OUKA
The University of Osaka
Institutional Knowledge Archive

Title	延性破壊に関する基礎的研究
Author(s)	武藤, 睦治
Citation	大阪大学, 1976, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://hdl.handle.net/11094/912
rights	
Note	

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

https://ir.library.osaka-u.ac.jp/

The University of Osaka

延性破壊に関する基礎的研究

昭和50年11月

武　藤　睦　治

目次

第1章	緒論	1
第2章	焼結銅を用いた延性破壊機構の観察	10
2・1	試験片および実験方法	10
2・1・1	焼結銅の製作	10
2・1・2	実験方法	12
2・2	実験結果	13
2・2・1	延性値の初期ボイド体積率依存性	13
2・2・2	引張変形途中のボイド挙動	13
2・2・3	焼結銅のボイド連結機構	17
2・2・4	破面形態の観察	18
2・3	考察	20
2・4	結言	26
第3章	実用材料における延性破壊機構の観察	27
3・1	試験片および実験方法	27
3・2	タフピッチ銅	30
3・3	極低炭素鋼 CH1	33
3・4	炭素鋼 S15C および S35C	35
3・5	高張力鋼 HT-80	41
3・6	合金鋼 SNCM8	43
3・7	高力アルミニウム合金 7075-T6	45
3・8	考察	47
3・9	結言	49

第４章　延性破壊におよぼす巨視的応力状態の影響　51
４・１　試験片および実験方法　51
4・1・1　静水圧力下試験　51
4・1・2　多軸引張応力下試験　52
４・２　静水圧力下における実験結果　55
4・2・1　延性値の静水圧力依存性　55
4・2・2　引張変形途中のボイド挙動　57
4・2・3　破面観察　58
4・2・4　変形途中における圧力の変化が延性値におよぼす影響　60
４・３　多軸引張応力下における実験結果　63
4・3・1　延性値の多軸引張応力依存性　63
4・3・2　引張変形途中のボイド挙動　64
4・3・3　破面観察　67
4・3・4　変形途中における応力の多軸性の変化が延性値におよぼす影響　69
4・3・5　平板の等２軸引張試験結果　70
４・４　考察　72
４・５　結言　75

第５章　延性破壊におよぼすその他の因子の影響　77
５・１　試験片および実験方法　77
5・1・1　圧縮予ひずみの影響に関する試験　77
5・1・2　試験温度の影響に関する試験　78
5・1・3　変形速度の影響に関する試験　80
５・２　圧縮予ひずみの影響　81

5・2・1　タフピッチ銅の実験結果　81
5・2・2　焼結銅の実験結果　86
5・2・3　介在物およびボイド形状の影響に関する考察　88
5・3　試験温度の影響　89
5・3・1　タフピッチ銅および焼結銅の実験結果　89
5・3・2　極低炭素鋼 CH1の実験結果　92
5・3・3　考察　93
5・4　変形速度の影響　95
5・5　結言　97

第6章　き裂材における延性破壊過程の観察　100
6・1　試験片および実験方法　100
6・2　き裂伝ぱ過程の観察　104
6・2・1　炭素鋼 S35C　104
6・2・2　極低炭素鋼CH1 および高張力鋼HT-80　107
6・3　試験温度の影響　109
6・3・1　炭素鋼 S35C　109
6・3・2　極低炭素鋼CH1　111
6・3・3　高張力鋼 HT-80　113
6・3・4　考察　115
6・4　試験片厚さの影響　117
6・5　切欠き試験片による検討　121
6・6　焼結銅によるき裂伝ぱ過程の観察　124
6・7　フラクトグラフィ的情報と破壊じん性パラメータの関連　128
6・8　結言　130

第7章　結論　132

謝辞　135

第1章　緒論

金属材料の破壊に関する研究は古くから行われており，特に航空機や大型船舶の破壊事故の続発以来，疲れ破壊あるいはぜい性破壊に関する研究は工業界の中心課題の一つとなり，活発な研究が積み重ねられている。これに対し延性破壊に関する研究は，それが破壊までに大きなエネルギ吸収を伴い設計上安全側にあるため，研究に対する要求度が低かったこともあり，近年まで他の破壊分野に比べ遅れていた。しかし，最近になり高強度材が広く使用されるようになり，延性破壊であっても巨視的にはぜい性破壊に近い挙動を示す場合も多くなったこと，塑性加工における加工性の要求が高まったこと，さらには破壊力学の分野において破壊じん性値あるいは低繰返し数疲れ強さなどと延性値との関連性の解明が要求されるようになったことなどから，この方面の研究も次第に活発に進められるようになってきた。

延性破壊は一般には大きな塑性変形を伴う破壊として，ぜい性破壊に対比するものとして知られている。しかし，炭素鋼などのごとく低温下でかなりの塑性変形をともないへき開破壊する場合や，高力アルミニウム合金などのごとくわずかの塑性変形の後空孔連結形の破壊をする場合などがあり，単に塑性変形の大小により延性破壊とぜい性破壊を区別することは必ずしも妥当とは思われない。他にも延性破壊に関する定義はいくつかあるようであるが，適当と思われるものは見当らない。本研究においては破壊機構に着目し，空孔連結による破壊あるいはせん断変形による破壊（ductile cutting あるいは slipping off）などの場合を延性破壊と考え，へき開破壊あるいは粒界破壊などのぜい性破壊と区別することにする。

延性材料の破面を微視的に観察すると，せん断変形による破壊の場合を除き，一般にはディンプル・パターン(dimple pattern)を呈しており，ある変形段階に発生した空孔(以下ボイドという)が連結し破断に至ったことを示している．個々のディンプルの底には介在物あるいは析出物などの第2相粒子の存在する場合が多く，したがって延性破壊には第2相粒子が重要な役割を果していることが考えられる．延性値におよぼす第2相粒子の影響を調べたものにEdelsonら[1]あるいはRoesch[2]などの実験があり，それらによると多少のばらつきはあるが，延性値は第2相粒子の種類，形状あるいは大きさなどによらず，その体積率に支配されている．

延性破壊に影響をおよぼす因子として，さらに静水圧力，試験温度あるいはひずみ速度などの影響が調べられている．それらによると延性値は増大する傾向を示すが[3][4]，試験温度およびひずみ速度の影響は，破壊様式が変化するなどの特別な場合を除き顕著ではなく，一貫した傾向も認められないようである[5]~[7]．

以上のような第2相粒子あるいは静水圧力などの諸因子が延性値におよぼす影響が，どのような機構により生じているのかを知るためには，破壊過程の詳細な観察が必要であることは言うまでもない．延性破壊の金属学的な研究は，軟鋼の塑性変形中介在物に生じたボイドが変形とともに大きくなり，ボイド間に微小き裂が形成されることを見出したTipper[8]により始まった．その後走査電子顕微鏡の発達ともあいまって多くの観察結果が報告されている．

ボイドの発生は，一般に塑性変形中介在物あるいは析出物などの第2相粒子の割れあるいは母材とのはく離により起こり*，その発生

---

* ボイドの発生には他に，原子空孔(vacancy)の凝集による生成[9]や転位の集積による生成[10]などの説があるが，必ずしも一般には認められていない．

の容易さは介在相粒子の種類，形状，寸法あるいは分布状態など多くの因子の影響をうける。[11~15] 発生したボイドは変形の増加とともに成長し連結に至るが，この段階，特にボイドの連結に関してはそれが局部的かつ不安定的に起こるため連続的観察がきわめて困難であることもあり，詳細な研究は少なく不明な点が多い。従来の破断直前の試料断面の観察によれば，成長したボイドは内部くびれあるいはせん断き裂により連結するという報告が多く，現在試みられている力学的解析もこれらの観察結果にもとずいたものが多い。しかし，破面の詳細な観察によれば，成長したボイドに対応するディンプルとそれらに対応しない微小なディンプルの存在する場合も多く，[16][17] 単にボイドが成長しそのまま連結に至るという機構のみでは説明できない。最近では破壊の最終段階において微小なボイドが発生しそれらを介して破面が形成されるという報告[18]もある。しかし，最終的なボイドの連結は，材料あるいは試験条件などにより異なった様相を呈することもあり，基本的な機構がどのようなものであり，破壊を支配する主要な因子が何であるかは必ずしも十分明らかにはされていない。なお延性破壊の力学的取扱いについては別に解説[19][20]があるので，ここではその詳細には触れないが，提案された破壊条件式はいずれも前述の観察結果にもとづききわめて単純化・理想化された力学的モデルを用いていることもあり，必ずしも種々の力学的条件あるいは材料にわたる破壊現象を矛盾なく説明するには至っていない。したがって，より正確な力学的取扱いを目指すためには，特に破壊の最終段階におけるボイド挙動が延性破壊の解析における力学的モデルならびに破壊条件に重要な意味をもつことから，その解明が望まれる。

延性材料の破壊に関する研究は，これまで述べてきた平滑材のほ

か，実用上より重要なき裂材に関しても多く行われている．き裂材の破壊過程は平滑材のそれよりもさらに複雑であり，一般にき裂の鈍化 → その先端からの安定なき裂の発生・伝ぱ → 不安定なき裂の発生・伝ぱすなわち破断であることが知られている．十分な平面ひずみ状態と小規模降伏条件下で起こる不安定破壊においては安定なき裂の伝ぱはほとんどあるいは全く見られず直接不安定破壊に至り，このような場合にはよく知られているごとく，不安定破壊発生基準として平面ひずみ破壊じん性値 K_{IC} が有効である．これに対し，K_{IC} がもはや有効とは言えない場合の不安定破壊の発生基準として，限界開口変位量 COD が提案されているが，き裂先端の開口量に限界値のある理由あるいは限界値を決定する因子など十分明らかではなく，その有効性の評価は必ずしも確立されていない．

破壊の各過程におけるき裂の伝ぱ機構およびそれにおよぼす諸因子の影響を明らかにすることは，破壊発生基準の物理的意味を明らかにし，またミクロ組織からの限界値の推定につながりきわめて重要と思われ，このような観点から多くの研究が行われている．

疲れ予き裂材の引張破面を微視的に観察すると，ストライエーション（striation）と呼ばれる疲れによるき裂伝ぱ領域，ディンプル領域（材料および試験条件によりへき開領域の場合もある）およびその間の無特徴な領域の三つの特徴的な領域が見られる．このような破面を最初に示し，無特徴な領域が塑性変形にともなうストレッチング（stretching）であることを示したのは Beachem ら[21] であり，ASTM E-24 Task Group の論文[22] によりそれはストレッチ・ゾーン（stretched zone）と名付けられた．その後の多くの報告によると，ストレッチ・ゾーンはき裂の鈍化の結果生じたものであり，破壊時のき裂先端の開口変位量に関連し，平面ひずみ条件を満足する場合，

その幅は破壊じん性値とよい対応を示している。[23)~24)] このような結果は前述のディンプル領域が不安定き裂伝ぱ領域に対応する場合のものであり，テエア・ディンプル（tear dimple）部を含む，すなわち安定なき裂伝ぱ領域が存在する場合には異なる。この場合ストレッチ・ゾーン幅は安定き裂の発生に関連しており，[27)] ストレッチ・ゾーン幅とテエア・ディンプル部幅を加えた遷移域幅（width of transition zone）が破壊じん性値に関連しているという。[28)29)] しかし，これらの相関は必ずしも定量的な結果を得るまでには至っておらず，またストレッチ・ゾーンの意味およびその幅などに影響をおよぼす因子など不明な点が多い。

ストレッチ・ゾーンに続くディンプル領域では，き裂はその前方に発生し成長したボイドと連結することにより伝ぱしている。このことからHahnら[30)]は破壊じん性値K_{Ic}が，平滑材の場合と同様介在物の含有量に依存すると考え，高力アルミニウム合金を用いた実験によりK_{Ic}値が介在物体積率の一古剰に比例することを示した。また，Smithら[31)]は介在物の形状を制御した実験により，紡錘状介在物の長軸が引張軸と平行である場合の方が直交する場合に比べ限界開口量が大きくなることを報告している。一方，Clausing[32)]あるいはBarsom[33)]は平面ひずみ下での引張試験を行い，平面ひずみ下での破壊ひずみ値と破壊じん性値によい相関のあることを示した。このような結果からも，材料の延性が破壊じん性値あるいは開口量に関与していることは間違いのないものと思われる。

以上のごとく，複雑な機構は別としてきわめて単純には，き裂は塑性変形とともに鈍化し，前方に発生し成長したボイドと連結することにより伝ぱする。き裂伝ぱの力学的取扱いはこのような観察結果にもとずき，前述の延性破壊理論とき裂先端の応力・ひずみ解析を組み合わせることによりいくつか試みられている。[34)~36)] これらの試み

については別に解説[40]があるのでここでは触れない。また，これらのほか有限要素法による計算の試みもある。[37]~[39] しかし，これらの試みは破壊じん性値あるいは限界開口量などを求め得る可能性を示してはいるが，前述のごとく延性破壊理論に未だ不十分な点も多く，また き裂伝ぱのモデルの妥当性もさらに検討されねばならず，ボイド体積率，加工硬化率あるいは切欠先端半径などの諸因子が破壊じん性値などにどのような影響をおよぼすかといった定性的議論にとどまっているのが現状である。

以上述べてきたごとく，延性破壊に関する研究は次第に活発に行われるようになってきたとは言え，ボイドの発生から連結に至る詳細な機構およびそれにおよぼす諸因子の影響，さらに延性破壊に果すそれらの役割りなど，また き裂材におけるストレッチ・ゾーンあるいは安定な き裂伝ぱ領域などの意味およびそれらにおよぼす諸因子の影響など，全般にわたり不明な点が多く，したがってその力学的取扱いも必ずしも十分成功しているとは言いがたい。

本研究は以上のごとき状況にかんがみ，延性材料の破壊の力学的取扱いを目指す第1段階として，平滑材については，種々の材料ならびに力学的条件下における破壊過程を詳細に観察し，力学的取扱いに際し従来提唱されている延性破壊のモデル，すなわちボイドの成長・合体モデルあるいは内部くびれモデルなどに対し，どのような因子をさらに考慮すべきかを明らかにすること，また き裂材については，ストレッチ・ゾーンおよび安定な き裂伝ぱ部における破壊機構ならびにそれらにおよぼす諸因子の影響を明らかにすることを目的としている。

通常の実用材料では破壊過程，特にボイド連結の観察は，それが局部的かつ不安定的に起こるためきわめて困難であることから，そ

れが比較的広い範囲で安定的に観察することのできる焼結銅を粉末冶金法により製作し実験に供した．焼結銅は延性破壊研究のためのモデル材としてはきわめて有効な材料であり，上述のほか例えばボイド体積率の比較的小さな場合には，内部のボイド形状はほぼ球状であり，実用材料に比べ大きさも比較的均一であるため，ボイド挙動におよぼす諸因子の影響をより明確に観察することができ，ボイドの大きさなどの測定も比較的容易なため定量的な情報も得やすい．したがって，本研究では実用材料と焼結銅の両者を同時に用い，それらの結果を相補わせることにより，破壊機構およびそれにおよぼす諸因子の影響を検討している．

まず，第2章では焼結銅の引張試験を行い，変形途中のボイド挙動を観察し，延性破壊の基本的機構について検討した．第3章では破壊過程の若干異なる実用材料，すなわちタフピッチ銅，極低炭素鋼CH1，炭素鋼S15Cおよび S35C，高張力鋼HT-80，合金鋼SNCM8および高力アルミニウム合金7075-T6を用い，それらの引張変形途中のボイド挙動を観察し，第2章で得た結論を実用材料について検討した．第4章では焼結銅およびタフピッチ銅を用い，延性破壊におよぼす主要な力学的因子である巨視的応力状態，すなわち静水圧力および多軸引張応力が第3章までに明らかとなった破壊機構におよぼす影響について検討した．第5章では焼結銅およびタフピッチ銅の圧縮予ひずみ試験により，ボイド形状あるいは微小ボイドの発生などの延性破壊におよぼす影響を検討し，さらに試験温度および変形速度の影響についても検討した．第6章では炭素鋼S35C，極低炭素鋼CH1および高張力鋼HT-80を用い，き裂材の引張および曲げ試験を行い，き裂伝ぱ過程および破面を観察し，き裂の伝ぱ機構およびそれにおよぼす諸因子の影響について検討した．

参考文献

(1) Edelson,B.I. and Baldwin,W.M.,Jr., Trans. ASM, 55(1962), 230.

(2) Roesch,L., Mem. Sci. Rev. Met., 66(1969), 29.

(3) Bridgman,P.W., Studies in Large Plastic Flow and Fracture, (1952), McGraw Hill.

(4) Pugh,H.Ll.D.and Green,D., Proc. Instn. Mech. Engrs., 179(1964-65), 415.

(5) Chin,G.Y., Hosford,W.F.,Jr. and Backofen,W.A., Trans. AIME, 230(1964), 437.

(6) Rosenfield,A.R. and Magee,C.L., Trans. ASME, 59(1966), 962.

(7) Davies,R.G. and Magee,C.L., Trans. ASME, Ser.H, 97(1975), 151.

(8) Tipper,C.F., Metallurgia, 39(1949), 133.

(9) Koppenaal,T.J., Acta Met., 9(1961), 1078.

(10) Beevers,C.J. and Honeycombe,R.W.K., "Fracture", Proc. 1st Tewksburg Symp., (1965), 498.

(11) Baker,C. and Smith,G.C., Trans. AIME, 242(1968), 1985.

(12) Wilcox,B.A. and Clauer,A.H., Trans. AIME, 236(1966), 570.

(13) Roesch,L. and Henry,G., ASTM STP, 453(1969), 3.

(14) 梅沢・森・中村，日本金属学会誌，37(1973), 1026.

(15) 小林，慶応義塾大学博士論文，(昭49).

(16) Calhoun,C.D. and Stolloff,N.S., Metallurgical Trans., 1(1970), 997.

(17) 寺崎・岡本・邦武，金属学会シンポジウム講演予稿集，(昭47-10), 122.

(18) 小指・清水・久保田，鉄と鋼，57-13(昭46-11), 2029.

(19) 大矢根，塑性と加工，13-135(昭47-4), 265.

(20) 小倉・大路，機誌，75-642(昭47-7), 1099.

(21) Beachem,C.D. and Meyn,D.A., ASTM STP, 436(1968), 59.

(22) Spitzig,W.A., et al, ASTM STP, 436(1968), 17.

(23) Spitzig,W.A., Trans. ASM, 61(1968), 344.

(24) Wolff,U.E., ASTM STP, 493(1971), 20.

(25) Brothers,A.J., et al, ASTM STP, 493(1971), 3.

(26) Broek,D., Eng. Frac. Mech., 6(1974), 173.

(27) 大塚・宮田・西村・柏木・宮井, 造船学会論文集, 136(昭49-11), 249.

(28) Bates,R.C. and Clarks,W.G., Trans. ASM, 62(1969), 380.

(29) 小林・中沢・川村, 機講論, No.740-1(昭49-4), 103.

(30) Hahn,G.T. and Rosenfield,A.R., Metallurgical Trans., 6(1975), 653.

(31) Smith,R.F. and Knott,J.F., Conf. Pract. Appl. Frac. Mech. Pressure-Vessel Tech., (1971), 65.

(32) Clausing,D.P., Int. Journ. Frac. Mech., 6(1970), 71.

(33) Barsom,J.M., Trans. ASME, Ser. B, 93(1971), 1209.

(34) McClintock,F.A., Physics of Strength and Plasticity, (1969), 307, MIT Press.

(35) Rice,J.R. and Johnson,M.A., Inelastic Behavior of Solid, (1970), 641, McGraw Hill.

(36) Thomason,P.F., Int. Journ. Frac. Mech., 7(1971), 409.

(37) 宮本・三好, 機講論, No.720-9(昭47-8), 157.

(38) Andersson,H., J. Mech. Phys. Solids, 21(1973), 337.

(39) 沖津・小林・本間・中沢, 機講論, No.750-11(昭50-10), 211.

第2章　焼結銅を用いた延性破壊機構の観察

延性破壊の理論的取扱いの際に，種々の力学的モデル，すなわちボイドが相接するまで成長し合体するモデル，ボイド間の母材の内部くびれにより連結するモデルあるいはボイド間のせん断き裂発生により連結するモデルなどが提案されている．しかし，これらのモデルは，これまでその段階での十分な観察がなされていなかったこともあり，必ずしも実際の材料に一般に成り立つものとは言えず，したがってこれらに基いた解析結果も，種々の延性破壊現象を十分説明するには至っていない．延性破壊の力学的取扱いをさらに進めるためには，破壊過程の詳細な観察により破壊機構を明らかにし，何が破壊を支配する主要因子となっているかを知ることが重要である．

本章においては，延性破壊の力学的モデル材として，粉末冶金法により初期の状態においてすでに内部にボイドを有する材料を製作し，これにより主にボイドの成長から連結に至る過程について詳細な観察を行い，破壊機構を明らかにし，破壊を支配する主要な因子について考察した．

2・1　試験片および実験方法

2・1・1　焼結銅の製作

実験に供した焼結銅の製作は次の手順によった．まず市販の噴霧銅粉(-100 メッシュ)を水素ふん囲気中，300°C　10時間の条件で還元した．還元した銅粉には圧粉圧力の分布を均一化し成形性を向上させるため，潤滑材としてグリセリンを少量滴下混合した．圧粉成形用ダイスには50mm×14mm×14mmの試料が得られ10 ton/cm² までの加圧に耐えうるものを作成し用いた．なお，ダイスおよび押し棒の銅粉

接触面には，銅粉の固着を防ぎ圧力伝達の抵抗となる側面の摩擦を減少させるため，潤滑剤(四塩化炭素＋４％ステアリン酸亜鉛)を塗布した．焼結条件は真空ふん囲気中(1×10^{-4} mm Hg以下)，900°C 10時間に固定し，比較的低密度の試料は圧粉圧力を変えることにより，また高密度の試料は再加圧，再焼結を繰返すことにより作成した．完成した焼結体はJIS Z2505にしたがい密度測定を行い，体積率は，

$$V_f = (8.96 - D) / 8.96$$

により算定した．ここでDは密度の測定値，8.96は銅粉の密度である．焼結体の硬さ分布を測定することにより，圧粉の際に生ずると考えられる圧力分布の影響を調べ，均質な材料として扱い得るかどうかを検討した．その結果，硬さは各部にわたって十分均一であり，いずれの体積率の試料においても圧力分布による影響は認められず，均質な材料として扱い得ることがわかった．図2-1に焼結体(V_f=0.04, 0.08, 0.16)の組織写真を示す．いずれの体積率の場合も一般に結晶粒界を越えて成長しており，結晶粒内および粒界をとわず一様に銅母材中にボイドが存在する状態となっている．しかし，銅粉表面に付着している若干の不純物などが銅粉粒界消滅後も残り，ボイド発生



(a) V_f=0.04　(b) V_f=0.08　(c) V_f=0.16

図2-1　焼結銅の組織写真　100μ

点になり易いという状態は残っているようである。

2·1·2　実験方法

試験片は引張中断試験の際，観察すべき場所を明確にするため砂時計形のものを用いることにし，機械加工により図2-2に示す形状寸法に仕上げた。その後真空中において600°C 1時間の焼なましを加え試験に供した。

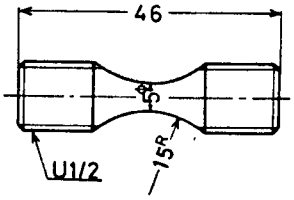


図2-2　引張試験片

試験片内部のボイド挙動を非破壊的に観察できることは望ましいが，きわめて困難である。そこで本研究では，同一条件により作成した焼結銅試験片を用い，破断に至る種々のひずみ段階において引張試験を中断し，変形途中の試料の縦割断面を光学顕微鏡により観察するとともに走査電子顕微鏡により引張破面を合わせ観察し，両者の突き合わせによりボイドの成長・連結の様子を推測する方法を採用した。この方法では一つのボイドに着目し，その挙動を連続的に観察することはできないが，観察領域内でのボイド全体の平均的な挙動を知ることができる。また，焼結銅に対する結果との比較のため，一部タフピッチ銅についても変形途中の試料断面の観察を行った。

引張試験は島津オートグラフIS-10T形を用い，クロスヘッド速度1.0 mm/min で行った。なお，破断直前の不安定変形段階のボイド挙動は特に興味が持たれたので，クロスヘッド速度を0.1 mm/min に落し，この段階での縦割断面をできるだけ多く観察できるようにした。

2・2　実験結果

2・2・1　延性値*の初期ボイド体積率依存性

焼結銅試験片の引張試験により得られた結果から延性値の初期ボイド体積率依存性を図2-3に示した。図中の実線は参考のためEdelsonら[1]の銅を母材とし種々の大きさの粒子を混入させた試験片の引張試験結果を示したものであるが，本実験結果と良い一致を示している。

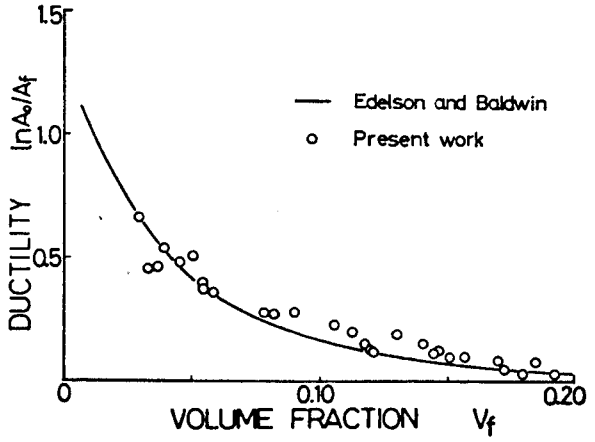


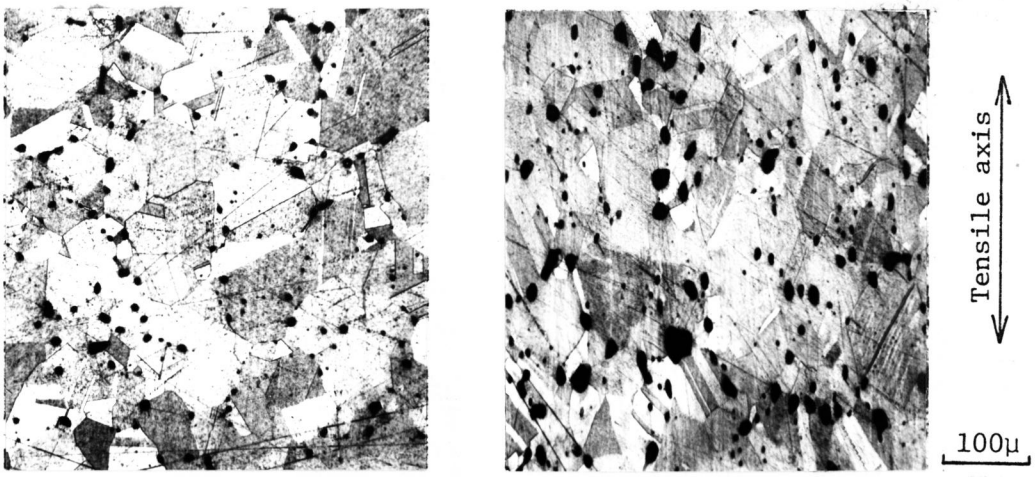
図2-3　延性値の初期ボイド体積率依存性

2・2・2　引張変形途中のボイド挙動

焼結銅のボイド挙動を調べるため，引張の各変形段階における試験片中央断面を光学顕微鏡により観察した。その一例として体積率 $V_f = 0.05$ を有する焼結銅の場合について図2-4に示す。この例ではボイドがひずみの増大とともに成長している。ここで，このようなボイド挙動のより定量的な評価のため，図2-4のごとき光学顕微鏡写真より個々のボイドについて面積を測定し，同一面積をもつ引き直し円の直径を求め，この直径とボイド数の関係を度数分布図にまとめた。図2-5および2-6にそれぞれ初期体積率の比較的小さな場合（$V_f = 0.05$）および大きな場合（$V_f = 0.15$）の焼結銅に関する度数分

---

* 本論文では延性値（ε_f）あるいはひずみ（ε_{eq}）は特に断らない限り，初期の断面積と破断後あるいは変形後の断面積の比より求めた対数ひずみを用いている。



(a) ε_{eq}=0.03　　(b) ε_{eq}=0.33

図2-4　焼結銅(V_f=0.05)の各変形段階における組織写真

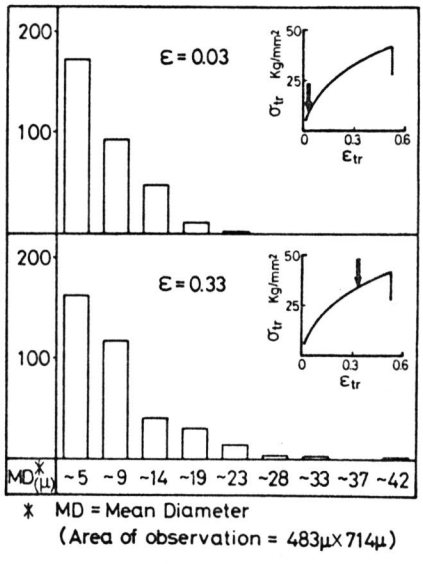


図2-5　焼結銅(V_f=0.05)のボイドの度数分布図

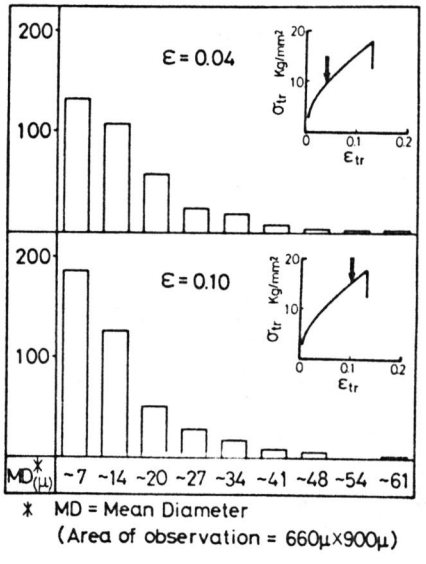


図2-6　焼結銅(V_f=0.15)のボイドの度数分布図

布図を示す。また比較のため行った，タフピッチ銅の同様の結果を図2-7に示す。

体積率の比較的小さな焼結銅の場合(図2-5)，ひずみが $\varepsilon_{eq}=0.03$ の場合と $\varepsilon_{eq}=0.33$ の場合の度数分布図を比べると，ボイド平均径5μ(ミクロン)以下のボイドの数はあまり変化せず，これ以上の平均径のものの数が増大している。この度数分布図からは明らかではないが，ボイド総数は約15%の増加を示しており，したがってこの場合，$\varepsilon_{eq}=0.03$ において存在したボイドは大きく成長し，同時に若干ではあるが，新しいボイドが発生したことが明らかである。一方，体積率の比較的大きな焼結銅の場合(図2-6)，平均径が比較的大きなものはボイドの数に関しても大きさに関してもあまり変化が認められない。これに対し，平均径がごく小さいボイドは著しくその数が増加している。以上より，体積率の小さな焼結銅においては新しいボイドの発生よりもボイドの成長が顕著であり，他方体積率の比較的大きな焼結銅においては逆にボイドの発生が顕著であることが明らかとなった。

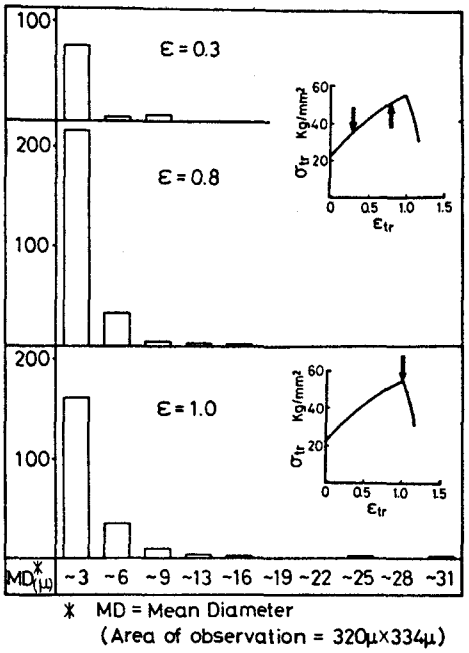


図2-7　タフピッチ銅のボイドの度数分布図

次に，通常の延性材料であるタフピッチ銅の場合について考える。タフピッチ銅の変形途中のボイド挙動の観察結果については第3章に詳述するが，ここでは焼結銅の結果との比較のために作成したボイドの度数分布図に関して述べる。$\varepsilon_{eq}=0.3$ のひずみ段階に比べ，

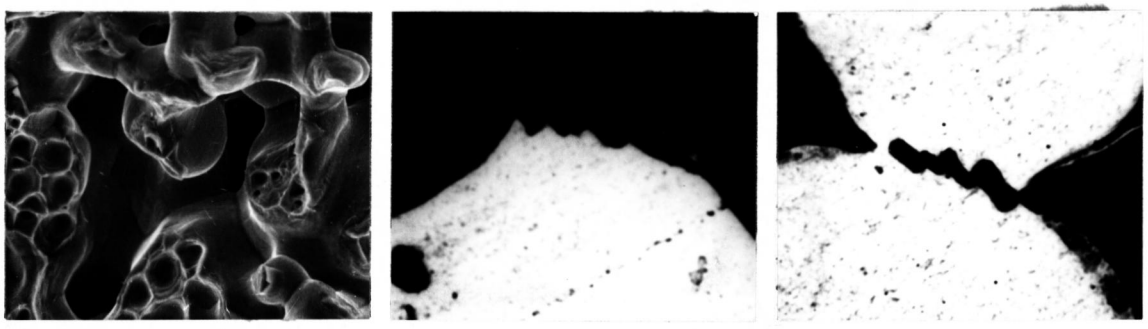
$\varepsilon_{eq}=0.8$ の段階ではボイド総数に約3倍の増加がみられ，ボイドの発生が顕著であることがわかる．これに対し，ひずみ $\varepsilon_{eq}=0.8$ から $\varepsilon_{eq}=1.0$ までの変形段階では小さいボイドの数が減少し逆に大きなボイドの数が増加する傾向を示しており，ボイドの成長が顕著であることがわかる．なお，$\varepsilon_{eq}=1.0$ のひずみ段階において特に大きな平均径のボイドは，主に二，三のボイドがいわゆる合体あるいは内部くびれなどにより連結したものである．そしてこのようなマクロボイドの形成の後，急速にマクロな中央き裂の形成すなわち不安定破壊に移行している．そのため $\varepsilon_{eq}=1.0$ 以上では上述のようなボイド挙動の定量的な扱いは行っていないが，観察によると，マクロボイド間に形成された高度の変形層にはこの段階で新たに発生したと思われる微小なボイドも認められた．

