

## 変形能について\*

—延性破壊の基礎と加工限界の予測—

志村宗昭\*\*・斎藤 栄\*\*\*・田中英八郎\*\*

## On the Deformability Fundamentals of Ductile Fracture and Prediction of Workability Limit

Muneaki SHIMURA, Sakae SAITŌ, and Eihachirō TANAKA

与えられたテーマは「鉄鋼の変形能」であるが、「変形能」の意味するものについてはいろいろの立場からのいろいろの見解があつて統一見解のようなものがないのが現状であるし、更に「鉄鋼の」となるとこれまた大変広い範囲にわたつてしまい、まとめるのが非常に困難である。また、昭和49年秋の大会シンポジウムの講演概要<sup>1)</sup>には、いろいろの立場からの報告がかなり詳細にのせられている。そこで、ここでは大会シンポジウムでは余りふれられなかつた事柄を中心に、変形能研究の現状についてのノートを書くこととお許しいただくことにしたい。

まず、加工工程時に形成される損傷を予測しようとか、変形能を定量的に評価して加工限界を予測しようという動きが強く出てきたのは最近のことであることに注意する必要がある<sup>2)</sup>。その背景には、新しいより強靱な材料がどんどんでてくる一方、加工法も高速かつ連続化し、そのうえ製品に高い信頼度が求められるという時代の要求がある。この要求に応えるのに、従来のような経験の単なる minor extrapolation によるアプローチではどうにもならなくなつてきており、加工工程を改善するための指針が必要とされているのである<sup>3)</sup>。

新しい材料の新しい加工工程で問題となることの第一は、加工工程で破壊が起こるかあるいは可視的な亀裂ができることである。次に問題となるのは品質管理テストを通過できないような欠陥製品ができること、更に、次の工程で破壊にまで発展してしまうような内部欠陥ができることである。また、使用者側からは、実際に使用した場合にその材料が所期の性能を発揮しない、という不満の形で問題になる。これらは、変形過程中にその金属材料内に導入された“組織的損傷”の程度と関係があるが、それを予測できる可能性は、原理的に次の三つの分野の知識に依存する<sup>3)4)</sup>。

(1) 塑性加工がおこなわれているときの加工材全体にわたつての局所的応力状態についての知識。

(2) 組織的損傷が生じるような不利な応力状態の下でその金属材料がどのように挙動するかについての知識。

(3) あらかじめ形成された組織的損傷をもつ金属材料が次の加工時にどのように挙動するかについての知識。

この三つの分野のうち、(1)と(2)についてこれから述べてゆく予定である。すなわち、「変形能とは何か」という定義から出発することをさけて、問題を“塑性加工過程に起こる金属材料内の組織的損傷をどのようにして予測するか”というように設定して話をすすめたいと思う。

## 1. 破壊に関する概念、用語

破壊現象自体が非常に複雑であるため、破壊を考える際に使用する概念、用語の意味するもの、その使用法と有効性について、はじめに述べておくことにする。そうすることによつて破壊現象の複雑さやそれを研究する際の困難さ、各種アプローチの関係などがある程度、明らかにすると思われる。

## 1-1 「延性破壊」と「脆性破壊」、「粒内破壊」と「粒界破壊」

破壊は、破壊過程に伴う全体のエネルギー吸収量又は変形量によって延性破壊と脆性破壊の二つに分類されることがある。又、破壊の進行する経路にしたがって粒内破壊と粒界破壊とに分類されることもある。このような分類は重要ではあるが、それだけでは、ある材料が、ある条件下にどのような挙動をするかを予測するにはあまり役に立たない。

## 1-2 劈開破壊

脆性粒内破壊の一つに結晶面の分離によつて起こる劈

\* 昭和50年7月7日受付 (Received July 7, 1975)

\*\* 東北大学金属材料研究所 工博 (The Research Institute for Iron, Steel and Other Metals, Tohoku University, 2-1-1 Katahira Sendai 980)

\*\*\* 東北大学大学院 (Graduate School, Tohoku University)

開破壊がある。加工時の破壊が論じられる場合には、この劈開破壊にはふれられず、延性破壊だけが取り上げられるのが普通であり、それはある程度当然である。しかし、体心立方金属材料の場合には劈開破壊についても考える必要がある。なぜなら、この場合に常温における加工で劈開破壊が起こる例があるし、部分的にマイクロ劈開が起こる例も多いからである。

### 1.3 破壊の「発生」と「伝播」

この概念は有用ではあるが、実際に破壊過程の詳細を解析するのはきわめてむずかしい。たとえば、ある金属が引張り変形で可視的亀裂なしに均一に30%伸びた後、突然、それ以上の変形をしないで破断したとする。全体を考えればこの金属はあきらかに延性的である。しかし、発生は延性的であるが伝播は脆性的であるともいえるわけである。そこで、問題は破壊が実際に始まった点はどこかということになり、更に、破壊過程に対する歪履歴の効果という厄介な事柄に発展することになる。別の例をあげれば、多結晶の鋼の脆性破壊の場合に、きわめて小さい変形時に個々の結晶粒内でミクロ的劈開が起こり、変形が続くとこれらが拡大し連結して、破断にいたることがある<sup>6)</sup>。

### 1.4 延性破壊と前歪又は変形履歴

塑性加工で形状を変える材料の多くは加工時には比較的延性であるから、この場合“延性破壊”が問題になるのは当然といえようが、この意味は“これが起こる前にかんりの塑性変形が起こる”ということである。したがって、この場合には破壊にききだつた変形(前歪、変形履歴)によつてその後の破壊挙動が変化をうける機会も非常に多い。

### 1.5 「ミクロ」と「マクロ」

破壊を、転位とよばれる固体内の線欠陥の挙動で考えることができる。金属は転位の運動と増殖の結果として変形し、この転位の運動が他の転位や介在物、粒界などによつて妨げられたとき、そこに応力集中が生じて脆性亀裂の核の形成へと発展する。他方、ラプチャーなどの場合には、変形がおそくて高温であるため、転位は上昇運動して堆積せず、転位源は転位を増殖しつつ、一つの面上で極度のすべりが進行する。この場合の挙動は、直観的、巨視的には延性的である。この二つの過程は転位の運動で考える限り正反対の現象である。すなわち、一方は一つの面上に働く垂直応力の作用の下で極度に限定された転位の運動で金属が分離する。これに対し他方は一つの面上での極度にはげしい転位の運動で金属が分離(slipping apart)するのである。しかしながら、巨視的に考えるならば、両過程はエネルギー吸収量が比較的低いという点で大体同じであり、その意味では両者とも脆性破壊である。そこで明らかなことは、著しく転位が運動する、というだけでは延性を保証するのに十分でなく、そのためには材料全体にその運動が分布するという

条件が必要であるということである。

### 1.6 “When is a crack a crack?”

直訳すれば“亀裂が亀裂であるのは何時であるか?”という、いささか哲学的な問題がある。すなわち、どのような状態を亀裂とよぶべきかという問題である。これについては昔から、たとえば岩石学の分野で高静水圧下の岩石内における“faults”と“jointing”について研究されているように<sup>29)</sup>、きわめてデリケートなことがらである。また、同じ“crack”という用語を使いながら、研究者の立場によつてその内容にかなりの差異がある。この問題に深入りする気はないが、将来研究がすすみ、そしてその必要があれば、転位がある小領域に集中して格子の乱れがどの程度に達したときに“crack”と呼ぶのが最も意味があるか、などということも明らかにされるかもしれない。

## 2. 延性破壊の基礎的現象

まず、延性破壊を現象的にみて、重要と思われる種々の境界条件について整理してみることにする。

### (1) 引張り

延性金属材料の平滑試験片の引張試験の結果について H. C. ROGERS<sup>6)</sup> にしたがって“組織的損傷”の発達過程を整理してみる。

(i) 引張りの下で、固体内の粒界三重点のような流動の全般的傾向にしたがいきれないような個所にボイドが形成される。

(ii) ネッキングが始まると、それ以降の変形はネッキング部に限定されるようになり、その内部でかなりのボイドの成長が起こる。

(iii) ボイド群が成長すると、内部切欠きのようにそこに歪が集中する傾向が強くなり、引張り軸に対して $30^{\circ}\sim 40^{\circ}$ の角度をもつ狭い領域に著しい変形が起こる。

(iv) ネッキングが更に進むと、ネック部内の強変形

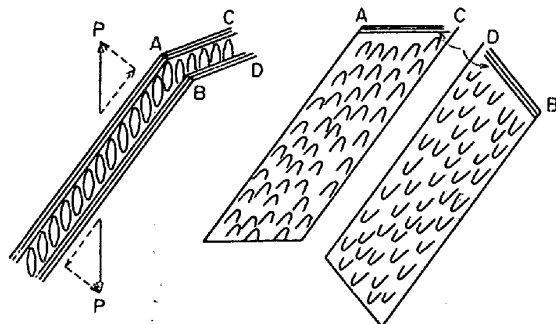


Fig. 1. A schematic representation of the failure of a sheet of voids under a tensile stress at an angle to the plane of the sheet: (a) elongation and shearing of voids under the action of such a stress; (b) oriented parabolic markings on opposing fracture surfaces after failure of such a weakened sheet of voids.<sup>7)</sup>

域内の結晶粒内に小さいボイドが発生し、それもまた引張り軸に対して大体  $30^\circ \sim 40^\circ$  の角度に配列する。これは不均一変形がとくに著しい局所に形成された高応力状態を緩和するように空洞が形成されるのである。

