水圧応力は割れの発生を抑制できないが、その伝播を遅れさせる効果があるという結論に達し、種々の実験結果もその機構によって説明している。この考え方ですべてが説明できるわけではないが、割れの発生、伝播に着目した点で興味ある考え方の1つといえる。

4. 脆い材料の加工法

脆い材料といつても種々の原因が介在し、いかにして延性の増加をはかり加工しやすい状態にもつていくかにについてはその原因を見極めることが大切である。しかし第2章で述べたような結晶構造、あるいは特性を出す上で欠かすことのできない合金元素の添加が原因となっている場合には、延性が増加するような手段を講じても純金属なみの延性が得られることはまず期待できないから加工を行なうさいには極力引張応力が作用することをさ

表3 破壊の機構と静水圧力の効果⁴⁴⁾

破壊の型	割れの発生機構	圧力の効果	割れの伝播機構	圧力の効果
A 脆性 (1) へき開 (2) 粒界	転位あるいは双晶の交差, 転位の堆積	剪断歪	なし	垂直引張応力 σ の減少
	結晶粒界への転位の堆積, 双晶との交差	"	"	垂直引張応力 σ の減少
B 高温	粒界迂りによる cavity の生成	"	cavity の成長	剪断歪 cavity の成長を遅れさせる
C 延性 (1) 繊維状 (2) 剪断	変形帯中での void の生成	"	void の成長	剪断歪 + 垂直引張応力
	変形帯中での void の生成	"	void sheet の形成	剪断歪 void の成長を遅れさせる, σ の減少なし

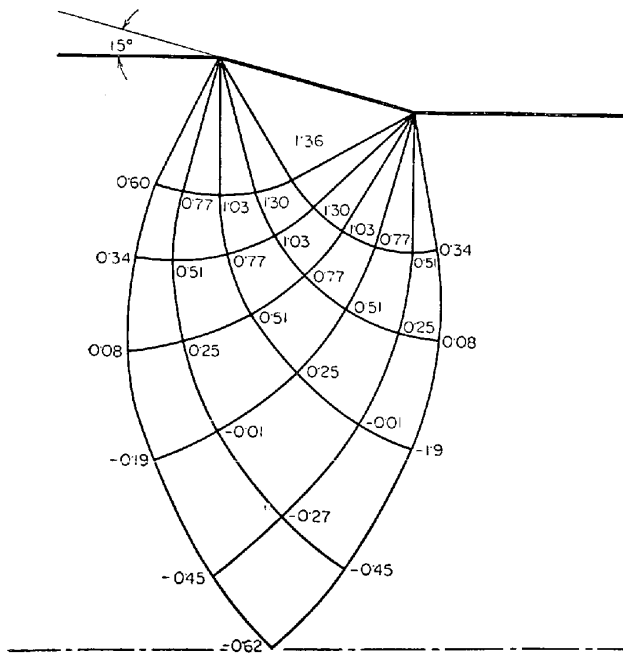


図13 ダイス角 15°, 断面減少率 8.5% の引抜き加工時におけるり線場と静水圧応力成分の大きさ (数字は $p/2k$ を表わす)。

ける必要がある。というのは表3からも明らかなように脆性破壊には引張応力が大きな役割を果たしているからである。

一般に塑性力学では塑性域にある任意の点に働く応力を偏差応力と静水圧応力とに分けて考える。偏差応力とは直接変形に関与する応力のことであり、一方静水圧応力は変形には関与しないが、変形を受けている材料の延性に影響をおよぼす応力である。任意の点に作用する主

応力を $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ とすると、静水圧応力は次の式で与えられる。

$$p = -\frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3}$$

(一般の応力は引張応力であるときに正にとるが、静水圧応力は圧縮応力のとき正とする) 主応力のすべてが圧縮応力で、かつ大きな値のときほど静水圧応力は大きくなり、変形を受けている材料は破壊しにくくなる。図13は HILL と TUPPER⁴⁸⁾ が求めたり線場解をもとに塑性域内にある各点の静水圧応力の大きさを示している。そこで k は材料の剪断降伏強度を表わす。引抜き加工ではダイス面近傍で圧縮の静水圧応力が、中心部では引張りの静水圧応力が作用する。それに対応して中心部では多数の void が発生し、引抜き加工時の破断の原因となることが知られている⁴⁹⁾。