以上の結果から，焼結銅の結果は母材の変形状態は異なるが，次のごとくタフピッチ銅の結果と対応させることができよう．すなわち，初期体積率の比較的小さな焼結銅はタフピッチ銅のボイドがある程度増加した状態 $\varepsilon_{eq}=0.8$ に相当すると考えられ，両者ともその後の変形により顕著なボイド成長を示している．また，初期体積率の大きな焼結銅は，タフピッチ銅のマクロボイド形成が行われた状態 $\varepsilon_{eq}=1.0$ に相当すると考えることができる．すなわち，この段階のタフピッチ銅におけるボイド挙動はきわめて局部的であるが，それが大きい体積率を有する焼結銅の比較的広い範囲にわたって観察されるボイド間の微小ボイドの発生という現象ときわめて良く類似している．

2·2·3　焼結銅のボイド連結機構

通常の延性材料であるタフピッチ銅あるいは焼結銅においても初期体積率の小さなものについて，破断直前のボイドの連結機構を直接観察することは，その段階での変形が局部的かつ不安定的であるためきわめて困難である．これに対し，2·2·2節においても触れたが，大きな初期体積率を有する焼結銅においては，通常の材料のごとくボイド連結直前の状態が極端に局部化しないため，破壊の最終段階の過程が比較的安定に観察できる．そこで本節では，初期体積率 $V_f = 0.16$ を有する焼結銅を用い，特にボイド連結挙動の観察に焦点を絞り，破面観察および破断部の縦割断面による破面形状および破面近傍のボイドの観察を行い，通常の延性材料のボイド連結機構を推定することにした．

図2-8に破面の走査電子顕微鏡写真と破断部縦割断面の光学顕微鏡写真とを比較させた．破面（図2-8(a)）は初期ボイドに相当する大きなディンプルと微小なディンプルから構成されている．縦割断面により示した破面形状（図2-8(b)）においては，初期ボイドに相当する大きなおうとつを示す部分と，その間の小さなのこ歯状の微小なディンプルに相当すると思われる部分が観察される．こののこ歯状



(a) 破面の走査電子顕微鏡写真　(b) 破面形状の光学顕微鏡写真　(c) 破面近傍の光学顕微鏡写真

20μ

図2-8　焼結銅（$V_f = 0.16$）の破面と破断部断面の比較

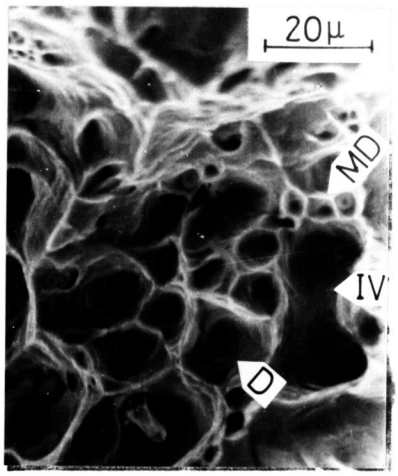
部は図2-8(c)に示したごとく，破面近傍において観察される初期ボイド間に発生した微小なボイドの連結部に相当している．両者の大きさは5μ程度で一致しており，微小なディンプルの大きさとも良い一致を示している．

以上の観察結果より，初期ボイドは，既存のいくつかのモデルのごとく必ずしも成長しそのまま合体に至り試料の破断に達する過程をとっておらず，ボイド間の微小ボイドの発生・連結による母材部の破断すなわちボイドの連結という機構が支配的であることがわかる．このことは前節で触れたタフピッチ銅の観察結果で，破壊に至る最終段階で新しいボイドの発生が認められた事実とも対応している．

2·2·4 破面形態の比較

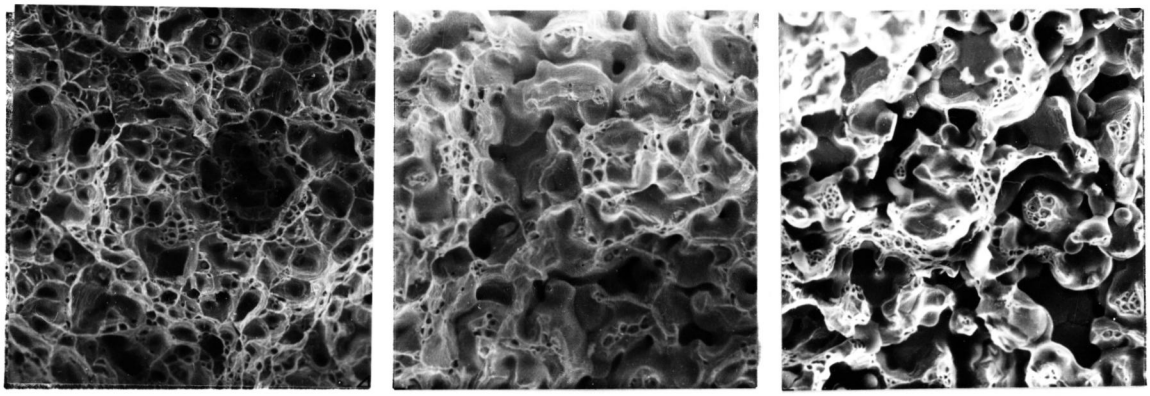
前節で得た焼結銅（$V_f = 0.16$）の場合の破壊機構が，他の場合にも同様であるかどうかを確かめるため，$V_f = 0.16$ 以外の体積率の焼結銅について走査電子顕微鏡により観察を行い比較した．

焼結銅の破面は，前節の結果よりも明らかなごとく，図2-9に示すごとく一般には初期ボイドに対応する比較的大きなディンプル，通常の銅などに見られる発生し成長したマクロなボイドに対応するディンプルおよびそれとオーダの異なる微小なディンプルから構成されており，以下ではそれぞれ「初期ボイド」，「ディンプ



IV：初期ボイド
D：ディンプル
MD：ミクロディンプル

図2-9 焼結銅(V_f=0.03)の破面構成



(a) V_f=0.04　　(b) V_f=0.08　　(c) V_f=0.15

50μ

図2-10　各種体積率を有する焼結銅の破面

ル」および「ミクロディンプル」と区別して呼ぶことにする．

図2-10に各種初期体積率を有する焼結銅の破面形態の様子を示した．初期体積率が小さい場合には初期ボイドは他の場合に比べ小さくその間隔も大きいようである．また，ディンプルは他の場合より数多く観察され，その存在は主に局部的な初期ボイド間隔の広い部分すなわち母材部が十分な広がりを持っている所に限られているようである．初期体積率が大きくなるとディンプルの数は減少しており，初期ボイドとミクロディンプルだけが観察されるようになる．ミクロディンプルの大きさは初期体積率の大きさによらずほぼ一定で3～6μ程度であった．また，ディンプル，ミクロディンプルの両者ともその底に酸化物あるいは他の不純物と思われるものが観察される場合が多い．

以上の観察結果と延性値とを対比させてみると，ディンプル領域が大きくミクロディンプル領域が小さいほど延性値が大きく，逆にディンプル領域が減少しミクロディンプル領域が増加すると延性値は小さくなっている．このことはボイド間の微小ボイド発生の時期が延性値に強く関与していることを示しているものと思われる．すなわち，微小ボイドの発生が抑えられた場合には延性値は増加し，

逆に発生が早められた場合には延性値は減少するものと考えられる。微小ボイドの発生条件には初期ボイドの大きさと間隔，外部よりの静水圧力などの力学的因子とともに，介在物などの第2相粒子と母材とのはく離力の大小などの材料学的因子が大きく影響するものと思われる。焼結銅においては，破面観察によればミクロディンプルの形態などは体積率によらずほぼ一定であることから，その詳細な観察は行っていないが，母材部における微小介在物の大きさあるいは分布状態なども体積率によらずほぼ同一の状態と考えられる。したがって，いずれの体積率を有する焼結銅の場合とも，母材部は材料学的に微小ボイド発生の条件が同一と考えられるため，延性値の初期体積率依存性は初期ボイドの大きさおよび間隔の相違による力学的因子によるものと考えられる。

2・3 考察

以上の焼結銅の縦割断面観察および破面観察から，破壊の最終段階にボイド間に微小ボイドの発生・連結が起こり，それらを介した形でボイドが連結する場合が多く，微小ボイドの発生時期が延性値に強く関与していることを明らかにしてきた。Calhounら[2]はマグネシウム合金を用いた引張試験から，電子顕微鏡により破面に観察されるディンプル（~2μ）は，破面近傍において光学顕微鏡により観察されるボイド（~50μ）と大きさおよび数において一対一に対応せず，微小なディンプルが破断時において大きなボイド間領域に形成されることを推定している。また，Broek[3]はアルミニウム合金を用いた実験により同様の結果を報告し，ディンプルがより微小な粒子に対応していることを指摘している。一方，小指ら[4]も構造用鋼材について，数μ～100μの光学顕微鏡的介在物より発生したボイドは，

破壊の最終段階において1μ以下の微小介在物から発生した微小ボイドを介して連結することを報告している．さらに寺崎ら[5]の高張力鋼に関する観察結果によると，その破面は第2相による大きなディンプルとそれらをつなぐ微小なディンプルで構成されている．これらの観察結果はいずれも本研究の結果と矛盾していない．

ここで現在試みられている力学的取扱いの中で力学的一貫性をもった代表的理論であるMcClintock[6]およびThomason[7]の理論と本研究の結果との関連について考えてみる．McClintockは変形の増加にともないしだいに成長した隣接するボイドが相接したとき破壊が起こると考え，破壊ひずみを推定した．したがって，この解析によるひずみ値は，ボイドが相接するまでボイド間母材部に微小ボイドの発生しない場合のそれであり，延性値の上限値を与えているものと思われる．通常の材料においてはボイド合体以前に微小ボイドの発生・連結の条件が満されるため，延性値はこれよりも低いことになると考えられる．より定量的には，ボイド間母材部の応力およびひずみの解析結果と微小ボイド発生の条件を組合わせる必要があり，このような試みについては後に改めて検討する．

一方，Thomasonはボイド間母材部が塑性不安定条件を満たしたとき内部くびれが生じ，不安定的に連結し破壊に至ると考えた．Thomasonはこの不安定条件を材料が剛塑性体と仮定して求めているが，実際の加工硬化をともなう材料については十分明らかではなく，この条件がボイド間に微小ボイドの発生・連結を生ずる条件とどのような関係にあるのか興味が持たれる．

以上のような現在までの理論的取扱いに対する本実験結果による考察をより定量的に検討するため，ボイドの相互作用を考慮した有限要素法による弾塑性応力解析を行い，また一，二のモデル実験を

行った.

計算はYamadaら[8]により定式化された弾塑性問題に対する解析法にもとづいて行った. 延性破壊のボイド成長モデルとして図2-11のごとき2円孔を有する平板を用い, 2次元平面ひずみ問題として扱った. 計算は解析形状の対称性から4分の1の部分について, また円孔の直径と円孔間の距離の比 D_0/L_0 は L_0 を一定とし D_0 を変化させることにより, 0.10, 0.20 および 0.467 の3種類について行った. 境界条件としては y 方向変位 U_y を一定とし, x 方向変位 U_x については対称性から U_y の値に対応して求められた値を導入するのが望ましいが, 使用したプログラムの制約などから $U_x = -\frac{1}{2} U_y$ の変位条件とした. また, 微小ボイドの存在する場合を検討するため図2-12に示す形状についても解析した. 材料定数は鋼を想定し, ヤング率 $E = 12500\ kg/mm^2$, 降伏応力 $\sigma_Y = 23.0\ kg/mm^2$, 加工硬化率 $H = 35.7\ kg/mm^2$ および弾性の場合のポアソン比 $\nu = 0.348$ を仮定した.

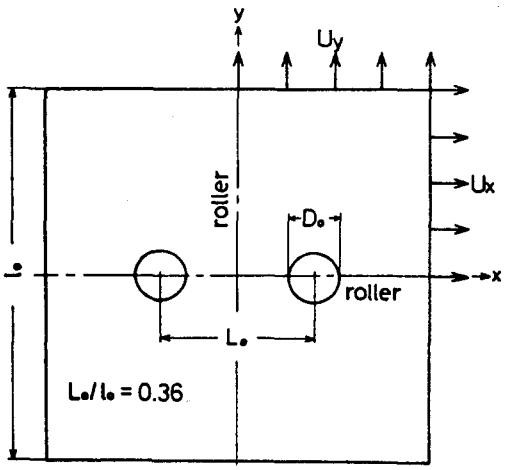


図2-11 解析形状(I)

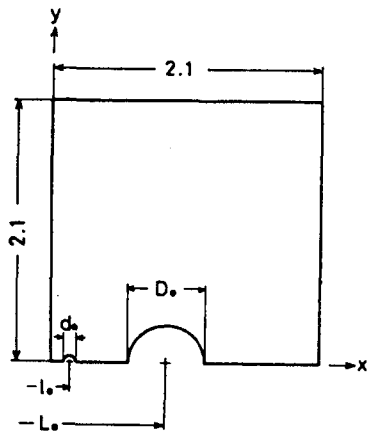


図2-12 解析形状(II)

図2-13は計算結果から, 各 D_0/L_0 の場合について, すでに全

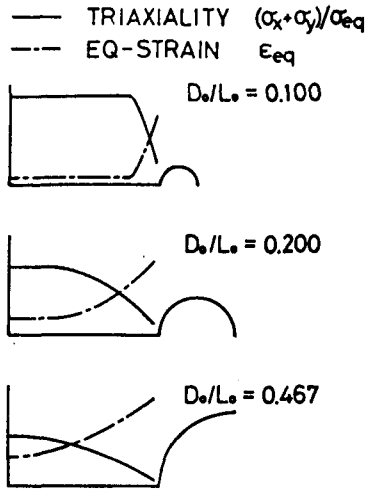


図2-13 相当ひずみおよび応力の三軸性の分布

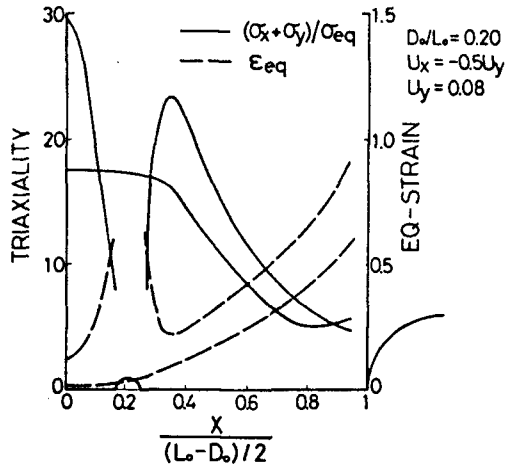


図2-14 微小孔を導入した場合の相当ひずみおよび応力の三軸性の分布

面降伏している $U_y = 0.20$ 程度における相当ひずみ（ε_{eq}）および応力の三軸性（$\sigma_x+\sigma_y/\sigma_{eq}$）の分布の様子を模式的に示したものである。$D_o/L_o$ が大きくなると相当ひずみは増加しているが，応力の三軸性は低下している。

ボイド間母材部に微小ボイドが存在する場合のモデルでは，図2-14にその解析例を示したごとく，微小孔のない場合に比べ相当ひずみおよび応力の三軸性の両者とも微小孔のまわりの局部を除いた背景（Back ground）の値は大きく上昇している。このことからボイド間母材部に微小ボイドが発生すると，その後急速に成長・連結が進むものと推定される。

ここで本研究で明らかにしたボイド間母材部に微小ボイドの発生・連結が起こる場合の破壊ひずみはどのようになるかを考えてみる。この場合，破壊ひずみ ε_f は微小ボイドの発生までのひずみ ε_{f1} と，微小ボイド発生後ボイドの連結に至るまでのひずみ ε_{f2} との和として与えられると考えることができる。しかし，現段階では微小ボイド発生条件は不明であり，また成長・連結に要するひずみについて

もその推定はきわめて困難である．ここでは先の解析結果とも合わせ定性的傾向を調べてみる．まず，ε_{f1} についてはボイド間中央部の相当ひずみがある一定値に達したとき微小ボイドが発生すると考えることにする*．この限界ひずみ値としてはボイド間母材部の高い応力の多軸性を考慮すると，単軸引張破壊ひずみよりもかなり低い値を想定すべきと思われる．ここでは単軸引張におけるくびれ開始時のひずみ $\varepsilon_{eq}=0.3$ を採用し，先の解析結果と組合わせることにより ε_{f1} とボイド体積率 $(D_0/L_0)^2$ の関係を求めた．結果は図2-15に示したごとく体積率の増加とともに ε_{f1} は減少する傾向を示している．

一方，微小ボイド発生から連結に至るまでのひずみ ε_{f2} に関しては，先の解析結果（図2-14）からも推測されるごとく，すみやかに成長し連結に至ると思われるが定量的評価はきわめて困難である．そこでここではその傾向を把握するため2円孔を有するポリエチレン平板と，さらに2円孔間に微小ボイドに相当する微小孔を有する平板を用意しモデル的引張試験を行った**．図2-16にその結果を示すが，微小孔を導入した2円孔平板

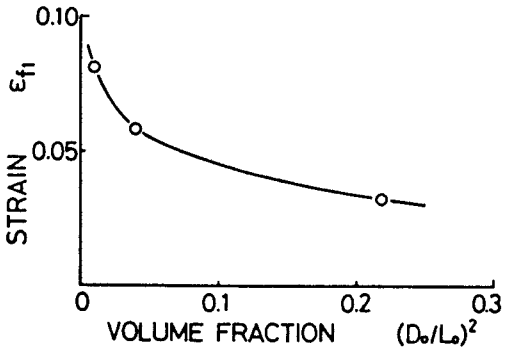


図2-15　ε_{f1} の体積率依存性

---

* 焼結銅および タフピッチ銅などの観察によると，微小ボイドはボイド近傍で発生する場合もあるが，それらの中央部で発生する場合が多いようである．

** ポリエチレン平板では2円孔だけの場合には2円孔合体を示し，微小孔が存在する場合にはそれを介して連結する．銅板などではこのようにならず，本実験のモデル材としては適当でない．

の体積率は微小孔を導入しない2円孔平板の体積率と比べ，0.002程度増加するだけでほとんど変化がないにもかかわらず，両者の破壊ひずみ値には大きな変化がみられる．すなわち，2円孔平板の破壊ひずみ値に対し，さらに微小孔を導入した平板の破壊ひずみ値はより低い値を示し，体積率が増大するにつれ急速に減少している．また，変形途中で微小孔を導入した場合の破壊ひずみ値は，図2-16に示した2円孔平板および微小孔を導入した2円孔平板の両者の間に入るものと考えられる．ここで，2円孔のみを有する平板の曲線は微小ボイドが発生しない場合であり，2円孔間に微小孔を有する平板の曲線は初期の段階から微小ボイドの存在する場合と考えられる．このモデル実験の結果が，強い拘束条件のもと，あるひずみ段階で微小ボイドが発生する実際の場合と必ずしも同傾向を示すとは言えないが，微小ボイド発生後連結までのひずみ ε_{f2} は，微小孔を導入した平板の結果と類似の急速な右下りの傾向のあることが推定される．

以上のごとく，ε_{f1} および ε_{f2} のいずれもその体積率依存性は右下りの傾向を示しているので，ε_{f1} と ε_{f2} の和として与えられる破壊ひずみ ε_f も急速な右下りの傾向になると考えられ，またMcClintockのボイド成長合体モデルが初期体積率の低い場合を除き，実験値に対し過大な推定値を与えていることに対する一つの定性的説明となるものと考えられる．

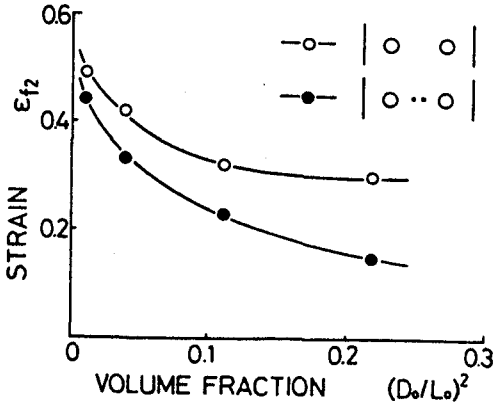


図2-16　ε_{f2} の体積率依存性

2・4 結言

延性破壊の機構を明らかにするため，粉末冶金法により種々の初期ボイド体積率を有する焼結銅を延性破壊のモデル材として製作し，その変形途中の各段階における縦割断面および破面の観察を行い，特にボイドの成長・連結に関して調べた結果，次のような結論を得た．

既存のあるいは変形の初期に発生したボイドは変形の増加とともに成長する．このようにして成長したボイドは，破壊の最終段階において，それらの間の母材部に発生した微小ボイドを介して連結し試験片の破断に至る．そしてこの微小ボイドの発生が延性値を支配する重要な因子となっている．したがって，さらに延性破壊の理論を進めるためには，破壊と直接結び付いた微小ボイドの発生・連結に関する材料学的ならびに力学的条件の導入が必須であろう．

参考文献

(1) Edelson,B.I. and Baldwin,W.M.,Jr, Trans. ASM, 55(1962), 230.

(2) Calhoun,C.D. and Stoloff,N.S., Metallurg. Trans., 1(1970), 977.

(3) Broek,D., Engng. Frac. Mech., 5(1973), 55.

(4) 小指・清水・久保田，鉄と鋼，57-13(昭46-11)，2029.

(5) 寺崎・岡本・邦武，金属学会シンポジウム講演予稿集，(昭47-10)，122.

(6) McClintock,F.A., Trans. ASME, Ser. E, 35(1968), 363.

(7) Thomason,P.F., J. Inst. Metals, 96(1968), 360.

(8) Yamada,Y., Yoshimura,N. and Sakurai,T., Int. J. Mech. Sci., 10(1968), 343.

第3章　実用材料における延性破壊機構の観察

実用の延性材料は，きわめて延性に富みほとんど点までくびれ破断に至るものから，かなりの強度を示しほとんどくびれずに破断するものまで多様であり，またそれらの破壊過程も種々の様相を呈している．銅あるいは炭素鋼などに関しては，代表的な延性材料としてこれまで多く研究の対称とされ，その破壊過程も比較的良く知られている．しかし，その詳細な破壊機構は必ずしも明らかではない．また，近年特に用いられるようになってきた高強度材などに関する研究はきわめて少なく，その破壊過程も十分明らかとはなっていない．

本章では，延性に富むタフピッチ銅および極低炭素鋼CH1，それらとは破壊過程の若干異なる炭素鋼S15CおよびS35C，延性に富みなおかつ高強度を有する高張力鋼HT-80およびそれほど高い延性値は示さないがきわめて高強度の合金鋼SNCM8と高力アルミニウム合金7075-T6の7種類の実用材料について，その破壊過程の詳細な観察を行うとともに，破壊の基本的な機構および延性値を支配する主要因子を考察し，破壊の最終段階におけるボイド間の微小ボイドの発生が延性値を支配する重要な因子であるという前章の焼結銅の結果が，一般の場合にも成立するものかどうかを検討した．

3・1　試験片および実験方法

供試材のタフピッチ銅，極低炭素鋼CH1，炭素鋼S15CおよびS35C，高張力鋼HT-80，合金鋼SNCM8および高力アルミニウム合金7075-T6の化学成分をそれぞれ表3-1～3に示す．試験片は図3-1に示す形状寸法に加工し，タフピッチ銅，CH1材，S15C材および

表3-1　タフピッチ銅の化学成分　(ppm)

Fe	Pb	Sn	Bi	Ni	Co	Ag	As	Sb	O	S
11	11	2	1	3	0	1	1	0	277	6

表3-2　化学成分　(%)

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V
CH1	0.03	0.20	0.21	0.008	0.007	0.03	0.04	0.02	—	0.10
S15C	0.14	0.25	0.40	0.014	0.009	0.12	0.04	0.14	—	—
S35C	0.35	0.25	0.80	0.035	0.019	0.10	—	0.15	—	—
HT-80	0.12	0.33	0.81	0.008	0.008	0.25	0.95	0.44	0.40	0.04
SNCM8	0.40	0.30	0.67	0.022	0.011	0.10	1.71	0.71	0.17	—

表3-3　7075-T6 材の化学成分　(%)

Cu	Si	Fe	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti
1.67	0.14	0.21	0.13	2.78	5.16	0.18	0.01

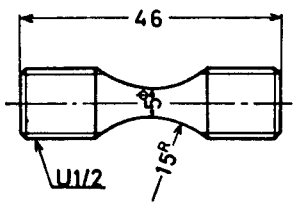


図3-1　引張試験片

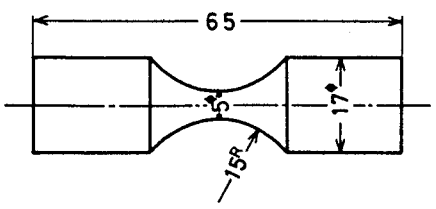


図3-2　圧縮試験片

S35C材についてはそれぞれ真空中にて600°C 1時間, 960°C 1時間, 950°C 1時間および900°C 1時間の焼なましを行い, またHT-80材, SNCM8材および7075-T6材においてはすでに熱処理が施されているので焼なましは行わず, そのまま引張試験に供した. なお, SNCM8材には850°C焼入れ600°C焼戻しという熱処理が施されている.

引張試験は島津オートグラフIS-10T形を用い, クロスヘッド速度1.0 mm/minで行った. 引張の各変形段階におけるボイド挙動の様子を調べるため, 試験片中心部の縦割断面を光学顕微鏡により, また破面を走査電子顕微鏡により観察し, それらの突き合わせにより各材料の破壊過程を推定した. なお, HT-80材, SNCM8材および7075-T6材についてはミクロディンプルがきわめて小さく, 走査電子顕微鏡(~2万倍)ではその中に介在物の存在が確認できなかったため, 2段レプリカ法により製作した試料の透過電子顕微鏡による観察も行った.

S15C材およびS35C材については, さらにパーライト粒の形態変化などの延性破壊におよぼす影響を調べるため, 圧縮予ひずみ試験を行った. 圧縮予ひずみ材の作成方法は, まず図3-2に示す試験片に加工し, 案内円筒内で油圧プレスにより所要の圧縮変形を加えた. その後, 図3-1に示す引張試験片を削り出した. 引張試験は削り出した試験片に焼

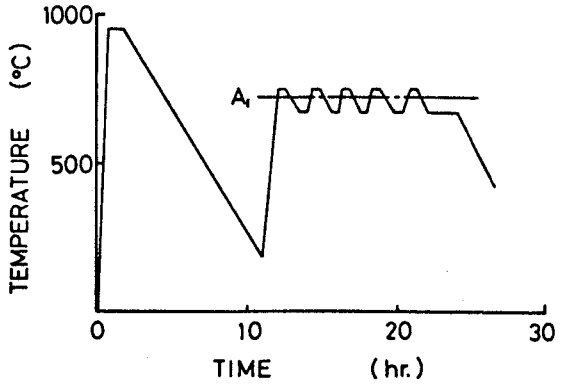


図3-3 球状化焼なまし条件

なましを加えた場合と加えない場合の2種類について行った．さらにパーライト粒の組織を変えるため，真空中で図3-3に示すような球状化焼なましを施した試験片についても引張試験を行った．引張の各変形段階におけるボイド挙動の様子を調べるため，圧縮予ひずみ材（$\varepsilon_{pr}=0.9$）および球状化焼なまし材のそれぞれについて，前述と同様に，試験片中心部の縦割断面を光学顕微鏡により，また破面を走査電子顕微鏡により観察した．さらに各圧縮変形段階における組織変化の様子も観察した．

3・2　タフピッチ銅

本実験で用いたタフピッチ銅の延性値は $\varepsilon_f=1.2\sim1.3$ であった．図3-4にくびれ発生時（最大荷重時）のひずみ $\varepsilon_{eq}=0.3$，応力-ひずみ曲線の最終折れ曲り時のひずみ $\varepsilon_{eq}=1.0$ およびその中間で比較的変形の進行した $\varepsilon_{eq}=0.8$ の各ひずみ段階における試験片縦割断面の観察例を示した．また図3-5に引張破面の観察例を示した．

図3-4(a)より明らかなごとく，くびれ開始時においてすでにボイドは発生している．ボイドは試験片の軸付近に限らず断面全体にわたって存在しており，数・大きさとも一様に分布している．したがって，ボイドの発生は一様変形中にすでに起こっていることが明らかである．変形が進行し $\varepsilon_{eq}=0.8$ の段階になると，ボイドは成長し増大している．また，局部的なボイド群（図3-4(b)）が認められるようになる．これらのボイド群は断面の中心に少なくとも3～5個程度観察されるが，その位置は必ずしも最小断面上とは限らず軸方向へいくらかずれたものが多い．$\varepsilon_{eq}=1.0$ のひずみ段階になると，くびれによる試験片中心部の3軸引張応力成分がかなり大きくなるためか，ボイドの横方向の成長が大きく，特に上述のボイド群内のボ



(a) ε_{eq}=0.30　　(b) ε_{eq}=0.80　　(c) ε_{eq}=1.00

図3-4　タフピッチ銅の引張変形途中の組織写真　　20μ

イドは3～4μのものが7～8μへと約2倍の寸法になっている．ボイド群内では主に内部くびれによりボイドが連結しマクロなボイドが形成されている（図3-4(c)）．このようなマクロボイド間には強い変形層が形成され，その中には微小なボイドの発生も観察される．したがって，この微小なボイドと既存の小さなボイドの成長・連結を介してマクロボイドが連結し，巨視的な中央き裂の形成が行われるものと推定される．また，ボイド群の存在領域と垂直破断部（cup底部）の領域がほぼ一致すること，およびマクロボイドの連結が必ずしも中心に優先して起こるわけではなく，マクロボイド間の位置，大きさなどの影響をうけていることなどから，巨視的中央き裂の形成すなわち垂直破断部の形成は中心から外周に延性き裂が伝ぱするような形態[1]でなく，その領域のかなりの部分がほぼ同時に完了しているものと思われる．

破面観察（図3-5）によると，その明確な区別は困難であるが，破面が変形の初期に発生し成長した大きなボイドに対応するディンプルと，比較的小さなディンプルから構成されており，縦割断面観察においてマクロボイドが微小なボイドを介して連結しているという結果と矛盾していない．これらのディンプルにはいずれの場合にもその中に介在物が存在しており，一般に大きなディンプルには大きな介在物が，また微小なディンプルには小さな介在物が存在している．正脇[2]によると，タフピッチ銅中の介在物には大別して大きなCuO粒子とSiO_2などの微小な粒子

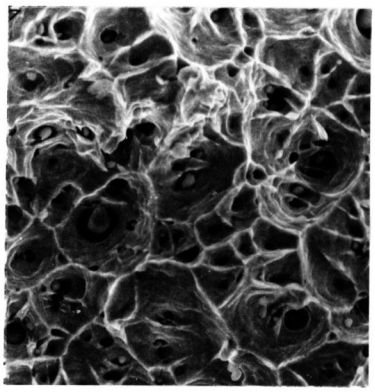


図3-5　タフピッチ銅の破面

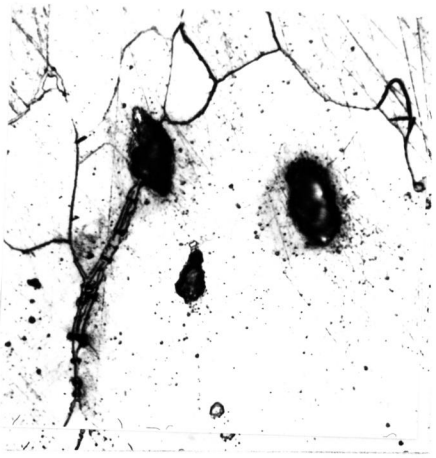
の2種類が含まれている。このことから初期に発生し大きな成長を示すボイドの発生核はCuO粒子であり，破壊の最終段階に発生する微小なボイドの発生核はSiO_2などの粒子であることが推定される。

3・3　極低炭素鋼CH1

本実験に用いたCH1材の延性値は$\varepsilon_f = 1.4 \sim 1.5$であった。図3-6にくびれ開始時（最大荷重時）の変形段階（$\varepsilon_{eq} = 0.27$），かなり変形の進行した段階（$\varepsilon_{eq} = 1.02$）および破断直前（$\varepsilon_{eq} = 1.23$）における試験片縦割断面の観察例を示した。また，図3-7に破面の観察例を示した。

CH1材の初期のボイドの発生核はタフピッチ銅などに比べ多様である。すなわち，粒内の介在物ならびに粒界の介在物の母材とのはく離，パーライトの割れおよび粒界カーバイド層の割れなどであり，これらはいずれもくびれ開始時の段階においてすでに起こっている（図3-6(a)）。これらのボイドは変形の増加とともに成長し（図3-6(b)），ついに連結し（図3-6(c)），破断に至る。成長し大きくなったボイドの連結は，破面（図3-7）において大きなディンプルの間には多数の微小なディンプルが存在していることからも推定されるように，破壊の最終段階において発生した微小ボイドを介して行われているものと思われる。