(v) ネックの形状が更に変化すると、変形はもつと局所化して、最大のボイドが最少断面の軸近くの場所に成長する。ここでは引張応力も引張応力の静水成分も最大になっている。

(vi) もつと変形が進むと、ボイドは集合又は連結し

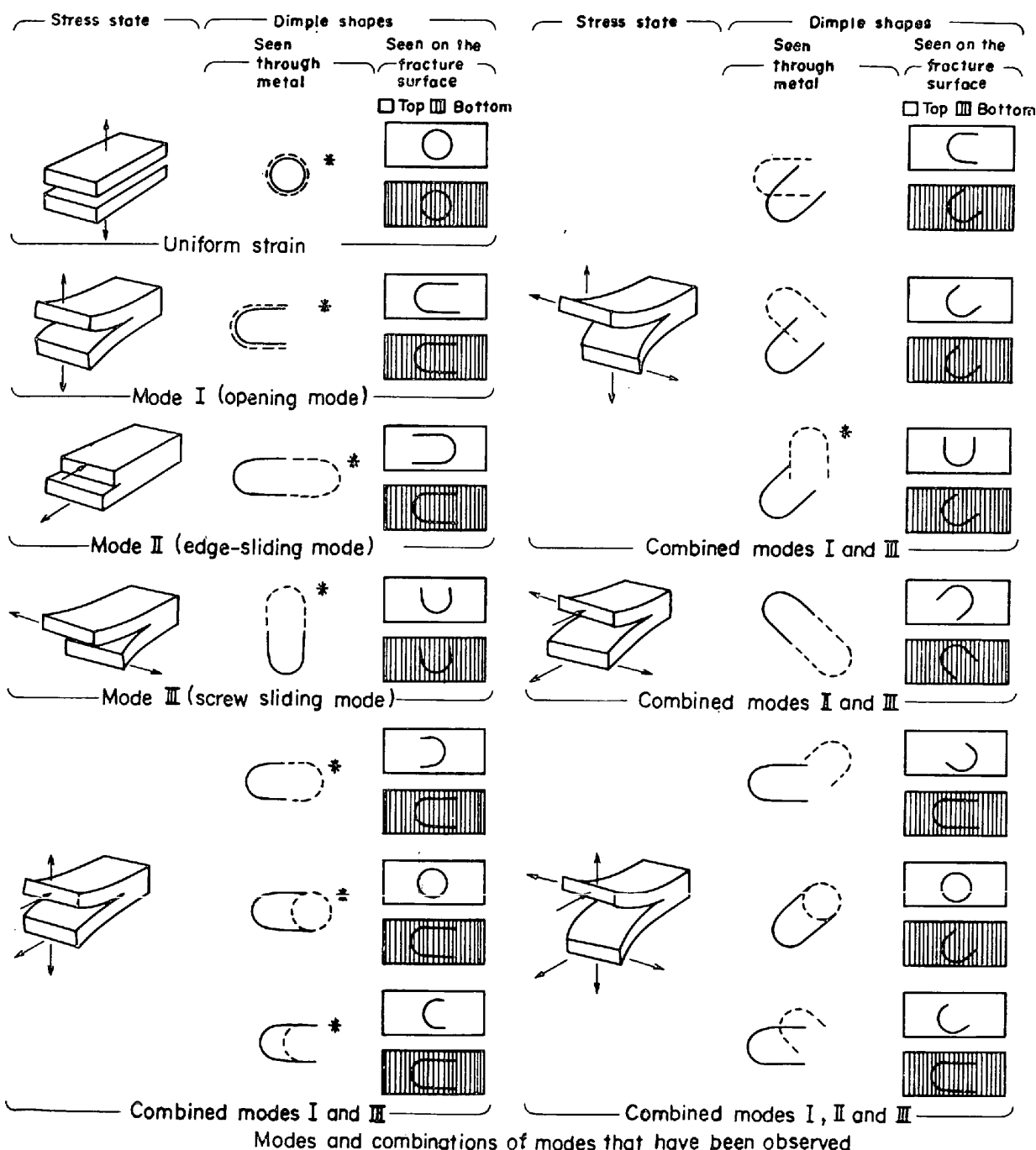
て以下のような“void sheet mechanism”によつて、ネックの中心で亀裂を形成する。(Fig. 1)

(vii) 引張り軸に対して大体  $30^\circ$  の角度にある二つの薄い板内の静的亀裂の先端で歪の集中が起こり、それによつて亀裂の成長が起こる。

(viii) この変形域 (voids sheets) 内に多くの小さいボイドが形成され、この領域を弱化させて、亀裂を放射状および最大引張り応力面の外へ広げさせる。

(ix) 広がった亀裂はその先端にまた次の void sheet

Table 1. Fourteen probable combinations of mating dimple shapes resulting from different stress states, which cause the crack tip to deform by various modes<sup>9)</sup>.



の形成で歪を集中させ、破壊させる。

(x) 亀裂の伝播が最大引張り応力面に沿ってジグザグに進み、これが試料表面に達すると、cup-cone 破断になる。

(xi) 破面は光学顕微鏡による観察では、cup の底の中心部では引張り軸方向に伸びた多くの大きい穴がみられ、それらは対向破面上の穴と対応している。また、void sheet による破壊が起こった多くの領域もある。この領域は対称的対応よりもむしろ対向破面上に対となる領域を持つている。

(xii) 破面を電子顕微鏡で観察すると Fig. 1 のように、void sheet が破壊したように、対向破面上でそれぞれ反対方向を指した elongated dimple が分布している。

以上が延性金属の引張りにおける組織的損傷から破断にいたる過程である。この種の研究が盛んに行なわれ、延性金属の引張りにおける破壊の現象論を豊富にした。

その最近の成果として、C. D. BEACHEM による破面観察によるボイドの集合連結過程に関する系統的な解析がある。彼は先に三つの基本的な集合連結型を示したが、更に precision matching の手法によつて、Table 1 のような 14 の型を明らかにした<sup>8)9)</sup>。これらは線形破壊力学で用いる三つの破壊型 I, II, III, と関連づけられている。

## (2) 断熱的剪断変形

延性破壊の過程を通じて問題になる重要な点の一つは変形の極度な局所化（金属組織的にも幾何学的にも）である。変形する速度が大きい場合にはとくに局所化する傾向が強い<sup>10)</sup>。局所の変形が急速に起こると、変形が断熱的になり、その結果、変形によつて生じた熱は局所化する。それによつて金属組織に変化（例えば変態）が起こることもあるが、より一般的な効果は変形の局所化を更に進めることにある<sup>11)</sup>。

最近の研究によれば、断熱剪断または断熱すべりは基本的には高歪、高歪速度過程ではあるが、これは全体の歪速度が比較的小さい場合でも起こり得る<sup>12)13)</sup>。

鋼の場合には断熱剪断変形によつて剪断帯が形成される。この剪断帯の構造についての研究によると、この部分は非常に小さい結晶粒からできている<sup>14)~16)</sup>。剪断帯に沿って亀裂が伝播する傾向があり、また破面の下に剪断帯の組織が見られることもある。

## (3) 塑性不安定

延性破壊には局所的な強い剪断変形が必要であるし、また断熱剪断変形の条件も、実は塑性不安定に関連がある。塑性変形局所化の第一の型は、引張りにおけるネッキングであるが、その条件は最大荷重クライテリオンから求められ、この型の不安定については多くの研究がある<sup>17)~19)</sup>。この引張り塑性不安定は後にふれるように、延性破壊の際のボイドの挙動を考える場合、大きな意味を持つことになる<sup>20)~23)</sup>。

塑性不安定の第二の型は断面積の減少とは関係のないもので、塑性変形域内の変形の局所化として現れる剪断不安定であり、この条件およびそれと破壊の関係についての研究も最近、行なわれてきている<sup>24)~26)</sup>。

## (4) 静水応力成分

応力状態の変化は、破壊に複雑な影響をもたらす。BRIDGMAN<sup>27)</sup>の SAE 1045 鋼の引張りの実験によると、静水圧力を付加すると圧力の増加に伴い断面収縮率が線形に増加する。このような圧力の効果は、一方では不均一に生成するボイドの発生（又は成長）を妨げ、他方では金属に局所的剪断又は初期的ボイドシートの形成を許すことにある。しかし、ネッキング部の中心におけるように、静水応力成分が負、すなわち引張りになると、逆にボイドの発生、成長を促すことになる。

## (5) 歪履歴

延性破壊が材料の異方性と関連をもっており、加工後に観察された繊維状組織の横断方向でその材料が弱いという報告がたくさんあり、それについての研究も多い<sup>28)</sup>。これを、生産過程で導入された欠陥の配列から説明する“破壊の微小亀裂理論”や“mechanical fibering”で扱われることも多い。

## (6) 圧縮

以上に述べたことは、ある条件下の引張りにおける破壊と関連した事柄であつた。圧縮を含む金属加工過程では圧縮応力下の破壊の問題が重要な事柄である。しかし、単純圧縮の研究は理論よりも実際がずっと複雑である。なぜなら、試料と圧縮工具の摩擦によつて、界面に剪断応力が形成され、これが直接に金属の横広がりを拘束するからである。

円筒の圧縮では、円筒の垂直表面上の剪断応力はゼロでなければならないのに、他方圧縮工具の下の表面では剪断応力が存在する。角では剪断応力が等しくならなければならないから、そこで応力場の singularity が起こる<sup>29)</sup>。しかし、角をすぎた他の面内の剪断応力は大きい値である。そこで、狭いクサビ型の区域に、大きい剪断が起こり、延性材料では剪断破壊にまで進む。