上述の例からもわかるように金属の塑性加工においては圧縮の静水圧応力が作用する条件下での変形が望ましく、とくに脆い材料においてはこの点に留意する必要がある。ここでは脆い材料の加工の例として圧延と押し出しに関して述べるが、それは以下の理由によるためである。圧延も押し出しも圧縮応力を主体とした加工法であり、しかも一般的な加工法の1つであるということと、圧延はその機構上外部から静水圧力の付加ができず、もっぱらほかの方法が講じられているのに対し、押し出しは静水圧付加の研究がもつとも進んでいる加工法であることによる。

4.1 圧延

圧延は理論的には圧縮応力下での加工であるが、実際には SIEBEL と LUEG⁵⁰⁾ が実験的に得たロール接触弧内の圧延方向応力分布 (図14) から明らかなように、その応力は板幅の中心から端部に行くにしたがって圧縮応力から引張応力に変わり、最端部で最大の引張応力が作用する。さらに端部においては幅方向にも引張応力が働く。その大きさは端部の形状にも依存するが、もつとも小さいときでも材料の降伏強度の 1/4 程度になるとされている⁵¹⁾。これらの引張応力は当然のことながら板の側面に存在する欠陥に応力集中をひき起こし、端割れをまねく。外から大きな静水圧応力を付加して圧延することが可能ならば端割れを防止することが可能であろうが、圧延機の構造からして現在のところ静水圧応力の付加はなされていない。したがって圧延中に引張応力の作用を押える方法として現在考えられているのは材料自体に工夫をこらすか、ロールの形状を変える方法である。

4.1.1 シース圧延

この方法は EVANS⁵¹⁾ らが Be の鋳塊を圧延するために採用した方法で、その名が示すとおり

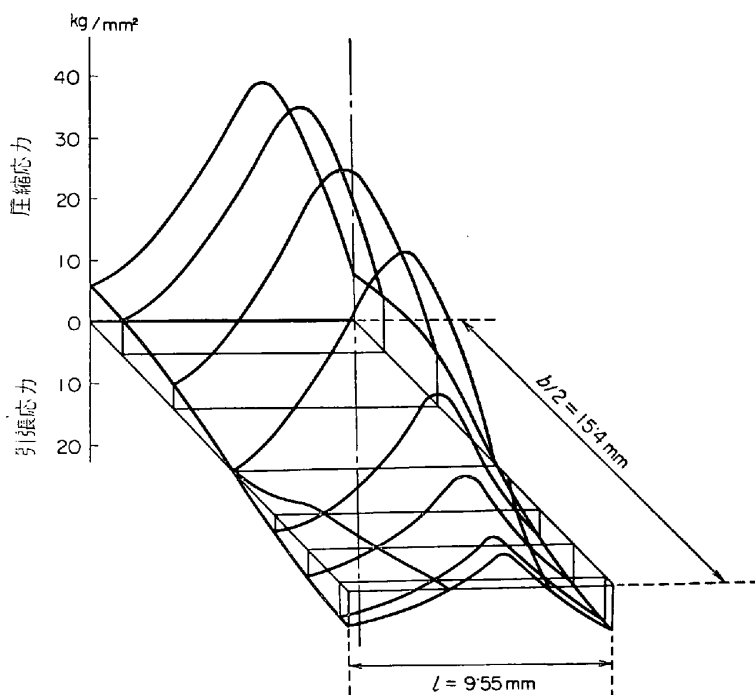


図14 接触弧内の圧延方向の応力分布 (素材 Al)⁵⁰⁾

脆い材料を延性な材料で作ったシース中に密封して圧延することにより静水圧応力付加に近い状態を再現し、割れの発生を防止しようとする方法である。彼らは Be を軟鋼製のシースに入れ、約 1000°C で分塊圧延を行なった後徐々に圧延温度を下げてゆき、700°C 程度からはシースなしでも圧延することが可能となった。

この方法であれば端割れだけでなくほかの原因に起因する割れの防止も可能であるが、その反面表面には異材が接着されることとなりクラッドと同じように合わせ面には波模様が発生し、クラッドのままで用いるときは別として、表面異材の除去、表面の平滑度が問題となる。