このように，初期のボイドの発生核の多様さを除けば，全般的にCH1材の破壊過程はタフピッチ銅のそれと類似している。



(a) ε_{eq}=0.27



(b) ε_{eq}=1.02



(c) ε_{eq}=1.23

図3-6　CH1材の引張変形途中の組織写真

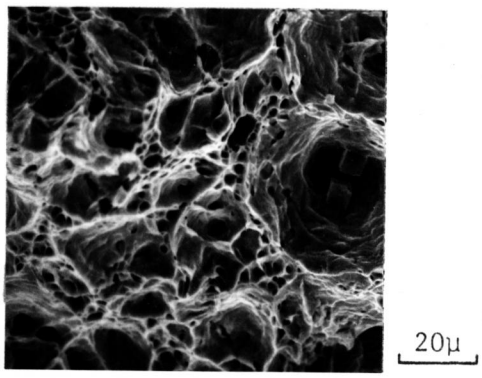
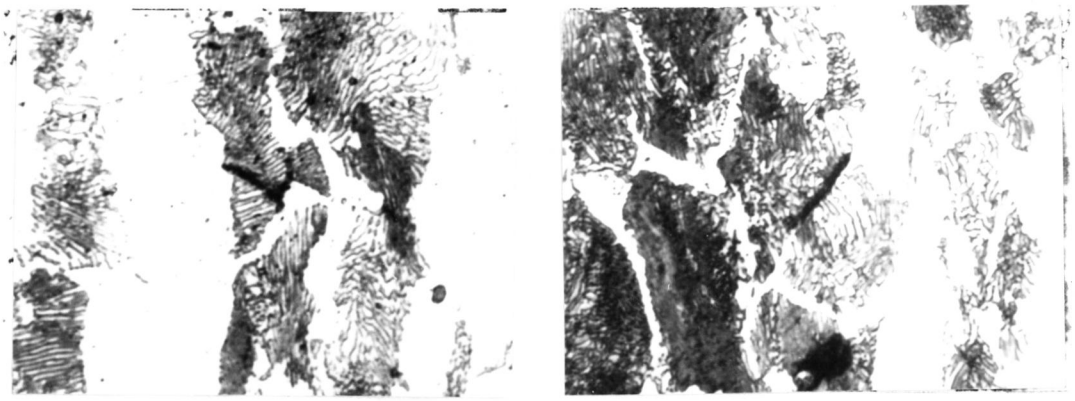


図3-7　CH1材の破面

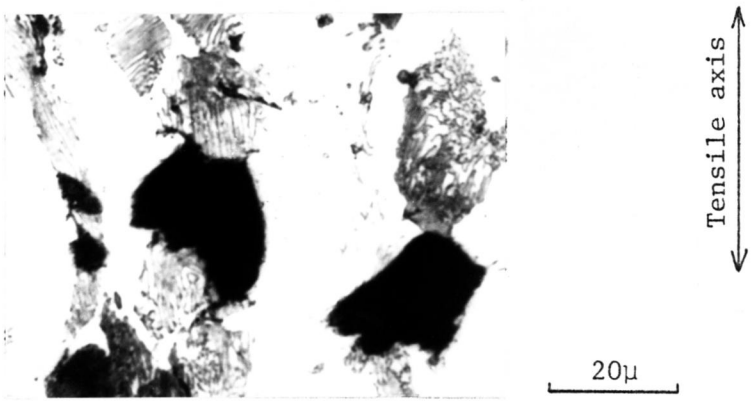
3・4　炭素鋼S15CおよびS35C

本実験に用いたS15C材およびS35C材の延性値はそれぞれε_f=1.00およびε_f=0.64であった．両材の実験結果はほぼ同様であったので，以下では主にS35C材の結果について述べる．

図3-8にS35C材の引張変形途中の各ひずみ段階における組織観察例を，また図3-9に引張破面の観察例を示した．引張試験において，くびれ開始時（最大荷重時）の変形段階（ε_{eq}=0.21）ですでに，その数はそれほど多くないが，パーライト粒の割れが観察された（図3-8(a)）．したがって，パーライト粒の割れは比較的小さな一様変形中に生ずるものと推察される．パーライト粒の割れは層状セメンタイトの方向が引張軸に平行なものに多く，また割れの方向は引張軸と40~45°傾いたものが多い．変形の増加とともにパーライト粒の割れの数は増加している．また，割れを生じているパーライト粒の分布は最小断面の中心部に限らず比較的広い範囲にわたっており，その発生に応力の三軸性の必要性はほとんどないと考えられる．パーライト粒の割れの開口は，変形の増加とともに平均的には大きくなっているようであるが，比較的大きなひずみ段階まで顕著ではない（図3-8(a)）．破壊の最終段階に至って，パーライト粒の割れは大きく開口しいわゆるマクロなボイドの状態となる（図3-8(c)）．このような引張変形途中におけるパーライト粒の割れの観察結果は，Clausing[3]あるいはMillerら[4]の結果とほぼ同様の傾向を示している．一方，介在物からのボイドの発生・成長は，変形の最終段階に至り起こっているようであり，その数もパーライト粒の割れにより発生し成長したボイドに比べはるかに少なく，また大きさも小さい．ところで，これらのボイドの連結の様子は，それが急速に不安定的に生ずるため断面観察からの確認は困難であるが，破面観察(図3-9)



(a) ε_{eq}=0.21　　(b) ε_{eq}=0.44



(c) ε_{eq}=0.54

図3-8　S35C材の引張変形途中の組織写真

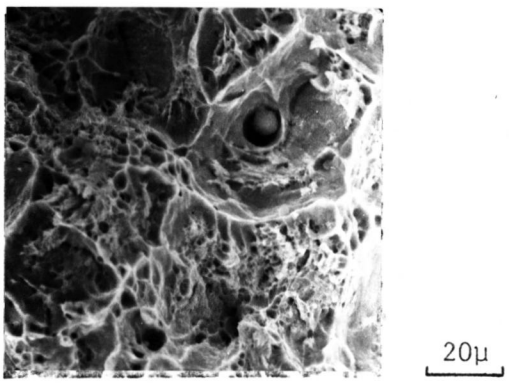


図3-9　S35C材の破面

によると，ボイドが直接連結する場合もあるが，ボイド間に発生した微小ボイドを介して連結する場合が多いようであり，この段階のボイド挙動に関しては，すでに述べた焼結銅，タフピッチ銅あるいは極低炭素鋼CH1などの場合と同様であった．

次に，パーライト粒の形態変化，パーライト粒の割れおよび介在物からのボイド発生あるいは母材部の加工硬化などの諸因子が破壊機構におよぼす影響を調べるため，圧縮変形を加えた試料の引張試験を行った．図3-10にS35C材の延性値の圧縮予ひずみ依存性を示

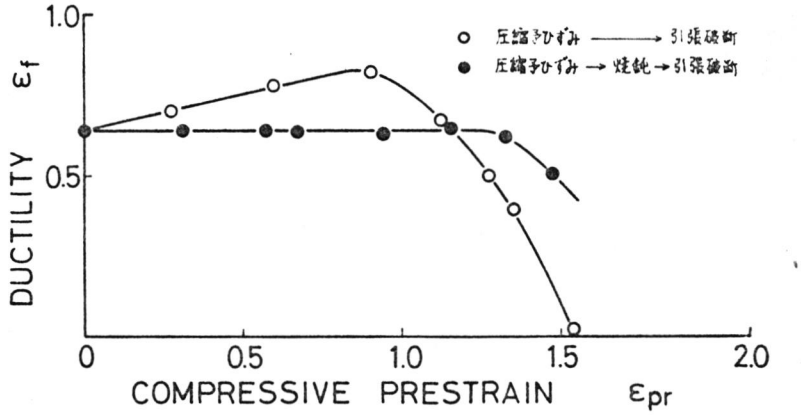
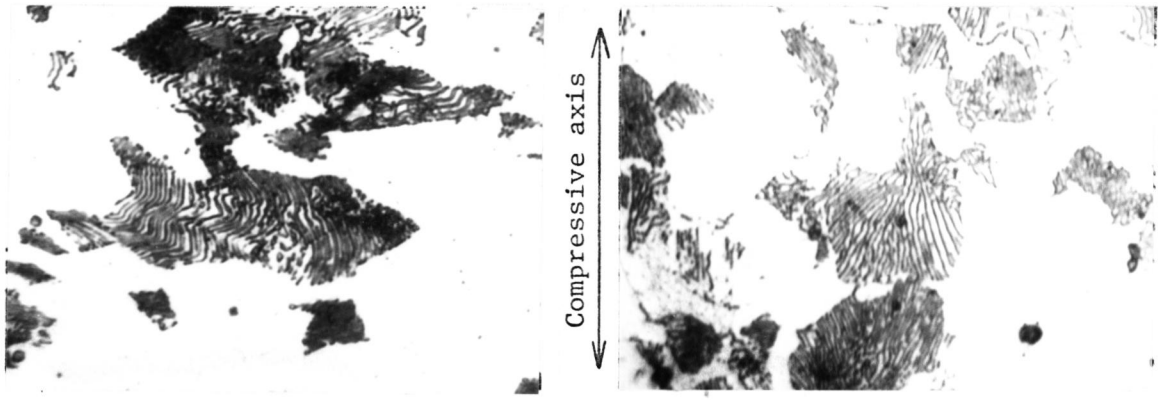


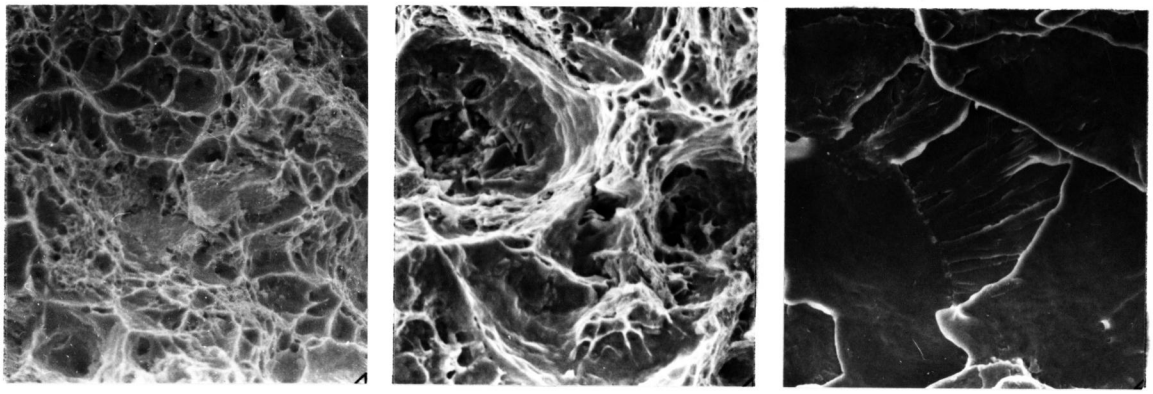
図3-10　S35C材の延性値の圧縮予ひずみ依存性



(a) 焼なまし前　　(b) 焼なまし後

20μ

図3-11　S35C圧縮予ひずみ材(ε_{pr}=0.67)の組織写真

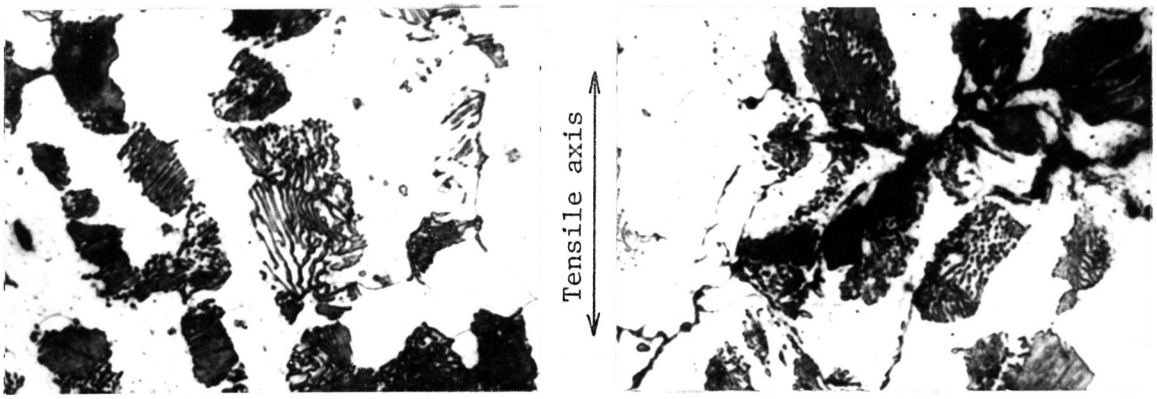


(a) ε_{pr}=0.90　ε_f =0.82　(b) ε_{pr}=1.35　ε_f =0.40　20μ　(c) ε_{pr}=1.54　ε_f =0.02

図3-12　S35C圧縮予ひずみ材の破面

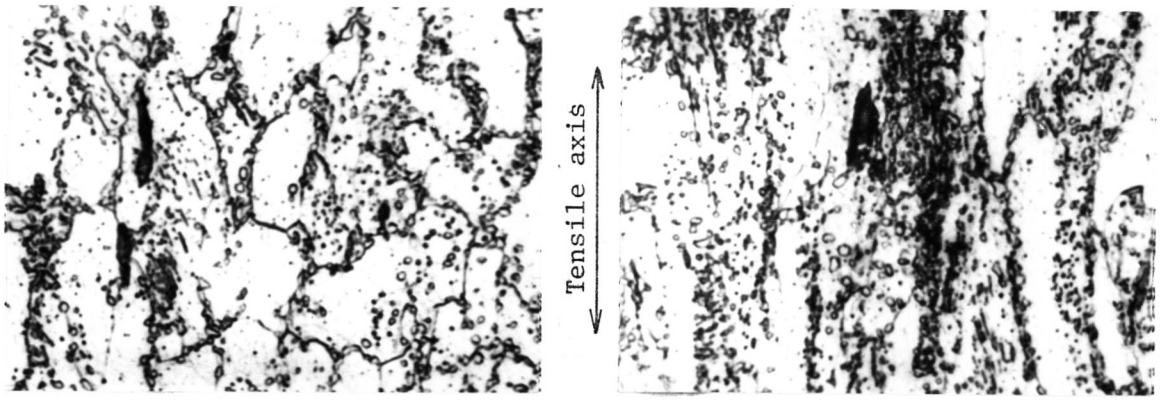
した．図3-11には圧縮予ひずみが $\varepsilon_{pr}=0.67$ の場合の焼なましを加えない試料と加えた試料の組織観察例を，また図3-12には各圧縮予ひずみ段階で焼なましを加えずに引張破断した試料の破面観察例を示した．図3-10から明らかなごとく，圧縮予ひずみ後焼なましを行い引張破断した試料は予ひずみが $\varepsilon_{pr}=1.3$ 程度までほぼ一定の値を示しており，焼なましにより予ひずみの影響が回復しているものと考えられる．事実，図3-11よりも明らかなごとく，パーライト粒の形状および組織などはほぼ完全に回復しており，また引張強さの測定によれば加工硬化も回復していることが明らかであった．他方，介在物からのボイド発生はこの圧縮変形段階まではほとんど認められなかった．圧縮予ひずみが $\varepsilon_{pr}=1.3$ を越えると焼なましにより回復できない因子，すなわち割れあるいはボイドの発生などが起こっていることが推定される．組織観察からはパーライト粒の割れの存在を確認することはできなかったが，介在物からのボイド発生は認められた．このことは，破面観察（図3-12(b)）において，圧縮変形により割れた介在物を有する大きなディンプルが多く見られたこととも一致している．一方，図3-10において予ひずみ後焼なましを加

えずに引張破断した試料の延性値は，圧縮予ひずみが $\varepsilon_{pr}=1.15$ より小さい範囲で焼なましを加え引張破断した試料のそれより大きい値を示している．その理由は十分明らかではないが，圧縮変形によるパーライト粒の形態変化が，パーライト粒の割れの発生を抑え延性値を増大させることが考えられる．すなわち，圧縮予ひずみのあまり大きくない範囲では，この効果が加工硬化による延性低下より大きいため延性値は増大するが，大きい予ひずみでは加工硬化による延性低下が支配的となり延性値は小さくなるものと考えられる．そこで実際に圧縮予ひずみを加えた試料の破壊過程においてパーライト粒の形態変化がどのような影響をもっているかを調べるため，圧縮予ひずみ $\varepsilon_{pr}=0.90$ を加えた試料について引張変形途中の組織観察を行った．それらの組織観察例を図3-13に示した．同ひずみ段階で焼なまし材と圧縮予ひずみ材のパーライト粒の割れの様子を比べると，圧縮予ひずみ材において割れを生じているのは，図3-13(a)からも明らかなごとく，パーライト粒がそれほど変形せず軸に平行な層状セメンタイト組織を有しているものに多いが，そのような



(a) $\varepsilon_{eq}=0.26$　　(b) $\varepsilon_{eq}=0.65$

図3-13　S35C 圧縮予ひずみ材 ($\varepsilon_{pr}=0.90$) の引張変形途中の組織写真



(a) ε_{eq}=0.30　　(b) ε_{eq}=0.96

図3-14　S35C 球状化材の引張変形途中の組織写真

ーライト粒は少なく，多くは割れを生じていない．破壊の最終段階に至ると比較的多くのパーライト粒の割れと介在物からのボイド発生が起こり，それらの連結により巨視的な中央き裂が形成されている（図3-13(b)）．このように変形しきれいな層状セメンタイト組織を有しないパーライト粒は割れを起こしにくく，割れを生ずるためにはより大きな変形が必要となる．

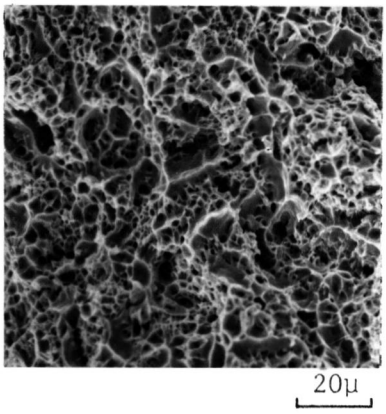


図3-15　S35C球状化材の破面

次に，パーライト粒の形態が破壊過程におよぼす影響をさらに検討するため，供試材に球状化焼なましを加え引張試験を行った．引張変形途中の組織観察例を図3-14に，破面観察例を図3-15に示した．通常の焼なまし材の延性値は ε_f = 0.64 であったが，球状化焼なまし材においては ε_f = 1.09 と大きな増加を示した．球状化パーライトの割れあるいは母材とのはく離によるボイド発生は，図3-14からも明らかなごとく，破壊の最終段階までほとんど認められなかった．したがって，パーライト粒の形態が層状セメンタイトから球状化セメ

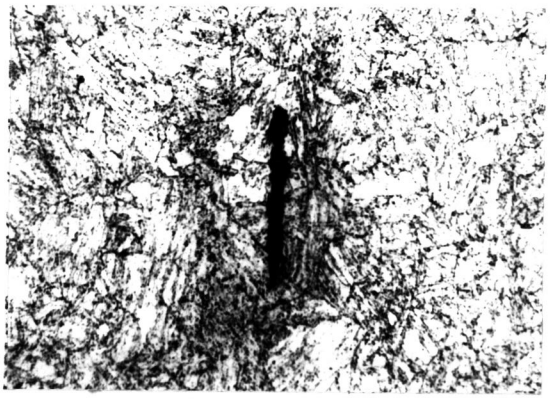
ンタイトに変化するにつれ，割れの発生にはより大きなひずみを必要とすることがわかる．一方，井上ら[6]の実験結果によると，球状化処理材において球状化パーライト密度とディンプル密度にほぼ一対一の対応関係がある．これらのことから，球状化焼なまし材の延性破壊において，球状化パーライトからボイドが発生すると直ちに成長・連結し破断に至るものと思われる．

以上のごとく，炭素鋼の焼なまし材においては比較的小さなひずみ段階でパーライト粒の割れを生じ，変形の増加とともに割れの数を増す．破壊の最終段階に至り割れは急速に成長し，また大きな介在物からのボイド発生・成長も起こり，それらのボイドの連結は主として微小ボイドの発生・連結を介して行われ破断に至る．パーライト粒の組織が層状セメンタイトから球状セメンタイトに変わるにつれ，割れの発生にはより大きなひずみを要し，それに対応して延性値が増加する．

3・5　高張力鋼HT-80

本実験で用いたHT-80材の延性値は $\varepsilon_f = 1.2 \sim 1.3$ であった．図3-16に引張変形途中における試料の縦割断面の組織観察例を，また図3-17および18にはそれぞれ破面の走査電子顕微鏡および透過電子顕微鏡による観察例を示した．

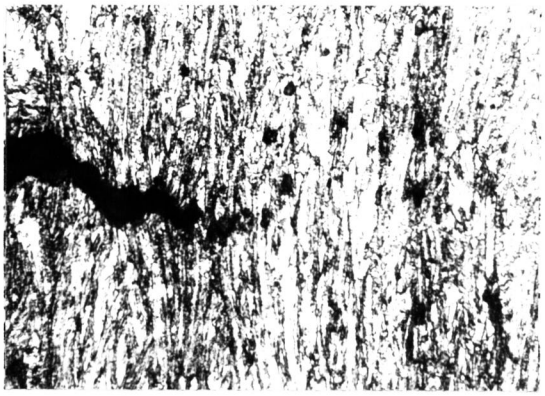
組織観察によれば，くびれ開始時（最大荷重時）の変形段階（$\varepsilon_{eq} = 0.17$）においてすでに大きな介在物から発生したボイドが観察され（図3-16(a)），これらのボイドは変形の増加とともに大きな成長を示す．微小な介在物から発生したと思われる微小なボイドも比較的変形の進んだ段階（$\varepsilon_{eq} = 0.8$ 程度）において観察されるようになり，



(a) ε_{eq}=0.17



(b) ε_{eq}=0.81



(c) ε_{eq}=0.98

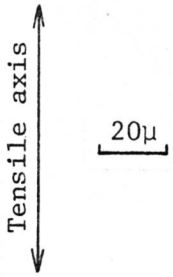


図3-16 HT-80材の引張変形途中の組織写真

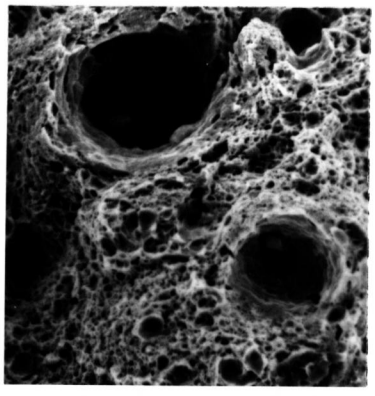


図3-17 HT-80材の破面
(走査電子顕微鏡)

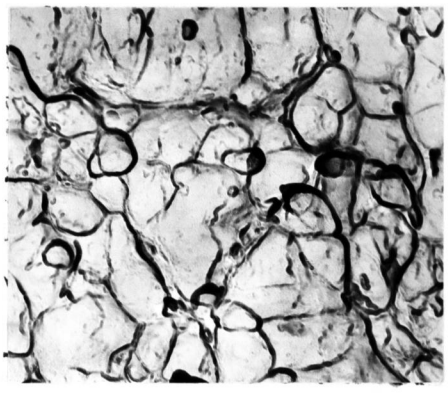


図3-18 HT-80材の破面
(透過電子顕微鏡)

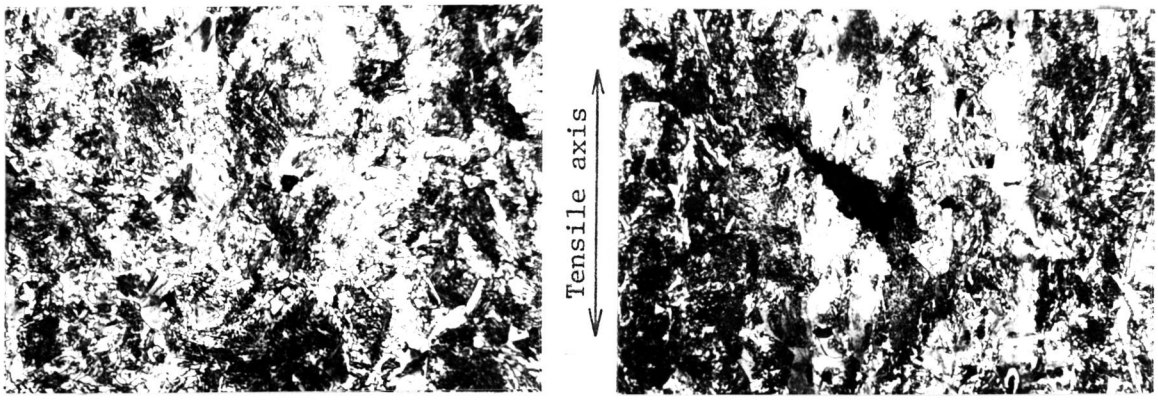
変形の増加とともに急激にその数が増加している（図3-16(a)）．このような微小な介在物からのボイド発生は，前述のタフピッチ銅あるいはCH1材などの場合のようなマクロなボイド間に生ずる高度な変形層に限らず，広い範囲にわたり観察された．一方，破面において比較的大きなディンプルは独立して存在しており，それらの間には多数の微小なディンプルが存在することから（図3-17），最終破断が微小なボイドの成長・連結により起こっているものと思われる．微小なディンプル中の介在物の存在は走査電子顕微鏡による観察では不明であったが，図3-18に示すごとく，レプリカの透過電子顕微鏡観察によれば，微小なディンプル中にも介在物が存在するようである．

以上のごとく，HT-80材においては変形の初期の段階から観察される大きなボイドの挙動は重要ではなく，比較的変形の進んだ段階における微小な介在物からのボイドの発生，成長および連結が延性破壊を支配する主要な因子と言えよう．

3・6　合金鋼SNCM8

本実験で用いたSNCM8材の延性値は$\varepsilon_f = 0.40$であった．図3-19に引張変形途中における試料の縦割断面の組織観察例を示した．また，図3-20および21にそれぞれ走査電子顕微鏡および透過電子顕微鏡による破面の観察例を示した．

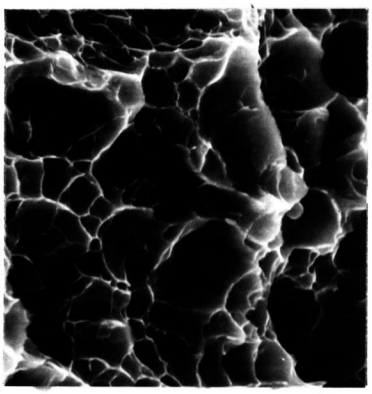
組織観察によると，くびれ開始時（最大荷重時）の変形段階（$\varepsilon_{eq} = 0.10$）においてすでにボイドは発生している（図3-19(a)）．破壊の最終段階に至ってもそれらのボイドは顕著な成長は示していないが，図3-19(b)に示すようなマクロなき裂が多数形成されている．破面の走査電子顕微鏡観察によると破面全体はきわめて微小なディンプル



(a) ε_{eq}=0.10　　(b) ε_{eq}=0.31

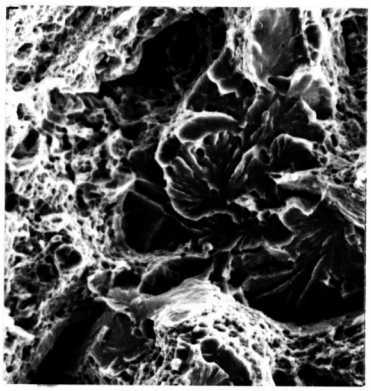
20μ

図3-19　SNCM8材の引張変形途中の組織写真

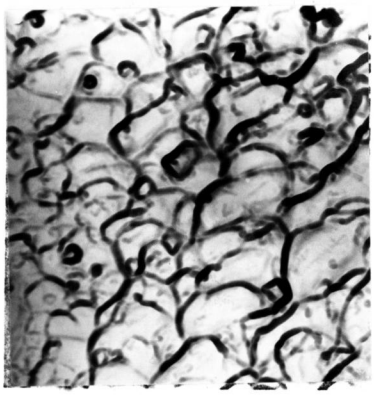


(a)　1μ

図3-20　SNCM8材の破面（走査電子顕微鏡）



(b)　5μ



1μ

図3-21　SNCM8材の破面
（透過電子顕微鏡）

で構成されており（図3-20(a)），それらのディンプルのうちで2～5μの光学顕微鏡により観察されたボイド程度の大きさのものの多くは介在物の存在が認められた．一方，きわめて微小なディンプルの中にも，図3-21に示したごとく，レプリカの透過電子顕微鏡観察によれば，介在物が存在するようである．このように，新たに微小な介在物からボイドが発生し連結することにより，最終段階において観察されたマクロなき裂が形成されていることが推定される．そしてこのようなマクロなき裂がさらに微小なボイドを介し成長しあ

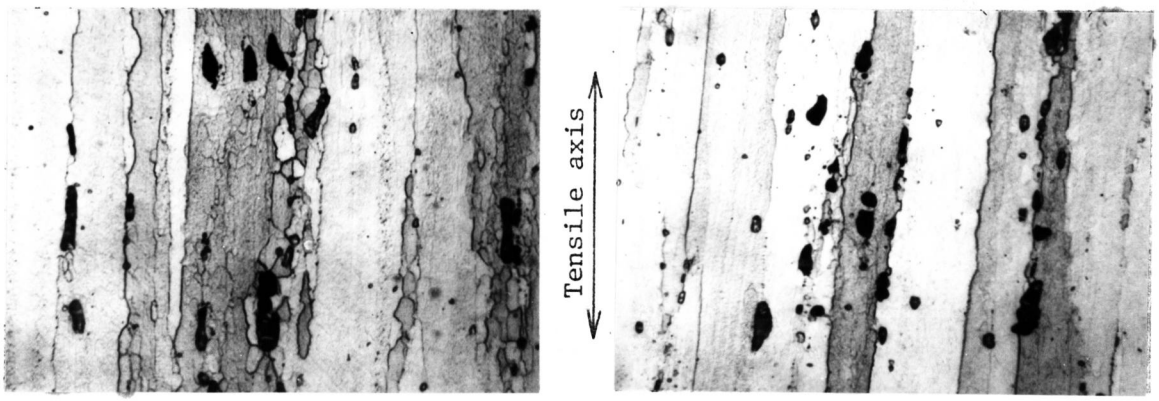
るいは連結することにより最終破断に至っているものと思われる。なお，破面観察によると図3-20(b)に示すような擬へき開破壊領域が，それほど多くはないが存在している。これはマクロなき裂の伝ぱあるいは連結の過程において，局部的な拘束などによりへき開破壊の条件が満たされたために起こったものであろう。

以上のごとく，SNCM8材の場合においても，HT-80材などと同様に初期の段階から観察されるボイドの挙動は重要でなく，最終段階において微小な介在物から発生した微小なボイドの挙動が延性破壊を支配しているものと思われる。

3・7 高力アルミニウム合金 7075-T6

本実験で用いた7075-T6材の延性値は $\varepsilon_f = 0.22$ であった。図3-22に引張変形途中における試料の縦割断面の組織観察例を示した。また，図3-23および24にそれぞれ走査電子顕微鏡および透過電子顕微鏡による破面の観察例を示した。

光学顕微鏡で観察し得るオーダの介在物の一部には，くびれ開始時（最大荷重時）のひずみ段階（$\varepsilon_{eq} = 0.14$）においてすでに割れを



(a) ε_{eq}=0.14　　(b) ε_{eq}=0.20

20μ

図3-22 7075-T6材の引張変形途中の組織写真

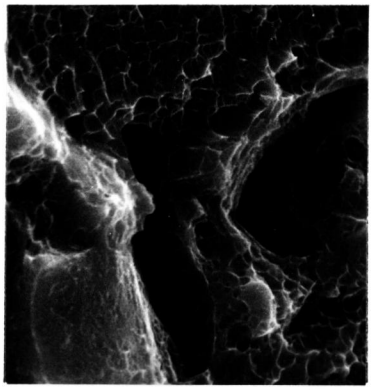


図3-23 7075-T6材の破面
(走査電子顕微鏡)

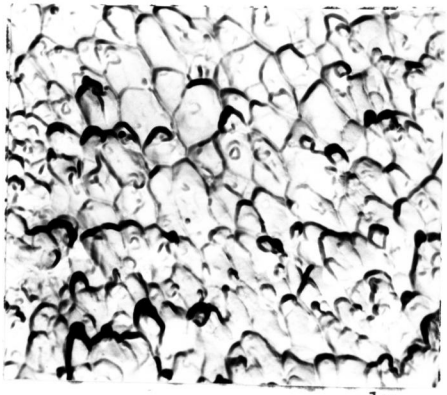


図3-24 7075-T6材の破面
(透過電子顕微鏡)

生じているようである(図3-22(a)). しかし, それは破断直前に至ってもほとんど開口することなく, いわゆるマクロなボイドに成長していない(図3-22(b)). 一方, 破面観察によると, 破面は大きな介在物の割れの跡ときわめて微小なディンプルから構成されている(図3-23). 透過電子顕微鏡観察によれば, 図3-24に示すごとく, それらのディンプルの中には微小な介在物が存在しているようである. これらのことから, 7075-T6材の延性破壊過程において大きな介在物は何ら重要な役割は果しておらず, ある変形段階において微小な介在物からのボイド発生が起こり, 直ちに成長・連結し, 試料の破断に至るものと思われる. このような観察結果は, Broek[6]の数種類のアルミニウム合金を用いた実験結果ともほぼ同様の傾向を示している.

以上のごとく, 7075-T6材においても他の材料と同様, 破壊の最終段階における微小な介在物からのボイド発生が延性破壊を支配している主要な因子と言えよう.