変形速度が大きい場合には、断熱条件があらわれ、剪断歪の局所化が促進される。

## (7) 圧縮下の剪断

ある面上で過剰なすべりが起こり、しかもその面に大きい引張応力が存在しない場合の破壊は、面の分離が起こらないし、又、対向両破面上で相互の消去作用が起こるため、状態を詳細に調べるのは困難である。しかも垂直圧縮応力が働いている面に沿って剪断が起こる場合には先に述べた哲学的な問題“*When is a fracture a fracture?*”が重要な意味を持つことになる。この場合には新しくできた破面同志が圧着を起こして新しい界面が形成され、これがこの後の変形過程を通じて保たれたり、又は分離したりするのである。この問題については

BRIDGMAN が研究している<sup>27)</sup>。

更に圧縮応力の下での材料の挙動の不均一性を考えると、摩擦による剪断力が放射状に働き、円板状試料の中心部で大きくなる (“friction hill”) ので、その場合の応力状態は静水圧縮の状態に近くなる。このような円板試料の中心における静水圧縮は円板の端の狭い環状部分内の接線引張応力によつて保持され、界面摩擦力によつて支えられる。これが SACKS<sup>28)</sup> が述べた “二次的引張応力” で、これによつて変形と応力状態の不均一性がつくれ、圧縮や鍛造でよくみられるような周囲亀裂にまで発展する。

### 3. 塑性加工における破壊

塑性加工過程における破壊は非常に複雑であるが、2. で概観した基礎的側面と関連させて、各種加工法における典型的な破壊の問題を整理してみる。

#### (1) 熱間加工

この場合の破壊問題の一つは、“over heat” あるいは “hot shortness” である。粒界近傍に偏析が存在して、加工温度でその部分が液化して、そのために材料が粒界破壊を起こす現象がこれである。

またこの場合、温度分布の問題が関係してくる。加工材と工具の間に良好な熱接触があると材料の表面温度は急速に低下し、ここに余分な加工硬化が起こつて、延性破壊または劈開により亀裂が発生することがある。反対の温度効果としては、工具と材料の界面における摩擦で、局部的に強い変形が起こることによつて、局部的温度上昇が起こることがある。加工速度が大きく、断熱状態になつた場合にはこれはとくに起こりうる。

#### (2) 摩擦

加工時又は加工後の材料の破壊に関与する最大の因子は摩擦である。板材成形の場合を除いて、大部分の塑性加工過程は本質的に圧縮であつて、理想的には破壊へ向う傾向の非常に少ない塑性流動のはずである。先に圧縮の場合の特徴を述べたが、最も起こりやすい破壊は、界面摩擦から起こり圧縮応力とバランスするように材料内の局所に形成される二次引張り応力によるものである。その例を Fig. 2 に示す。

個々の例の詳細はわからないが、しかし、これらの条件は劈開破壊、hot shortness、又は不均一空洞の生成による延性破壊と void sheet mechanism による破壊伝播にとつて好都合な状態である。

#### (3) 引抜き

材料の流れと破壊からみて、最も複雑な塑性加工過程である。この場合、材料は強い圧縮応力が存在する材料-工具界面を流れる。加工中の潤滑が理想的でない場合には、表面でかなりの局所的剪断変形が行なわれる。加工率が小さすぎたり、ダイス角が小さい場合には “cuppy crack”, “arrowhead cracking”, “center burst defect” な

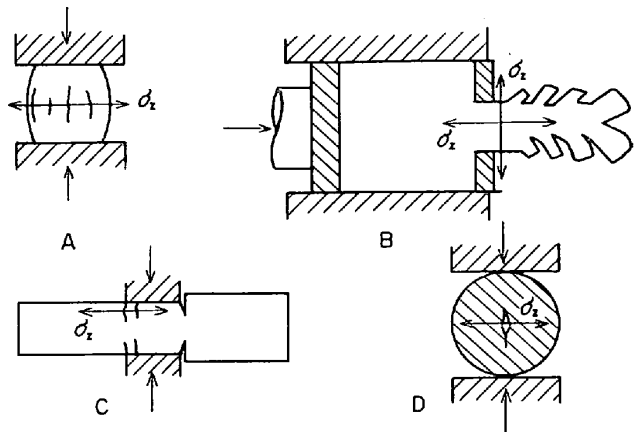


Fig. 2. Secondary tensile stresses in different deformation processes: (a) compression; (b) extrusion; (c) forging of a rectangular bar, (d) forging of a round rod or ball.<sup>7)</sup>

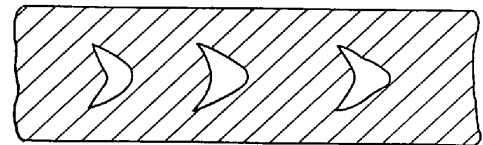


Fig. 3. Internal defects in drawing.

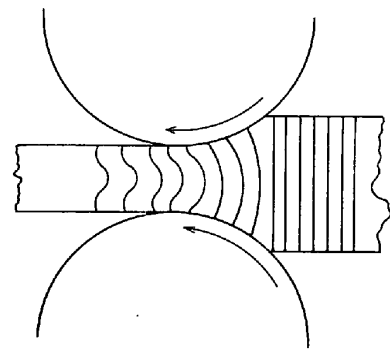


Fig. 4. Diagram showing changes of shape of vertical plane in the metal as it passes between the rolls during rolling<sup>7)</sup>.

どと呼ばれる内部欠陥が連続的に形成されることがある。Fig. 3.

#### (4) 圧延

圧延における変形過程も、圧延面の表面で起こる二重剪断によつて複雑になる。Fig. 4. 圧延の中立点では圧延材の速度とロール速度は一致しているが、ロール入口側では圧延材はロール表面よりはゆつくりと、ロール出口側ではより速く移動する。そのために摩擦力の作用する方向が中立点を境に相反するようになって、圧延材の垂直面が曲がる。同時に表面から中心部までの加工硬化にも差異が生じる。外表面部が中心部より余計に変形を受けるために生じる割れが Fig. 5 (a) のような “crocodiling” である。この型の破壊は、心部が表面にくらべて弱い素材の場合に多い。ロール間隙で圧縮を除荷し

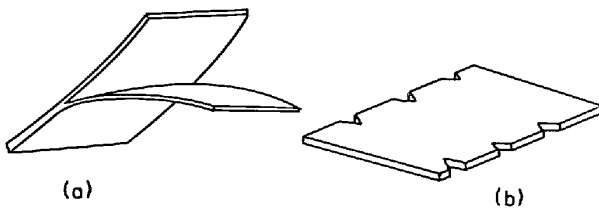


Fig. 5. Examples of fracture in rolling.

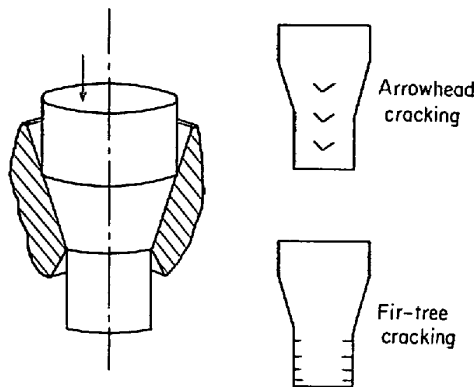


Fig. 6. The free extrusion process, showing arrowhead and fir-tree modes of fracture<sup>66)</sup>.

たときに生じる引張り応力で中心面に沿って割れが走る。これは1パス当たりの圧下率が小さい場合に多い。

板材の圧延でもつと普通の破壊形態は“耳割れ”である。Fig. 5 (b)。普通、圧延理論で仮定するような平面歪条件は薄板の中央部に限定され、エッジに行くにしたがつて圧延方向応力分布は圧縮から引張りへ変化し、エッジで最大の引張応力が作用する。また厚板の軽圧下圧延では、中心部よりも表面部が圧延方向だけでなく幅方向にも変形する。端部では直接の圧下をうけないまま中央部の材料の変形にひきずられ、その結果、耳われを生じることになる。特に、延性が低く、切欠き感度の高い材料でこのような端部における引張り亀裂が形成されやすい。

#### (5) 押し出し

押し出しで起こる普通の破壊形態は Fig. 6 に示すようなものであるが、これらは表面摩擦の作用で起こる不均一な拘束流れによる二次的引張応力に起因するものである。ピレットの鼻に起こる割れ (Fig. 2 B) は、この部分ではピレットの中に形成された静水圧力を支え切れないためである。同様に、出口で押し出し棒の周辺部に割れが起こる。また、中心部でも引抜きの際の“cuppy”のような破壊が起こることもある。これらはいずれも二次的引張応力に関連するものである。

### 4. 延性破壊のクライテリオン

これまで述べてきたことからわかるように、材料の最終破断に至る機構は非常に複雑であるから、金属の延性破壊を正確に記述できるような単一法則は存在しない

可能性が強い。McCLINTOCK<sup>31)</sup> は種々のクライテリオンを検討した後で、“余りに種々な材料と破壊条件があるので、ある材料のある条件にとって正しいようなほとんどすべての self-consistent theory があると思われる”と述べている程である。