4.1.2 異材接着法

平滑な板を得るには材料表面が直接ロールと接触する必要があるということと割れの大半が端から起こるということを考えあわせて考案されたのが異材接着法である。圧延すべき材料の両端、すなわち圧延中に引張応力が作用する部分に延性な材料を接着し、引張応力を延性材料部に負わせて割れの発生、伝播を防止しようとするもので、田中らはこの方法で 6.5%Si-Fe, 12%Al-Fe, Alnico 5⁵²⁾, 1.2%-C-Fe⁵³⁾などの圧延を行なった。

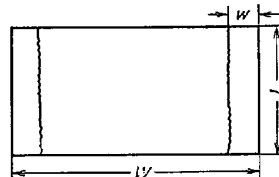
表 4 は 12%Al-Fe に種々の板幅の軟鋼板を溶接したときの割れの発生状況を示す。これから明らかなように異材の幅は 2~4 mm 程度の小さな幅で十分であることから溶接棒を肉盛りした程度ですみ、工業的にも容易に応用可能である。また異材の材料としては半田、ろう付け溶接などが試験され、いずれも著しい効果が認められているが、異材の変形抵抗が違いすぎると接着部に応力集中が起こり好ましくない。また熱間圧延を行なう場合には融点の違いは不可能となる。したがって圧延すべき素材と類似の溶接棒を肉盛りするのがもつとも効果的であるといえる。

圧延工程の一例として 6.5%Si-Fe, Alnico 5 を挙げてみると 6.5%Si-Fe では 1000°C で分塊圧延を行ない、これに軟鋼の肉盛り溶接をほどこした後、圧延の進行による板厚の減少に応じて圧延温度を最初の 800°C からしだいに下げ、板厚 0.18 mm から 0.018 mm までは冷間で圧延を行なったが、割れは全然発生しなかった。Alnico 5 の場合は 1200°C で分塊圧延を行ない、やはり軟鋼の肉盛り溶接を行なった後、1200°C から板厚の減少に応じて圧延温度を下げてゆき、前者と同様かなり低温でも正常に圧延することができた。

圧延に限らず比較的延性に乏しい材料の加工でよくみられる現象であるが、最初は高温でなければ加工できなくとも変形量が多くなるにつれて加工温度を下げて加工できるようになる。この理由の 1 つとして加工の進行とともに発達する材料の加工集合組織が考えられる。これを裏付けるものとして次のような結果があ

表 4 12%Al-Fe 冷間圧延時の溶接部幅と端割れ状況

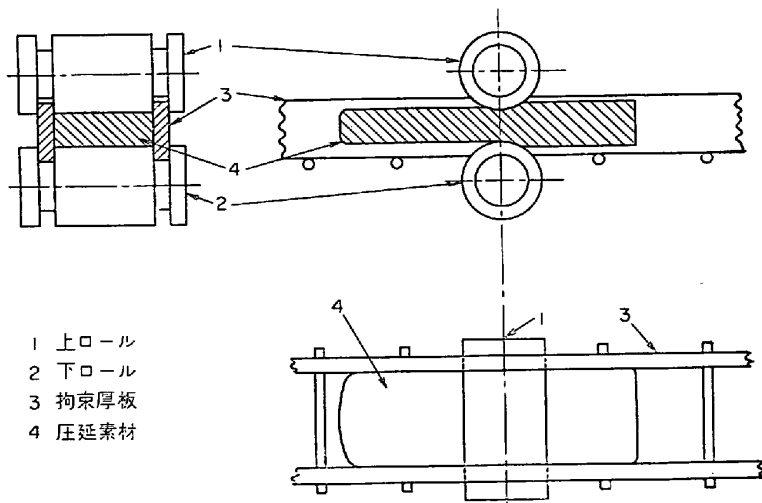
	W	w	l	t ₀	t	端割れ
1	44.5	0	42	0.715→0.125		多数の割れ
2	48.5	2	〃	0.71→0.08		なし
3	52.0	4	〃	0.705→0.18		〃
4	57.0	6.7	〃	0.67→0.175		〃
5	66.5	10.5	〃	0.661→0.175		〃
6	95.0	24.7	〃	0.665→0.175		〃
7	116.5	35.5	〃	0.665→0.175		〃