3・8 考察

以上のごとく，本章では数種の実用材料の破壊過程の観察を行った．それらによると，延性破壊の基本過程はボイドの発生，成長および連結であるが，通常材料中には数種の介在物あるいはパーライト粒などの第2相粒子を含んでいるため，それらの基本過程が複数・並行して起きている．たとえば，タフピッチ銅，CH1材および炭素鋼などでは，初期の段階に発生したボイドが成長し，それらの相互作用による高度の変形層に微小な介在物からのボイド発生が起こり，この微小なボイドの成長・連結を介してマクロなボイドが連結し破壊に至っている．高張力鋼では変形の初期に発生したボイドは変形の増加とともに成長するが，それとは独立に比較的変形の進行した段階で微小なボイドが多数発生し，それらが成長・連結することにより破断に至っている．また，SNCM8材および7075-T6材などでは変形の初期に大きな介在物の割れあるいははく離によるボイドの発生はあるが，それらとは独立にある変形段階において，きわめて微細な介在物からボイドが発生すると同時に成長・連結が起こり，破断に至っている．さらに多くの材料について観察を重ねれば，様々の形態が存在するものと思われるが，破面がディンプル・パターンを呈している場合には，前述の基本過程がその数・位相は異なっても，複数・並行して起こっていることには変りのないものと思われる．このような各種の実用材料の延性破壊過程の観察結果から，延性破壊を支配する主要な因子は，前章の焼結銅の観察結果と同様，最終破壊に直接結び付いた微小ボイドの発生であり，並行して起こっている別種のボイドの挙動がそれにどのように関与しているかであることが推定され，この点に関してはさらに第4章および第5章において検討を加える．

ところでボイドの発生核としては，変形途中における試料の縦割断面および破面の観察から，本章で用いた材料の範囲ではいずれの場合も主に第2相粒子，すなわち介在物あるいは析出物などであり，それらと異なる他の原因によりボイドが生成されているようには思われない．Broek[6]は種々のアルミニウム合金を用い，介在物間隔とディンプル寸法を測定し，介在物とディンプルに一対一の対応のあることを示した．このように，ボイドは第2相粒子の存在する所で発生していることは間違いないようである．しかし，第2相粒子が存在すれば必ずボイドが発生するわけではなく，ボイド発生に必要な臨界寸法があるようである．たとえば，Roeschら[7]によればマルエージング鋼の場合，少なくとも200Å以下の炭化物（TiC粒子）はボイド発生に関与していない．小林[8]は電解鉄を用いた実験により，0.125μ以下の介在物はほとんど破面の形成に関与していないという結論を得ている．本実験においては，材料中により微小な介在物を含有しているかどうかは確認していないが，ディンプル中に存在する介在物の大きさは，最小の場合で500～1000Åのオーダであった．これらに類した報告は他にもいくつかあり[9]，ボイドの発生核となる介在物の臨界寸法は，介在物と母材の種類，試験条件などにより変化すると考えられるが，通常100Åのオーダと考えられている．これとは別に，ボイドが粒界，特に三重点に生じているという報告がRogers[1]を始めいくつかあるが，粒界上に介在物などが存在しないという確証を得ていないこと，またきわめて高純度な材料においてはその破面にディンプルが存在しない[10][11]ことなどからも，ボイド発生の主要な原因は介在物などの第2相粒子と考えるのが妥当であろう．

3・9 結言

タフピッチ銅，極低炭素鋼CH1，炭素鋼S15CおよびS35C，高張力鋼HT-80，合金鋼SNCM8および高力アルミニウム合金7075-T6という7種の延性材料について，その破壊過程を観察し，それら全般にわたる基本的破壊機構について検討した結果，以下の結論を得た．

(1) タフピッチ銅，CH1材，S15C材およびS35C材の破壊過程は，その発生核はそれぞれ異なるが初期に発生したボイドが成長し，それらの相互作用下で微小ボイドが発生・連結し破断に至る．

(2) HT-80材の破壊過程は，初期に大きなボイドの発生は見られるが，それとは独立に変形のかなり進行した段階に微小なボイドが発生し，それが成長・連結することにより破断に至る．

(3) SNCM8材および7075-T6材の破壊過程は，初期にボイドの発生はみられるがそれとは全く独立に，ある変形段階においてきわめて微小なボイドが発生すると同時に成長・連結し破断に至る．

(4) このように破壊過程は材料により種々の様相を呈しているが，それはボイドの発生・成長・連結という延性破壊の基本過程がいくつか組合わさり，また異った位相をもって現われていると見なすことができる．そして破壊の最終段階あるいは破壊に直接結び付いた微小ボイドの発生が，延性破壊を支配する重要な因子の一つとなっている．材料あるいは力学的条件によっては，たとえば(1)の場合などは，従来の内部くびれモデルなどにより破壊現象を説明できると考えられないこともない．しかし，どのモデルが適当かは，各モデルに関する定量的評価に関する今後の研究にまたねばならない．

参考文献

(1) Rogers,H.C., Trans. AIME, 218(1960), 498.

(2) 正脇, 塑性と加工, 14-154(昭48-11), 885.

(3) Clausing,D.P., Trans. ASM, 60(1967), 504.

(4) Miller,L.E. and Smith,G.C., J. Iron Steel Inst., 208(1970), 998.

(5) 井上・木下, 塑性と加工, 14-147(昭48-4), 291.

(6) Broek,D., Engng. Frac. Mech., 5(1973), 55.

(7) Roesch,L. and Henry,G., ASTM STP, 453(1969), 3.

(8) 小林, 慶応義塾大学博士論文, (昭49).

(9) Palmer,I.G. and Smith,G.C., Proc. Second Bolten Landing Conf. on Oxide Dispersion Strengthening, (1968), 253.

(10) Chin,G.Y., Hosford,W.F.,Jr. and Backofen,W.A., Trans. AIME, 230(1964), 437.

(11) Miller,D.R. and Besag,F.M.C., Proc. 1st. Int. Conf. Frac., 2(1966), 711.

第4章 延性破壊におよぼす巨視的応力状態の影響

延性値は一般に巨視的応力状態により大きな変化を示すことが知られている．すなわち，静水圧力下では延性値は増大し，多軸引張応力下では低下する．しかし，それがどのような機構にもとずいているのかは明らかでない．

本章では，焼結銅およびタフピッチ銅を用い，静水圧力下および多軸引張応力下におけるボイド挙動を観察し，前章までに明らかにしてきた破壊機構におよぼす巨視的応力状態の影響を考察し，延性値の変化がどのような機構にもとずいているかを検討した．

4・1 試験片および実験方法

4・1・1 静水圧力下試験

供試材は，第2章2・1節に示した方法により製作した初期ボイド体積率 $V_f = 0.04$, 0.08 および 0.16 を有する焼結銅とタフピッチ銅である．試験片は図4-1に示す形状寸法に機械加工した後，真空中にて600°C 1時間の焼なましを加えた．試験片にはすべて圧力媒体（タービン油#90）のボイド内への侵入を防ぐため表面を被覆した．被覆の方法は，まず試験片表面を十分清浄にした後，下塗りとして金属との接着力の強い合成ゴム系接着剤を薄く塗り，十分に乾燥した．次に，気密性が高く変形能の良いシリコン系コーティング剤を用い，気泡を防ぎ硬化を早めるため数回に分け上塗りを繰返した．塗布後の試料はコーティング剤の硬化と十分な接着力の出現

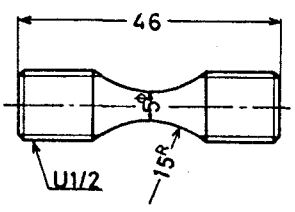


図4-1 平滑試験片

まで常温にて約24時間放置し，その後実験に供した．このような被覆は試験片の直径に比較してかなり厚いものとなったが，その荷重－のび曲線あるいは延性値におよぼす影響は無視できる程度であった．

実験は上述の焼結銅およびタフピッチ銅を用い，最高3000 kg/cm²に至る静水圧力下での引張試験を行い，延性値におよぼす静水圧力の影響を調べるとともに，引張変形の各段階における縦割断面を光学顕微鏡により，また破面を走査電子顕微鏡により観察し，延性破壊の素過程であるボイドの発生・成長・連結におよぼす静水圧力の影響を調べた．さらに，延性破壊過程のどの段階に静水圧力の影響が大であるかを把握するため，上述の一定圧力下における試験に加えて，大気圧下での引張試験の種々の変形段階で圧力を2000 kg/cm²に変化させ，あるいはこの逆に2000 kg/cm²下での引張試験中種々のひずみ段階で圧力を大気圧まで下げて延性値の変化を調べる実験を行った．

静水圧力下における引張試験は島津オートグラフに取付けた高圧引張試験装置により行った．この装置は大路ら[11]がプラスチックの静水圧力下での挙動を調べるために以前に製作したものであり，その詳細については省略するが，外部ヨーク式で自己バランス形，パッキンにはブリッジマン形のものを用いている．油圧発生源としては精立工業製のニューハイポンプ（PHU-6S2-580形）を用い，圧力はブルドン管圧力計により測定した．

4·1·2　多軸引張応力下試験

供試材は種々の初期ボイド体積率を有する焼結銅およびタフピッチ銅である．試験片は単軸応力下および多軸応力下引張試験片とし

てそれぞれ図4-1および図4-2に示す形状寸法に機械加工し，真空中にて600°C 1時間の焼なましを加えた。図4-2における切欠き開き角ψは，タフピッチ銅に関しては30°，60°，90°および120°の4種類のものを，また焼結銅に関しては30°のものを製作し引張試験に供した。なお，これらの切欠き試験片の形状は平滑試験片と同様，内部から先に破壊を生じるように選択した。[2] 以下では図4-1の試験片を平滑材，図4-2の試験片を切欠き材と呼ぶことにする。

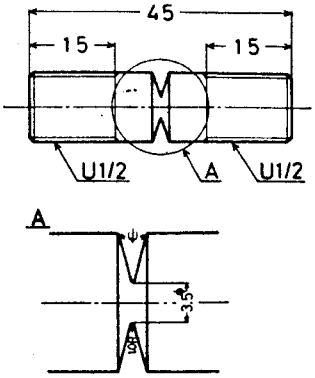


図4-2 切欠き試験片

引張試験は島津オートグラフを用い，クロスヘッド速度1.0 mm/minで行った。タフピッチ銅および焼結銅のそれぞれについて，平滑材および切欠き材の各変形段階におけるボイドの挙動を調べるため，試験片中心部の縦割断面を光学顕微鏡により観察し，多軸引張応力の延性破壊の各過程におよぼす影響について検討した。また，引張破面を走査電子顕微鏡により観察し，ディンプルの大きさ，深さな

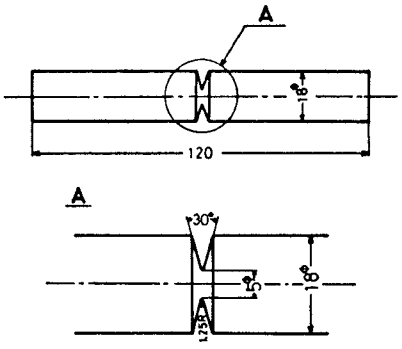


図4-3 中断試験用切欠き試験片

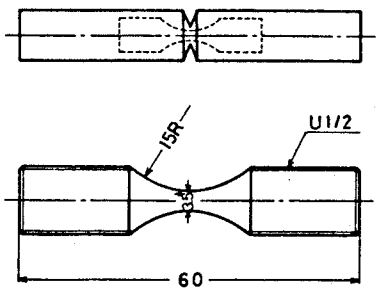


図4-4 引張試験片

どを測定し，応力の多軸性が破面におよぼす影響について検討した．さらに，静水圧力下試験の場合と同様に，延性破壊過程のどの段階に多軸引張応力の影響が大であるかを把握するため，図4-3に示す切欠き材の引張試験の種々の変形段階で，図4-4に示す平滑材に再加工し焼なまし（600°C 1時間）を加えた後，引張試験を行い残留延性値を測定した．また比較のため平滑材においても同様に，引張試験の種々の変形段階で焼なまし（600°C 1時間）を加えた後，さらに引張破断し残留延性値を測定した．

次に，多軸応力状態がボイド成長におよぼす影響についてさらに調べるため，巨視的応力状態の明確な等2軸下および単軸下引張試験を行い，引張変形途中のボイド挙動を光学顕微鏡により観察した．供試材はタフピッチ銅平板（厚さ t=2mm）である．また，ボイド成長のモデル材として2円孔を有するタフピッチ銅板を用い，単軸および等2軸引張試験を行い，ボイドの成長方向などにおよぼす多軸応力の影響を調べた．単軸引張試験には島津オートグラフを，また等2軸引張試験には図4-5に示すような液圧によるバルジ試験装置を製作し使用した．

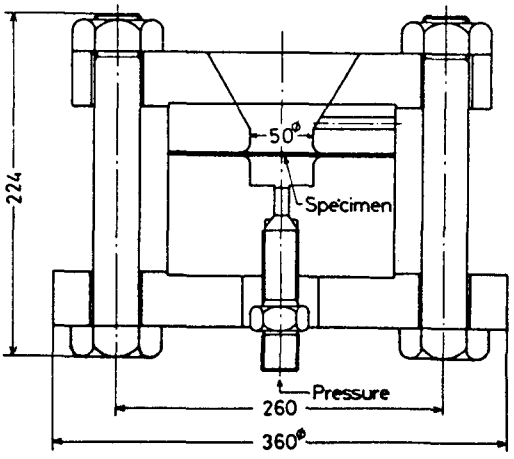


図4-5　バルジ試験装置

4・2　静水圧力下における実験結果

4・2・1　延性値の静水圧力依存性

実験を行った3種の体積率の焼結銅およびタフピッチ銅試験片に関する延性値の体積率依存性におよぼす静水圧力の影響を図4-6に示した．また，同じ結果を体積率をパラメータにとって延性値と静水圧力の関係で整理した結果を図4-7に示した．

図4-6における大気圧下の結果は，すでに2・2節で述べたごとく，

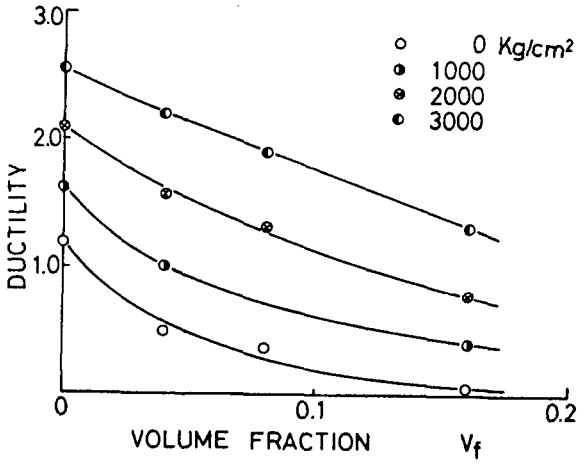


図4-6　延性値の体積率依存性におよぼす静水圧力の影響

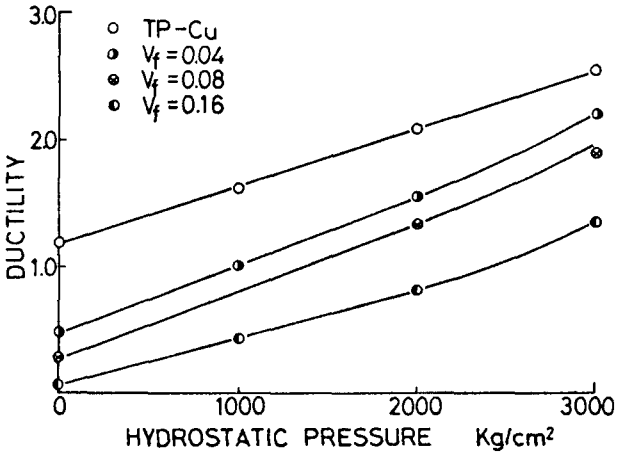


図4-7　延性値の静水圧力依存性

延性値はボイド体積率の増加とともに指数関数的に急減少し，Edelsonら[3]の結果と同傾向である。しかしながら，静水圧力の増加とともにボイド体積率の増大にともなう延性値減少の様子は若干異なる様相を呈し，3000 kg/cm² 下ではほぼ直線的な減少を示している。また，図4-7において，静水圧力の増大にともなう延性値の変化の様子は，タフピッチ銅および焼結銅ともほぼ圧力に対し直線的な増加を示しているが，体積率の大きい焼結銅では，2000 kg/cm² 以上でやや下にとつの曲線となり，延性値の増大の割合が大きくなる傾向を示している。これは多孔質体の静水圧縮による密度変化が体積率の大きいものほど大きく，また圧縮圧力の高いほど大きいことから，引張変形にともなうくびれによる断面積の減少に，静水圧縮による体積減少の効果が加わったものと考えられる。

なお，公称応力－のび曲線におよぼす静水圧力の影響を体積率 $V_f = 0.16$ を有する焼結銅の場合について図4-8に示した。図の場合，引張強さは圧力とともに増加しているが，体積率が小さくなるにつれ圧力によらずほぼ一定の値を示すようになる。一方，のびの増加による曲線形状の変化の特徴は，いずれの体積率を有する焼結銅およびタフピッチ銅の場合も同様で，くびれ開始点からせん断破壊に移行したことを示す最終折れ曲り点[4]までのひずみが圧力とともに増加し，また最終折れ曲り点が不明確となる。

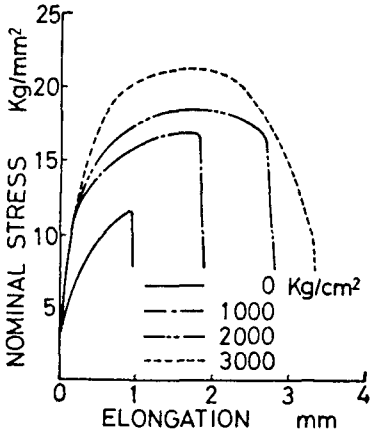


図4-8 焼結銅 (V_f=0.16) の公称応力－のび曲線の静水圧力依存性

4·2·2　引張変形途中のボイド挙動

延性破壊過程におよぼす静水圧力の影響を調べるため，タフピッチ銅を用い，静水圧力2000 kg/cm² 下において引張変形途中におけるボイド挙動を試験片中心部の縦割断面の光学顕微鏡観察により調べた．

図4-9に静水圧力2000 kg/cm² 下における各ひずみ段階でのボイド挙動の観察例を示した．同図(a)より明らかなごとく，くびれ開始段階に相当するひずみ $\varepsilon_{eq}=0.30$ においてすでにボイドは発生しており，3·2節において示した大気圧下の同ひずみ段階における観察結果（図3-4(a)）とボイド発生の状態・形状などには相違が認められなかった．変形が進行し，大気圧下においてはマクロボイドが形成されるひずみ段階に相当するひずみ $\varepsilon_{eq}=0.97$ において（図4-9(b)），ボイドは軸方向に大きく伸びているが横方向への成長は認められない．この傾向はさらに変形が進行し，大気圧下での破壊ひずみを越えたひずみ $\varepsilon_{eq}=1.45$ においてはさらに顕著となっている（図4-9(c)）．



(a) ε_{eq}=0.30　　(b) ε_{eq}=0.97　　(c) ε_{eq}=1.45

20μ

図4-9　タフピッチ銅の静水圧力(2000 kg/cm²)下引張変形途中の組織写真

以上のごとく，$\varepsilon_{eq}=0.8$程度のひずみ段階までは，大気圧下の方が静水圧力下に比べボイドの横方向の成長がやや大きいようであるが，同じひずみ段階で比較すればその差はあまり大きなものではない。しかし，興味あることは，大気圧下ではこの後まもなくボイド成長が不安定となりマクロボイドを形成するのに対し，高圧力下ではなお安定的にはるかに大きなひずみまでボイド成長が続く点で，これが静水圧力による延性値増加の主要因となっている。

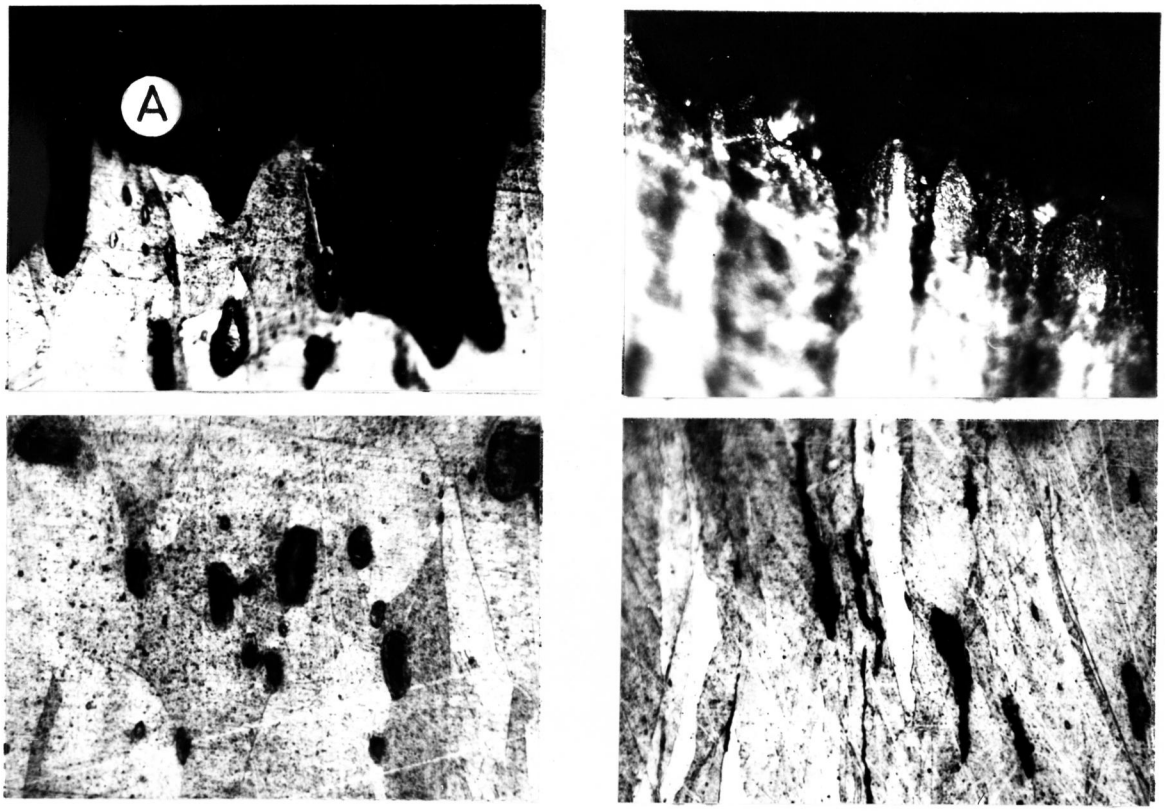
4·2·3 破面観察

延性破壊の最終段階に対する静水圧力の効果を調べるため，タフピッチ銅および焼結銅に対し大気圧下および静水圧力下で引張破断した試験片の破面ならびに破面近傍の縦割断面を観察した。これらの結果の一例として，図4-10に体積率 $V_f=0.04$ を有する焼結銅に関する大気圧下ならびに静水圧力（2000 kg/cm²）下における破面およびその近傍の縦割断面の写真を，また図4-11には同体積率の焼結銅の大気圧下ならびに静水圧力（3000 kg/cm²）下における破面の写真を示した。他の体積率の焼結銅あるいはタフピッチ銅においても静水圧力によるこれらの変化の様子は同様であった。

大気圧下（図4-10(a)）においては，変形とともに成長したボイドの連結は，破断直前にそれらの間の母材部に発生したオーダの一つ小さい微小ボイドを介して起こっており，ボイド連結直前の状態においても引張方向への伸長はあまり大きくなく，伸長比（aspect ratio）λ^* は2あるいはそれ以下である。これに対し静水圧力（2000 kg/cm²）下（図4-10(b)）になると，破面の微視的なおうとつは大き

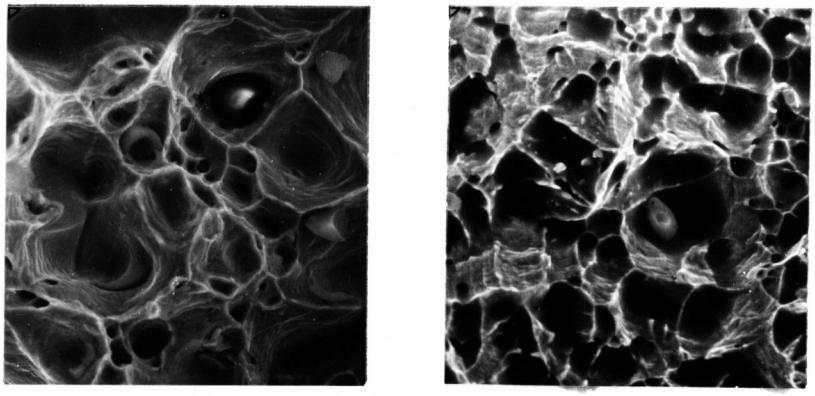
---

* ボイドの引張方向の長さを $2a$，これに直角方向の長さを $2b$ とするとき，$\lambda=a/b$ を伸長比と称している。



(a) 大気圧下　　20μ　　(b) 静水圧力 (2000 kg/cm²) 下

図4-10　焼結銅 (V_f = 0.04) の破断部断面



(a) 大気圧下　　20μ　　(b) 静水圧力 (3000 kg/cm²) 下

図4-11　焼結銅 (V_f = 0.04) の破面

くなりとっ部の先端は鋭く，微小ボイドの発生部に相当する破面の微小なおうとつをもつ部分（図4-10(a) A部）も減少している．ボイドは引張方向に大きく引伸されており，伸長比入は5以上にもなっている．

以上のことから，静水圧力下ではボイドの最終連結の様子は大気圧下のそれとは次第に異なっていくようで，静水圧力の増加にともない微小ボイドを介した連結よりはむしろ内部くびれなどによる連結が支配的となっていく．このことは図4-11の破面の走査電子顕微鏡写真よりも明らかである．すなわち，静水圧力3000 kg/cm² 下では大気圧下に比較してディンプルの平均径は小さくなっており，その稜部（ridge）部は鋭く，ディンプルの深さも増している．また，大きなディンプルの間に存在するミクロディンプルの数が減少していることから，微小ボイドを介した連結は少なく，合体あるいは内部くびれ形のボイド連結が支配的であったことを示している．

4·2·4 変形途中における圧力の変化が延性値におよぼす影響

延性破壊過程のどの部分に静水圧力が最も影響をおよぼすかについてさらに情報を得るため，引張変形の途中で圧力を変化させる実験をタフピッチ銅を用いて行った．

図4-12に大気圧下の引張試験中種々の変形段階で静水圧力を2000 kg/cm² に変化させたときの延性値の変化の様子を示した．大気圧下でのひずみ $\varepsilon_{eq}=1.0$ 前後においては，急速に不安定な破壊が開始するためこの段階での実験はきわめて困難であり，ここでは結果を得ていないため図中には破線で示した．図より明らかなごとく，大気圧下でのひずみ $\varepsilon_{eq}=0.9$ 程度までのいずれのひずみ段階で静水圧力2000 kg/cm² に切り換えても，延性値は静水圧力2000 kg/cm² 下のみの

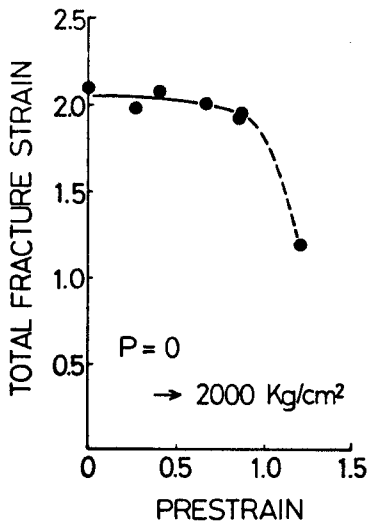


図4-12 引張変形途中における静水圧力の変化が延性値におよぼす影響
(大気圧から静水圧力2000 kg/cm²へ)

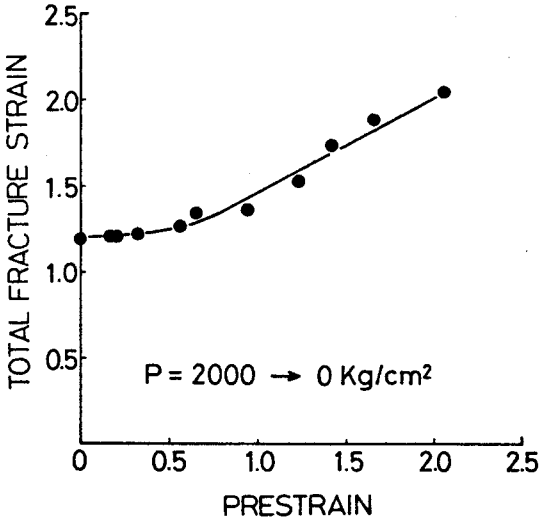


図4-13 引張変形途中における静水圧力の変化が延性値におよぼす影響
(静水圧力2000 kg/cm²から大気圧へ)

場合に得られたそれに比べ低下の傾向は認められるがわずかであり，$\varepsilon_{eq}=0.9$ を越えると急激な低下を示すようになる．この傾向は関口ら[5]あるいはねじりではあるが大森ら[6]により得られた結果と同傾向である．ひずみ値 $\varepsilon_{eq}=0.9$ なる値は，3・2節のタフピッチ銅の破壊過程の観察結果よりも明らかなごとく，独立に成長したボイドが相互作用のもとにまずマクロボイドを形成，さらにこれらのマクロボイドが微小ボイドを介して連結するという延性破壊の最終過程が始まるひずみに相当しており，静水圧力はボイドが発生し，それらが独立に成長する過程においてはあまり大きな影響を与えず，延性破壊の最終段階に至って大きな影響を与えていることが明らかである．

一方，図4-13には逆に静水圧力2000 kg/cm²下の引張変形途中から圧力を大気圧に変化させたときの延性値の変化の様子を示した．延性値は静水圧力下でのひずみ $\varepsilon_{eq}=0.8$ 程度まではあまり変化しないが，それ以後のひずみで大気圧に変化させた場合は次第に増加する

傾向を示している．この結果はBridgman,[7] 関口ら[5]あるいは大森ら[6]による結果と同傾向を示しているが，図4-13で興味ある点は静水圧力下で大気圧下での延性値以上のひずみ値まで引張った後，大気圧下で引張った場合にもただちに破断に至るのではなく，かなりの変形の後に破断に至ることである．このことは，ひずみの大きい所では大気圧下と静水圧力下とではボイドの成長の様子にかなりの差ができていることを示すものと考えられ，ボイド形状はひずみ値のみで決まらず，応力の多軸性の影響を受けていることが推測される．すなわち，大気圧下ではくびれにより発生する多軸引張応力によりボイドの横方向の成長が助長されるが，静水圧力はこの多軸応力を打消し，ボイドの横方向の成長は抑えられ引張方向に著しく引伸された形となるものと思われる．このことは4・2・2節のボイド挙動の観察結果とも符合している．

以上の焼結銅およびタフピッチ銅を用いた静水圧力下における実験結果から，静水圧力は初期のボイド発生にはほとんど影響を与えていないようであるが，その後のボイド成長には大きな影響を与える．すなわち，横方向の成長が抑えられ，著しく引張方向に引伸された形状となる．また，高変形層形成などのボイド間の相互作用の発生を抑え，微小ボイドの発生・連結を抑えあるいは遅らせる．したがって，静水圧力下において延性値が増大する最大の要因は，ボイド間の微小ボイドの発生・成長が抑えられ，ボイドの安定な成長がより大きな公称ひずみまで持続することにあると思われる．

4・3　多軸引張応力下における実験結果

4・3・1　延性値の多軸引張応力依存性

図4-14に種々の切欠き開き角ψを有するタフピッチ銅切欠き材の引張試験結果から，延性値の横方向引張応力(σ_r)依存性を示した．実際のσ_rの値は不明であるが，ここでは一応の目安として両側切欠き平面ひずみ変形と仮定し，Hill[8]にしたがいσ_rを求めた．すなわち，Hillによれば中心の一定応力部の垂直応力は，

$$\sigma = 2k\left(1+\frac{\pi-\psi}{2}\right)$$

となる．したがって，横方向応力は，

$$\sigma_r = 2k(\pi-\psi)$$

となり，これを用いた．なお，図中には参考のため静水圧力下の結果も同時に示した．図より明らかなごとく，本実験の範囲では延性値はσ_rの増加にともない直線的な減少の傾向を示している．

図4-15は切欠き開き角が$\psi=30°$の場合の焼結銅試験片の引張試験結果から，延性値の初期ボイド体積率依存性を示したものである．図中には参考のため，平滑材の大気圧下および静水圧力1000 kg/cm²

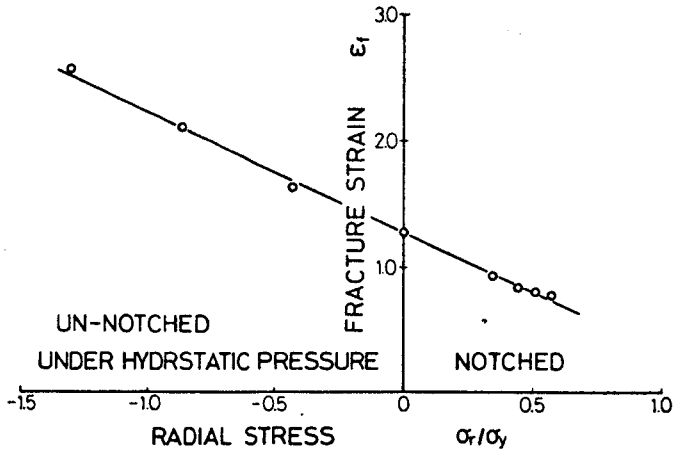


図4-14　延性値の巨視的多軸応力依存性

下での結果も示した。多軸引張下の結果は，静水圧力下および大気圧下の場合に比べ体積率の増加にともなう延性低下の傾向が幾分強められているようである。

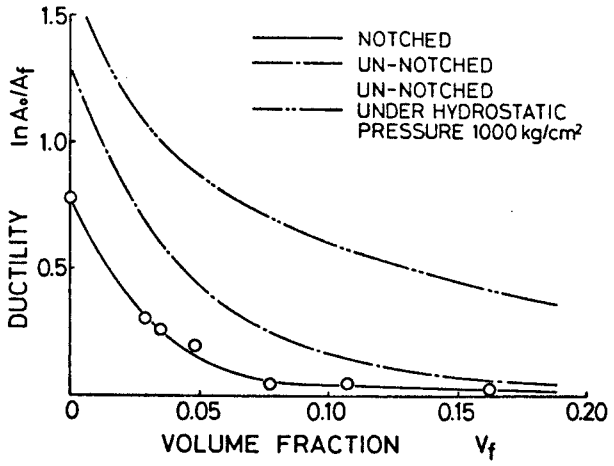


図4-15　切欠き材(ψ=30°)の延性値の体積率依存性

4·3·2　引張変形途中のボイド挙動

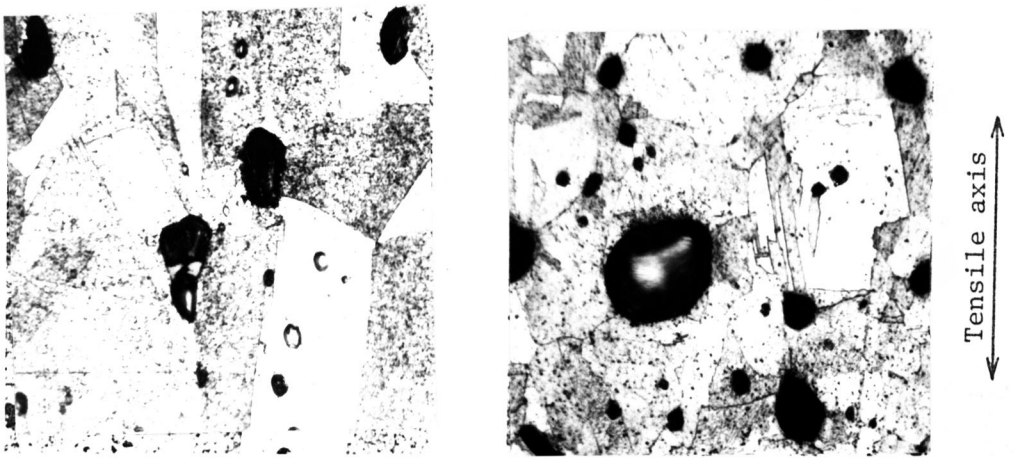
多軸引張応力下でのボイド挙動を調べるため，タフピッチ銅切欠き材(ψ=30°)の引張変形の各段階における縦割断面を光学顕微鏡により観察した。図4-16に最大荷重時(ε_{eq}=0.10)，変形の進行した段階(ε_{eq}=0.31)および破断直前(ε_{eq}=0.56)における観察例を示した。最大荷重時における平滑材(図3-12(a))と切欠き材(図4-16(a))のボイドの様子を比べると，その発生状態，形状などはほぼ同様であった。一方，平滑材の最大荷重時と同ひずみ段階での切欠き材(図4-16(b))のボイドは，平滑材に比べ大きな成長を示している。次に，破断直前における平滑材(図3-12(c))と切欠き材(図4-16(c))を比較すると，母材部の結晶粒の変形状態の相違からもわかるように，両者のひずみは平滑材がε_{eq}=1.00であるのに対し切欠き材はε_{eq}=0.56と大きく異なっているが，マクロなボイドの大きさおよび分布などには明確な差は認められない。しかし，全体としては切欠き材の方がボイドの引張方向の成長に対する横方向の成長が大きいよ