延性破壊についての研究は数多く行なわれているが、その成果は、完全からはるかに遠いのが現状である。これらの研究を大別すれば、金属の加工に適用できるような延性破壊のクライテリオンを直接にめざす一群と必ずしもそうではなく延性破壊の機構の解明をめざす一群がある<sup>21)22)32)~34)</sup>。前者はそのクライテリオンにもとづく変形能試験法を考え、それから得られた数値を使用して、実際の加工限界を予測しようとする。そこで、我々は前者を主に扱い、後者については簡単にふれるにとどめることにする。

各種のクライテリオンを別の見方から分類すれば、エネルギー条件、局部的応力条件および局部歪条件の三種となり、モデルで分ければ連続体モデルと転位モデルに分けることができる。

#### (1) Cockcroft-Latham のクライテリオン<sup>35)36)</sup>

彼らのクライテリオンは理論的というよりも経験的といつた方がよい。彼らは、破壊過程の詳細がわからないとしても、ある条件下の破壊点についての知識から他の条件下の破壊点を予測できるような、ある関係を見つけておくことができるはずであると考え、歪だけに基礎を置くクライテリア<sup>37)38)</sup>も、応力だけに基礎を置くクライテリア<sup>39)~41)</sup>も、ごく限られた条件にしか適合しないことは実験上明らかであるとして、応力と歪を同時に考慮したクライテリオンを提出した。

$$\int_0^{\epsilon_f} \bar{\sigma} \left( \frac{\sigma^*}{\bar{\sigma}} \right) d\bar{\epsilon} = C$$

ここで

$\bar{\sigma}$  : 相当応力       $\bar{\epsilon}$  : 相当歪

$\sigma^*$  : 局所的な最大主引張り応力

$C$  : 一定温度、一定速度、その他の条件を一定にしたとき、特定の材料がとる特性値

$\epsilon_f$  : 破壊までの相当歪

式の形からわかるように、このクライテリオンは仕事(エネルギー)を  $(\sigma^*/\bar{\sigma})$  という重みで修正したものである。COCKCROFT 自身、このクライテリオンが簡単すぎることを認めており、これにより冷間加工の指標が考えられれば十分だとしており、実験結果とかなりよい一致を報告している。

BROZZ と LUCA<sup>42)</sup> は、鋼板の切欠き引張り試験の結果から、さらに  $(\bar{\epsilon}/\epsilon_1)$  の重みをつけて上式を修正することを提案した。そうすると、クライテリオンは

$$\epsilon_{1f} \left( \frac{\bar{\epsilon}}{\epsilon_1} \right)^2 \left( \frac{\sigma^*}{\bar{\sigma}} \right) = C$$

となる。ここで

$\bar{\epsilon}$  : 相当歪  $\epsilon_1$  : 最大主歪  
 $\epsilon_{1f}$  : 破壊における最大主歪

である。

これらのクライテリオンを考える場合, COCKCROFT らは加工材の全体としての破断を考えていることに注意されたい。

(2) P. F. THOMASON のクライテリオン

THOMASON<sup>43)</sup> は Fig. 7 に示すような正方形ボイドの分布を持つ材料に, 応力  $\sigma_x, \sigma_z$  および静水圧  $P$  が作用し, 平面歪条件で変形する場合を考え, ボイド間の部分の歪がある量に達するところに微小な内部的くびれ (internal necking) が生じてボイドの合体が起こり, 破断に至ると考えて, クライテリオンを提案した. internal necking を進展させるための引張り応力  $\sigma_n$  と internal necking を抑制する降伏応力  $2k$  の比を necking 部分の形状と関連させてプロットすると, Fig. 8 のようになる。

また, 試料を均一に変形させる荷重  $L_u$  は, 考えている領域の幅を  $\delta x$  とすれば

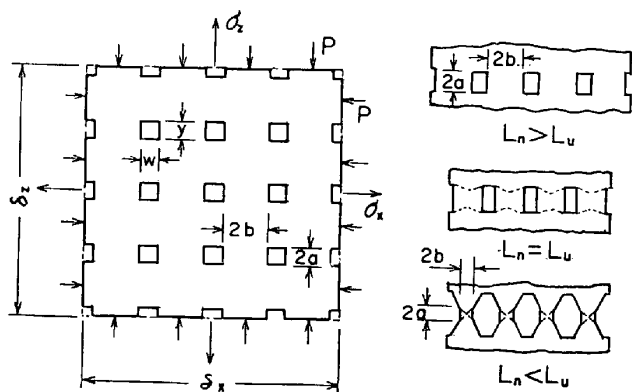


Fig. 7. Plane-strain element containing cavities, showing uniform flow and coalescence of cavities by internal necking<sup>43)</sup>.

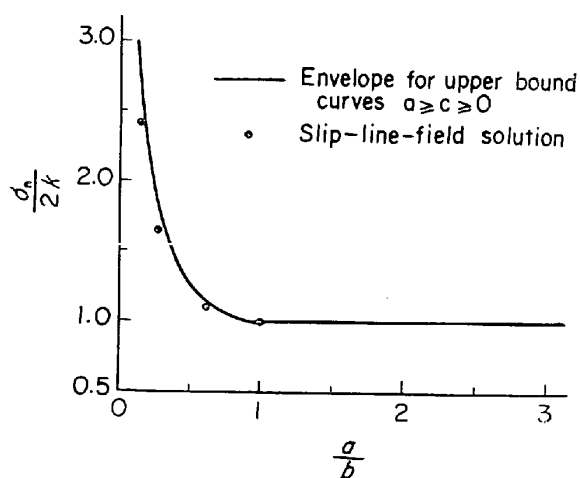


Fig. 8. Continuous relationship between upper-bound constraint factors and neck geometry<sup>43)</sup>.

$$L_u = \sigma_z \delta x$$

となる. ボイド間に internal necking を生ずる荷重  $L_n$  は  $\delta x, \delta z$  間に含まれるボイドの総数を  $n$ , ボイドの幅を  $w$  とすれば

$$L_n = \sigma_n (\delta x - nw) + P \delta x$$

となる. 塑性不安定の開始条件は  $L_n < L_u$  で, ボイドの合体が始まる境界条件として

$$\frac{\sigma_n}{2k} (1 - \sqrt{V_f}) + \frac{P}{2k} < \frac{\sigma_n}{2k} + 1$$

が得られる. ここで  $V_f$  はボイドの体積比で  $nw$  を表わす。

また, 試験の伸び  $\epsilon_z$  と necking 部の形状  $a, b$  の関係は

$$\frac{a}{b} = \exp(2\epsilon_z) \cdot \sqrt{V_f} \cdot (1 - \sqrt{V_f})$$

となる。

上式の  $a/b$  の値および Fig. 8 の  $\sigma_n/2k$  の値が前式を満足するようになるとネッキングが始まり, このような方法で破壊歪  $(\epsilon_z)_f$  が求められる. この結果は, 破断歪  $(\epsilon_z)_f$  が平均静水応力成分の大きさに直接関係することを明らかにしている (Fig. 9)。

このクライテリオンの特色の一つは, 延性破壊の機構をボイドの内部ネッキングによる連結という微視的過程で考えながら, 実際には介在物の体積比, 引張り不安定歪 (すなわち均一伸び) など巨視的に測定で求められるパラメータを導入して, 定量的に取り扱うことができるということである. なお, 前の COCKCROFT の場合と異なり, THOMASON は自由表面の延性破壊に注目している。

(3) McCLINTOCK<sup>31)44)</sup> のクライテリオン

McCLINTOCK は, 粘性体中の孔の成長の理論から塑性体中の孔の成長の理論式を推定し, 更に成長した孔が隣接する孔と合体して破壊に至るという考えから延性破壊

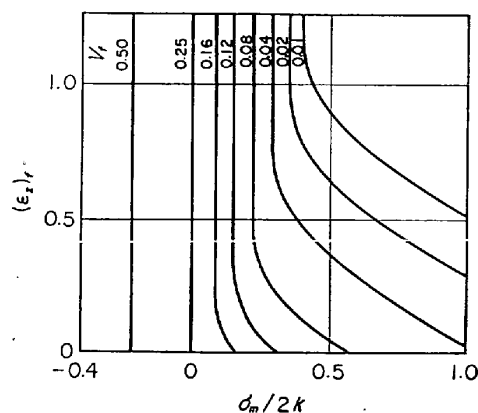


Fig. 9. Theoretical relationship between post-instability strain to fracture and mean hydrostatic stress component, for various volume fractions of cavities in a hypothetical material<sup>66)</sup>.