る。再結晶しても集合組織に変化がない場合にはそのまま焼鈍前の加工温度で加工できるが、集合組織に変化が生じるとはやその温度では加工できず²⁵⁾⁵⁴⁾、高温から加工をやり返さなければならない。

4.1.3 拘束圧延

この方法は前二者とは異なり、板の側面に拘束を与えるようにロールを改良し、端割れの発生を防止しようとするものである⁵⁵⁾。その原理図を図 15 に示す。すなわち上下ロールに溝をつけ、この溝の間に通された厚板を介して材料の側面に拘束を与える。もちろん拘束を与えるための厚板は圧延されて出てくる材料と一緒に動くように設計されなければならない。この方法によれば材料側面に異材を接着したり、シースをかぶせるなどの手間は省くことができるが、一定幅の板しか圧延できないという難点をもつ。また構造からも明らかなようにこの方法は厚板の圧延に適し薄板の圧延には不向きである。材料の両側面を拘束するには図 15 のほかにいくつか考えられるが、その例を図 16 に示した。a は拘束板をベルトに置きかえた方法で、長尺の板の圧延が可能となるが

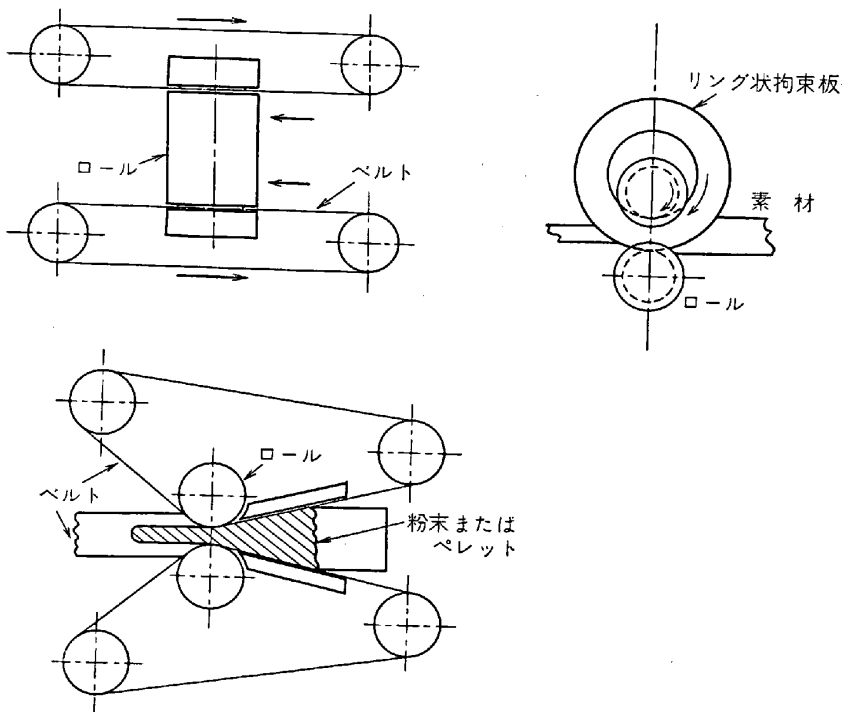


- 1 上ロール
- 2 下ロール
- 3 拘束厚板
- 4 圧延素材

図 15 拘束圧延の原理図⁵⁵⁾。

表 5 Al-Mg 合金, 鉄粉末の拘束圧延結果例⁵⁵⁾

試料	拘束の有無	Pass回数	厚さ (cm)	圧下率		全圧下率 (%)	備 考
				(cm)	(%)		
Al-8%Mg	有	0	2.53				
		1	1.86	0.67	26.5	26.5	割れなし
		2	1.12	0.44	39.8	55.7	〃
〃	無	0	2.53				
		1	1.86	0.67	26.5	26.5	割れなし
		2	1.12	0.74	37.8	55.7	端割れ多数
鉄粉末	有	0	3.00				
		1	—	—	—	—	割れなし
		2	—	—	—	—	〃
		3	1.10	1.90	—	63.3	端割れなし, ただし表面に微細な割れ

