

(討11)

金属の延性破壊について

京都大学 工学部

正助謙次

1. はじめに 金属材料の延性は塑性加工の限界を規定する重要な性質であるにもかかわらず、本格的にこの方面の研究が遂行されるに至ったのは比較的新しく、電子顕微鏡による破面の観察に端を発している。それ以来ディンプルによる破面の構成は延性破壊の特徴として認識されており、さらにディンプルの内部にしばしば介在物が存在することから介在物がディンプルの生成に主要な役割を演じることが明らかになった。これらの結果に基づきボイドの結合(内部くびれ)を基礎とする力学的モデルが幾つか報告されているが、破壊ひずみに対するこの過程の占める割合は未だ明らかにされていない。さらにはこの破壊様式の核生成の条件は微視的立場からなお不明な点が残っており存在する。その主なものは提案されている核生成の転位モデルが実験的検証を得ていないことと、巨視的塑性ひずみと関連つけた破壊のモデルがなお報告されていない、そのためボイドの核生成まで、成長の各々の過程の占めるひずみを評価しえないことである。これらの点を明らかにするために、延性破壊にはすべり帯等の局部的変形の集中が関与することを考慮して転位組織と介在物の相互作用に注目した破壊機構を調べる必要がある。ここでは介在物(析出物)を含む母材を用いて前述のような微視的立場から破壊過程を調べるために行つた幾つかの研究結果を報告する。

2. 結果 2.1 銅の引張破壊挙動 単軸引張試験で起る破壊の挙動を調べるために適当な引張ひずみを与えた試料の縦断面を光学顕微鏡で観察した。以下に結果を示す。図1は銅の応力-ひずみ線図であつて、観察場所を図中数字で記入している。亀裂の発生は①から③までの領域では検出されないが、④のひずみ(1.32)を与えた試料には図2に示す亀裂が中央部に位置する介在物の周辺から発生していた。この亀裂は引張軸の方向に伝播しており、その経路は結晶粒界に沿うが、粒界そのものではない。さらに重要なことは検出されたひずみが全破壊ひずみの約80%に相当することで、少なくとも核生成の過程が延性の主体をなすと考えられることである。顕微鏡で観察しえないような微小亀裂の発生を電圧比抵抗の回復実験から調べたが、均一変形区間(30%)でボイドの発生は起らないことが判明した。すなわち引張変形の場合、3軸応力の下で発生する確率が非常に高いと云える。破壊の核生成には変形の不均一性が重要な意味を持つことは種々の研究で明らかであり、核生成の転位モデルはこれに基盤を置く。ここでは変形後の下部組織の観察から核生成の条件を推論した。図3は銅の変形後の代表的転位組織であつて、変形途中で増殖された転位はもつれを起し、セル組織を形成する。そしてセル壁の一部と球形介在物が交差した状態にある。この様な場所には集積した転位群から集中応力が介在物と母材の境界に作用すると考えられるので、セル壁の転位密度が核生成の条件として主要な因子となる。電圧比抵抗の増加量から求めた平均転位密度と電子顕微鏡の観察によるセルの大きさ(厚さ)から各ひずみにおける転位密度(セル壁の)が計算することが出来る。図4は計算結果を示したもので、縦軸にセル壁の厚さ、横軸にひずみをとリ、セル