のクライテリオンをみちびいた。この場合のモデルは、材料を円形孔を一個含むようなユニットセルの集合体と仮定し、円孔が成長してユニットセルの大きさに達したときにその材料は破壊するというものである。彼が導いた破壊歪  $\bar{\epsilon}'$  は

$$\bar{\epsilon}' = \frac{(1-n) \ln(lb_0/2b_0)}{\sin h[(1-n)(\sigma_a + \sigma_b)/(2\bar{\sigma}/\sqrt{3})]}$$

となる。ここで

$n$ : 加工硬化指数

$lb_0$ : ユニットセルの大きさ

$b_0$ : 孔の大きさ

$\sigma_a, \sigma_b$ : 主応力

$\bar{\epsilon}$ : 相当歪

$\bar{\sigma}$ : 相当応力

である。このクライテリアは臨界破壊歪の支配要因に、三軸応力と加工硬化指数を加えたところに特徴がある。

#### (4) KAPLAN-ROWELL のクライテリオン<sup>45)</sup>

たとえば McCLINTOCK が空洞の集合連結について考えている応力と歪は、二つ又はそれ以上の空洞を含むような領域におけるものである。このように多くのクライテリオンで考察の対象とされる破壊関係領域のサイズは小さい。これに対して、最近、破壊は単純に発生個所の状態に依存するのではなくて、物体全体の状態に依存するのであるとする示唆がおこなわれた<sup>46)</sup>。すなわち、THOMAS の仮説によれば、物体中のある点において、均一応力場での破壊条件が満足されていても、全体が不均一応力場を形成している場合にはその点での破壊は周囲の材料によつて妨げられるのである。このような挙動を“material constraint”と呼ぶ。KAPLANらは、パイプ状試験片に振りと内圧を加える実験を行つて“material constraint”の概念を検討した。その結果は、破壊の発生は破壊が始まる個所の局所的条件にだけ依存するのではなくて、パイプの側壁全体にわたる破壊の必要条件に依存することを示唆するものであつた。これは一般に受け入れられている見解とは全く異なるものである。彼らは独立な破壊クライテリオンと material constraint にもとづく延性破壊理論を提出した。この注目すべき理論は今後多くの実験によつて検証される必要がある。

#### (5) 他の微視的クライテリオン

ボイド形成における介在物又は第二相粒子の役割については理論的あるいは実験的に非常にたくさんの研究が行われてきた<sup>47)</sup>。そして、一たび介在物又は第二相粒子からボイドが生成すると、それが剪断応力と静水引張りの組合せの下で塑性的に広がるのが一般に認められている。そして、ボイドが成長する過程についてもある程度わかつてきている<sup>48)~51)</sup>。

第二相介在物粒子からボイドの形成へ至る初期過程についても研究されており、この結果は先に述べたような連続体の観点からの研究を補強している。これらについ

での評価を最近の ARGON の論文<sup>52)</sup> からみてみることにする。

#### (i) エネルギー・クライテリア

介在物からボイドが発生する過程についてのエネルギー・クライテリアが GURLAND と PLATEAU<sup>53)</sup>、田中、森と中村<sup>54)</sup>などから提案されている。しかしこれらはボイド発生の必要条件であつて、実際に介在物の分離が起こるためには局部的応力が介在物と地の界面強度に達する必要があると思われる<sup>55)</sup>。

#### (ii) 粒子のサイズと臨界応力のアプローチ

普通、延性破壊はミクロンサイズの介在物粒子のまわりのボイドの形成から始まる。この場合を透過電子顕微鏡で観察すると、転位の集積が著しい領域は介在物粒子の径に比べてはるかに小さい<sup>56)</sup>。他方、粒子径が数百 Å の場合にはその粒子のまわりにプリズマティック・ループからなる転位組織がみられる<sup>57)</sup>。したがつて粒子が大きい場合には連続体的アプローチが適切であると思われる。粒子が小さい場合には転位論的アプローチが効果的であろうと思われる。

#### (iii) 連続体変形にもとづく臨界応力クライテリア

介在物粒子を剛体円筒、そのまわりの地を弾塑性歪硬化連続体とし、純粋剪断の変形に必要な界面応力の状態を求め、それに負圧を重ね合せる、というような解析が、二三行われている<sup>58)59)</sup>。ARGONらは同様な問題を有限要素法を使つて検討した。それによれば、介在物粒子が孤立して存在する場合の界面応力は周囲の応力状態と負圧にのみ依存し、粒子のサイズには依存しない。粒子サイズの効果は粒子間の相互作用がある場合に認められる。

#### (iv) 転位モデルにもとづく臨界応力クライテリオン

ASHBY<sup>60)</sup>によつて提案された、変形不適合が転位ループのパンチングによつて局部的に吸収されるというモデルを拡張して検討すると、局部的塑性緩和がループ内で許容されるときに、界面応力集中について同じ結果が得られる。

## 5. クライテリオンの検証、応用および加工における損傷の予測

前節で示したような種々のクライテリオンが、果してどの程度、特定の材料の加工における損傷の予測に役立つか、ということが次の問題になる。定量的な表示を求めるための変形能試験法とクライテリオンの関係も検討されている。

#### (1) COCKCROFT-LATHAM のクライテリオンの KOBAYASHI による検討<sup>61)</sup>

加工限の予測は変形時の応力、歪履歴の項で表現されたクライテリオンによらなければならないとして KOBAYASHI は円柱および円筒すえ込み試験を行ない、詳細に検討した。この試験法において破壊は barreling を起こした自由表面赤道上で発生する。よつて、そこでの応力、



Table 2. Test conditions in upsetting solid cylinders and rings<sup>61)</sup> (material: SAE 1040 steel annealed. Diameter 1.0 in. : inner diameter for rings 0.375 in.)

Run solid, ring	Height h <sub>0</sub> in.	Tool-work interface	Lubrication	Schematic solid	Schematic ring
S-0, R-0	1.5	Flat dies, flat ends	Unlubricated		
S-1, R-1	1.5	Flat dies, flat ends	Lubricated		
S-2, R-2	1.0	Flat dies, flat ends	Unlubricated		
S-3, R-3	1.0	Flat dies, flat ends	Lubricated		
S-4, R-4	0.7	Flat dies, flat ends	Unlubricated		
S-5, R-5	0.7	Flat dies, flat ends	Lubricated		
S-6, R-6	1.0	Grooved dies, flat ends	Unlubricated		
S-7, R-7	1.0	Flat dies, conical ends	Lubricated		
S-8, R-8	1.5	Recessed dies, flat ends	Unlubricated		
S-9, R-9	1.5	Conical dies, conical ends	1 step unlu- bricated and thereafter lubricated		

歪履歴を求める必要があるが、barrelingの大小が歪変化に影響を及ぼすため、試験片の変形様式も調べなければならない。また、barreling程度に決定的に影響を及ぼす因子が端面摩擦状態であることから Table 2 に示すような各種条件下で試験を行ない、

- (i) 端面の変位……摩擦状態の定量的測定
- (ii) bulge profile……barreling 大小の程度の測定
- (iii) 自由表面上の歪の測定

をそれぞれ求めた。このように摩擦条件を変化させると、広範囲な歪履歴が求められる。

また、測定された歪から自由表面での応力を次のような計算で求めた。自由表面では平面応力状態 ( $\sigma_r = 0, \sigma_\theta, \sigma_z$ ) となり、 $\sigma_\theta, \sigma_z$  はそれぞれ

$$\sigma_\theta = \frac{\bar{\sigma}}{\sqrt{3}} \frac{2 + \alpha}{\sqrt{1 + \alpha + \alpha^2}}, \quad \sigma_z = \frac{\bar{\sigma}}{\sqrt{3}} \frac{1 - 2\alpha}{\sqrt{1 + \alpha + \alpha^2}}$$

ここで、 $\alpha = d\epsilon_z/d\epsilon_\theta$ 、(測定された歪履歴から graphically に得られる.)。

となる。当然のことながら歪履歴の変化は応力履歴に変化を与えることになる。

以上のようにして求めた応力、歪履歴を用いて COCKCROFT の式を計算した。その結果は Table 3 で示すよ

Table 3. Various quantities at fracture.

Run	$\ln \frac{h_0}{h}$	$\bar{\epsilon}$	$\sigma_\theta$	$\sigma_z$	$\int \sigma^* d\bar{\epsilon}$
S-7	1.88	1.24	135	-15	65.2
S-5	1.61	1.02	132	-14.8	61.0
S-1	1.56	1.01	140	0	63.9
S-4	1.55	0.90	139	1.8	71.3
S-8	1.30	0.77	145	25	60.7
R-7	1.73	0.95	139	0	69.1
R-3	1.52	0.83	135	-3.6	66.2
R-4	1.39	0.72	139	10.7	61.5
R-2	1.32	0.68	139	16	63.9
R-6	1.25	0.65	141	22	62.6

うな値となり、COCKCROFT のクライテリオン  $\int_0^{\epsilon_f} \sigma^* d\bar{\epsilon} = C$  (一定) をほぼ満足する結果となった。

このように、KOBAYASHI の実験によつて、COCKCROFT-LATHAM のクライテリオンは大體証明されたようにみえる。しかし、このクライテリオンは変形履歴の変化に対しては不十分である。JAIN と小林<sup>62)</sup> も、円柱試験片の平面歪側面圧縮の実験で、破壊の発生と伝播に関連して応力と歪の局部的状態とその分布が重要であることをみとめている。

(2) HOFFMANNER による定量的検証

A. L. HOFFMANNER<sup>2)</sup> は、種々の材料を使つて、次の4種の変形能試験を行つた。

- (a) 切欠き付きおよび平滑表面の円筒状試験片の引張り
- (b) HILL<sup>63)</sup> および ELLINGTON<sup>64)</sup> によつて提案された溝付き平面応力試験
- (c) 溝付き中空円筒試験片の振り
- (d) 円筒状試験片の平面圧縮工具による軸方向圧縮および側方向圧縮

これらの結果、得られた数値を、A) 圧延と B) 押し出しの過程で起こつた損傷の観察結果と比較した。このような実験的検証は数少ないものである。

HOFFMANNER の結果で示されたことの一つは、COCKCROFT と LATHAM の経験的手法がかなりよい結果を与えることである。その一例は、押し出しの際に材料の心部に起こるクサビ状破壊(center burst defect)の予測である。Fig. 10 はエネルギー密度(塑性歪エネルギー量を流動応力で割つたもの)と押し出し比の関係で示したものである。