(a) ε_{eq}=0.10　　(b) ε_{eq}=0.31　　(c) ε_{eq}=0.56

20μ

図4-16　タフピッチ銅切欠き材(ψ=30°)の引張変形途中の組織写真



(a) 平滑材 (ε_{eq}=0.19)　　(b) 切欠き材 (ε_{eq}=0.18)

20μ

図4-17　焼結銅(V_f=0.05)の引張変形途中の組織写真

うである。また新たに発生したと思われる微小なボイドの数も切欠き材の方が多いようである。このように切欠きの拘束による巨視的応力の引張多軸性は，ボイドの成長速度および成長方向ならびに微小ボイドの発生に影響をおよぼしているものと思われる。

以上のようなタフピッチ銅の観察結果をより詳細に検討するため，焼結銅を用いて同様の実験を行った。図4-17に焼結銅（$V_f=0.05$）の平滑材および切欠き材（$\psi=30°$）の同ひずみ段階（$\varepsilon_{eq}=0.19$）における観察例を示した。図よりも明らかなごとく，ボイドの特に横方向の成長には顕著な差が認められ，伸長比入は平滑材が2程度に対し切欠き材では1程度となっている。また，ボイドの発生・成長をより定量的に評価するために，第2章2・2・2節と同様にしてボイドの度数分布図を作成した。図4-18は平滑材と切欠き材の同ひずみ段階（$\varepsilon_{eq}=0.19$）での度数分布を示したものである。比較的大きな平均径を有するボイドの数は切欠き材の方が多いことから，ボイドの成長は切欠き材の方が大きいこと，また小さな平均径のボイドの数も切欠き材の方が多いことから，新たなボイドの発生も切欠き材の方が多いことがわかる。これらの結果はタフピッチ銅の観察結果とも一致している。また，ボイドの横方向の成長が抑えられ，微小ボイドの発生も抑えられるという静水圧力下におけるボイド挙動の観察結果とも対照的である。

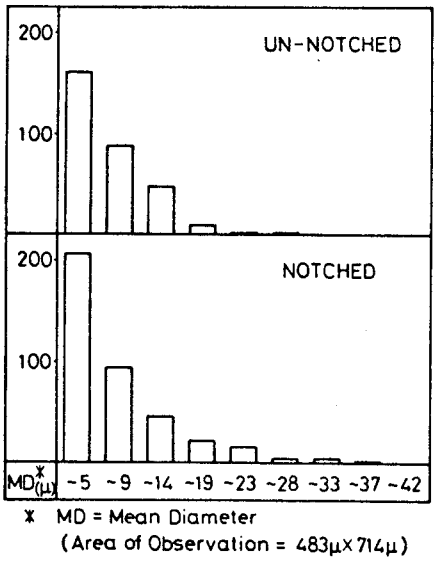


図4-18 焼結銅($V_f=0.05$)のボイドの度数分布図

4·3·3　破面観察

応力の引張多軸性が破面におよぼす影響を調べるため，走査電子顕微鏡により引張破面を観察した．図4-19にタフピッチ銅切欠き材（$\psi=30°$）の破面を示した．平滑材についてはすでに図3-5に示してある．これらの破面をより定量的に比較するために，ディンプルの平均径を測定した．タフピッチ銅の場合には，後述の焼結銅の例とは異なり，ディンプルとミクロディンプルを明確に区別することは困難であるので，ディンプルの種類を区別せず全ディンプルの平均径を求めた．平滑材のディンプルの平均径は 13.1 μ であるのに対して切欠き材のそれは 12.5 μ と本実験では明確な差違は認められなかった．一方，ディンプルの深さが破断部近傍での塑性変形量と関与していると考えるのは自然と思われるので，破面の立体観察を行い，ディンプルの深さを測定し，平滑材と切欠き材の比較を行った．図4-20にその結果を示した．横軸はディンプルの面積と同一の面積をもつ引き直し円の径（D）をとり，縦軸にはディンプルの深さ

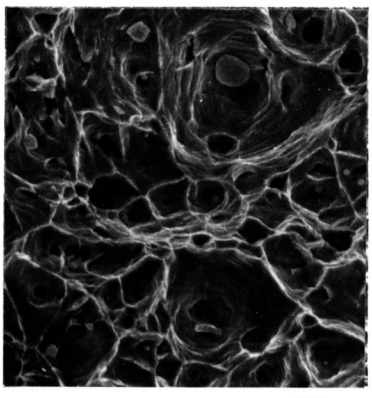


図4-19　タフピッチ銅切欠き材（$\psi=30°$）の破面

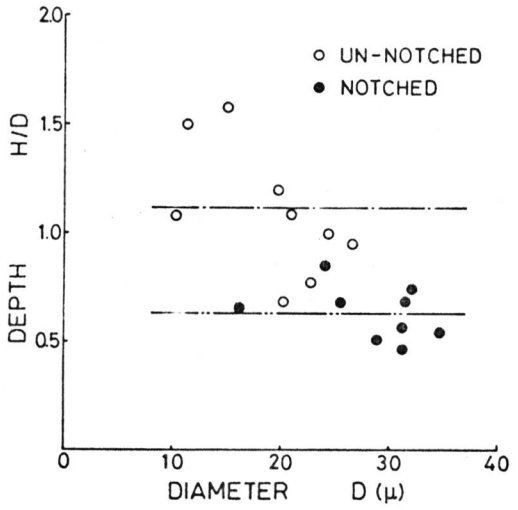


図4-20　タフピッチ銅のディンプル深さ

(H) と径(D)の比(H/D)をとっている。ディンプルの大きさ・形状には局部的な塑性変形の影響が大きいためデータのばらつきは大きいが，図よりも明らかなごとく，平滑材の平均値がH/D = 1.12に対し切欠き材がH/D = 0.64と，切欠き材の方がディンプルが浅いことがわかる。

次に，焼綾銅(V_f=0.05)についても同様の破面観察を行った。焼結銅の場合には，ディンプルとミクロディンプルが比較的明確に区別し得るので別々に扱うことが可能である。そこで，ここではミクロディンプルの破面に対する面積占有率とディンプルの平均径を測定した。焼結銅の破面中心部におけるミクロディンプルの破面に対する面積占有率は，平滑材が約7.0%に対し切欠き材が約7.5%となり，このような測定量で比較する限り大きな差は認められなかった。また，ミクロディンプルを除いたディンプルの平均径も，平滑材が20.9μに対し切欠き材が21.0μとタフピッチ銅の場合と同様，明確な差は認められなかった。一方，ディンプルの深さは図4-21に示したごとく，平滑材の平均値がH/D = 0.76に対し切欠き材はH/D = 0.49と浅く，タフピッチ銅の結果と同傾向を示している。ま

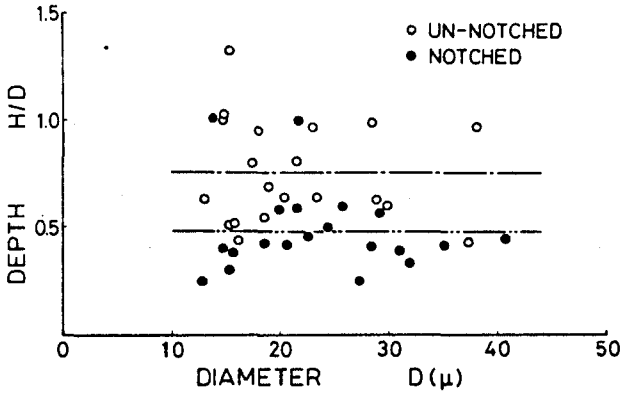


図4-21　焼結銅(V_f=0.05)のディンプル深さ

た，これらの値は，前節の縦割断面の観察結果において示したボイドの伸長比が，平滑材では2程度であり切欠き材では1程度であったこととも対応している．

4·3·4 変形途中における応力の多軸性の変化が延性値におよぼす影響

多軸引張応力の延性破壊過程におよぼす影響についてさらに情報を得るため，引張変形の途中で横方向応力（σ_r）を変化させる実験を行った．

図4-22にタフピッチ銅切欠き材（$\psi=30°$）の引張変形の種々の段階で平滑材に再加工し，焼なまし（600°C 1時間）を加えた後，引張破断したときの残留延性値の変化の様子を示した．また，比較のためタフピッチ銅平滑材の引張変形の各段階で焼なまし（600°C 1時間）を加えた後，引張破断したときの残留延性値の変化も示した．図より明らかなごとく，切欠き材での引張予ひずみ $\varepsilon_{pr}=0.5$ 程度までのひずみ段階での残留延性値は低下の傾向は認められるがそれほど大きくなく，それを越えると急激な低下を示す．また，平滑材では引張予ひずみ $\varepsilon_{pr}=1.0$ 程度までのひずみ段階での残留延性値は切欠き材の場合と同様，低下の傾向は認められるがそれほど大きくなく，それを越え

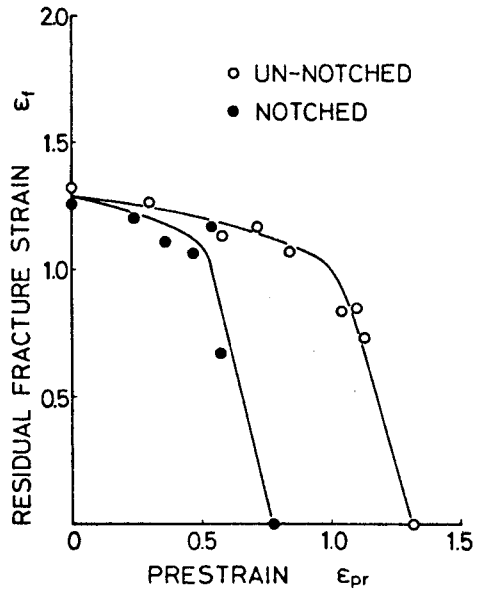


図4-22 引張変形途中における多軸引張応力の変化が残留延性値におよぼす影響

ると急激な低下を示す．この図において，引張予ひずみの増大にともなう残留延性値の低下は，焼なましにより消失しない欠陥の増大，すなわちボイドの発生・成長などを示しているものと考えられる．すなわち，比較的残留延性値低下の小さな部分は，4·3·2節で述べた引張変形途中のボイド挙動の観察からもわかるように，主にボイドの成長により延性低下を示す部分であり，急激な延性低下を示す部分では，微小ボイドの発生およびボイドの連結が起こっているものと推定される．したがって，引張予ひずみ $\varepsilon_{pr}=0.5$ 程度までの段階で，切欠き材の方が平滑材に比べ若干残留延性値低下が大きいのは，切欠き材の方がボイドの成長が大きいことを示しているものと思われる．また，急激な延性低下が切欠き材の方がより小さな引張予ひずみで生じていることから，切欠き材の方が平滑材に比べ，新たな微小ボイドの発生およびボイドの連結が小さな相当ひずみで生じていることがわかる．

以上のごとく，多軸引張応力下ではボイドの特に横方向の成長が大きく，微小ボイドの発生も早められることがわかる．このことは，静水圧力下ではボイドの特に横方向の成長が抑えられ，微小ボイドの発生も抑えられるという4·2節の観察結果と対応している．

4·3·5　平板の等2軸引張試験結果

以上の切欠き材の引張試験においては，実際の多軸引張応力は必ずしも明確ではなかった．そこで，巨視的応力状態の明確な等2軸引張下でのボイド挙動を調べ，ボイド成長におよぼす影響をより定量的に検討した．

図4-23にタフピッチ銅平板の単軸引張および等2軸引張下で同ひずみ段階（$\varepsilon=\ln t_0/t=0.23$）におけるボイドの観察例を示した．

図よりも明らかなごとく，単軸下に比べ等2軸下の方が横方向のボイド成長が大きいことがわかる．このようなボイド成長の方向性に関する情報をさらに得るため，2円孔を有するタフピッチ銅平板の単軸引張および等2軸引張試験を行った．図4-24に巨視的ひずみ（$\varepsilon = \ln L/L_0$）に対する孔の引張方向（y方向）および横方向（x方向）の成長の様子を示した．図より明らかなごとく，引張方向（y方向）への孔の成長は単軸および等2軸引張の場合ともほぼ同様で

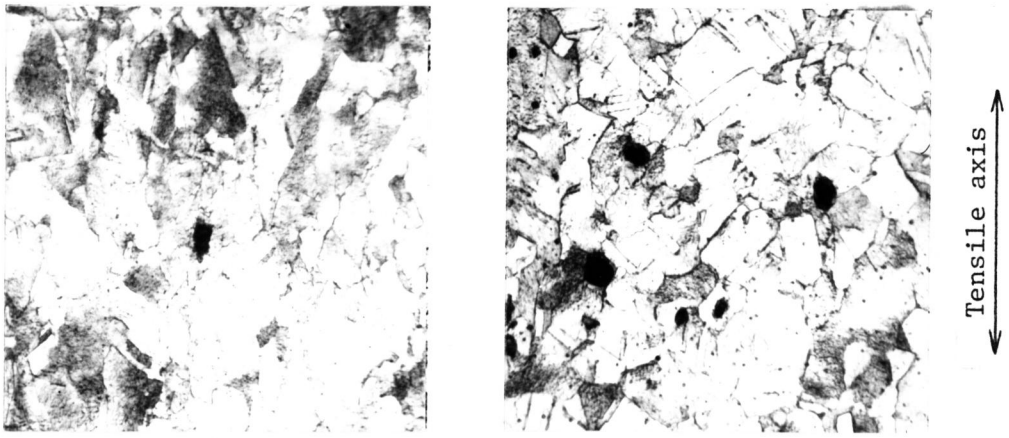


図4-23　タフピッチ銅板の引張変形途中（$\varepsilon = \ln t_0/t = 0.23$）の組織写真

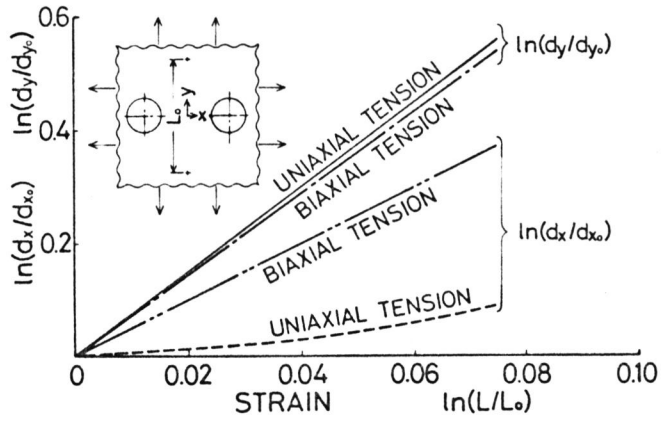


図4-24　ボイド成長の方向性におよぼす多軸引張応力の影響

ある．一方，横方向（x方向）に関しては，単軸引張においても孔の成長は認められるが小さいのに対して，等2軸引張では引張方向（y方向）に比べ若干小さいものの単軸引張の場合に比べ大きな成長を示している．これらの円孔の挙動は，円孔の径に対し板厚が薄いため，材料内部のボイド挙動とは必ずしも一致しないと思われるが，巨視的多軸応力によるボイド成長の方向性などはほぼ同様であると思われる．

4・4 考察

以上の静水圧力下および多軸引張応力下における焼結銅およびタフピッチ銅の観察結果から，巨視的多軸応力状態が引張側となるとボイドの特に横方向の成長が大きくなり，また微小ボイドの発生時期も早くなる．逆に圧縮側となるとボイドの横方向の成長が抑えられ，微小ボイドの発生も抑えられあるいは遅れる．そして多軸応力下での延性値の変化は微小ボイドの発生時期の変化に対応している．したがって，このようなことから巨視的多軸応力状態において延性値の変化する機構として，次の各場合を考えることができる．

① 巨視的多軸応力はボイドの幾何学的形状へ影響をおよぼすが，これが主因ではなく，微小ボイド発生条件への直接の影響が主因である．すなわち，多軸応力は直接に微小ボイドの発生時期を早めあるいは遅らせるため，延性値は低下しあるいは増大する．

② 巨視的多軸応力のボイドの幾何学的形状への影響が主因であって，この影響を介し間接的に微小ボイドの発生時期に影響をおよぼす．すなわち，多軸応力がボイドの横方向の成長を促進しあるいは抑えるため，ボイド間の応力・ひずみ状態が高まりあるいは低められ，それに対応して微小ボイドの発生時期が早まりあるいは遅れ

る。

これらの機構について検討するため，3・6節で述べたごとく初期にボイドの発生はみられるが，それらの影響を何らうけず独立に破壊の最終段階に微小ボイドが発生・連結し破断に至る合金鋼SNCM8を用い，静水圧力下での引張試験を行い微小ボイドの発生時期に巨視的多軸応力が直接関与しているかどうかについて検討した．SNCM8材の延性値におよぼす静水圧力の影響は図4-25に示したごとく，静水圧力の増加とともに延性値は増加し，タフピッチ銅などと同傾向を示している。ところで，高静水圧力下での引張試験において，破断直前に変形を中断した試料の縦割断面の観察からは，大気圧下における破壊ひずみを越えているにもかかわらず微小なボイドの発生は確認できず，静水圧力下においても大気圧下と同様，微小ボイドの発生と同時に成長・連結し破断に至るものと思われる。これらのことから，材料によりその影響の度合は異なるであろうが，巨視的多軸応力は直接に微小ボイドの発生時期に影響を与えていることが推定される。

一方，巨視的多軸応力状態がボイドの成長およびボイド間母材部の応力・ひずみ状態におよぼす影響に関する情報を得るため，2・3節に示したのと同様の方法により，境界条件が静水圧力（2000kg/cm²）下および等2軸引張下の場合について，有限要素法による計算

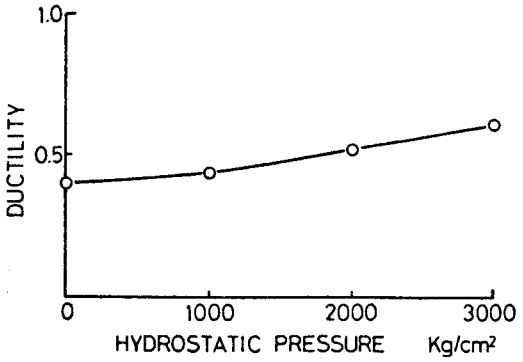


図4-25 SNCM8材の延性値の静水圧力依存性

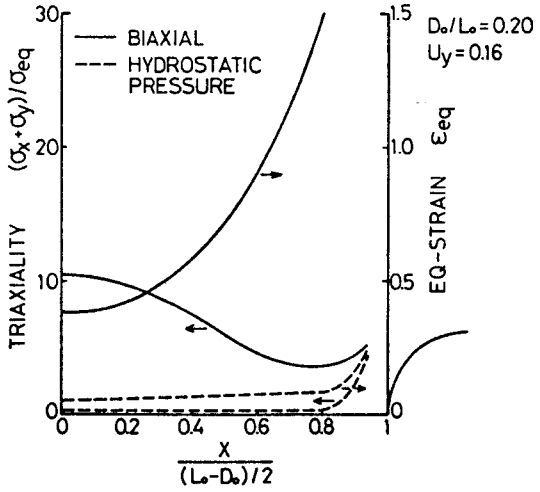


図4-26 相当ひずみおよび応力の三軸性におよぼす巨視的応力状態の影響

を行った．図4-26は計算結果から，$\varepsilon_{macro}=\ln\left(\frac{l_o+U_y}{l_o}\right)=0.07$ と比較的変形の小さい場合の，静水圧力下および等2軸引張下における相当ひずみ(ε_{eq})および応力の三軸性($\sigma_z+\sigma_t/\sigma_{eq}$)の分布を示したものである．図よりも明らかなごとく，相当ひずみおよび応力の三軸性ともに等2軸引張下の方がはるかに大きく，この傾向は変形の増加とともにさらに顕著となっている．変形が小さい場合にはボイドの大きさ・形状などにもほとんど差がないにもかかわらず，ボイド間の応力・ひずみ状態には，図4-26に示したごとく，顕著な差を生じていることから，巨視的応力状態は直接ボイド間母材部の応力・ひずみ状態に影響をおよぼしていることがわかる．また，変形が大きくなると，ボイドの大きさ・間隔などの幾何学的形状にも差を生ずることから，巨視的応力状態のボイド間母材部の応力・ひずみ状態への影響は，巨視的応力状態の直接的影響に，ボイドの幾何学的形状変化を介した間接的影響*が加わり，さらに増幅されたものとなってい

* 2・3節において，同一の境界条件で D_o/L_o の値に対応して母材部の応力・ひずみ状態が変化することを示している．

ることが推定される.

以上のごときSNCM8材の静水圧力下での実験結果および有限要素法による計算結果による検討によれば, 巨視的多軸応力下において延性値の変化する機構は, 多軸応力が直接微小ボイドの発生に影響をおよぼし, タフピッチ銅などのごとく初期の段階で発生したボイドを有する材料では, さらに多軸応力によるボイドの幾何学的形状の変化の影響が加わり, 微小ボイドの発生時期が早められあるいは抑えられ, それに対応して延性値が低下しあるいは増大するものと推定される.

ところで, 微小ボイドの発生が巨視的応力状態により影響をうけているのに対し, タフピッチ銅の引張変形の初期の段階に見られる比較的大きなボイドの発生には, ほとんど巨視的応力状態の影響は認められなかった. これはボイド発生に対する介在物の寸法効果もあると思われるが, 主にタフピッチ銅素材が圧延材であるため, 初期の状態においてすでに割れあるいは母材とのはく離を生じた介在物が相当数存在することに起因しているものと思われる.

4・5 結言

延性破壊におよぼす主要な力学的因子である巨視的応力状態の影響を調べるため, 焼結銅およびタフピッチ銅を用い, 静水圧力下および多軸引張応力下において引張試験を行い, また変形途中のボイド挙動および破面の観察を行った結果, 以下の結論を得た.

(1) 巨視的応力状態はボイドの成長方向に影響をおよぼし, 多軸応力が引張側では横方向の成長は大きく, 逆に圧縮側では横方向の成長は抑えられる.

(2) 巨視的多軸応力は微小ボイドの発生に直接影響をおよぼし,

多軸応力が引張の場合にはボイドの発生時期は早められ，圧縮の場合にはボイドの発生時期は遅れあるいは抑えられる．

(3) 巨視的応力状態により延性値が変化する機構は以下のごとく考えられる．すなわち，多軸応力は直接微小ボイドの発生時期に影響をおよぼし，それが引張の多軸応力であれば微小ボイドの発生が早まり延性値は低下し，逆に圧縮であれば微小ボイドの発生は抑えられ延性値は増大する．さらに，初期に発生し成長したボイドを有する材料では，多軸応力によるボイドの幾何学的形状の変化の影響が加わり，その傾向はさらに増幅される．

参考文献

(1) 大路・小倉・吉村，材料，22-237(昭48-6)，556.

(2) Neimark,J.E., Trans. ASME, Ser. E, 35(1968), 111.

(3) Edelson,B.I. and Baldwin,W.M.,Jr., Trans. ASM, 55(1962), 230.

(4) Bluhm,J.I. and Morrissey,R.J., Proc. 1st. Conf. on Fracture, Sendai, 3(1965), 1739.

(5) 関口・林・小坂田，第21回塑性加工連合講演会講演論文集，(昭45-11)，115.

(6) 大森・吉丸・助川・丸山，材料，20-215(昭46-8)，937.

(7) Bridgman,P.W., Studies in Large Plastic Flow and Fracture, (1952), McGraw Hill.

(8) Hill,R., The Mathematical Theory of Plasticity, (1950), 251, Oxford Univ. Press.

第5章　延性破壊におよぼすその他の因子の影響

前章までに延性破壊機構の詳細な観察を行い，破壊の最終段階における微小ボイドの発生が，延性破壊を支配する重要な因子の一つとなっていることを示し，主要な力学的因子である静水圧力などの巨視的応力状態が延性破壊におよぼす影響を明らかにした。

本章では，さらに焼結銅およびタフピッチ銅を用い圧縮予ひずみ試験を行い，圧縮変形によるボイドの発生，形状変化および母材部の加工硬化などの諸因子が延性破壊におよぼす影響について検討した。また，タフピッチ銅あるいは極低炭素鋼CH1などの材料を用い，試験温度および変形速度を変化させた実験を行い，それらの延性破壊におよぼす影響について考察した。

5・1　試験片および実験方法

5・1・1　圧縮予ひずみの影響に関する試験

供試材はタフピッチ銅と2・1節において示した方法により製作した初期ボイド体積率 $V_f = 0.03$ を有する焼結銅である。タフピッチ銅に関しては圧縮予ひずみを加えるため，図5-1に示した形状寸法の圧縮試験片に機械加工し，これを案内円筒内で油圧プレスにより所要の圧縮変形を加えた。その後，図5-2に示す引張試験片を削り出し

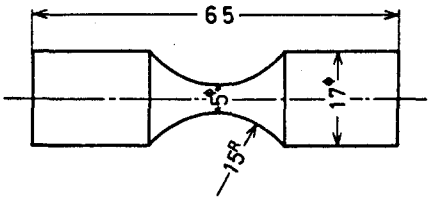


図5-1　圧縮試験片

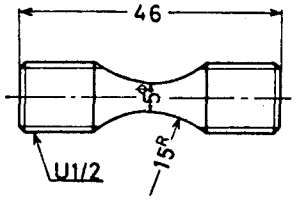


図5-2　引張試験片

た．また，圧縮予ひずみが $\varepsilon_{pr}=2.0$ を越える大きな場合には，試験片表面が乱れひずみを正確に測定することが困難となるため，図5-1の試験片にて一次圧縮として $\varepsilon_{pr}=1.9\sim2.0$ の変形を与え，その後図5-2に示す試験片に加工し所要の予ひずみまで島津オートグラフにより圧縮変形を加え，再加工はせずそのまま引張試験に供した．一方，焼結銅に関しては製作した焼結体の寸法の制約もあり，始めより図5-2の形状に加工し島津オートグラフにより圧縮変形を加え，再加工せずそのまま引張試験に供した．圧縮予ひずみを加えた後再加工をした場合としない場合の試験片形状寸法の相違が延性値におよぼす影響を，タフピッチ銅を用い圧縮予ひずみ $\varepsilon_{pr}=0.6\sim1.1$ の範囲で調べたが，両者の相違は材料自身のばらつき程度であった．このようにして用意した圧縮予ひずみ試験片は，圧縮変形によるボイドの発生およびボイド形状の変化と母材部の加工硬化の影響を分けて検討するため，真空中で600°C 1時間の焼なましを加えた場合と加えない場合の2種類について引張試験を行った．引張試験は島津オートグラフを用い，クロスヘッド速度 1.0 mm/min で行った．各圧縮変形段階におけるボイドの発生ならびに形状変化の様子などを試験片中心部縦割断面の光学顕微鏡観察により調べた．また，引張破面を走査電子顕微鏡により観察した．

5·1·2 試験温度の影響に関する試験

供試材は，温度の低下にともない加工硬化率 n の増大する面心立方系金属であるタフピッチ銅および体積率 $V_f=0.05$ を有する焼結銅と，逆に温度の低下にともない加工硬化率 n の減少する体心立方系金属である極低炭素鋼CH1である．試験片は図5-2に示す形状寸法に機械加工した後，真空中においてタフピッチ銅および焼結銅に関

しては 600°C 1時間，CH1材に関しては 960°C 1時間の焼なましを行った．

ボイド挙動におよぼす温度の影響を調べるため，タフピッチ銅および焼結銅に関しては -196°C において，またCH1材に関しては破面の中心部に一部へき開破壊領域の存在する -125°Cにおいて引張試験を行い，常温の場合と同様に引張変形途中のボイド挙動を光学顕微鏡により観察した．また，引張破面を走査電子顕微鏡により観察した．これらの観察とあわせ，ボイドの成長に影響をおよぼす重要な因子と考えられる加工硬化率nの測定も行った．加工硬化率nの測定は，各変形段階での試験片の径を読み取り顕微鏡（×40）により測定し真ひずみ（対数ひずみ）を，また対応する荷重から真応力を求め，真応力－真ひずみの関係を，

$$\sigma = F\varepsilon^n$$

で近似しn値を算定した．さらに，タフピッチ銅およびCH1材に関しては，温度変化にともなう延性値などの変化を調べるため，常温から -196°C にわたる種々の温度において引張試験を行った．

低温における引張試験は島津オートグラフに取り付けた図5-3に示す低温試験装置により行った．各試験温度は以下の方法により得た．すなわち，-196°C は低温槽（デュアびん）内に入れた液体窒素中に試験装置を直接浸漬することにより得た．また，それより高く -73°C までの温度は図5-3に示すように，液体窒素と試験装置の間を熱伝導率の良い銅

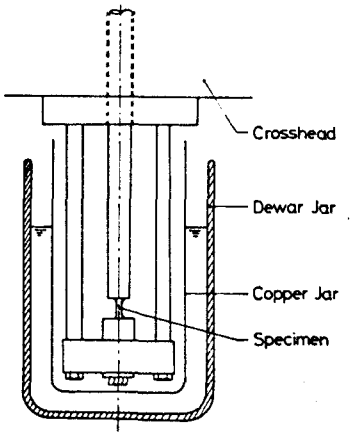


図5-3 低温試験装置

板で仕切り，液体窒素の液面を上下することにより調節した．-73°Cは溶媒としてエチルアルコールを低温槽に入れ，ドライアイスを加え，その中に試験装置を直接浸漬した．-73°Cから常温までの温度は，ドライアイスの量を適当に制御することにより調節した．温度測定には銅-コンスタンタン熱伝対を用いた．熱伝対は試験片中央部に取り付け，絶縁のため熱伝対の表面には酢酸ビニル樹脂系接着剤を用い被覆した．引張試験は試験片内部の温度を均一にするため，所定の温度に到達した後，約10分間その温度に保持し，しかる後に行った．液体窒素およびドライアイスの定点以外の場所でも試験中の温度変化は微小であり，いずれの場合も±0.5°C以内の温度範囲に保持することができた．

5·1·3　変形速度の影響に関する試験

供試材はタフピッチ銅，体積率 $V_f = 0.05$ を有する焼結銅，極低炭素鋼CH1および合金鋼SNCM8である．試験片は図5-4に示す形状寸法に機械加工した後，真空中においてタフピッチ銅および焼結銅に関しては600°C 1時間，CH1材に関しては960°C 1時間の焼なましを行った．また，SNCM8材についてはすでに熱処理（850°C焼入れ，600°C焼戻し）が施されているのでそのまま試験に供した．

変形速度が大きい場合には変形途中で試験を中断することはきわめて困難である．したがって，ここでは変形途中におけるボイド挙動の観察は行わず，破面を走査電子顕微鏡により観察し，変形速度の破面におよぼす影響について検討した．

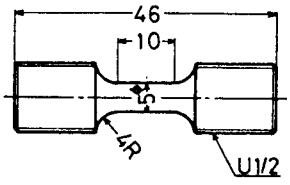


図5-4　引張試験片

変形速度は 0.83×10^{-6}, 0.83×10^{-4}, 0.83×10^{-2} および 4.8 m/s の4種類を採用した. $0.83\times10^{-6}\sim0.83\times10^{-2}$ m/s の範囲の引張試験は島津オートグラフを用いて, また 4.8 m/s については, 付属の引張衝撃試験用治具を取り付けたシャルピー衝撃試験機を用いて行った. シャルピー試験機を用いた場合の変形速度としては, 試験片に荷重が加わる瞬間の初速度と破断時の終速度の平均値を用いた. なお, 初速度と終速度の差は材料によっても異なるが, 最大の場合で 0.5 m/s 程度であった.