図16 2, 3の拘束圧延法⁵⁵⁾

拘束力は弱くなる。bは拘束力を低下させないで、しかも長尺の板が圧延できるように拘束板をリング状にした方法である。またcは両側面のほかに上下にもベルトを取り付け、粉末の圧延ができるようにしてある。SHEY⁵⁵⁾はこの拘束圧延法によつて Al-8%Mg 合金, Fe 粉末の圧延を行なつたが、その実験結果の一例を表 5 に示した。

4.2 押出し

押出しはほかの塑性変形に比較してもつとも高圧縮応力下での変形であるといえる。そのため材料の延性を高め、大きな変形を得ることができる。しかし一方ではピレットとコンテナやダイスとの間の大きな摩擦力によつて付加的剪断変形を生じる。これに付随して二次的な引張り応力が作用するため、延性に乏しい材料では押出

し方向に対して直角の方向にき裂が発生する。潤滑の改善によつて付加的剪断変形量を小さくすることはできるが、それだけでは十分といえず、何らかの対策を講じる必要がある。この付加的剪断変形に付随して生じる二次的引張応力の影響を小さくする方法としては2通りの方法がある。

4.2.1 シース押し

付加的剪断変形は押し材の表面近傍においてもつとも著しく、したがつて表面部を延性な金属で置き換えることによつて二次的引張応力による割れの発生を防止することができると考えられる。このような考えに従つて行なわれたのがシース法である⁵⁶⁾。この方法は圧延におけるシース法と要領はまったく同じである。しかし圧延時のシースはその強度が素材の強度に近いほうがよいが、押しにおけるシースは、剪断変形の大部分をこのシースに負わせることを目的として

いるから、強度の小さい材料が望ましい。被覆材の強度は素材のその 1/2~1/2.5 程度が最適であることが実験的に知られている。

このシース法がもつとも有効に应用されているのが、SAP (Al-Al₂O₃ 合金) の押しである。周知のように SAP はアルミ粉末を焼結、押しして作られる合金であるが、焼結体のままでは押しすることができず、焼結体にアルミ製のシースをかぶせ押しする方法がとられている。

4.2.2 静水圧押し

この方法はいうまでもなく高圧を付加し、材料の延性を高めると同時に二次的に生じる引張応力の影響をおさえて加工しようとする方法で、BRIDGMAN⁴³⁾ によつて初めて試みられた。その後 BERESNEV⁵⁶⁾ および PUGH⁵⁸⁾⁵⁹⁾ らが個々に BRIDGMAN の方法を発展させ今日に至つて