このデータでは、center burst defect は大きいダイス角、1パス当たりの圧下率が低いこと、材料の破壊歪の小さい場合に起こることがわかる。この図の放物線形の曲線が、この加工法における加工可能性の必要条件に当たっている。

もう一つの注目すべき結果は次の点である。組織とくにテクスチャーのような異方性は延性破壊に関連を持っている。そこで、McCLINTOCK<sup>65)</sup> によつて提案された概念を拡張して、次の関係を仮定した。

$$\ln \bar{\epsilon}_f = A + B(\sigma_T/\bar{\sigma})_{AVG}$$

ここで、 $\bar{\epsilon}_f$  は破壊歪、 $\sigma_T$  はテスチャーの方向に直角方向の垂直応力の最大値の平均、 $\bar{\sigma}$  は歪が  $\bar{\epsilon}_f$  の範囲

の流動応力の平均値である。A, B は定数である。

このような関係が、実際に引張りおよび平面応力試験の結果にあらわれている(Fig. 11)。そして圧延のデータもこれに合っている。ここで、材料定数 A は破壊歪の温度と歪速度への依存性を示し、B は応力および異方性への依存性を示しており、とくに B は熱処理や加工条件に強く影響される。

(3) 押し出しにおける欠陥形成についての THOMASON の予測

P. F. THOMASON<sup>66)</sup> は、彼の提出したクライテリオンを使つて、押し出し加工中に生じる内部欠陥 (arrow head crack) と表面欠陥 (Fir tree crack) の発生を予測する方法を示している。その骨子は次のとおりである。

(i) 金属の延性は、平均静水応力成分の大きさに直接関係する。ネッキング開始後の歪量 (post-instability strain) と (平均静水応力成分)/(降伏応力) の関係を、材料中の空洞の体積比毎に示したのが Fig. 9 で、これは彼のクライテリオンにもとづくものである。

(ii) 加工工程の塑性変形域内の平均静水応力成分の大きさと分布を知る必要がある。そこで押し出しの場合、軸対称すべり線面に沿う平衡方程式を数値積分 (この場合、軸対称条件を平面歪条件におきかえる) することによつて、対称軸上の平均子午面応力を求め(Fig. 12)、それを平均静水応力成分へ変換した。その結果を押し出し比に対して、各ダイス角度ごとにプロットしたものが Fig. 13 である。

(iii) 対称軸上の引張塑性不安定歪を単軸引張りの塑性不安定歪に等しいと仮定して、それを  $\ln(A_0/A) = \text{一定}$  から決める。それを 0.1 とした場合が図に記入してある。

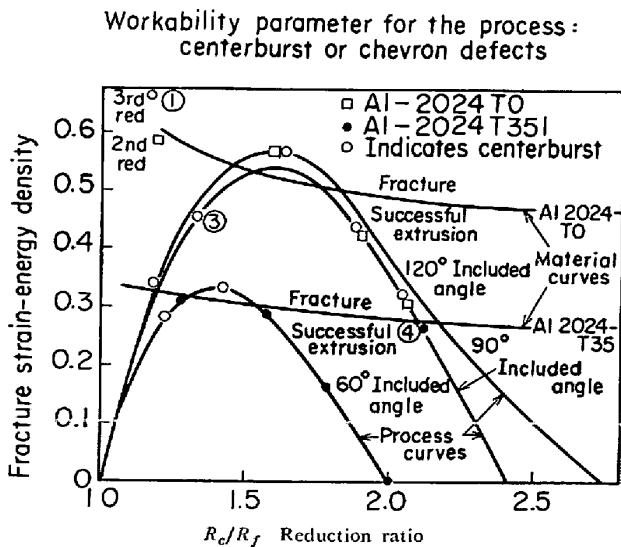


Fig. 10. Workability criteria for centerburst based on a maximum tensile stress-strain energy criterion<sup>2)</sup>.

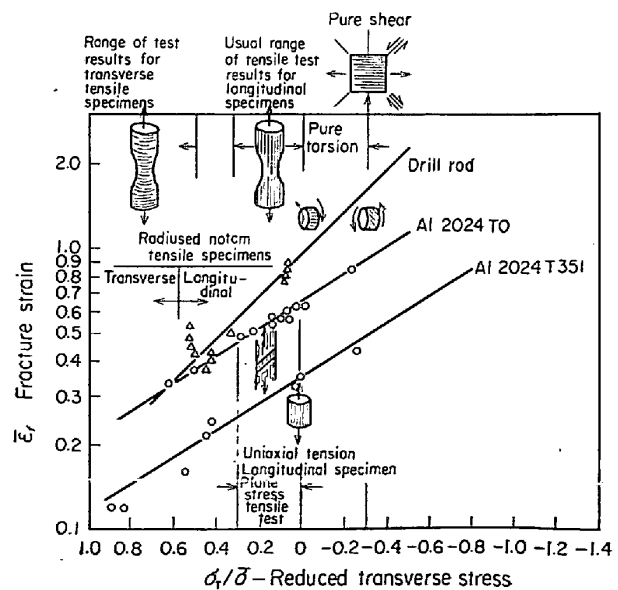


Fig. 11. Fracture strain dependence on the reduced stress  $\sigma_T/\bar{\sigma}$  with superposition of the ranges of  $\sigma_T/\bar{\sigma}$  corresponding to each test<sup>2)</sup>.

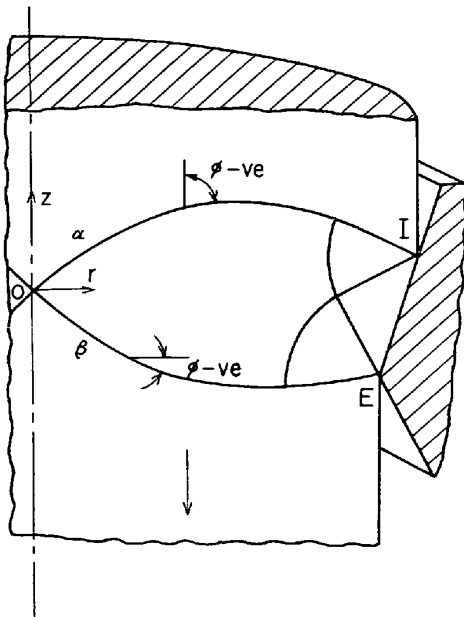


Fig. 12. The plastic deformation zone for free extrusion, showing the axisymmetric slip lines in the meridian plane with coordinate axes and angular coordinates.

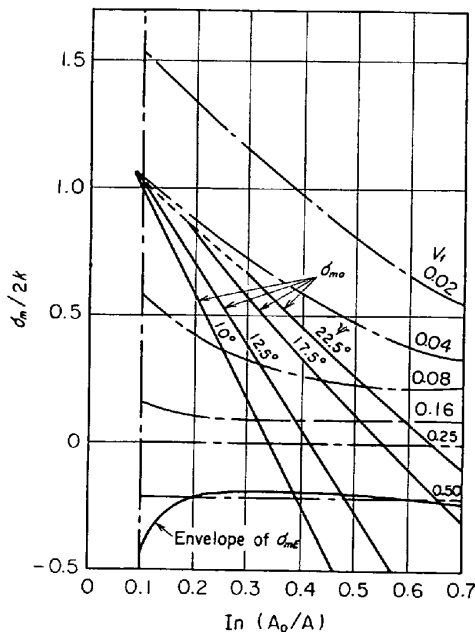


Fig. 13. The mean hydrostatic stresses at the axis of symmetry ( $\sigma_{m0}$ ) and the die exit ( $\sigma_{mE}$ ), for various logarithmic reductions in area and die half-angles, superimposed on the relationship between total strain to fracture and mean hydrostatic stress, giving the conditions for the arrowhead and fir-tree modes of fracture<sup>66)</sup>.

(iv) Fig. 9にある破壊までの post-instability strain を, Fig. 13 の pre-instability strain に加えることによつて, この材料のこの加工条件における延性の限界を知

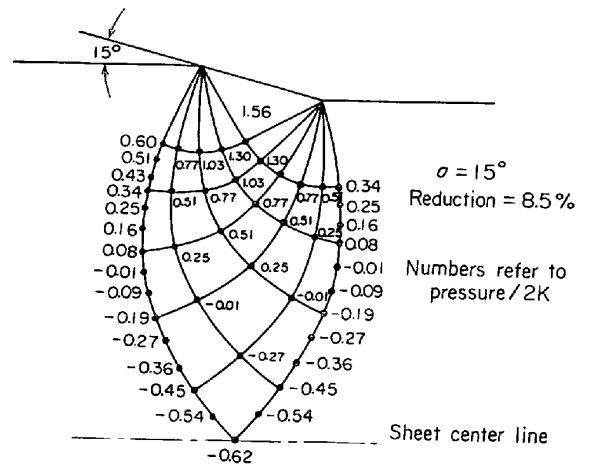


Fig. 14. Distribution of hydrostatic pressure in strip for one set of drawing conditions<sup>71)</sup>. ( $2k$  is tensile yield stress)

る。

(v) この方法では, 空洞又は介在物の体積比  $V_f$  を材料の特質の一つとして用いたが, 材料の機械的特性を  $V_f$  で表現してもかまわない。

(4) 板材の引抜きにおける損傷の予測 — ROGERS の解析と実験

R. C. ROGERS ら<sup>67)~70)</sup>は, 加工中に加工材内の局部に形成される組織的損傷は, その局部に働く応力の静水成分に強く依存すると考え, この問題について一連の研究を行なつている. そのなかの板材の引抜きの例を次に示す。