5・2 圧縮予ひずみの影響

5-2-1 タフピッチ銅の実験結果

タフピッチ銅の延性値の圧縮予ひずみ依存性を図5-5に示した. ここで圧縮予ひずみの影響を形式上4つの段階に分けて考えることにする. すなわち, 予ひずみが $\varepsilon_{pr}=0\sim0.5$ の予ひずみ後焼なましを加えた場合と加えない場合の差がほとんどなく, 両者とも予ひずみの増加とともに延性値が徐々に減少する第1段階, 予ひずみが

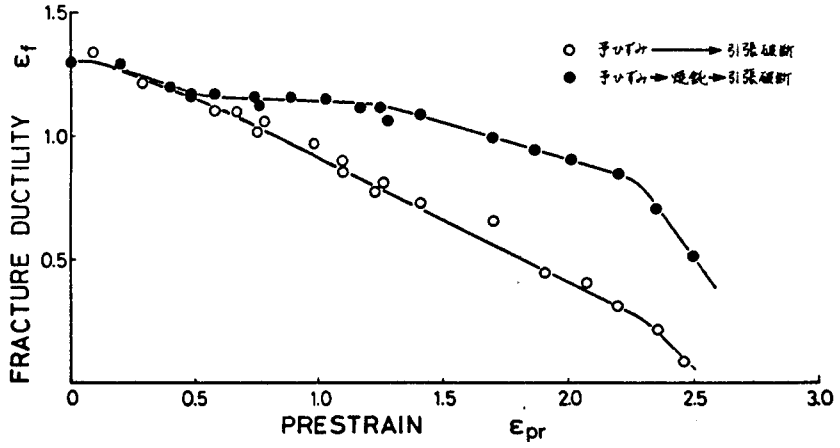
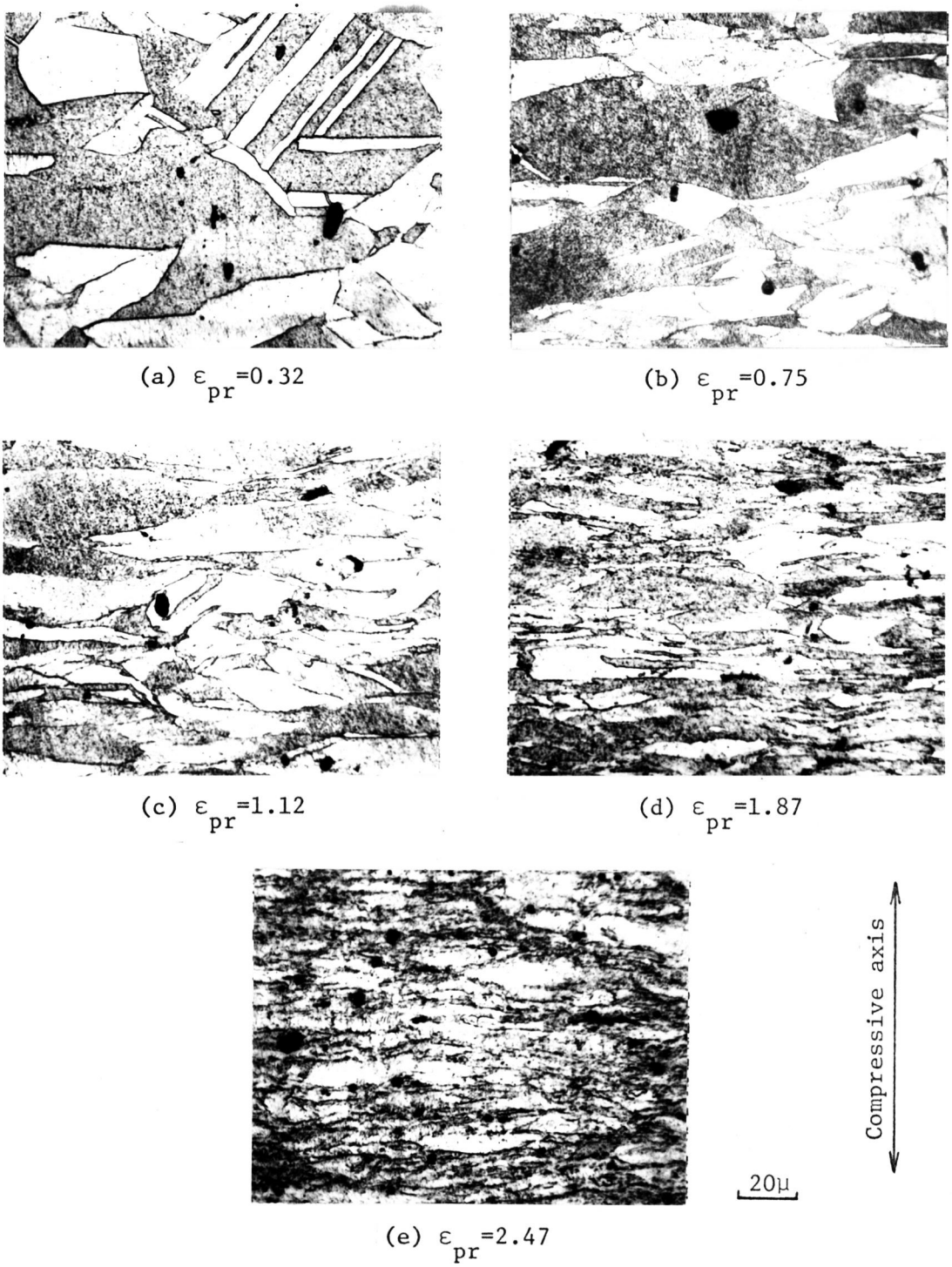


図5-5 タフピッチ銅の延性値の圧縮予ひずみ依存性

ε_{pr} = 0.5 ～ 1.2 の焼なましを加えない試験片が予ひずみの増加とともに延性値の低下を示すのに対して，焼なましを加えた試験片はほぼ一定の延性値まで回復する第2段階，さらに予ひずみが ε_{pr} = 1.2 ～ 2.3 の焼なましを加えた場合も加えない場合も予ひずみの増加とともに延性値低下の傾向を示すが，焼なましを加えると延性値が大きく回復する第3段階，および予ひずみが ε_{pr} = 2.3 を越えた延性値の低下の著しい第4段階である．図5-6にタフピッチ銅の各予ひずみ段階における試験片中心部の光学顕微鏡による組織観察例を示した．図5-7には予ひずみ後焼なましを加えた試験片の引張破面の走査電子顕微鏡による観察例を示した．

図5-5において，予ひずみ後焼なましを加えた試験片の予ひずみを加えない試験片に対する延性値の低下は，予ひずみにより生じた内部欠陥すなわちボイドの発生および形状変化などによるものであり，さらに焼なましを加えた試験片に対する焼なましを加えない試験片の延性値の低下は，母材部の圧縮変形による加工硬化によるものと考えられる．このような観点から，第1段階での延性値低下には加工硬化の影響は小さく，主に内部欠陥の増大であることが推定される．実際この段階での組織観察（図5-6(a)）によると結晶粒の変形は小さく，またボイドの発生は多く見られるが，圧縮変形によるボイド形状の変化は顕著でない．このようなボイドの発生状況および形状は引張試験における同ひずみ段階の状態（図3-4(a)）とほぼ同一であった．破面全体の様相（図5-7(a)）も，予ひずみを加えない試験片（図3-5）と明確な相違は認められなかった．以上のことから，第1段階での延性値低下は主にボイドの発生によるものと考えられる．

第2段階になると，図5-5からも明らかなごとく，逆に延性値に



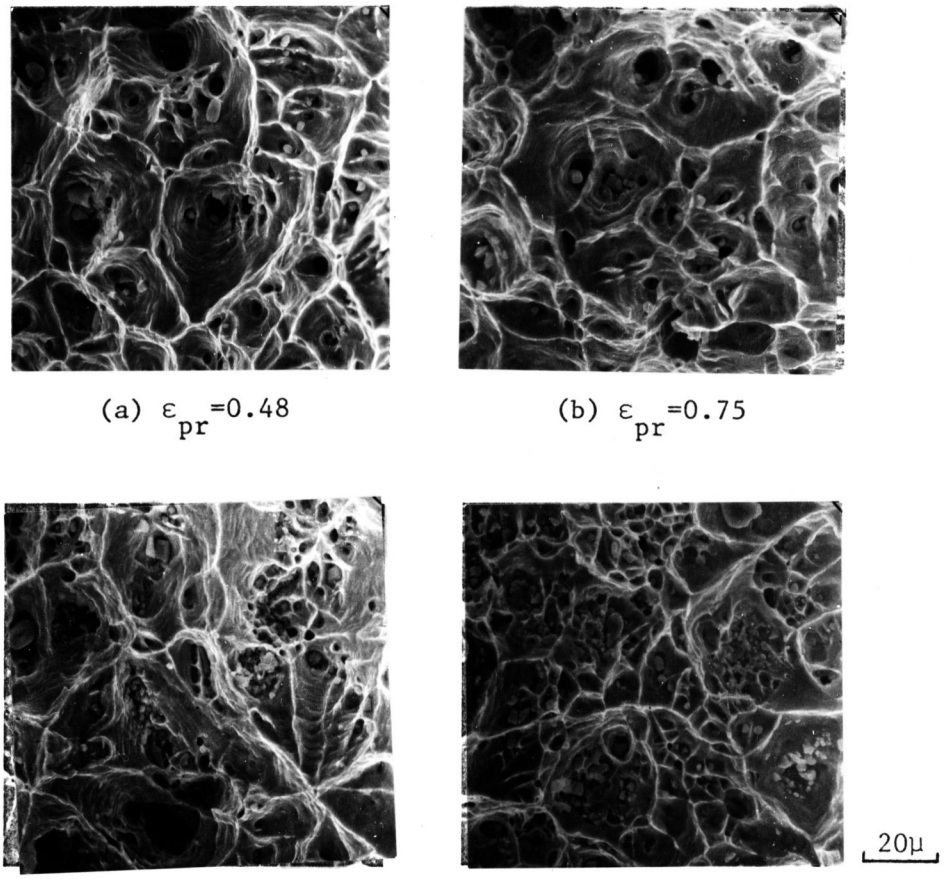
(a) ε_{pr}=0.32　　(b) ε_{pr}=0.75

(c) ε_{pr}=1.12　　(d) ε_{pr}=1.87

(e) ε_{pr}=2.47

図5-6　タフピッチ銅の圧縮変形途中の組織写真

関与する内部欠陥の影響はきわめて小さく，加工硬化の影響は一定の割合で増大している．この段階の初期（$\varepsilon_{pr}=0.75$）での組織観察（図5-6(b)）によると，ボイドの数，大きさおよび形状は第1段階の状態と大きな違いは認められないが，結晶粒の変形は大きくなっている．一方，この段階の後期（$\varepsilon_{pr}=1.2$）における組織観察（図5-6(c)）では結晶粒はさらに変形し，また軸方向に押しつぶされた形状のボイドも観察された．しかし，ボイドの数および大きさにはそれほど明確な変化は認められなかった．以上のことから，この段階における延性低下の支配的因子は，母材部の加工硬化によるも



(a) $\varepsilon_{pr}=0.48$　(b) $\varepsilon_{pr}=0.75$

(c) $\varepsilon_{pr}=1.87$　(d) $\varepsilon_{pr}=2.50$

図5-7　タフピッチ銅圧縮予ひずみ材(焼なまし材)の破面

のであると思われ，ボイド形状の変化による影響は小さいようである．

第3段階では，延性値低下に関与する内部欠陥の影響は大きく，加工硬化による影響も一定の割合で増大している．この段階における組織観察（図5-6(d)）によると，第2段階までに観察された比較的大きなボイドの形状は，大部分が横方向に長くつぶれている．また，新たに発生したと思われる微小なボイドも観察される．破面の様相（図5-7(c)）は，前段階までに比べ比較的大きな介在物はさらに細かく割れており，また微小なディンプルが多く観察される．このように，この段階の内部欠陥の増大の内容は，ボイドの形状変化と新たな微小ボイドの発生であり，どちらが主要な因子であるかはより詳細な検討が必要であり，そのような検討については次節において述べる．

最後に第4段階では，延性値低下に内部欠陥の増大が大きく関与している．この段階の破面（図5-7(d)）には予ひずみ後焼なましを加えた試験片においても，その中に細かく割れた介在物を有する大きなディンプルと，小さな介在物を有する多数のミクロディンプルから構成されており，大きな圧縮変形により多数の微小介在物から新たに微小なボイドが発生し（図5-6(e)），その数が最終破断を容易に起こし得る限界値に接近した状態に至っていることが推定される．これらの微小なボイドの発生は，第2章および第3章で述べたごとく，引張破壊の最終段階に起こる現象であり，この発生の容易さが延性破壊の重要な因子となっていることからも，この第4段階で延性値が急速に低下することは予測されることである．また，このような延性値の急速な低下は，第4章で述べた引張変形途中で巨視的な応力の多軸性を変化させた実験結果とも符合している．

5·2·2　焼結銅（V_f=0.03）の実験結果

以上のようなタフピッチ銅に関する観察結果をさらに検討するため，ボイドが球状で比較的均一な体積率 V_f=0.03 を有する焼結銅を用い同様の実験を行った．図5-8に延性値の圧縮予ひずみ依存性を示した．また，図5-9に圧縮変形前と変形後（ε_{pr}=0.39）の組織観察例を，図5-10には圧縮予ひずみ ε_{pr}=0.40 を加えた試験片の焼なましを加えた場合と加えない場合の，引張破断部近傍のボイド形状の様子を示した．

圧縮予ひずみ ε_{pr}=0.39 における組織観察（図5-9(b)）によると，圧縮変形により初期ボイドはつぶれ横方向へ長く伸びている．しかし，新たに発生したと思われるような微小なボイドは観察されなかった．したがって，このような観察結果と，図5-8において焼なま

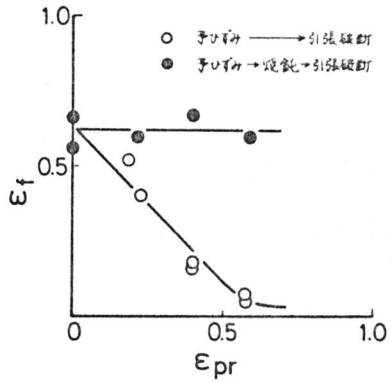
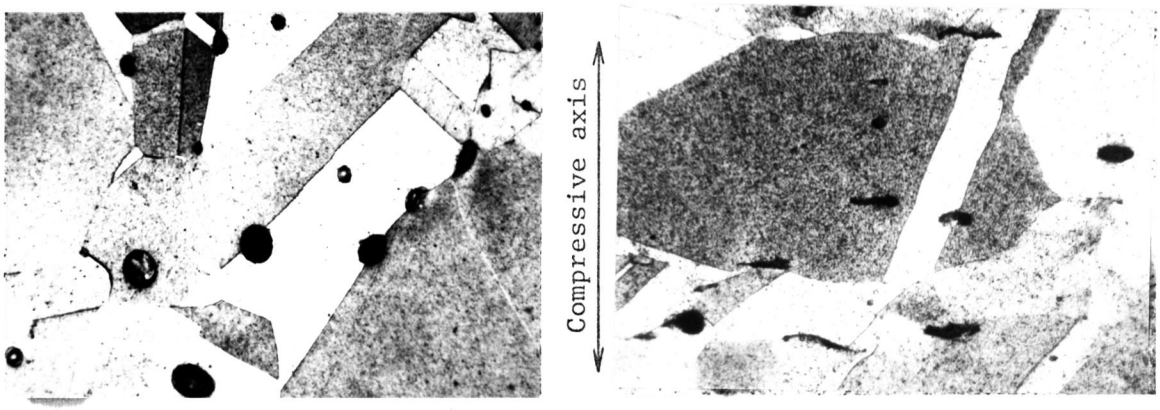


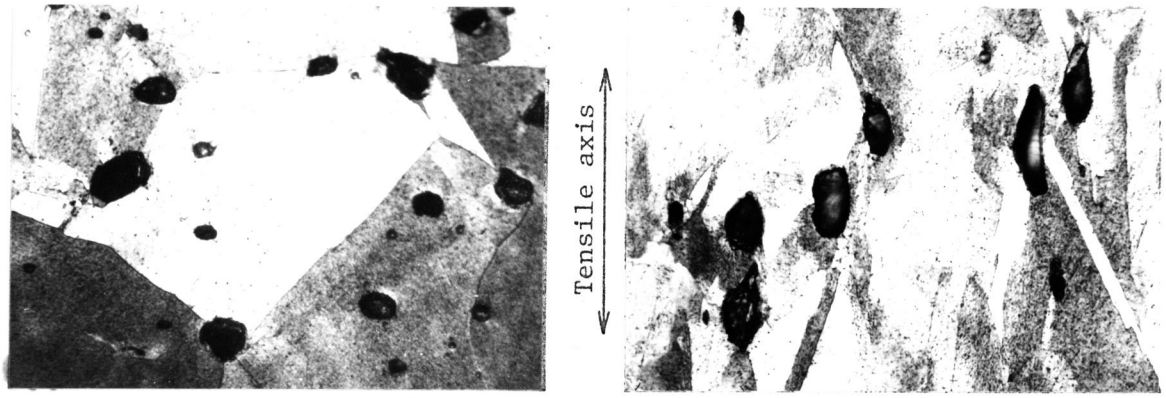
図5-8　焼結銅（V_f=0.03）の延性値の圧縮予ひずみ依存性



(a) ε_{pr}=0　　(b) ε_{pr}=0.39

20μ

図5-9　焼結銅（V_f=0.03）の圧縮変形途中の組織写真



(a) 予ひずみ後焼なましを加えない場合 ($\varepsilon_f = 0.28$)

(b) 予ひずみ後焼なましを加えた場合 ($\varepsilon_f = 0.68$)

20μ

図5-10 焼結銅($V_f = 0.03$)圧縮予ひずみ材($\varepsilon_{pr} = 0.40$)の破断部近傍の組織写真

しを加えた場合の延性値が圧縮予ひずみ量が増加してもほぼ一定であることを考え合わせると，ボイド形状の延性値におよぼす影響は小さいことが推定される．一方，焼なましを加えた場合と加えない場合の破断部近傍におけるボイド形状を比較すると（図5-10），焼なましを加えた試験片では，ボイドの伸長比入は2程度と圧縮予ひずみを加えない場合（図4-10）とほぼ同様であるのに対し，焼なましを加えない場合のそれは1程度であった．このことは，焼なましを加えない試験片においてはボイド間母材部の加工硬化が大きく，焼なましを加えた場合に比べ小さな引張変形段階において微小ボイドが発生し，破断に至っていることを示しているものと考えられ，図5-8において，焼なましを加えない場合の延性値の低下が約45°の傾きを有していることとも対応している．

このような焼結銅による，ボイドの形状変化および微小ボイド発生などの延性値におよぼす影響に関する結果を考慮すると，タフピッチ銅の圧縮予ひずみ試験の第3段階における，焼なましを加えた

試験片の延性値低下に関与する内部欠陥の増大の主要な因子としては，新たな微小ボイドの発生であると思われる．

5·2·3　介在物およびボイド形状の影響に関する考察

以上の圧縮予ひずみ試験から，延性破壊におよぼすボイド形状の影響は小さく，微小ボイド発生の影響は大きいことを明らかにしてきた．Edelsonら[1]，Roesch[2]ならびにPickering[3]などにより，介在物の種類ならびに形状などの延性値におよぼす影響に関する研究が行われている．Edelsonらは鋼を母材とした種々の非金属相粒子を含む材料を粉末冶金法により製作し，引張試験を行い，それらの材料全体にわたり延性値が非金属相粒子の体積率で整理できることを示した．また，Roeschも鉄を母材とし非金属相粒子として形状および大きさを制御したAl_2O_3を含む材料を粉末冶金法により製作し，引張試験を行い，延性値が非金属相粒子の形状および大きさによらず体積率に依存していることを示した．しかし，これらの実験において使用された材料は，母材と非金属相粒子の結合力はきわめて弱く，近似的には初期の段階からボイドの存在する材料と考えることができる．したがって，非金属相粒子の体積率の等しい材料が，非金属相粒子の大きさ・形状などによらずほぼ同一の延性値を示すことから，ボイド形状の延性破壊におよぼす影響は小さいことが推定される．このように，EdelsonらあるいはRoeschの実験結果は，本実験結果と同一の傾向を示すものと見ることができる．一方，Pickeringは引き伸ばされた硫化物を含む鋼を用意し，その長軸が引張軸方向の場合と横方向の場合のそれぞれについて，延性値の体積率依存性を調べた．その結果は，両者とも体積率の増加とともに延性値低下の傾向を示しているが，軸方向に比べ横方向の場合小さな延性値を示している．

この場合，他の含有物などの影響がどのようなものかも考慮せねばならないが，延性値におよぼすボイド形状の影響が小さいことを考えると，延性値の差は主に介在物形状（引張軸に対する介在物の方位）の相違によるボイド発生までのひずみの差によるものであり，パーライト粒の形態の変化とともにボイド発生時期が変化し，それに応じて延性値が変化した第3章の炭素鋼に関する実験結果と同傾向を示しているものと考えられる．

以上のごとく，ボイド形状の延性破壊への影響は顕著ではないが，介在物形状はボイド発生までのひずみに大きく関与している．介在物からのボイド発生にはその形状のみならず，さらに種類，寸法あるいは間隔などの諸因子が関与しているものと考えられるが，現段階においてはその詳細は必ずしも明らかではなく，今後の研究にまたねばならない．

5・3　試験温度の影響

5・3・1　タフピッチ銅および焼結銅の実験結果

図5-11にタフピッチ銅の延性値ならびに加工硬化率nの温度依存性を，図5-12に各温度における真応力－真ひずみ曲線を示した．なお，図中に試料の組織観察点を示した．タフピッチ銅の延性値は常温から－196°Cまで若干低下の傾向はあるが小さくほぼ一定である．一方，加工硬化率あるいは真応力－真ひずみ曲線の温度依存性は，Carrekerら[4]の銅を用いた実験結果と同傾向を示している．

図5-13にタフピッチ銅の－196°Cにおける引張の各変形段階での組織観察例を，図5-14には破面観察例を示した．常温における引張の各変形段階の組織観察例（図3-4）と－196°Cにおけるそれを比較してもわかるように，いずれの段階においてもボイドの発生・成

長などに明確な差異は認められなかった．破面の様相も全体としては温度による影響はほとんど認められなかったが，-196℃ において常温では観察されなかったようなきわめて微小なディンプル（図5-14）が観察された．このように，初期に発生するボイドの成長には温度の影響はほとんど認められないが，破面にきわめて微小なディ

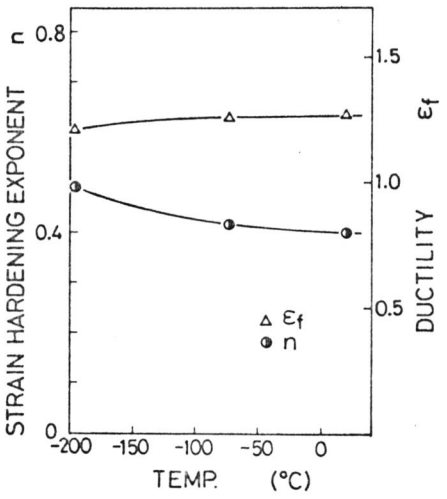


図5-11　延性値および加工硬化率の温度依存性

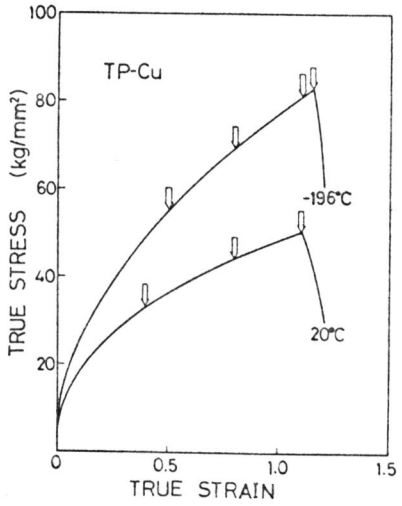
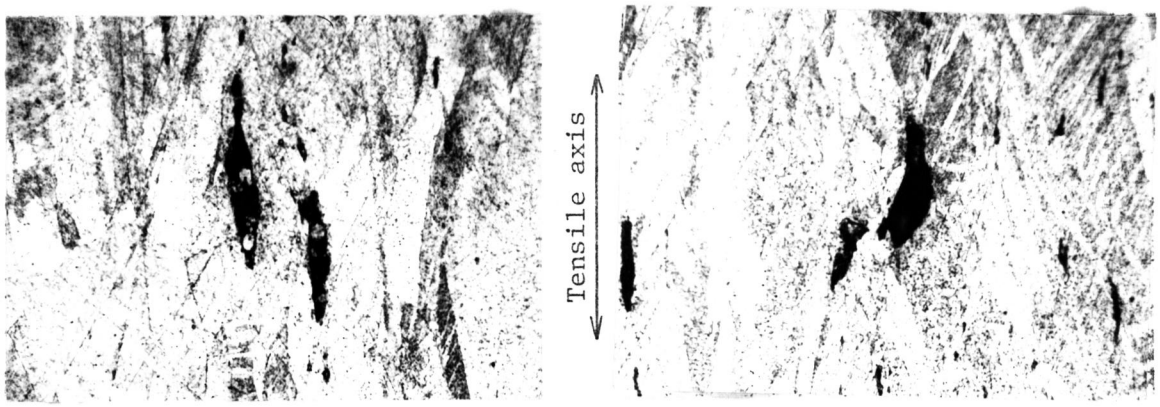


図5-12　真応力-真ひずみ曲線の温度依存性



(a) ε_{eq}=0.86　　(b) ε_{eq}=1.00

20μ

図5-13　タフピッチ銅の低温(-196℃)下引張変形中の組織写真

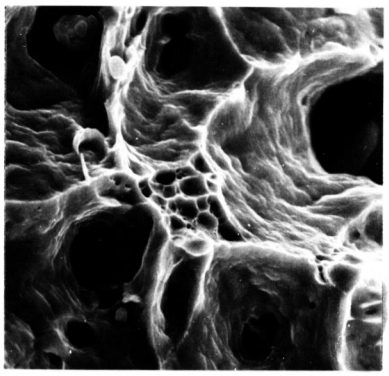


図5-14　タフピッチ銅の低温(-196°C)における破面

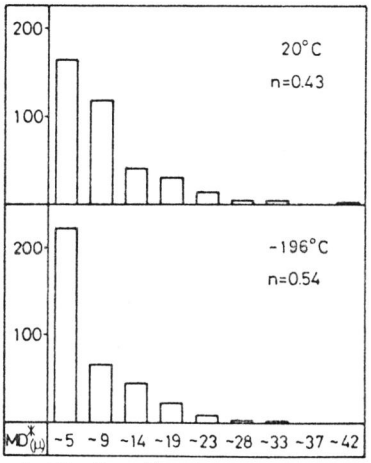


図5-15　焼結銅(V_f=0.05)のボイドの度数分布図

ンプルが存在することから，温度が低下するとより小さな介在物からのボイド発生もあることが推定される．

以上のような観察結果をさらに検討するため，焼結銅（$V_f = 0.05$）を用いて同様の実験を行った．焼結銅の延性値は温度によらずほぼ一定であり，また加工硬化率は温度低下とともに増大し，タフピッチ銅の温度依存性と同傾向を示した．焼結銅の各変形段階における組織観察においても，タフピッチ銅の場合と同様，ボイド成長などにおよぼす温度の影響はほとんど認められなかった．このようなボイドの発生・成長におよぼす温度の影響をより定量的に評価するために，第2章2·2·2節と同様にして，ボイドの度数分布図を作成した．図5-15は常温および-196°Cにおける同一のひずみ段階（$\varepsilon_{eq} = 0.34$）での度数分布を示したものである．分布の状態は全般的に温度による影響は顕著ではないが，小さな平均径を有するボイドの数が常温に比べ-196°Cの方が若干多いようである．これらのことから，初期ボイドの成長には温度の影響がほとんどないが，-196°C

の方が新たな微小ボイドの発生が多いことがわかる。このように，ボイドの発生は低温ほど容易に起こる傾向にあるようであるが，本実験の温度範囲では，延性値に明確な影響をおよぼすほど顕著ではないものと推定される。

5・3・2 極低炭素鋼CH1の実験結果

図5-16にCH1材の延性値ならびに加工硬化率の温度依存性を，図5-17に各温度における真応力－真ひずみ曲線を示した。なお，図中に試料の組織観察点を示した。CH1材には－130°C付近に延性－ぜい性遷移温度が存在し，本試験温度範囲でほぼ一定の延性値を示したタフピッチ銅と対照的である。また，加工硬化率の温度依存性も温度の低下とともに減少する傾向を示した。CH1材の加工硬化率のこのような傾向はPlaceら[5]の実験結果とも一致している。

低温（－120°C）における引張変形途中のボイド挙動の観察例を図5-18に示した。これらの観察結果によると，最大荷重時における

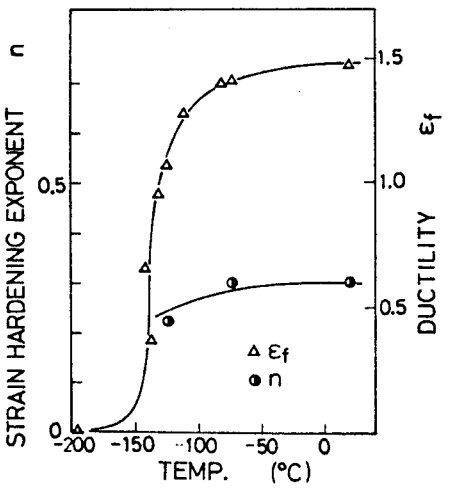


図5-16 延性値および加工硬化率の温度依存性

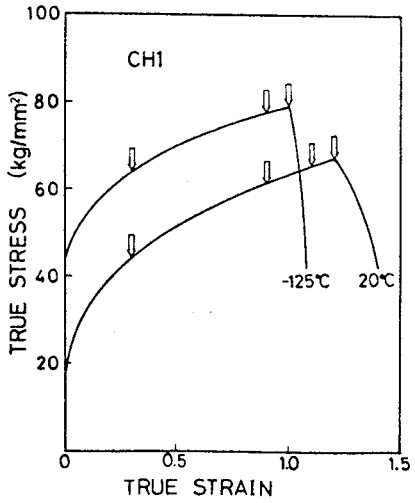


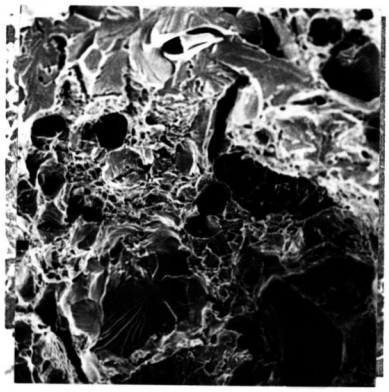
図5-17 真応力－真ひずみ曲線の温度依存性



(a) ε_{eq}=0.29　　(b) ε_{eq}=0.88　　(c) ε_{eq}=1.03

20μ

図5-18　CH1材の低温(-125℃)下引張変形途中の組織写真



50μ

図5-19　CH1材の低温(-125℃)における破面

ボイドの発生状況（図5-18(a)）においても，変形の比較的進行した段階におけるボイドの成長の様子（図5-18(b)）においても，常温の場合（図3-6）と明確な差は認められず，それらに対する温度の影響は十分小さいものと思われる．なお常温での延性値が ε_f=1.47 であるのに対し，-125°C において ε_f =1.07 と低下しているのは，この温度が延性－ぜい性遷移温度域に相当し，よく知られているごとく，また図5-19に示した破面観察例からもわかるように，一部にへき開破壊部を含むためである．

5·3·3　考察

以上のごとく，面心立方金属（タフピッチ銅および焼結銅）と体心立方金属（CH1材）について，延性破壊におよぼす温度の影響を

常温から -196°C にわたる温度範囲において調べ，ボイド成長に関しては温度の影響は十分小さく，ボイドの発生も低温の方が幾分起こり易い傾向をもっているようであるが小さいことがわかった．

McClintock の空孔成長の式[6]によれば，空孔の成長（R/R_0）は応力の多軸性と加工硬化率の影響をうけ，加工硬化率が大きいほど空孔の成長は小さい．したがって，面心立方金属では温度の低下とともに加工硬化率は増大することから，ボイドの成長は低温ほど小さく，逆に体心立方金属では大きいことになる．一例として，焼結銅（$V_f = 0.05$）の場合について，平面ひずみを仮定し，McClintock の空孔成長式により，常温および -196°C における空孔成長（R/R_0）を算出した結果を表5-1に示す．表よりも明らかなごとく，本実験において得た加工硬化率の範囲では空孔成長（R/R_0）は2～3%程度異なるだけであり，図5-17に示した度数分布図において，ボイド成長に温度の影響がほとんど認められなかったことと矛盾していない．

表5-1　空孔成長

	20°C	-196°C
n	0.43	0.54
R/R_0 (Plane Strain)	1.65	1.61

ボイドの発生におよぼす温度の影響は Chin ら[7]，Miller ら[8]あるいは梅沢ら[9]などにより報告されている．Chin らは高純度の結晶粒の細かいアルミニウムを用い，4.2°K から 295°K の広い温度範囲にわたる実験を行った．それによると，高温側ではほぼ100%に近い絞りを示しているが，40～45°K の遷移域を経た低温側では65～80%

の絞りを示すようになり，その原因が低温側において高温側には認められなかった，微小な介在物からのボイド発生が起こっていることによるものであることが報告されている．Millerらは高純度のアルミニウムおよび鉛を用い，Chinらと同様の結果を得ている．また，梅沢らは Cu-SiO_2合金を用い，SiO_2介在物からのボイド発生に臨界ひずみの存在することを示し，温度が低いほど臨界ひずみ値は小さくなることを示し，温度が低いほど臨界ひずみ値は小さくなることを指摘している．したがって，本実験で用いたタフピッチ銅あるいは焼結銅に関しても，さらに低温においては，より小さな変形段階において微小な介在物からのボイド発生が起こることも推察され，そのような温度に至り延性値も大きな変化を示すものと思われる．

以上のごとく，破壊様式が，たとえば体心立方金属に見られるごとく，へき開破壊に遷移するような場合を除いて，温度により延性値が大きな変化を示すかどうかは，その温度においてボイドの発生時期に大幅な変化が起こるかどうか，またそれまでボイド発生の認められなかった微小な介在物からのボイド発生が起こるかどうかに依存しているものと考えられる．

5・4　変形速度の影響

図5-20にタフピッチ銅，焼結銅（$V_f = 0.05$），極低炭素鋼CH1および合金鋼SNCM8の延性値の変形速度依存性を示した．図より明らかなごとく，タフピッチ銅ならびに焼結銅という銅を母材とした2種類の材料の延性値は，変形速度によらずほぼ一定値を示した．一方，CH1材では変形速度の増加とともに延性値は若干減少し，逆にSNCM8材では変形速度とともに延性値は若干増大する傾向を示している．しかし，いずれにしても延性値に顕著な変化は認められ

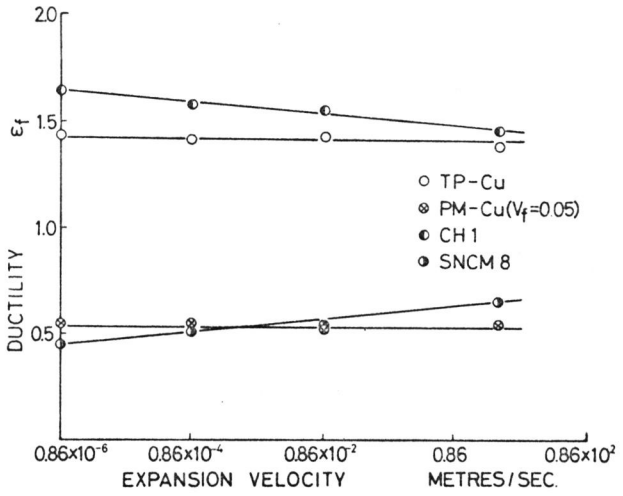
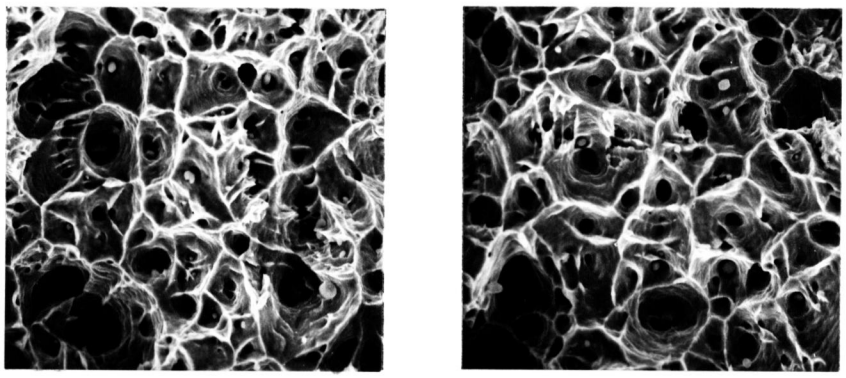


図5-20　延性値の変形速度依存性



(a) 変形速度 $v=0.86\times10^{-6}$ m/s　　(b) $v=4.8$ m/s

20μ

図5-21　タフピッチ銅の引張破面

なかった．破面形態も各材料とも，図5-21に示したタフピッチ銅の場合のごとく，試験を行った変形速度の範囲では何ら明確な変化は認められなかった．

このような金属材料の機械的性質におよぼすひずみ速度の影響は，すでに古くから調べられており，それらによると延性値あるいは伸びには何ら著しいひずみ速度の影響はみられず，また一貫した傾向

も認められないようである。[10] 最近のDaviesら[11]の種々の鋼および高力アルミニウム合金を用いた広範囲の実験においても，延性値には顕著な変化は認められていない。このように，これまでの多くの実験結果は本実験結果と同傾向を示している。

これに対して，比較的顕著なひずみ速度依存性を示す実験結果もいくつかある。[12][13] Aronssonら[12]は種々のSi含有量を有するFe-Si合金を製作し，伸びのひずみ速度依存性を調べた。それによると，Fe-2.5%Si合金ではひずみ速度が変化しても伸びはほぼ一定であるのに対し，Si含有量が増加するとひずみ速度の増大とともに伸びが減少し，その傾向はSi含有量の増加にともない著しくなる。一方，本実験ではタフピッチ銅ならびに焼結銅という銅母材の2種類の材料を用いているが，前述のごとく，両者とも変形速度によらず一定の延性値を示した。これらの結果のみでは不明な点が多く，ボイドの発生・成長・連結といった破壊過程へのひずみ速度の影響を詳細に検討することはできないが，5・3節において述べたごとく，ボイドの成長に影響をおよぼすには加工硬化率の大きな変化が必要であること，およびひずみ速度を大きく変化しても通常そのような大きな加工硬化率の変化を示さないこと[11][12]などを考慮すると，温度の影響の場合と同様，ひずみ速度の影響もボイドの発生時期に関与している場合のあることが推定される。

5・5 結言

第2章および第3章において明らかにした延性破壊機構におよぼす諸因子の影響を明らかにするため，圧縮予ひずみ試験，低温での引張試験および変形速度を変化させた引張試験を行い，ボイド形状，試験温度あるいは変形速度などの影響について考察した結果，以下

の結論を得た.