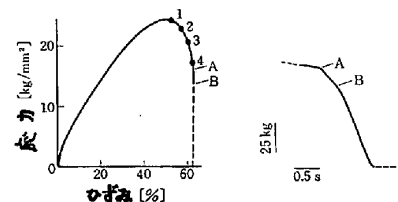


図1  
→引張方向→  
亀裂

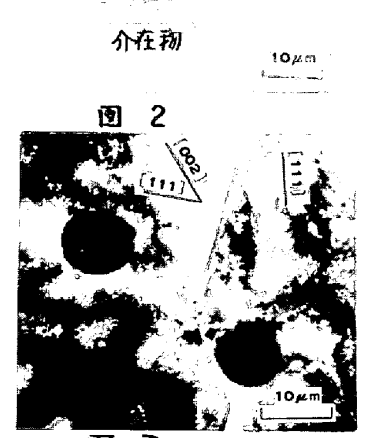


図3

壁の転位密度をパラメータとして記入している。変形の初期では増殖された転位はセル壁の転位密度が一定になるように挙動するが、変形が進むに従ってセル壁の転位を増す様に挙動する。核生成のひずみを近似的に1.3とすると、セル壁の転位密度は約  $3.2 \times 10^{11} \text{ cm/cm}^3$  となる。これらの転位群とすべり面に働く剪断応力の相互作用で介在物と母材の境界に核が生成されると考へるのが妥当と思われる。亀裂の発生と伝播は破断面附近にしか存在せず、図5に示すように全ての亀裂は引張軸と平行に発生かつ伝播する。この挙動は延性材の破壊の共通の特徴であろう。この亀裂が十分に材料がくびれを起こした時にしか発生しないことから、半径方向の応力の  $r$  が十分高くなった時点で伝播するものと考えられる。引張軸方向に伝播した亀裂は最終的には最大剪断応力方向へ伝播する。図6は介在物から発生した亀裂が引張軸に平行に伝播したのち最大剪断応力方向へと向きを変えた状態を示す。このような亀裂の幾つかは試料の中央部(ひずみの最も高い所)で互いに合体し、キャビティを生じる。この状態で応力-ひずみ線図には折曲点(A)が生じ、荷重は急速に低下する。(図A参照)その後キャビティは半径方向に伝播して材料は破断に至る。この様子を過程をともなう亀裂の伝播により破面は多数のディンプルから構成されることになる。比較的大きなディンプルの間には微小ディンプルが形成されるが、これらは図3にみる様な球形介在物に基因すると考えられる。なおアルミニウムにおいては外部部に近づくほどディンプルの密度と大きさが減少し、ディンプルの合体は起らず、tear型の破壊になる。

2.2 低温領域での延性 一般に変形温度が低くなると、材料の延性が低下すると考えられている。この例は鉄鋼において顕著に現れるが、銅やアルミニウムでは少し違った挙動を起こす。図7は変形温度と伸び、絞りの関係を示すもので、いずれの試料も変形温度が低下すると、加工硬化係数の増加と共に局所くびれを起こす位置が幾分高いひずみへと移行して均一伸びの区間が結果的には増すことになる。しかし絞りに注目すると、この傾向は逆になり、変形温度の低下は絞りの減少を導く。ここでは絞りの変形温度依存性を破壊機構から検討した。室温から-196°Cの領域で破壊したいずれの試料も破面はディンプルで構成されており、低温と云えども脆性的破壊の徴候はみられない。しかしディンプルの密度は変形温度に著しく依存する。図8はディンプルの密度と変形温度の関係を示す。大きなディンプルは変形温度に依存せず、その密度は一定であるが、小さなディンプルの間形成される微小ディンプルは温度の低下とともに密度は著しく増加する。この傾向はアルミニウムにもみられる。このことから低温における延性の低下は破壊の核の密度が増加することによると推察される。事実ディンプルの密度と絞りの関係は図9に示すように密接に関係する。この要因を明らかにするため下部組織の温度依存性から考察する。

一般に低温領域で形成されるセルの大きさは室温でのセルに比較して極め

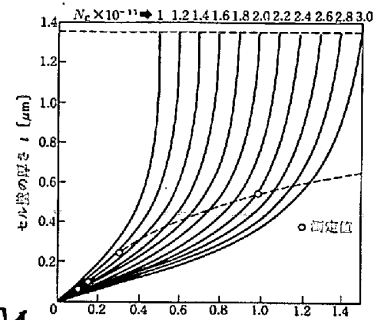


図4

— 引張方向 —

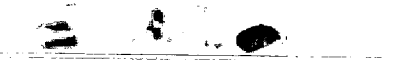


図5

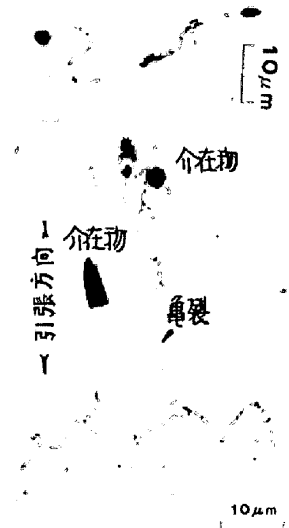
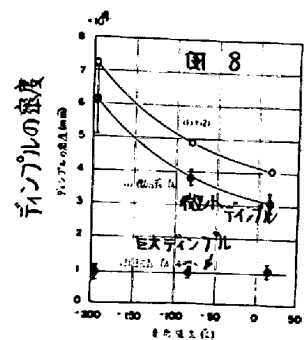
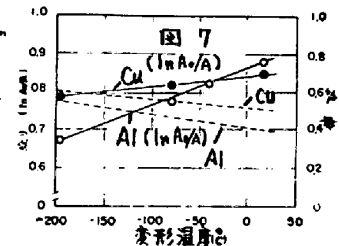


図6



て来ている。図10は透過電子顕微鏡の観察から求めたセルの大きさとひずみの関係を示す。セルの大きさは変形の大い所ではほぼ一定となる。このようにセル組織の微細化はセル壁と介在物の交差する確率を増すことになり、必然的に核生成の箇所は増加するはずである。単位面積当りのセル壁の長さやセルを立方体と仮定したとき、セルの大きさと逆数に比例すると考えられるからデンプルの密度とセルの大きさと逆数とは比例関係にある。