(i) 普通, 加工過程を理論的に扱う場合に均一変形を仮定することが多いが, 実際の加工における変形はきわめて不均一なものである. 不均一変形を扱う場合, すべり線場の理論が, 平面歪, 剛塑性体の仮定という制限はあるが役に立つ。

(ii) 板の引抜きのすべり線解は HILL-TUPPER<sup>71)</sup>によつて示されており, これからダイス面力や引抜き応力等が与えられる。

(iii) これを HENCKY の関係を用いて拡張すると, 静水応力の変化はすべり線の角変化によつてあらわされることがわかる. したがつて, ダイス角と圧下率を規定すれば, その場合のすべり線場から, 静水応力の成分の分布を知ることができる。

(iv) その一例が, Fig. 14 である. ここで負の値は静水引張りである。

(v) それによると加工中に局部的に形成される静水応力の性質と大きさは加工条件すなわち板の引抜きの場合にはダイス角, 1パス当たりの圧下率および摩擦係数  $\mu$  に依存する。

(vi) 板の引抜きでは, 静水応力はほとんどが引張りであつて損傷は板の中心面でもつとも著しい. しかも, その損傷は累積的である。

(vii) 損傷の形成過程では材料の性質が大きい役割りをし、ポイド核生成に寄与するような介在物が少ない場合には損傷は軽微であるが、パーライト 4340 鋼のような場合には損傷が著しくあらわれる。

### 6. 鋼の変形能に影響する材料学的因子 についてのコメント

鉄鋼の変形能に影響する材料学的因子については、いろいろ試みられている変形能の定量的表示と対応させた研究はほとんどない、というより始まつたばかりといつてよいであろう。定性的には他に詳しく列挙されている<sup>72)</sup>。そこで、ここでは少し視点を変えて問題を考えてみたい。

加工中に形成されるような不利な応力状態の下で、特定の金属材料が示す挙動を知ることが、加工中の損傷を予測するための必要条件の一つであるが、その場合に破壊靱性のような概念が使えないであろうか。変形能に対する材料学的因子の影響について見通しをつける場合、この方面のデータもある程度は役に立つと思われる。たとえば、1960 年の後期から発達した“dynamic tear”(DT) 試験の結果はその一つである。Fig. 15 は破壊の特徴で鉄鋼材料を分類したものである。平面歪破壊靱性  $K_{Ic}$  と降伏応力の比で、平面歪破壊力学が適用できる範囲がわかる。比が 1 以上になるとこの適用に困難な問題がいろいろでてくる。 $K_{Ic}$  の値ではなく、SHELF DT エネルギー又は普通のシャルピ V 試験の SHELF エネルギーと降伏応力との関係で考えるならば、その相互関係の

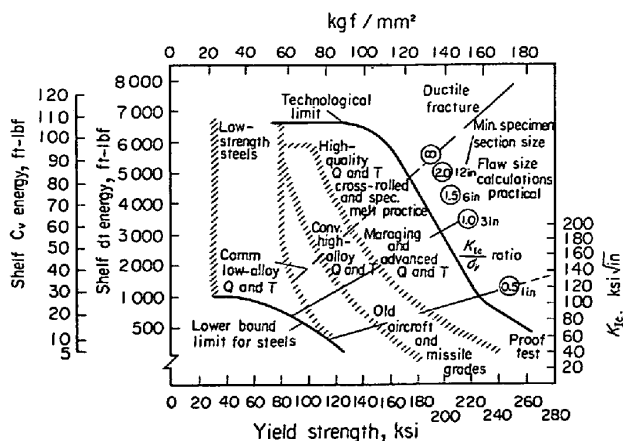


Fig. 15. A classification of steels, defining the general effects of production factors on the strength transition. The three corridors of strength transition relate to metallurgical quality (void site density) which controls microfracture processes and, thereby, the macroscopic fracture toughness of the metal. The location of generic alloy steel types are indicated by the notations<sup>76)</sup>.

遷移すなわち“strength-transition”が存在すること、高強度鋼の場合にその影響がきわめて大きいことが注目される。

そこで、SHELF エネルギーに代表されるような破壊が起こる時になされる仕事  $G_{Ic}$  (切欠靱性) に対する微視的組織の影響をみると、Table 4 のようになる<sup>73)</sup>。表中の (a) は劈開破壊の場合であるが、材料の脆性-延性遷移温度がわかっている、それより十分高い温度で加工する場合には通常劈開破壊は起こらない。しかし、これが未知の耐熱材料を加工した場合、劈開で破壊が起こることは稀ではない<sup>7)</sup>。降伏強度  $120 \text{ kg/mm}^2$  以上の中強度鋼および高強度鋼の常温以上で起こる破壊はポイドの形成と集合連結の過程をとるが、それに伴うエネルギーは比較的小さく、低エネルギー引裂き破壊と呼べるものである。その場合を表の (b) に示してある。

靱性には、微視的組織の差異および欠陥濃度が敏感に影響する。したがって、添加元素や処理の影響は、これらにおよぼす影響として考える必要がある。きわめて一般的にいえば

Table 4. 靱性に及ぼす微視的構造の変化の影響<sup>73)</sup>

(a) へき開破壊

パラメタ	引張延性 $\epsilon_f$	切欠靱性 $G_{Ic}$	NDT 無延性遷移温度	伝播遷移温度 $T_{B(N)}$
(1) $d$	↑↑	↓	↑↑	↑↑
(2) $\sigma_i$	↓	↓	↑↑	↑↑
(3) $\gamma_m$	↓	↓	↑↑	↑↑
(4) $\gamma_B$	↓	↓	↑↑	↑↑
(5) $k_y$	↑↑	↓	↑↑	↑↑
(6) $d\sigma/de$	↓	↓	—	—
(7) $\rho$	↓	↓ ( $\epsilon_f'$ )	—	↑

( $\rho$  : 伝播している引裂き破壊の有効先端半径, 形状および分散した第 2 組パーライトの含有量によって決まる。)

(b) 低エネルギー引裂き破壊

パラメタ	引張延性 $\epsilon_f$	切欠靱性 $G_{Ic}$	落重引裂試験 DWTT エネルギー	$C_v$ (max) シャルピ V 型衝撃エネルギー
(8) 第 2 相パーライトの体積比または大きき $V_f$	↑	↓	↓	↓
(9) $\sigma_y$	↑	↓	↓	↓
(10) $d\sigma/de$	↓	↓	↓	↓
(11 a) 切欠面に垂直または引張軸に平行な繊維の含有率	↑	↑	↑	↑
(11 b) 切欠面に平行または引張軸に垂直な繊維の含有率	↑	↓	↓	↓

(↓ : 減少, ↑ : 増大)

- $d$  : 結晶粒径
- $\sigma_i$  : 摩擦応力 (降伏を生ずるに必要な引張応力)
- $\gamma_m$  : 粒内で伝播する劈開亀裂の先端でなされる仕事
- $\gamma_B$  : 亀裂が粒界を横切るとき亀裂近傍でなされる仕事
- $k_y$  : 降伏強さの結晶粒径依存性をきめるパラメータ
- $d\sigma/de$  : 加工硬化率
- $\sigma_y$  : 単純引張り, 単純圧縮の降伏応力

Table 5. Typical deformation speeds<sup>74)</sup>.

Process	Deformation speed, m/sec
Tension test	10 <sup>-6</sup> ~10 <sup>-2</sup>
Hydraulic press	0.025~0.35
Tube drawing	0.05~0.5
Deep drawing	0.05~1.0
Sheet rolling	0.25~25
Hammer forging	2.5~10
Charpy impact test	6
Wire drawing (fine)	5~40
Pneumatic-mechanical forging	20~50
Explosive forming	30~200

(i) ほとんどの合金添加物は、フェライト結晶粒径を減じ(これは延性にプラス)、 $\sigma_i$ を上昇させる(マイナス)。炭素は、少量では粒界に  $Fe_3C$  として析出してやすく、微視的亀裂の発生エネルギーを低下させ、多量ではパーライトを形成し、引裂き破壊に要するエネルギーを低下させる。窒素、珪素、燐も  $\sigma_i$  を上昇させ、変形を不均一にし、 $k_y$  を上昇させマイナス。

(ii) マンガン、ニッケルは結晶粒径を減じ、 $k_y$  を低下させてプラス。さらに、マンガンは  $Fe_3C$  の粒界形成を妨げ有効。アルミニウムは窒素と結合して  $AlN$  となり、これがフェライト結晶粒径を減じて有効。ニオブも同様。ただし、いずれも限界がある。

#### 付. 速度効果

加工中の損傷を予測するに当たって考慮しなければならない大問題の一つは加工速度の効果である。現在実際に行われている加工速度は Table 5<sup>74)</sup> に示すようにかなり大きくなっており、実験室における普通の衝撃試験の速度に匹敵するようになってきている。このような条件での材料の挙動は準静的な条件におけるものとは、かなり異なるはずである。実際、通常の引張り速度で 1~3% 程度の破断伸びしか示さないブリキ板が破損することなく製缶加工できるのは変形速度が大きいためであるという報告<sup>75)</sup>もある。しかし、速度の効果についての実用材料のデータの集積は非常に少ない。

もう一つ、超強度合金すなわち本性上脆性で変形速度に敏感でない材料に適用されて有効性を発揮している破壊靱性試験は、延性材料の高速変形に拡張できるであろうか。この方向には原理的に難関があることが予想されている。