(1) 介在物形状はボイドの発生におよぼす影響を通し，延性値に大きな影響をおよぼしているが，ボイドの形状の影響は小さいようである.

(2) 圧縮変形により，引張破壊の最終段階に見られるような微小なボイドの発生が生じると，延性値は顕著な低下を示した.

(3) 介在物からのボイドの発生は，試験温度の低下とともに起こり易くなる傾向があるようであるが，本実験の温度範囲（常温～-196°C）では十分小さく，延性値には顕著な影響は認められなかった.

(4) 延性値におよぼす変形速度の影響は顕著ではなく，また一貫した傾向も認められなかった.

(5) 延性破壊を支配する重要な因子である微小なボイドの発生時期に影響をおよぼすような試験温度あるいは変形温度に至り，延性値も顕著な変化を示すことが推察される.

参考文献

(1) Edelson,B.I. and Baldwin,W.M.,Jr., Trans. ASM, 55(1962), 230.

(2) Roesch,L., Mem. Sci. Rev. Met., 66(1969), 29.

(3) Pickering,F.B., 鉄の強靭性に関する国際会議予稿, (1971), 9.

(4) Carreker,R.P. and Hibbard,W.R., Acta Met., 1(1953), 654.

(5) Place,T.A. and Lund,J.A., J. Testing Evaluation, 1(1973), 349.

(6) McClintock,F.A., Trans. ASME, Ser. E, 35(1968), 363.

(7) Chin,G.Y., Hosford,W.F.,Jr. and Backofen,W.A., Trans. AIME, 230(1964), 437.

(8) Miller,D.R. and Besag,F.M.C., Proc. 1st. Int. Conf. Frac., 2(1966), 711.

(9) 梅沢・森・中村, 日本金属学会誌, 37-9(昭48-9), 1026.

(10) McClean,D., Mechanical Properties of Metals, (1962), John Wiley & Sons.

(11) Davies,R.G. and Magee,C.L., Trans. ASME, Ser. H, 97(1975), 151.

(12) Aronsson,B. and Grånäs,L., Metallurg. Trans., 2(1971), 1087.

(13) 正脇, 塑性と加工, 13-135(昭47-4), 235.

第6章　き裂材における延性破壊過程の観察

前章までは延性材料の平滑材の破壊を扱ったが，本章では実用上より重要なき裂材の破壊を扱う．

延性材料の破壊じん性試験において，き裂前方で平面ひずみ状態を満足しない場合，不安定破壊の開始に先立ち，き裂先端で大きな塑性変形（ストレッチ・ゾーン）とともに安定なき裂伝ぱをともなうことが知られている．このような不安定破壊に先行するストレッチ・ゾーンあるいは安定き裂伝ぱ過程に関しては，すでにいくつかの研究があるが，なお十分明らかでない点が多い．

本章では，実用材料として炭素鋼S35C，極低炭素鋼CH1および高張力鋼HT-80を，またモデル材として焼結銅を用い，き裂の伝ぱ過程を詳細に観察した．さらにストレッチ・ゾーンあるいは安定なき裂伝ぱ過程におよぼす温度あるいは試験片厚さなどの影響を調べ，き裂材の破壊過程においてストレッチ・ゾーンおよび安定き裂伝ぱ領域の果たす役割について検討した．

6・1　試験片および実験方法

供試材は炭素鋼S35C，極低炭素鋼CH1および高張力鋼HT-80である．これらの材料の化学成分はすでに第3章において示した．

き裂伝ぱ過程の詳細な観察ならびにき裂伝ぱ過程におよぼす温度の影響を調べるため，S35C材およびCH1材については図6-1(a)，HT-80材については試験装置の容量の制約から，切欠き底径を小さくした図6-1(b)に示す形状の疲れ予き裂導入用の環状切欠き試験片を製作した．さらにS35C材については，常温における引張変形途中のき裂伝ぱの様子を観察するため，ネジ部のない図6-1(c)に示す形状

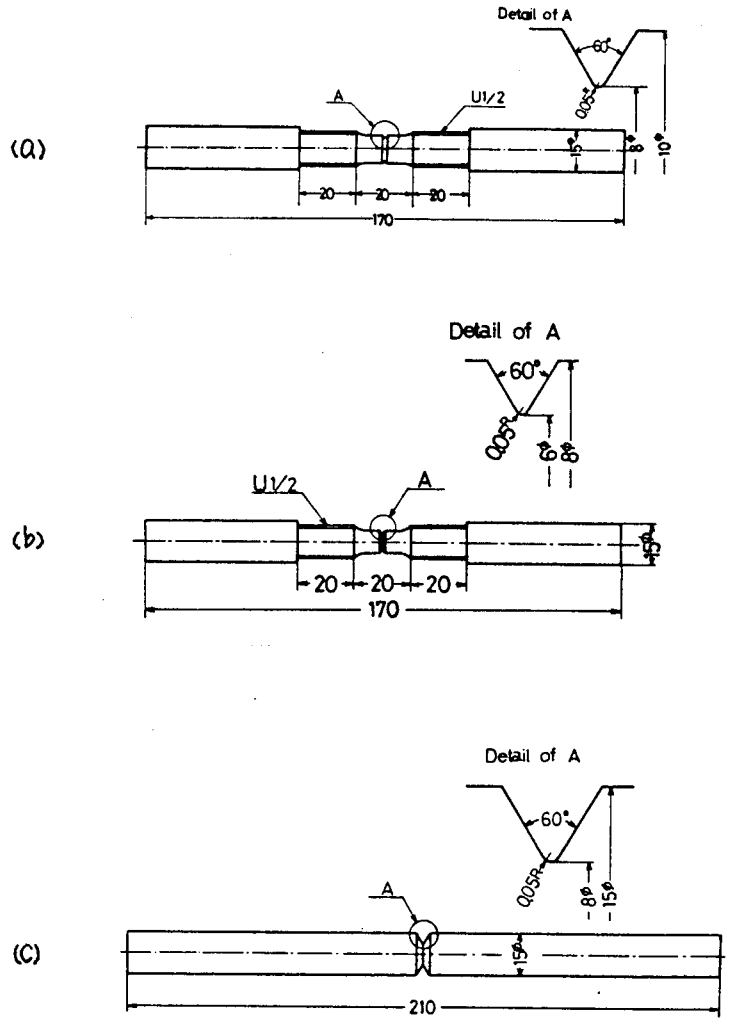


図6-1　疲れ予き裂導入用切欠き試験片

表6-1　疲れ予き裂導入条件

Material	Specimen	Nominal stress	Number of cycles
S35C	Fig.6-1(a)	10 Kg/mm²	5.5 ×10⁵
	Fig.6-1(c)	10	6.5 ×10⁵
CH1	Fig.6-1(a)	10	4.5 ×10⁵
HT-80	Fig.6-1(b)	14	4.0 ×10⁵

の試験片を製作した．機械加工後，S35C材およびCH1材については，真空中にてそれぞれ900°C 1時間および960°C 1時間の焼なましを行った．HT-80材については，すでに調質されているので熱処理は行わず，そのまま用いた．疲れ予き裂の導入には小野式回転曲げ疲れ試験機を用いた．各材料の予き裂導入条件を表6-1に示した．予き裂の偏心を防止するため，応力は比較的大きな値をとっている．疲れ試験機の繰返し速度は1500 rpmであった．このようにして用意した試験片を常温から-196°Cまでの各温度において引張試験した．引張破面を走査電子顕微鏡により観察し，ストレッチ・ゾーン幅あるいはデェア・ディンプル部幅などを測定した．なお，疲れ予き裂が環状に導入されていなかったり，著しく偏心して導入されているような場合にはデータから除外した．S35C材については，常温の引張変形途中のき裂伝ぱの様子を光学顕微鏡により観察し，き裂の開口量などを測定した．

次に，試験片厚さの影響を調べるため，S35C材について図6-2に示す形状の曲げ試験片を製作した．板厚は15mmおよび7.5mmの2種類とした．機械加工後，真空中で900°C 1時間の焼なましを行った．疲れ予き裂はシェンク式平面曲げ疲れ試験機を用い，切欠き底公称応力15 kg/mm²，繰返し数2×10⁵回の条件により導入した．破面の観察により，疲れ予き裂長さの板厚方向の分布を調べた結果，

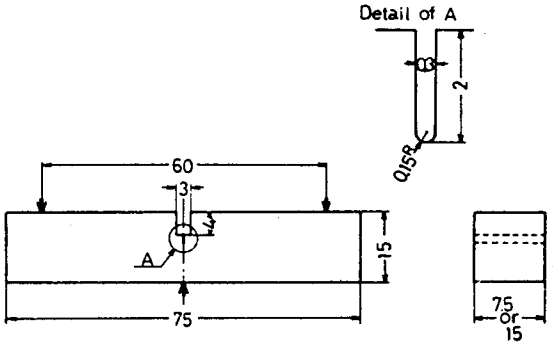


図6-2　曲げ試験片

導入した予き裂はASTM規格を満足していることがわかった．板厚の影響が温度により変化することも考えられるので，試験温度も常温から－100°C まで変化させ，曲げ試験を行った．破面を走査電子顕微鏡により観察し，ストレッチ・ゾーン幅あるいはディンプル部幅などを測定した．

塑性拘束などの力学的因子の影響を調べるため，S35C材について図6-3に示す形状の切欠き試験片を製作した．機械加工後，真空中にて900°C 1時間の焼なましを行い，引張試験に供した．引張試験は常温から－196°C に至る各温度で行い，破面を走査電子顕微鏡により観察した．また，切欠き前方における局部的破壊ひずみに関する材料学的因子の影響を調べるため，球状化焼なましを加えた試験片についても引張試験を行い，破面を走査電子顕微鏡により観察した．

以上の実用材料とは別に，き裂伝ぱ過程におけるボイドの挙動をより詳細に観察するため，体積率 $V_f = 0.02$ および 0.04 を有する焼結銅についても実験を行った．焼結銅は圧粉用ダイスおよびプレスの容量の制約から，大きな材料は作成できないため，試験片寸法が小

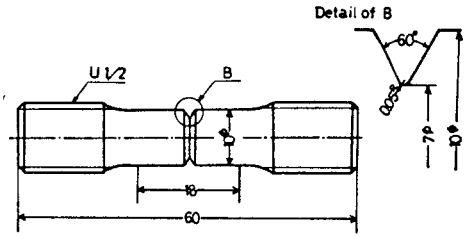


図6-3 切欠き試験片

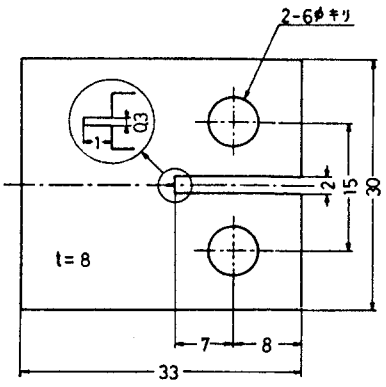


図6-4 CT 試験片

さくてもき裂伝ぱ過程の観察が容易なCT試験片を採用した．試験片形状寸法を図6-4に示した．疲れ予き裂の導入には島津オートグラフを用い，予き裂長さが試験片側面から測定し1mmとなるまで，適当な荷重レベルで繰返し負荷を加えた．また，切欠き材のき裂伝ぱ挙動を調べるため，図6-5に示す形状寸法の切欠き試験片を製作した．試験は常温および-196°Cにおいて行い，破面を走査電子顕微鏡により観察した．また，変形途中のき裂伝ぱの様子を試料の縦割断面の光学顕微鏡観察により調べた．

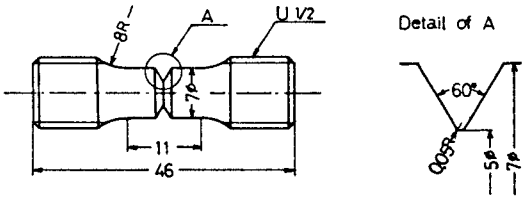


図6-5　切欠き試験片

6・2　き裂伝ぱ過程の観察

6・2・1　炭素鋼S35C

引張破面は図6-6に示すごとく，疲れき裂部に続きストレッチ・ゾーン，テェア・ディンプル部さらに等軸ディンプル部があり，その後へき開破壊部に移っている．ストレッチ・ゾーンはwavy pattern を呈しており，その幅は約20μであった．また，図6-7に示すような立体観察から深さも20μ程度であり，疲れき裂部とほぼ45°の傾きをもっていることがわかる．テェア・ディンプル部は約700μの幅をもっており，マッチング写真からテェア・ディンプルであることを確かめた．等軸ディンプル部のディンプルの大きさは，テェア・ディンプル部の場合に比べ小さく，深さも浅いようである．局部的には等軸ディンプル部は存在せず，テェア・ディンプル部か

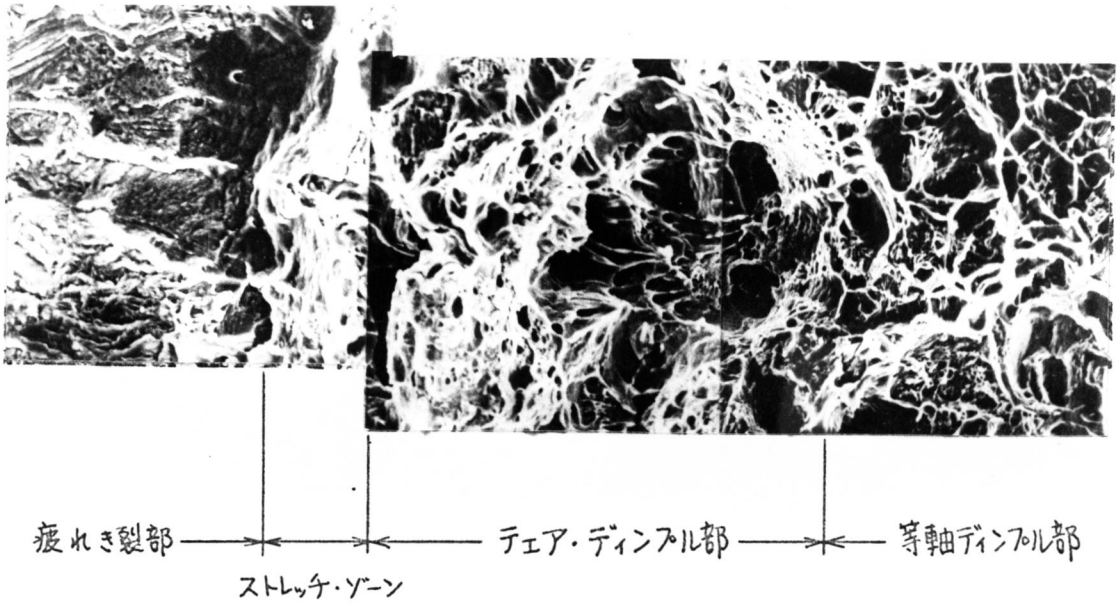
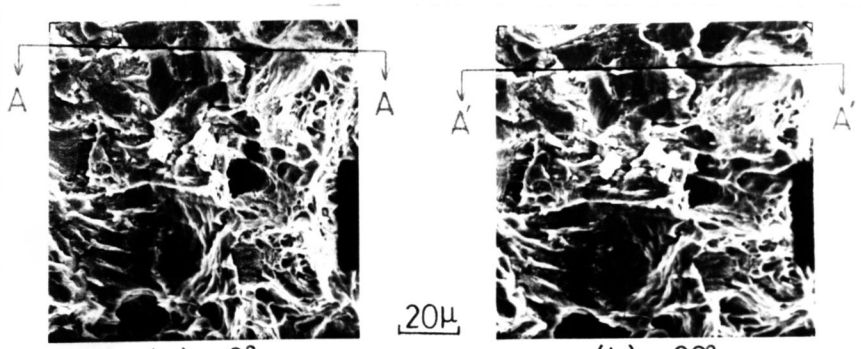


図6-6　S35C 疲れ予き裂材の破面



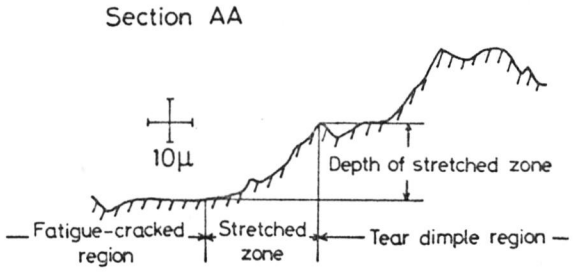


図6-7　ストレッチ・ゾーンの立体観察

ら直接へき開破壊部に移行する場合もあるが，ほぼ全周にわたり等軸ディンプル部が存在し，その幅は約150μ程度であった．等軸ディンプル部とへき開破壊部の境界には，一般に大きな落差が存在している．この大きな落差の存在する境界には，微小なシェア・ディンプルが観察され，この境界がせん断変形により形成されたことがわかる．また，落差の存在しない境界には，へき開破壊部から等軸ディンプル部に向って伸びたシェア・ディンプルが観察された．このようなことから，境界部は等軸ディンプル部の前方にへき開破壊が発生し，しかる後に等軸ディンプル部とへき開破壊部が連結した部分であると考えられる．

図6-8に引張変形途中における引き裂き形き裂伝ぱの様子を示した．このような引張変形途中における試料の縦割断面の観察によると，予き裂先端の開口量が約40μになるとき裂は伝ぱを開始することが確認されたが，それ以前にボイドは予き裂前方にすでに発生し

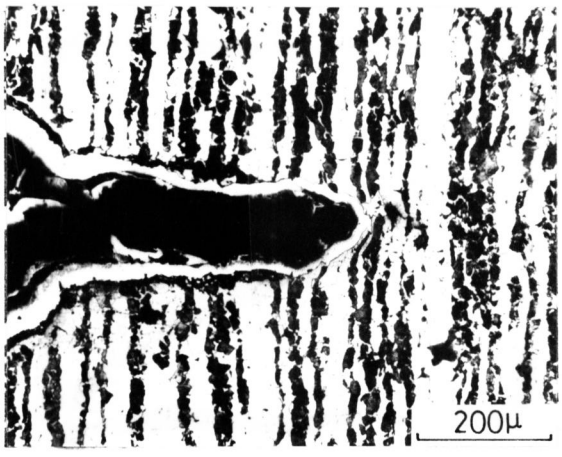


図6-8　引き裂き形き裂伝ぱ

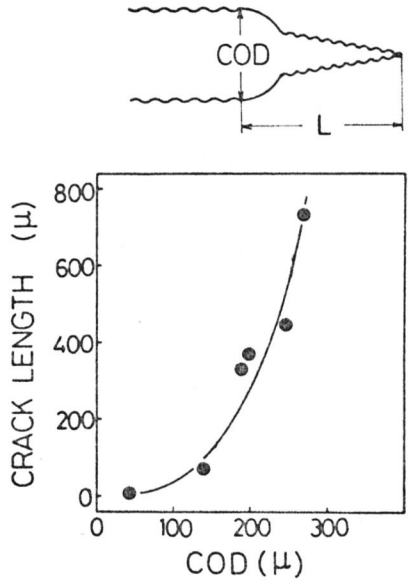


図6-9　き裂長さと開口量の関係

ている。図6-9に試料の縦割断面の観察により測定した，き裂長さと疲れ予き裂先端の開口量との関係を示した。き裂が比較的短い範囲では開口量の増加は急激であり，き裂の開き角が大きいことがわかる。き裂の伝ぱとともに開き角は徐々に減少する傾向を示している。急速破壊の開始直前において引張変形を中断した試料の延性き裂の長さは700μ程度であった。これは前述の破面観察におけるテェア・ディンプル部幅と対応しており，テェア・ディンプル部までが安定き裂伝ぱ部であることを示している。

6·2·2　極低炭素鋼CH1および高張力鋼HT-80

図6-10に極低炭素鋼CH1の破面観察例を示した。S35C材の破面に比べストレッチ・ゾーン幅は広く，各々のテェア・ディンプルも大きい。また，ストレッチ・ゾーンとテェア・ディンプル部が混在し明確に区別することが困難な部分が多く，ストレッチ・ゾーンとテェア・ディンプル部を加えた幅は300μ程度であった。急速破壊部に等軸ディンプルは観察されず，テェア・ディンプル部から直接へき開破壊部に移行している。

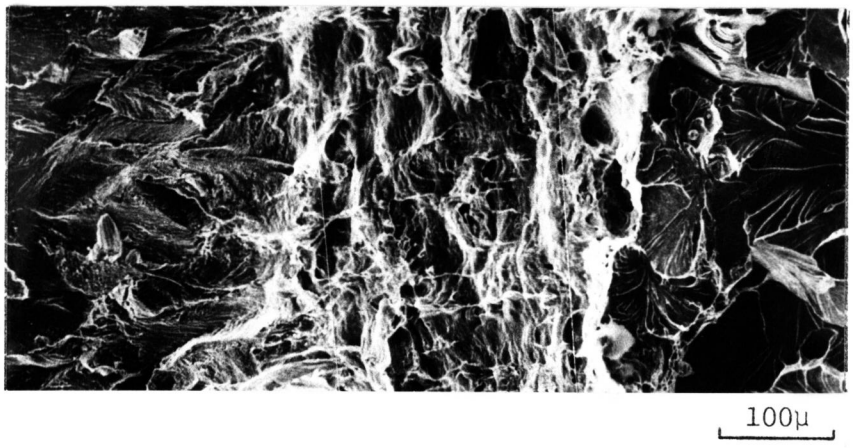
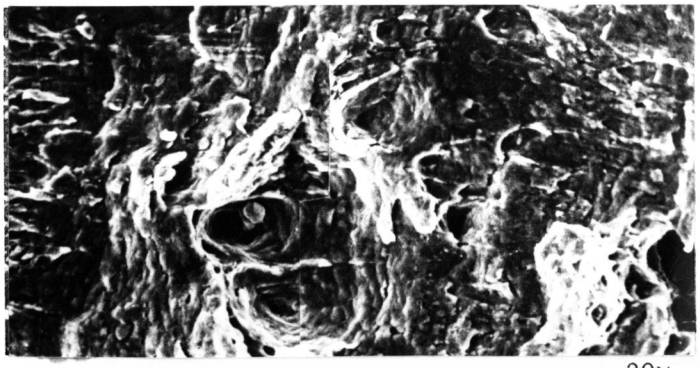
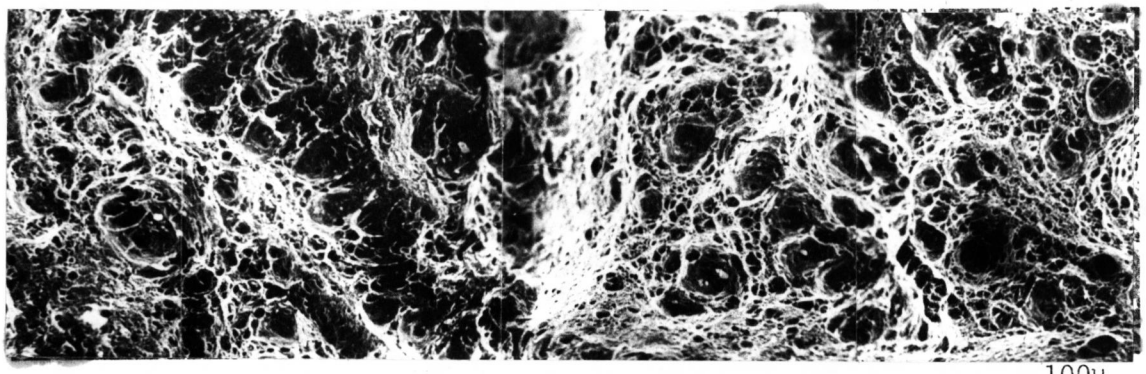


図6-10　CH1疲れ予き裂材の破面



(a) ストレッチ・ゾーン



(b) テェア・ディンプル部および等軸ディンプル部

図6-11 HT-80疲れ予き裂材の破面

図6-11に高張力鋼HT-80の破面観察例を示した。ストレッチ・ゾーン幅は75μ程度であり，テェア・ディンプル部幅は500μ程度であった。テェア・ディンプル部は図6-11(a)からも明らかなごとく，大きなディンプルと微小なディンプルが交互に存在しており，一見階段状を呈している。テェア・ディンプル部と等軸ディンプル部との境界は明瞭であり，その部分は通常きわめて微小なディンプルで構成されている。また，へき開破壊部は存在せず，不安定破壊部は全域にわたり等軸ディンプルで構成されている。

6・3　試験温度の影響

6・3・1　炭素鋼 S35C

図6-12に機械的性質の温度依存性を示した．延性値は -150°C 付近で延性－ぜい性遷移を生じている．一方，降伏応力および引張強さは温度の低下とともに増加している．図6-13には K_c 値の温度依存性を示した．なお，K_c 値には最終の不安定き裂伝ぱ部である等軸ディンプル部およびへき開破壊部の平均径と破断荷重を用い，次式[1]より求め，不安定破壊の一つの指標とした．

$$K_c = F(d/D)\,\sigma_f \sqrt{\pi D}\,, \qquad \sigma_f = P_f / \tfrac{\pi}{4} d^2 \qquad (6\text{-}1)$$

ここで，D は試験片外径，d は不安定破壊部の平均径および P_f は破断荷重であり，F(d/D) の値は文献(1)の表5より求めた．図よりも明らかなごとく，K_c 値は温度の低下とともに -70°C 付近まで減少し，それから -100°C 付近までは若干増加しているが，-100°C 以下

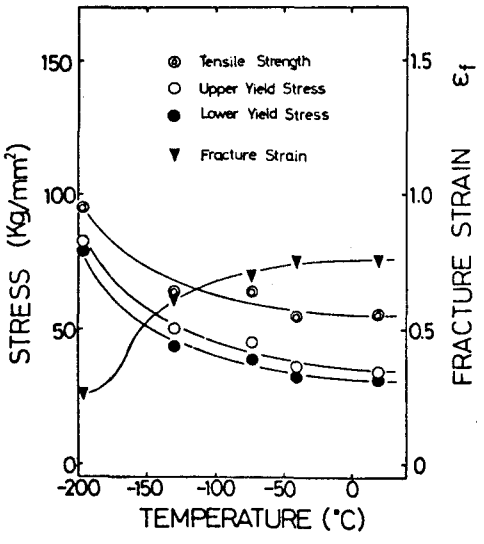


図6-12　S35C 材の機械的性質の温度依存性

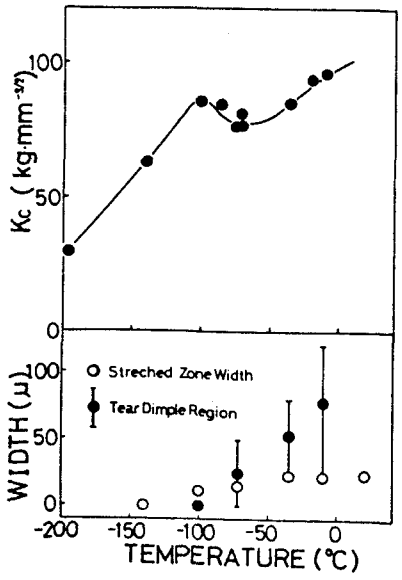
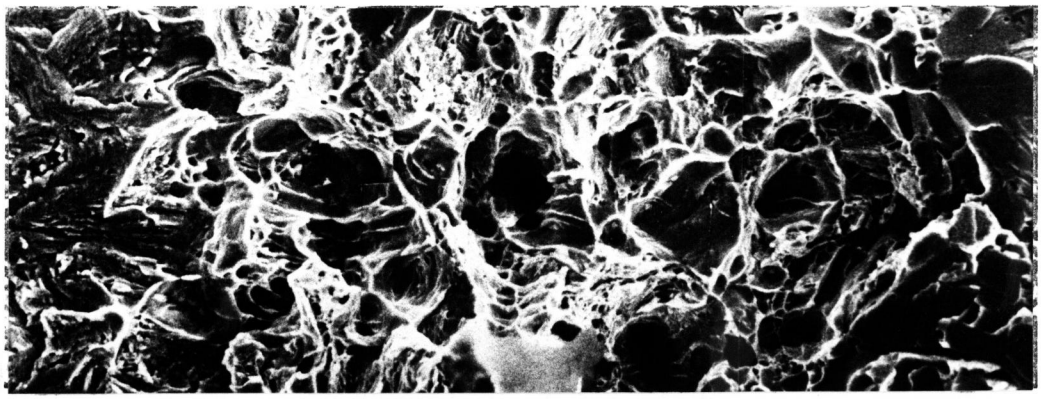
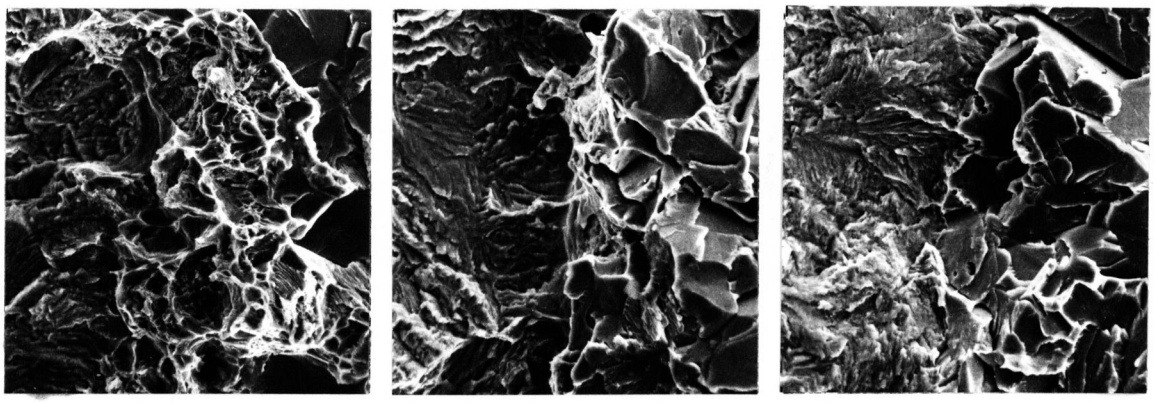


図6-13　K_c 値，S・Z・W および T・D・R の温度依存性



(a) −36°C



(b) −72°C　　(c) −99°C　　(d) −140°C

20μ

図6-14　S35C材の破面の温度依存性

の温度では再び減少している。

図6-14に各試験温度における破面の観察例を示した。また，これらの観察において測定した，ストレッチ・ゾーン幅およびテェア・ディンプル部幅の温度依存性を図6-13中に示した。破面の観察結果によると，温度が−20°Cよりも低下すると次第に等軸ディンプル部が消滅し，テェア・ディンプル部から直接へき開破壊部へ移る。テェア・ディンプル部は温度の低下とともにその幅は漸減し，−100°C付近より低い温度では消滅する。テェア・ディンプルの大きさなどは温度によらずほぼ一定であった。ストレッチ・ゾーン幅は，テェ

ア・ディンプル部が存在する温度域においては，ほぼ一定の値を示しており，テェア・ディンプル部の消滅する-100°C付近より低い温度では漸減している．-140°C付近に至りストレッチ・ゾーンは消滅し，疲れ予き裂部より直接にへき開破壊部に移行する．