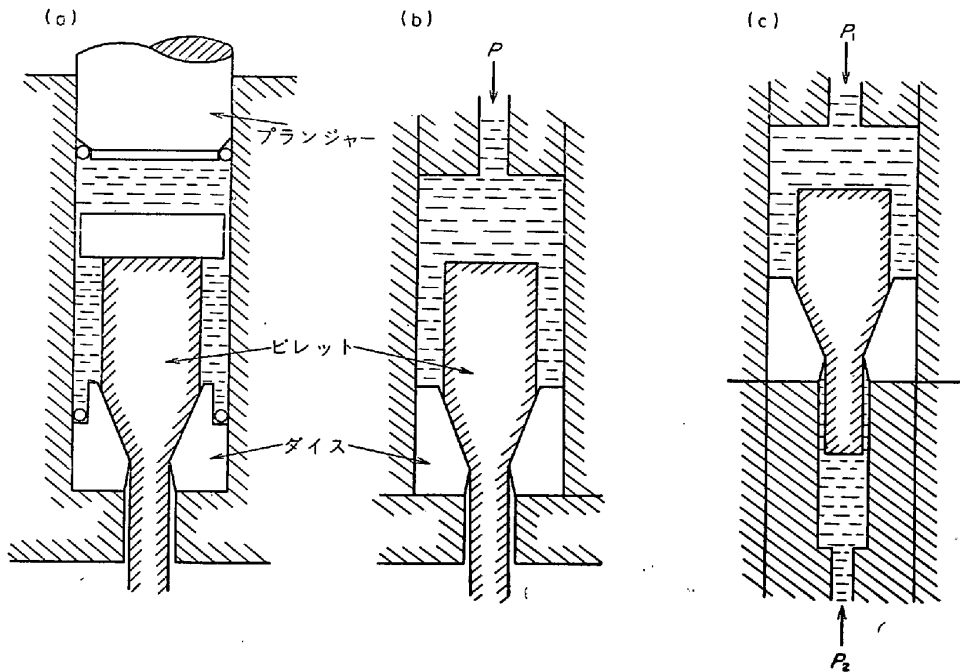


図17 静水圧押出しの原理図 (a)プランジャ方式 (b)増圧方式 (c)二段方式

いる。

高压押出し装置は増加方法によつて2つに大別することができる。1つはコンテナ内に高压媒体を密封しプランジャで加圧する方法(図17-a),ほかの1つは増圧器で高压を発生させコンテナ内に導入する方法(図17-b)である。前者は PUGH らが, 後者は BERESNEV らが主として採用した方法であるが, 加工原理そのものは両方ともまったく同一である。静水圧押出しは第3章で述べたごとく加工素材に高静水圧応力を付加することによつて延性を高める効果をもたらすほか, 高压媒体がビレットとダイス間で強制潤滑の効果をもたらすため付加的剪断変形に伴う二次的引張応力は著しく軽減され, 脆性材料の加工には二重の効果がある。静水圧押出しに関しては数多くの研究報告, 解説書が出されているのでここでは詳細な説明は省き, 表6に液圧押出しの実験結果の例を挙げるにとどめる。通常脆性金属といわれ常温ではあまり加工されることのない金属もこの加工法では加工可能になることがわかる。しかしこの方法では押出された材料は常圧下にさらされており, このことはダイス近傍においては静水圧応力成分がそれほど大きくないことを意味し, 事実材料によつてはダイス近傍で破壊を伴うこともある。このためフロント圧のほかにダイス出口側から背圧を加え, その差圧で加工する方式がとられる(図15-c)。一般には背圧が大きいほど脆い材料の加工には好ましいと考えられるが, 金属によつては必ずしもそうとはいえない。図18はMoを押出したときの割れが生じない臨界の背圧と押出し比との関係を示しており⁵⁸⁾, 点線で囲まれたA領域はいわゆる“fir-tree” crack が, B領域は“hair line” crack が発生す

表6 各種材料の静水圧押出し結果例⁵⁸⁾⁵⁹⁾

押出し材料	押出し比 (A_0/A)	押出し圧力 (t/cm^2) $p = a \ln R + b$		ダイス 角
		$a(t/cm^2)$	$b(t/cm^2)$	
Mg 合金				
Mg	7~12	3.0	0	45
Mg-1%Al	4~12	3.0	0	〃
Az 91	1.08~4.6	4.6	1.6	〃
Al 合金				
99.5%Al	2~25	1.7	-0.3	45
ジュラルミン II	6.25	3.9	0	〃
Al-12%Si	2~6	4.2	0	〃
鉄合金				
鉄	2~3	15.2	0.2	45
高張力鋼	1.5~3	22.4	0	〃
高速度鋼	1.56~1.7	14.4	0	〃
その他				
Zr	1.78~4	7.8	2.7	45
Nb	2.6	6.2	-0.3	〃
Cr	3~4	12.0	0	〃
V	2~4	13.9	-1.0	〃
W	1.2~2	24.3	3.5	〃
Mo	2~4	18.2	0	〃
Bi	2~6	0.9	0.2	〃
6/4 黄銅	2.25~3	7.5	0	〃

る領域を示す。注目すべきことは割れが発生しなくなる背圧の大きさがある押出し比で最大値をとることである。このような傾向はMoのみならず, Mg, Wの押出しでも認められている。これに関しては PUGH が一応の説明を与えてはいるが, 割れの発生が起こらずに押出すことのできる臨界の背圧が加工度とともに単調に増加す