#### 文 献

- 1) 鉄と鋼, 60 (1974) 10, A 107
- 2) A. L. HOFFMANN: Metal Forming-Interrelation between Theory and Practice, ed. by A. L. HOFFMANN (1971), p. 349 [Met. Soc. AIME, Plenum Press, N. Y.-Lond.]
- 3) H. C. ROGERS: *ibid.*, p. 435
- 4) L. F. COFFIN, Jr. and H. C. ROGERS: Trans. ASM., 60 (1967), p. 672

- 5) J. R. Low, Jr.: Relation of Properties to Microstructure (1974), p. 163 [ASM. Cleveland, Ohio]
- 6) H. C. ROGERS: Trans. AIME, 218 (1960), p. 498
- 7) H. C. ROGERS: Fundamentals of Deformation Processing (1964), p. 199 [Syracuse Univ. Press, Syracuse, N. Y.]
- 8) C. D. BEACHEM: Trans. ASM, 56 (1963), p. 318
- 9) C. D. BEACHEM: Met. Trans., 6A (1975), p. 377
- 10) C. ZENER and J. H. HULLOMON: J. Appl. Phys, 15 (1944), p. 22
- 11) A. J. BEDFORD, A. L. WINGROVE, and K. R. L. THOMPSON: J. Australian Inst. Metals, 19 (1974), p. 61
- 12) W. D. SYNIUTA and D. J. CONOW: Wear, 15 (1970), p. 171
- 13) R. F. RECHT: Trans. ASME ser. E, 31E (1964), p. 189
- 14) A. L. WINGROVE: J. Australian, Inst. Metals, 16 (1971), p. 67
- 15) D. SCOTT, B. LOY and G. H. MILLS: Inst. Mech. Eng. Proc., 181 (1966-67), p. 30
- 16) R. C. GLENN and W. C. LESLIE: Met. Trans., 2 (1971), p. 2945
- 17) E. W. HART: Acta. Met., 15 (1967), p. 351
- 18) P. B. MELLER: J. Mech. Eng. Sci., 4 (1962), p. 251
- 19) W. A. BACKOFEN: Fracture of Engineering Materials, (1964), p. 107 [ASM]
- 20) J. L. BLUHM and R. J. MONISSEY: Proc. 1st Inter. Conf. on Fracture, 3, Sendai, Japan (1965), p. 1739
- 21) P. F. THOMASON: Int. J. Mech. Sci., 11 (1969), p. 187
- 22) H. A. KUHN and P. W. LEE: Met. Trans., 2 (1971), p. 3197
- 23) S. K. SAMANTA: Inter. J. Fracture, 11 (1975), p. 301
- 24) A. S. AROGON: The Inhomogeneity of Plastic Deformation, (1973), p. 161 [ASM]
- 25) C. A. GRIFFIS and J. W. SPRETNAC: Trans. ISIJ, 9 (1969), p. 372
- 26) A. K. CHAKRABARTI and J. W. SPRETNAC: Met. Trans., 6A (1975), p. 733
- 27) P. W. BRIDGMAN: Studies in Large Plastic Flow and Fracture, (1952) [McGraw Hill, N. Y.]
- 28) W. A. BACKOFEN: Metallurgical Aspects of Ductile Fracture Conf. on Fracture of Engineering Materials, (1959) [ASM]
- 29) A. NADAI: Theory of Flow and Fracture of Solids, (1950), p. 194 [McGraw-Hill, N. Y.]
- 30) G. SACKS: J. Inst. Metals, 64 (1939), p. 261
- 31) F. A. McCLINTOCK: Int. J. Fracture Mechanics,

- 4 (1968), p. 101
- 32) *M. G. COCKCROFT* and *D. J. LATHAM*: National Engineering Lab. Report. (1966) 240 Glasgow
- 33) *H. C. ROGERS* and *L. F. COFFIN*: Bureau of Naval Weapons, D. C. Report under Contract No. W-66-0545-d (1967)
- 34) *A. L. HOFFMANN*: Air Force Material Lab. OWO, Report AFML-TR-69-174 (1969)
- 35) *M. G. COCKCROFT*: Ductility (1968) Chap. 7 [Metals Park Ohio ASM]
- 36) *M. G. COCKCROFT* and *D. J. LATHAM*: J. Inst. Metals, 96 (1968), p. 33
- 37) *J. DATSKO*: Material Properties and Manufacturing Processes (1965) [John Wiley, London]
- 38) *P. L. KEGG*: J. Eng. Ind. 83B (2) (1961), p. 119
- 39) *G. S. SMITH*: Metallurgia, 32 (1945), p. 162
- 40) *C. J. BEEVERS* and *P. W. K. HONEYCOMBE*: Acta, Met., 10 (1962), p. 17
- 41) *G. CUMINSKY* and *F. ELLIS*: J. Inst. Metals, 95 (1967), p. 33
- 42) *B. BROZZO* and *B. de LUCA*: Suppl. Trans. Iron. Steel. Inst. of Japan, 11 (1971), p. 65
- 43) *P. F. THOMASON*: J. Inst. Metals, 96 (1968), p. 360
- 44) *F. A. McCLINTOCK*: J. Appl. Mech., 35 (1968), p. 363
- 45) *M. A. KAPLAN* and *G. A. ROWELL*: Trans. ASME, 97 (1975), p. 15
- 46) *T. Y. THOMAS*: Inter. J. Eng. Sci., 5 (1967), p. 621
- 47) *A. R. ROSENFELD*: Met. Rev., 13 (1968), p. 29
- 48) *F. A. McCLINTOCK*: Physics of Strength and Plasticity, ed. by A. S. Argon, (1970), p. 171 [McGraw-Hill, N. Y.]
- 49) *F. A. McCLINTOCK*: Fracture, ed. by H. Liebowitz 3 (1970), p. 106 [Academic Press, N. Y.]
- 50) *J. R. RICE* and *D. M. TRACEY*: J. Mech. Phys. Solids, 17 (1969), p. 201
- 51) *C. A. BERG*: Inelastic Behavior of Solids, ed. by M. F. Kanniner et al., (1970), p. 171 [McGraw-Hill, N. Y.]
- 52) *A. S. ARGON*, *J. IM*, and *R. SAFOGLU*: Met. Trans., 6A (1975), p. 825
- 53) *J. GURLAND* and *J. PLATEAU*: Trans. ASM, 56 (1963), p. 442
- 54) *K. TANAKA*, *T. MORI*, and *T. NAKAMURA*: Phil. Mag, 21 (1970), p. 267
- 55) *L. M. BROWN* and *W. M. STOBBS*: Phil. Mag, 23 (1971), p. 1201
- 56) *I. G. PALMER* and *G. C. SMITH*: Proc. Second Bolton Landing Conf. on Oxide Dispersion Strengthening (1968), p. 253 [Gordon and Breach, N. Y.]
- 57) *P. B. HIRSCH* and *F. J. HUMPHREYS*: Physics of Strength and Plasticity, ed. by A. S. Argon, (1969), p. 189 [M. I. T. Press, Cambridge, Mass.]
- 58) *W. C. HUANG*: Int. J. Solids, Structures, 8 (1971), p. 149
- 59) *J. ORR* and *D. K. BROWN*: Dept. of Mech. Eng. Rept.
- 60) *M. F. ASHBY*: Phil. Mag., 14 (1966), p. 1157
- 61) *S. KOBAYASHI*: Trans. ASME ser. B, 92 (1970), p. 391
- 62) *S. C. JAIN* and *S. KOBAYASHI*: Advances in Machine Tool Design and Research, B (1970), p. 1137
- 63) *R. HILL*: J. Mech. Phys. Solids, 1 (1953), p. 271
- 64) *J. P. ELLINGTON*: J. Mech. Phys. Solids, 6 (1958), p. 276
- 65) *F. A. McCLINTOCK*: Ductility, (1968), p. 255 [Metals Park Ohio ASM]
- 66) *P. F. THOMASON*: Proc. Inst. Mech. Eng., 184 (1969-70), 47, p. 896
- 57) *H. C. ROGERS*, *R. C. LEECH*, and *L. F. COFFIN, Jr.*: Bureau of Naval Weapons. Contract No. W-63-0671-C (1964)
- 68) *C. H. ROGERS* and *L. F. COFFIN, Jr.*: Research and Development Center Report, No. 59-C-344 (1969)
- 69) *H. C. ROGERS* and *L. F. COFFIN, Jr.*: CIRP Intern. Conf. on Manufacturing Technol., Ann Arbor. Mich. ASTME, Dearborn, Mich., (1967)
- 70) *L. F. COFFIN, Jr.* and *H. C. ROGERS*: Trans. ASM, 60 (1957), p. 672
- 71) *R. HILL* and *S. J. TUPPER*: JISI, 159 (1948), p. 353
- 72) たとえば, 加藤健三: 金属塑性加工学, (1971), p. 57 [丸善]
- 73) *A. S. TETELMAN* and *A. J. McEVILY, Jr.*: Fracture of Structural Materials, (1967), p. 329 [John Wiley & Sons, N. Y.]
- 74) *S. KALPAKJIAN*: Mechanical Processing of Materials, (1967) [Princeton, N. Y.]
- 75) 周藤 and *A. HANSSON*: 塑性と加工, 11 (1970), p. 351
- 76) *H. NOLLE*: International Met. Rev., 19 (1974), p. 223