図11はこのように考えでデンプルの密度とセルの大きさと関係を示す。結果は前述の考え方を支持する。以上のように低温領域の延性の低下は転位の交差すべりの困難さから生じる微小介在物への転位の集積により、より寸法の小さな介在物を破壊の核として活動することから説明される。

2.3 圧延板の破壊 圧延は高い静水圧下で加工が行なわれることから例えば介在物の周辺で核が生成されても、その成長は阻止されるので、破断に至らない。しかし核生成の時期は前述のように下部組織に著しく依存するので、単に引張変形時の破壊から推定することはできない。ここでは圧延加工板を引張破壊してその時に発生するデンプルの密度と圧延板の下部組織の観察から核生成の時期を検討した。圧延加工の途中で形成される転位密度を電気比抵抗の増加率から求めた結果、相当ひずみとはほぼ直線関係にあり、その増加速度は引張変形時のそれと等しいことが判明した。

したがって核生成が転位密度一定の条件で起るとするならば、ほぼ引張変形における破壊ひずみに相当する所で生じることになる。しかし前述のようにセル壁の転位密度が主要な因子と考えられるので、下部組織を知る必要がある。図12は圧延板の代表的な下部組織を示す。Aは圧延面での転位組織である。転位はセルを形成しコーナー部が球形介在物と交差した状態にある。このことから引張変形と同様にセル壁の転位密度が核生成に主要な役割を演じることが予想される。Bは圧下力方向のセル組織であるが、圧縮変形を受けセルは圧下方向に圧縮された状態にある。このような観察から求めたセルの大きさと圧下率の関係を図13に示す。圧延面から見たセルの大きさは変形の初期と大きな圧下率とで差がないのであるが、圧下方向のセルの大きさは圧下率0.4まで減少し、続いた変形において大きさは変化しないのが特徴である。一方引張変形板のセルは圧延板に比較して著しく大きい。いかにいえば圧延は引張変形に比べれば均一変形であるといえる。セル壁の転位密度はセルの形状を図14のように仮定すると平均転位密度の測定によって計算することが出来る。図15は計算結果を示す。縦軸はセルの厚さ、横軸はひずみと取り、セル壁の転位密度をパラメータとして示している。圧延の初期では引張変形と同様にセル壁の転位密度が一定になるように増殖した転位は挙動するが、変形が進行するとともに、セル壁の転位密度が次第に増すようになる。これらのセル壁の密度は、引張変形時のそれと比べればはるかに小さな値である。すなわち転位群による応力の集中はそれだけ低いことになり、核生成の時期は引張変形に比較して遅れることになる。すなわち有利な加工法といえるわけである。

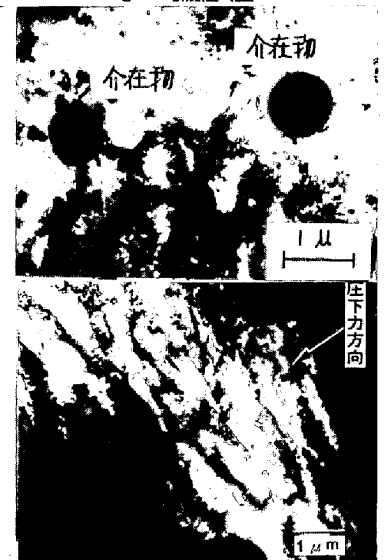
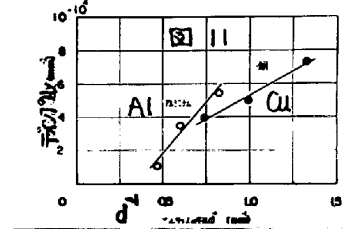
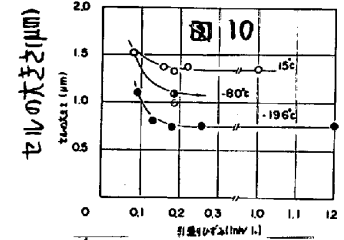
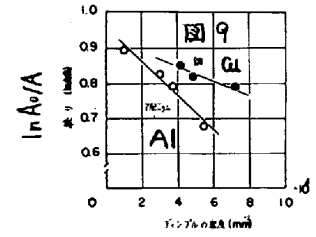


図12 A(上) B(下)