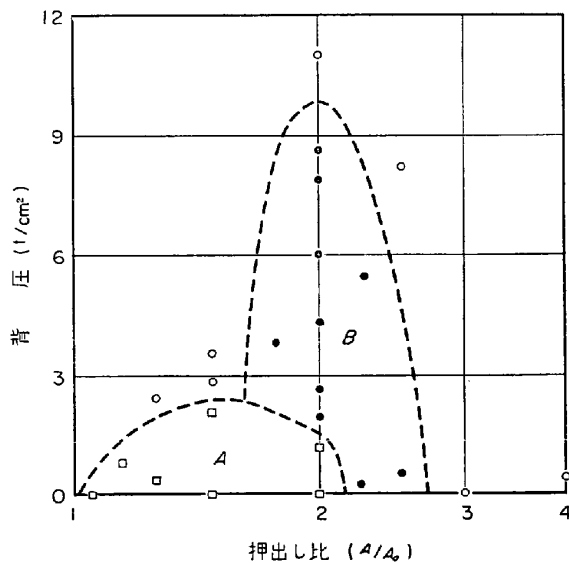


図18 Moの静水圧押し出し時の臨界背圧と押し出し比との関係⁵⁸⁾。

る金属，合金があることを考えあわせると必ずしも満足すべき説明とはいえない。

5. 結 言

圧延，押し出し以外にも脆い材料を対象とした特別な手段が講じられている加工法があるが^{60)~62)}，その多くは静水圧応力付加によつて材料の延性を高めようとするものである。脆性のなかでも不純物元素の偏析，非金属介在物，あるいはガスなどに起因するものは技術の発達によりとり除くことができ，加工も容易になったが，結晶構造，あるいは合金元素添加による第二相の出現，規則格子形成などの金属，合金の本来の性質に起因するものについては加工に至るまでの製造工程中ではとり除くことができず，加工時において何らかの対策を講じる必要がある。そのなかでも静水圧付加は脆性の原因，形態に関係なく効果があり，しかも高温に耐えうるような高压媒体が開発されている現在，静水圧付加の加工法が脆い材料の加工の主力になるのではないと思われる。

文 献

- 1) W. CAHN: Physical Metallurgy, North-Holland Publishing Co. Amsterdam, (1965)
- 2) 日本金属学会編: 金属材料の強度と破壊, 丸善, (1964)
- 3) D. MCLEAN: Mechanical Properties of Metals, John Wiley, New York, (1962)
- 4) G. E. DIETER: Mechanical Metallurgy, McGraw-Hill, New-York, (1961)
- 5) C. F. TIPPER: Met. Rev., 2 (1957), p. 195
- 6) S. S. BRENNER: J. Appl. Phys., 27 (1956), p. 62
- 7) W. W. WEBB and W. D. FORGENG: Acta Met., 6 (1958), p. 462
- 8) D. F. STEIN and P. D. GORSUCH: Acta Met., 9 (1961), p. 904
- 9) A. KELLY, et al.: Phil. Mag., 15(1967), p. 567
- 10) E. D. LEVINE: Trans. AIME, 236 (1966), p. 1558
- 11) D. H. BALDWIN and R. E. REED-HILL: Trans. AIME, 233 (1965), p. 248
- 12) J. E. DORN and J. B. MITCHELL: High Temperature Materials, John Wiley, New York, (1965)
- 13) R. HILL and J. F. W. BISHOP: Phil. Mag., 42 (1951), p. 415, 1298
- 14) G. I. TAYLOR: J. Inst. Met., 62 (1938), p. 307
- 15) A. BALL and R. E. SMALLMAN: Acta Met., 14 (1966), p. 1349
- 16) M. J. MAHCINKOWSKI and H. CHESSIN: Phil. Mag., 10 (1964), p. 837
- 17) J. C. TERRY and R. E. SMALLMAN: J. Inst. Met., 92 (1964), p. 334
- 18) A. H. COTTRELL and B. A. BILBY: Phil. Mag., 42 (1951), p. 573
- 19) G. W. GROVES and A. KELLY: Phil. Mag., 8 (1963), p. 877
- 20) F. E. HAUSER, P. R. LENDON and J. E. DORN: Trans. Amer. Soc. Metals, 50 (1958), p. 856
- 21) J. S. KOEHLER: Phys. Rev., 85 (1952), p. 480
- 22) N. J. PETCH: Progr. Met. Phys., 5 (1954), p. 1
- 23) A. N. STROH: Adv. Phys., 6 (1957), p. 418
- 24) E. SMITH and J. T. BARNBY: Metal Sci. J., 1 (1967), p. 56
- 25) 関口春次郎: 金属の塑性加工と変質, 誠文堂, (1963)
- 26) 田中, 和泉, 浅野: 日本金属学会春期講演概要, (1968)
- 27) D. PECKNER: The Strengthening of Metals, Reinhold Publishing Co., New York, (1964)
- 28) N. BROWN: Phil. Mag., 4 (1959), p. 693
- 29) W. A. RACHINGER and A. H. COTTRELL: Acta Met., 4 (1956), p. 109, 647
- 30) M. J. MARCHIKOWSKI and N. BRAWN: Acta Met., 9 (1961), p. 764
- 31) B. I. EDELSON and W. M. BALDWIN: Trans. Amer. Soc. Metals, 55 (1962), p. 230
- 32) R. V. SOUTHWELL and H. J. GOUGH: Phil. Mag., 1 (1926), p. 71
- 33) J. N. GOODIER: J. Appl. Mech., 55 (1933), p. 39
- 34) M. A. SADOWSKY and E. STENBERG: J. Appl. Mech., 14 (1947), p. 191

- 35) *R. H. EDWARDS*: J. Appl. Mech., 18 (1951), p. 19
- 36) *E. R. DETTY*: J. Inst. Metals, 91 (1962~63), p. 274
- 37) *N. M. PARIKH*: High Temperature Materials (edited by *R. F. HEHEMANN, G. M. AULT*), John Wiley, New York, (1959)
- 38) *J. GURLAND and J. T. NORTON*: Trans. AIME, 194 (1952), p. 1051
- 39) *G. S. KREYMER and N. A. ALEKSEYAVA*: Phys. Met. Metallog., 13 (1962), p. 117, 15 (1963), p. 88
- 40) *J. R. LOW*: Trans. AIME, 206 (1956), p. 982
- 41) *R. LOWRIE*: Trans. AIME, 194 (1952), p. 1093
- 42) *H. J. HENNING and F. W. BOULGER*: Mechanical Working of Steel (edited by *P.H. SMITH*), Gordon and Breach, Science Publishers, Inc., New York, (1964)
- 43) *P. W. BRIDGMAN*: Studies in Large Plastic Flow and Fracture, McGraw-Hill, London and New York (1952)
- 44) *T. E. DAVIDSON, J. C. UY and A. P. LEE*: Acta Met., 14 (1966), p. 937
- 45) 高橋, 浅見: 日本金属学会報, 7 (1968), p. 239
- 46) *M. G. COCKCROFT and D. J. LATHAM*: J. Inst. Metals, 96 (1968), p. 33
- 47) *S. H. GELLES*: Trans AIME, 236 (1966), p. 981
- 48) *R. HILL and S. J. TUPPER*: J. Iron Steel Inst., 159 (1948), p. 353
- 49) *L. F. COFFIN JR and H. C. ROGERS*: Trans. Amer. Soc. Metals, 60 (1967), p. 672
- 50) *L. R. UNDERWOOD*: The Rolling of Metals, Chapman, Hall Ltd, London, (1952)
- 51) *D. A. CHEER, R. E. ERANS and J. N. LOWE*: Sheet Metal Ind., 42 (1965), p. 595
- 52) 田中, 福田, 渡辺, 他: 塑性と加工, 8 (1967), p. 317
- 53) 田中, 福田, 他: 日本金属学会誌, 32 (1968), p. 195
- 54) 田中, 福田, 他: 塑性と加工, 8 (1967), p. 78
- 55) *J. A. SHEY*: J. Inst. Metals, 94 (1966), p. 193
- 56) 小西: 塑性と加工, 6 (1965), p. 741
- 57) *B. I. BERESNEV and L. F. VERESHCHAGIN, et al*: Some Problem of Large Plastic Deformation of Metals at High Pressures, Pergamon Press, London, New York, (1963)
- 58) *H. Le D. PUGH and A. H. Low*: J. Inst. Metals, 93 (1964~5), p. 201
- 59) *H. Ll. D. PUGH and A. H. Low*: Sheet Metal Ind., 42 (1965), 572
- 60) *J.R.B. GILBERT, D. GOOLD and R. J. THACKER*: Sheet. Metal Ind., 42 (1965), p. 601
- 61) *R. M. COGAN*: Trans. ASME, SERIES B, J. Eng. Ind., 87 (1965), p. 105
- 62) *F. J. FUCKS*: Mech. Eng., 88 (1966), p. 34