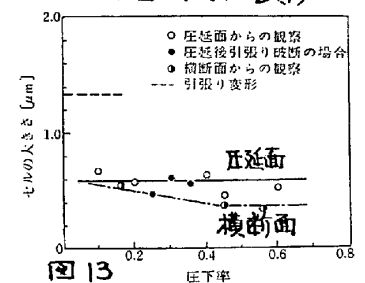


図13

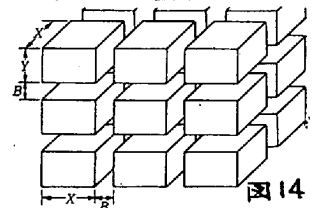


図14

図16は圧延加工後、引張変形したときのダインプルの密度と圧下率の関係を示す。大きな介在物に基因するダインプルは圧下率に関係なく、一定の密度となる。これは介在物の寸法が約10μmであるのに対し、セルはその1/10以下の大きさであることを考慮すると、常にセル壁と介在物とが交差した状態にあることになり、核生成源として常に作用するからであろう。一方微小ダインプルは圧下率が増すにしたがってその密度も増加する。この現象は変形温度が低下する時に対応する。この種のダインプルは微小介在物に基因すると考えられるから、セル組織の微細化とセル壁の厚さの増加から説明される。圧下率0.4まで微小ダインプルの密度が低いのはセルの大きさが十分微細化していないことによる。これは図13から明らかである。一方高度の圧下率におけるダインプルの密度の増加はセルの大きさに変化がないことからセル壁の厚さの増加に基因すると考えられるが妥当と思われる。図17はセル壁の厚さとダインプルの密度の関係を示すもので、結果は上述の考えを支持する。以上のように破面を構成するダインプルの密度は変形途中で形成される数値の密度とその組織を考慮することによって説明することができた。

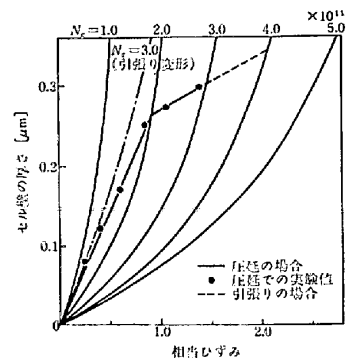


図 15

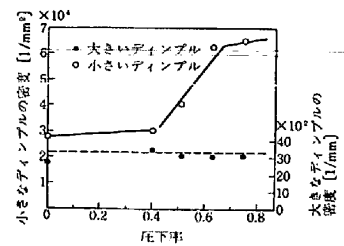


図 16

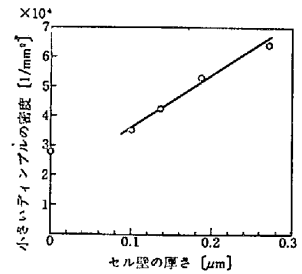


図 17

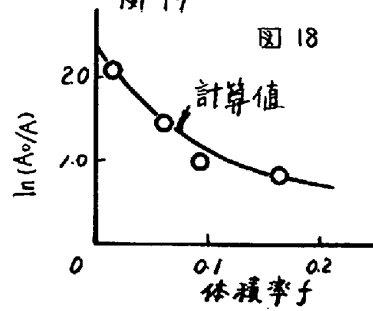


図 18



図 19

2.4 炭素鋼の破壊 延性が介在物の体積率に支配されることは多数の実験結果から予想される。しかしこの事実に対して微視的機構を基礎とした説明はなされていないのが実情である。ここでは変形途中で形成される格子欠陥の密度と組織の把握によって核生成の条件から各試料の破壊ひずみを予想するためにに行った結果を報告する。試料は炭素量0.01%の0.24”の炭素鋼を焼入-焼戻処理によって球状化セメントイト組織である。セメントイトはほとんど結晶粒界上に存在しており、結晶粒は炭素量が増すほど細くなる。これらの試料を引張試験をした結果、得られた延性と体積率の関係を図18に示す。体積率の増加は明らかに延性を低下させる。この傾向は他の報告とも一致する。これらの試料を引張変形した時に形成される下部組織を図19に示す。増殖した転位は明らかにセル組織を形成し、セル壁の一部はセメントイトと交差した状態にある。したがって核生成の条件は銅やアルミニウムと同様に取扱うことができる。セルの大きさは体積率に依存しないからセル壁の厚さおよび転位密度は平均転位密度のみに依存する。したがって平均転位密度の体積率依存性が各試料間に破壊ひずみの差を生じると考えられる。母材に作用する前断力は各試料とも大差がないとすると、電気比抵抗から求まる平均転位密度が一定で核生成が生じることになる。これを数値で表わすと、 $(0.7 + 7 \cdot f) \cdot \epsilon f = \text{一定}$ となる。試料Aについて求めた値を代入して式を計算すると、図18の実線になり、実験値と良く一致する。おわりに 延性鉄の一般的破壊機構について微視的立場から検討したが、未だ不明な点が多岐にわたるので今後の課題としたい。なお紙面の都合により多数の図表を省略したが、講演当日報告する。特に炭素鋼に関して過半数を省略したので当日説明したい。