6・3・2　極低炭素鋼CH1

図6-15に機械的性質の温度依存性を示した．延性値は-160°C付近で延性－ぜい性遷移を示している．一方，降伏応力および引張強さは温度の低下とともに増加している．また，図6-16にKc値の温度依存性を示した．ここでKc値の算出にはS35C材と同様，式(6-1)を用いた．図より明らかなごとく，Kc値の温度依存性はS35C材の場合と同様の傾向を示している．

破面の観察において測定したストレッチ・ゾーン幅およびテェア・ディンプル部幅の温度依存性を，図6-16中に示した．破面の観察結

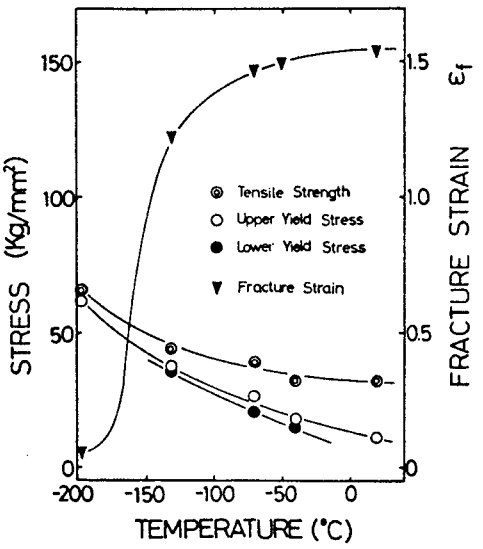


図6-15　CH1材の機械的性質の温度依存性

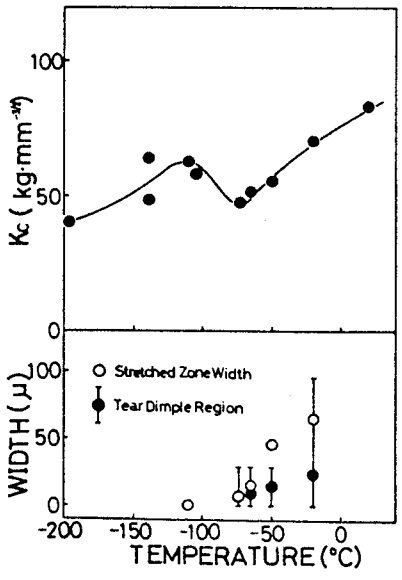
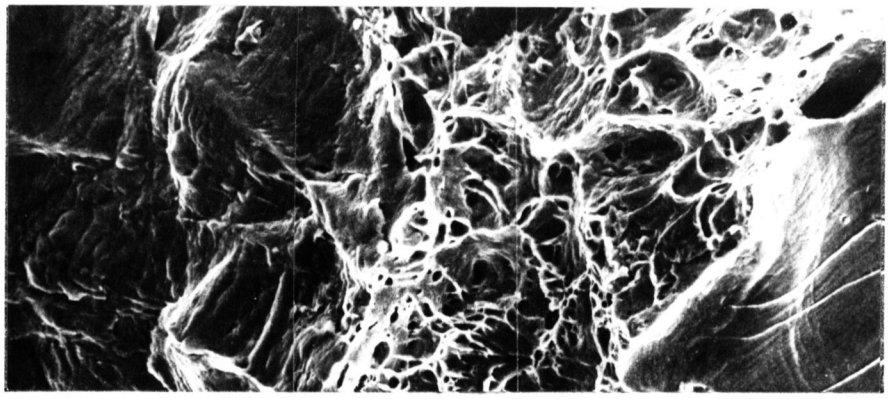
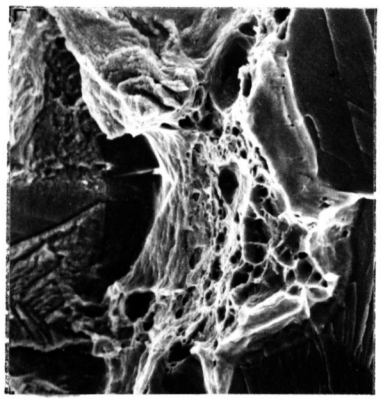


図6-16　Kc値，S・Z・WおよびT・D・Rの温度依存性

果によると，常温においてはストレッチ・ゾーンとテェア・ディンプル部が混在し，明確に区別することは困難であったが，温度の低下とともに両者の区別は明確となる．テェア・ディンプル部の幅は，図6-16より明らかなごとく，温度の低下とともに減少しており，-100°C付近において観察されなくなる．ストレッチ・ゾーン幅もテェア・ディンプル部幅と同様，温度の低下にともない減少し，テェア・ディンプル部の消滅する温度より若干低い温度において観察されなくなる．このようにストレッチ・ゾーン幅はテェア・ディンプル部が存在する温度域においても温度低下とともに減少しており，テェア・ディンプルが存在する場合にはストレッチ・ゾーン幅がほぼ一定であったS35C材とは異なった傾向を示している．また，テェア・デ



(a)　-50°C



(b)　-65°C

20μ

図6-17　CH1材の破面の温度依存性

ィンプルの平均の大きさも，図6-17にその観察例を示したごとく，温度低下とともに減少しており，温度による変化の認められなかったS35C材と対照的である．

6·3·3　高張力鋼HT-80

図6-18に機械的性質の温度依存性を示した．延性値は温度低下にともない減少している．これは低温になり母材の強度が増加するにつれ，内部に引張軸に平行（素材の圧延方向に平行）な割れが顕著となるためであると思われる．なお，そのような例として，図6-19に−196°Cにおける巨視的破面形態を示した．一方，降伏応力および引張強さはS35C材あるいはCH1材と同様，温度低下とともに増大している．図6-20にKc値の温度依存性を示した．試験温度が高くなると破断点が不明確となり，破断荷重を決定することができなくなる．したがって，破断点の明確な低温の場合のみを示した．

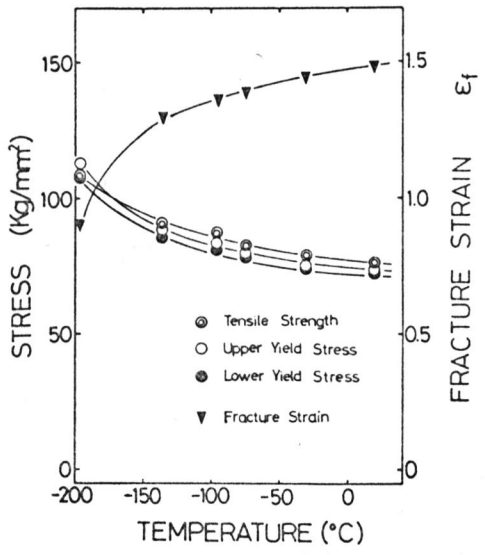


図6-18　HT-80材の機械的性質の温度依存性

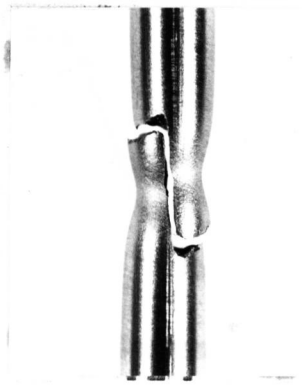


図6-19　HT-80平滑材の−196°Cにおける巨視的破面形態

Kc値の算出にはS35C材およびCH1材と同様，式（6-1）を用いた．S35C材およびCH1材の場合に比べ，HT-80材のKc値は各温度において高い．

破面観察において測定したストレッチ・ゾーン幅およびテェア・ディンプル部幅の温度依存性を図6-20中に示した．破面の観察結果によると，常温において観察されていた等軸ディンプル部は－110°C付近において観察されなくなり，これより低温においては，テェア・ディンプル部から直接にへき開破壊へ移行している．テェア・ディンプル部の幅は－70°Cよりも高温側では，ほぼ一定で500～600μ程度であった．－70°Cよりも低温側では，温度低下とともにテェア・ディンプル部幅は減少し，－196°Cに至り観察されなくなる．テェア・ディンプルの大きさの変化は顕著ではないが，温度低下とともに小さくなっているようである．ストレッチ・ゾーンは常温から－196°Cにわたって存在しており，その幅は，図6-20より明らかなごとく，温度低下とともに減少している．このように，テェア・ディンプル部が存在する温度域における，温度低下にともなうストレッチ・ゾーン幅の減少の傾向は，CH1材の場合と同様であった．

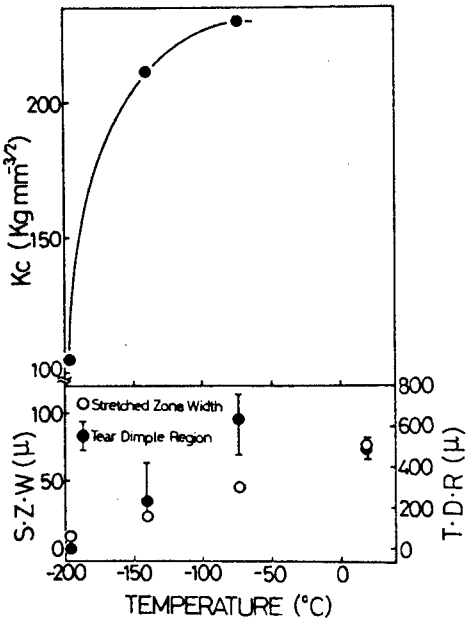


図6-20　Kc値，S·Z·WおよびT·D·Rの温度依存性

6·3·4　考察

以上の低温における疲れ予き裂材の引張破面の観察結果から，S35C材およびCH1材では−70°C以上，またHT-80材では−196°C以上の温度におけるテェア・ディンプル部が存在する場合のストレッチ・ゾーンは，安定なき裂伝ぱ（テェア・ディンプル部）開始の条件に関与していることがわかる．S35C材のストレッチ・ゾーン幅は，テェア・ディンプルが存在する温度範囲において一定値を示し，またテェア・ディンプルの大きさなどにも変化が認められなかった．これに対し，CH1材およびHT-80材のストレッチ・ゾーン幅は，温度低下にともないテェア・ディンプルが小さくなるのに対応して減少している．このようなことから，ストレッチ・ゾーン幅とテェア・ディンプルの大きさとには密接な関連のあることが推察される．ところで，ストレッチ・ゾーン幅は，き裂前方の介在物からボイドが発生し，き裂と連結するまでの塑性変形量を表わしており，介在物間隔あるいは塑性拘束などの影響をうけているものと思われる．換言すれば，ストレッチ・ゾーン幅はき裂先端の材料の局部的破壊ひずみに依存すると言えよう．ディンプルの大きさが温度低下とともに小さくなる理由は，5·3節の結果からも推察されるように，温度低下とともにボイド発生核となり得る介在物の数が増加したためと考えられる．したがって，材料の局部的破壊ひずみが低下し，それにともないストレッチ・ゾーン幅も減少したと考えられる．大塚ら[12]は，テェア・ディンプル部が存在する温度範囲でのストレッチ・ゾーン幅が，温度に依存しないことを報告している．このような結果は，本実験で用いたS35C材のごとく，温度によりテェア・ディンプルの大きさなどに変化の認められない，すなわちき裂直前の局部的破壊ひずみが，温度によりほとんど変化を示さない材料の場合に

対するものと推察される．ここで触れた大塚らを含め多くの研究者[3][4]により，引き裂き形き裂発生時のCODは試験片形状，寸法，温度あるいはひずみ速度などの種々の因子に依存しない，安定な材料常数的性格を有する値であることが報告されている．しかし，本実験結果のごとく，材料によっては必ずしもそれらの報告と一致しない場合もあるので，COD基準の適用に当たっては材種による再検討が必要と思われる．

ストレッチ・ゾーンに続く安定き裂伝ぱ部（テェア・ディンプル部）が，どのような条件で不安定的な等軸ディンプル部に移行するかについては，重要な問題と思われるが，本研究結果からはなお十分明らかではない．き裂の伝ぱにともなう力学的安定不安定の条件とともに，加工硬化あるいはボイドの発生など，材料側の損傷の増大による局部的破壊ひずみの低下が関連しているものと思われる．この問題に関しては，6・6節においてさらに検討を加える．

次に，Kc値の温度依存性について考察する．S35C材およびCH1材のKc値がほぼ同様の温度依存性を示しているのに対し，HT-80材の場合はそれらとは一見異なっている．破面の観察結果によると，HT-80材の-196°Cにおける破面形態は，S35C材あるいはCH1材の-70°C付近における破面形態と対応しており，その温度に至る破面形態の推移もいずれの材料の場合もほぼ同様であった．このことから，HT-80材のKc値の温度依存性は，S35C材およびCH1材の-70°C以上の温度域でのKc値の温度依存性に対応しているものと考えることができよう．したがって以下では，主にS35C材のごときKc値の温度依存性について考える．本実験のKc値の算定に用いた式(6-1)において，破断荷重の変化にともなうKc値の変化に比べ，テェア・ディンプル部の存在による F(d/D) の変化にともな

うKc値の変化はきわめて小さい。したがって，Kc値の温度依存性を説明するためには，破断荷重の温度依存性を考察すればよいと考えられる。ところで，V形切欠き試験片の曲げ試験における破断荷重の温度依存性は，本実験におけるKc値の温度依存性とほぼ同傾向であり，それについてはすでにTetelmanら[65]による説明がある。本実験結果についても同様の説明が成り立つものと思われ，以下に簡単にそれに触れておく。

-100℃以下の温度域は，き裂前方の最大応力が塑性応力集中により材料のへき開応力に達し破壊する領域である。へき開応力はあまり温度に依存しないが，降伏応力は温度の上昇とともに低下するため，破断荷重は温度の上昇とともに増加する。-100℃以上の温度域は，ひずみ硬化による応力の増分をともなった塑性応力集中により，き裂前方の最大応力がへき開応力に達する領域である。-70℃までは，温度上昇にともなう全面降伏応力（荷重）の低下分の方が，ひずみ硬化をともなった塑性変形に要する荷重の増加分より大きいため，破断荷重は温度上昇とともに若干の低下を示す。-70℃以上では，温度上昇にともなう全面降伏荷重の低下分より，塑性変形に要する荷重の増加分の方が大きくなるため，破断荷重は増加する。

6・4 試験片厚さの影響

試験片厚さのき裂伝ぱ過程におよぼす影響を調べるため，厚さの異なる2種類の疲れ予き裂を導入したS35C曲げ試験片を用い，3点曲げ試験を行った。

図6-21にKc値の温度依存性を示した。曲げ試験片のKc値の算定には次式[6]を用いた。

$$K_c = \frac{P_f \cdot S}{B \cdot H^{3/2}} \left\{ 2.9 (d/H)^{1/2} - 4.6 (d/H)^{3/2} + 21.8 (d/H)^{5/2} - 37.6 (d/H)^{7/2} + 38.7 (d/H)^{9/2} \right\} \quad (6\text{-}2)$$

ここで，Bは試験片厚さ，Hは高さ，Sは支点間距離，P_fは破断荷重およびdは破断時のき裂長さである．K_c値の温度依存性は全般的には，前述の環状疲れ予き裂材の場合とほぼ同様であるが，K_c値のレベルは高い．また試験片厚さの薄い方がK_c値は大きく，温度の上昇とともにその傾向は顕著となっている．

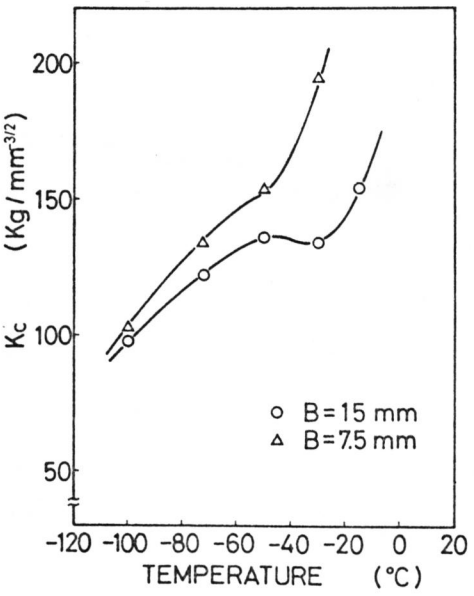
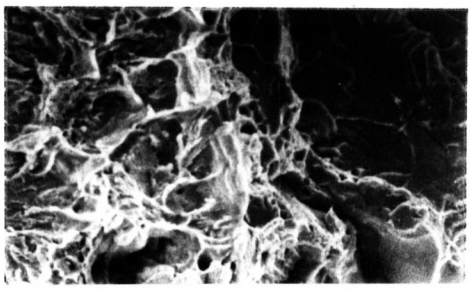
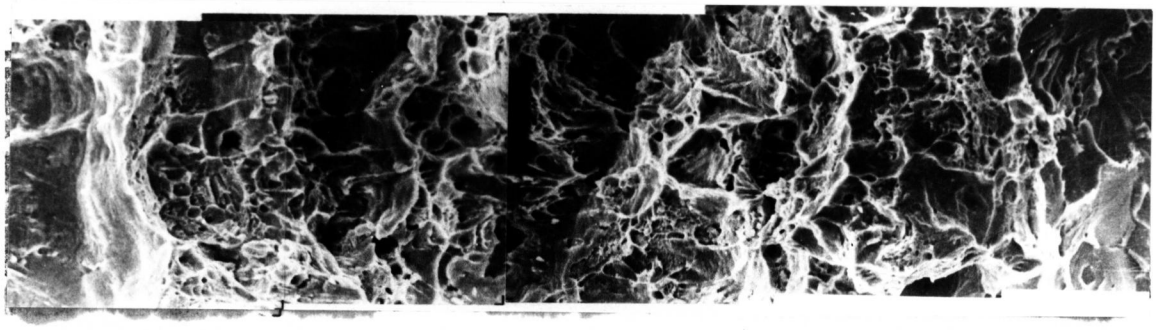


図6-21　曲げ試験片のKc値の温度依存性



(a)　B=15mm



(b)　B=7.5mm

20μ

図6-22　曲げ試験片の破面 (-30°C)

図6-22に-30°Cの場合の板厚が15mmと7.5mmの試験片中央部における破面観察例を示した。また、図6-23に破面観察において測定したストレッチ・ゾーン幅とテェア・ディンプル部幅の温度依存性を示した。破面の観察結果によると、温度の低下にともなう破面形態の推移は環状疲れ予き裂材の場合とほぼ同様であるが、曲げ試験の方が、40~50°Cほど高温側にずれて変化している。ストレッチ・ゾーン幅におよぼす試験片厚さの影響はほとんど認められず、いずれの厚さの場合も、テェア・ディンプル部が存在する場合には25~30μ程度で一定値を示した。一方テェア・ディンプル部幅には、図6-22からも明らかなごとく、試験片厚さの影響は顕著であり、厚さが薄いほどテェア・ディンプル部幅は大きくなっている。このような試験片厚さに関する結果は、Fearnehough ら[3]あるいはSmith ら[4]の報告と同傾向を示している。

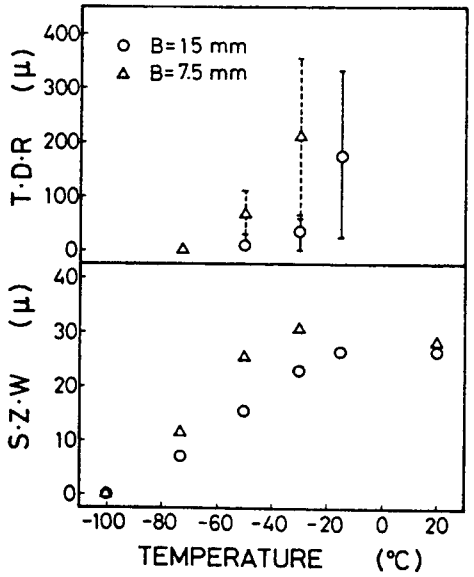


図6-23 S·Z·WおよびT·D·Rの温度依存性

試験片厚さの影響をさらに検討するため、ストレッチ・ゾーン幅およびテェア・ディンプル部幅の板厚方向の分布を測定した。図6-24に厚さ15mmの試験片の-15°Cおよび-30°Cにおける分布ならびに厚さ7.5mmの試験片の-30°Cにおける分布を示した。図よりも明らかなごとく、ストレッチ・ゾーン幅の分布状態におよぼす試験片厚さならびに温度の影響はほとんど認められず、ほぼ一定の値を示

している．これに対し，テェア・ディンプル部幅の分布状態におよぼす試験片厚さおよび温度の影響は顕著である．すなわち，テェア・ディンプル部幅は，試験片厚さが厚いほどまた温度が低いほど中央部で一定の値をとるようになるが，試験片厚さの減少あるいは温度の上昇にともない放物線状の分布を示すようになり，中心部での最大幅と側部での最小幅の差が大きくなる．

このような試験片厚さの，ストレッチ・ゾーン幅あるいはテェア・ディンプル部幅の分布におよぼす影響がどのような理由により生じているかは，本実験結果からは十分明らかではないが，安定き裂の長さに関与しているように思われる．すなわち，試験片厚さの薄い方が力学的拘束が小さいため，不安定破壊に達するまでにより大きな塑性変形を要し，したがって安定なき裂伝ぱ部は長くなる．試験片の中心部と側部の応力状態の相違がき裂長さの厚さ方向の分布におよぼす影響は，き裂長さが短かければほとんど認められず，き裂長さが長くなるにつれてその影響が積み重なり次第に顕著となり，テェア・ディンプル部幅の試験片厚さ方向の分布は放物線状となる

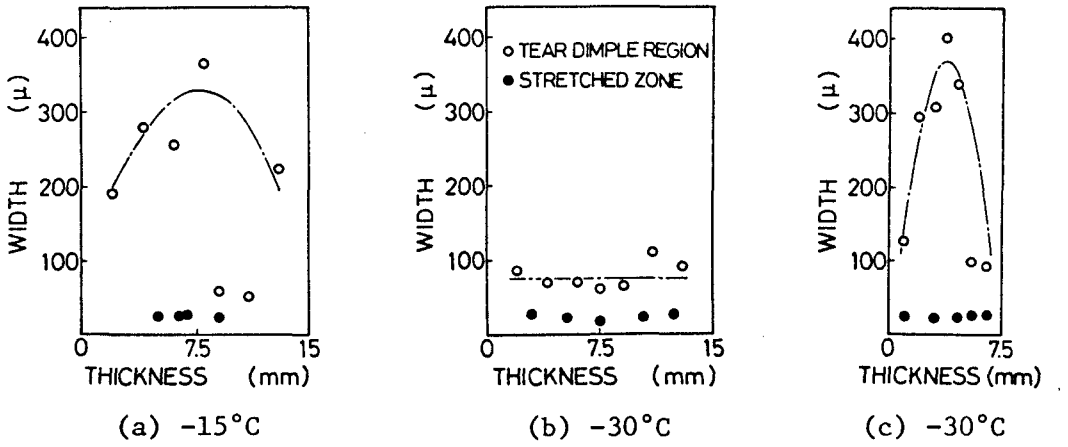


図6-24　ストレッチ・ゾーン幅およびテェア・ディンプル部幅の試験片厚さ方向の分布

ものと考えられる．ストレッチ・ゾーン幅あるいは試験片厚さが15mmで温度が-30°Cの場合のテェア・ディンプル部幅が厚さ方向にほぼ一定なのは，安定き裂長さが十分小さいため，試験片中心部と側部の応力状態の相違による影響がほとんど現われていないためと思われる．一方，温度による分布状態への影響も同様に考えることができる．すなわち，温度が上昇すると6·3·4節で述べたごとく，降伏応力が低下するためき裂先端の応力が破壊応力に達するまでより大きな塑性変形が必要となり，それにともない安定なき裂伝ぱ部も大きくなる．したがって，温度の上昇にともないテェア・ディンプル部幅の厚さ方向への分布は顕著な放物線状となる．

6・5　切欠き試験片による検討

き裂伝ぱ過程についてさらに検討するため，S35C材の切欠き試験片を用い，き裂前方での力学的拘束の影響を，また球状化焼なましを施したS35C材の切欠き試験片を用いき裂前方の材料学的因子の影響を調べた．

図6-25に，通常の焼なまし（900°C 1時間）を加えたS35C切欠き試験片の引張試験結果から，Kc値の温度依存性を示した．Kc値の算定には疲れ予き裂材の場合と同様に式（6-1）を用いた．切欠き材のKc値の温度依存性は定性的には疲れ予き裂材の場合と同傾向であるが，切欠き材

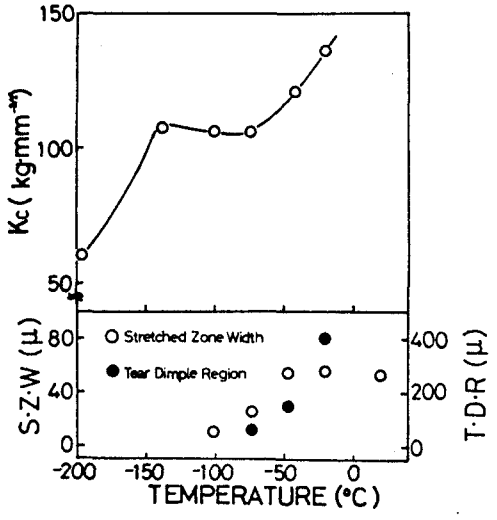


図6-25　Kc値，S·Z·WおよびT·D·Rの温度依存性

の方が高い値を示している．切欠き材の形状が疲れ予き裂材の形状と外径は等しく，また内径もほぼ等しいことから，K_c値の差は主に切欠き先端半径と切欠きの開き角によるものと考えられる．すなわち，テェア・ディンプル部が存在せず，ストレッチ・ゾーン形成が直接不安定破壊の開始に関与する温度範囲では，予き裂材に比べ切欠き材の方が先端での塑性拘束がより小さいため，切欠き材の K_c 値の方が高くなると考えられる．また，テェア・ディンプル部が存在する温度範囲においても，安定なき裂が発生・伝ぱする際の塑性拘束の違いが大きく，この影響を脱しきらないうちに不安定破壊に移行するため，およびへき開応力が拘束の影響をうけるため，切欠き材の方がより大きな K_c 値を示すものと考えられる．

図6-26に常温における破面の観察例を示した．また，破面観察において測定したストレッチ・ゾーン幅およびテェア・ディンプル部幅の温度依存性を図6-25中に示した．破面観察によれば，温度変化にともなう破面形態の推移は，定性的には予き裂材の場合と同様であった．切欠き材のストレッチ・ゾーン幅は，同一温度における予き裂材のそれに比べ大きい．例えばストレッチ・ゾーン幅が一定値を示している領域では，切欠き材のストレッチ・ゾーン幅は50～60

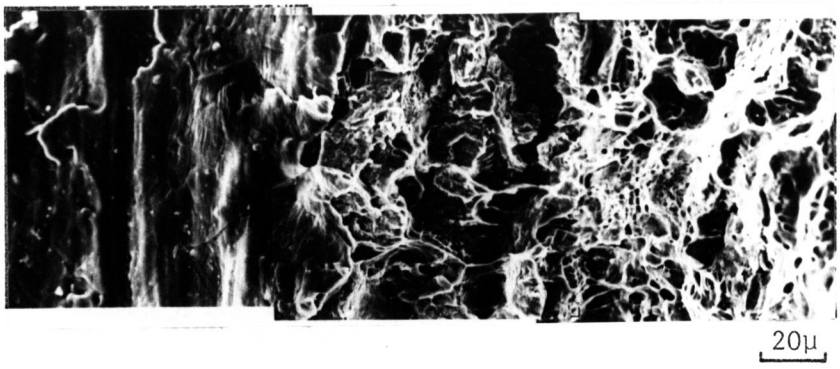


図6-26　S35C切欠き材の破面（常温）

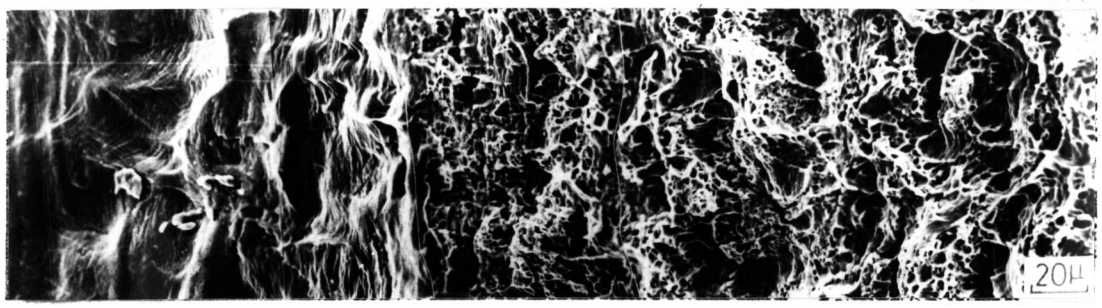


図6-27　S35C球状化焼なまし材の破面（常温）

μ程度であり，20μ程度であった予き裂材の2～3倍となっている．これは切欠き材では予き裂材に比べ切欠き前方での応力の三軸性が小さく，塑性拘束も小さいため，そこでの局部的破壊ひずみ値が高くなったこと，さらには切欠き先端は予き裂先端に比べ変形できる領域が広いことなどの効果も加わり，ストレッチ・ゾーン幅が大きくなったと考えられる．

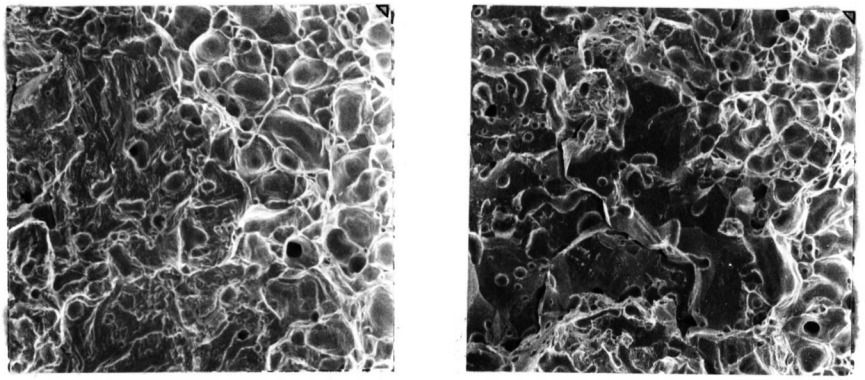
図6-27に球状化焼なましを施した切欠き材の常温における破面の観察例を示した．この場合のストレッチ・ゾーン幅は110～120μ程度であり，通常の焼なまし材の約2倍となっている．このことは，通常の焼なまし材の延性値が0.75に対し，球状化焼なまし材のそれが1.10と大きいことと対応しているように思われる．

以上の切欠き材によるストレッチ・ゾーン幅に関する実験結果から，ストレッチ・ゾーン幅が切欠き前方での局部的破壊ひずみに対応して変化することがわかる．また，局部的破壊ひずみは切欠き形状などの力学的因子，ならびに延性値などの材料学的因子の影響をうけていることが推察される．これらの結果は，6.3節において試験温度を変化させた実験により得られた結果と同傾向を示している．

6・6 焼結銅によるき裂伝ぱ過程の観察

以上の実用材料により調べたき裂伝ぱの各過程をさらに検討するため，焼結銅を用いき裂前方でのボイドの成長・連結の様子ならびに破面を観察した．

図6-28に体積率 $V_f=0.02$ および 0.04 を有する焼結銅CT試験片の破面の観察例を示した．体積率 $V_f=0.02$ を有する焼結銅の場合には，ストレッチ・ゾーンが存在するがテェア・ディンプル部は存在せず，直接等軸ディンプル部へ移行している．体積率が大きくなるとストレッチ・ゾーンも観察されなくなり，疲れ予き裂部から直接等軸ディンプル部へ移行している．ストレッチ・ゾーンには初期ボイドが切断された跡のような独立した穴が観察され，交互すべりなどのせん断変形によりストレッチ・ゾーンが形成されたことを示している。[47] 体積率の大きな材料でストレッチ・ゾーンが観察されない理由としては，き裂前方にすでに大きなボイドが存在するため，き裂先端で大きな塑性変形を必要とせずに前方のボイドと連結するためと思われる．また，これらの等軸ディンプル部は平滑材の引張破面と明確な差は認められない．したがって，このような等軸ディンプルから



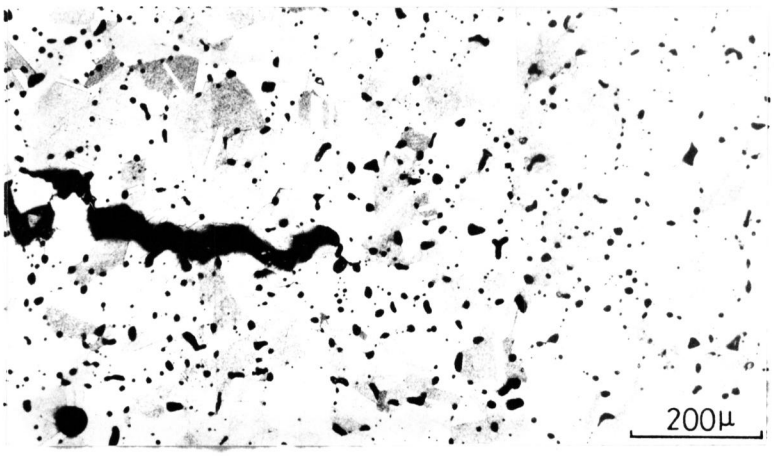
(a) $V_f=0.02$　　(b) $V_f=0.04$

50μ

図6-28　焼結銅の破面(常温)



(a) V_f=0.02



(b) V_f=0.04

図6-29 焼結銅のき裂伝ぱ

なるき裂伝ぱにおいては，平滑材のボイド連結機構を考慮すると，き裂は微小ボイドを介してボイドと連結することにより伝ぱしていることが推察される．

図6-29にそれぞれ体積率 V_f=0.02 および0.04を有する焼結銅の，引張変形途中における縦割断面の観察例を示す．図よりも明らかなごとく，体積率 V_f=0.02の焼結銅の場合にはき裂の鈍化は大きく，き裂先端の開口量（COD）は100μ程度である．一方，体積率 V_f=0.04の焼結銅の場合には，き裂の鈍化はほとんど認められない．体

積率 $V_f = 0.02$ の焼結銅のき裂前方には成長したボイドが認められるが，その範囲はCODオーダの狭い範囲に限られ，応力の三軸性が最も高いと予想されるとCODだけ前方の部分でのボイド成長は認められなかった．ボイドの成長は鈍化したき裂の直前が最も著しく，き裂も前方のボイドと順次連結することにより伝ぱしていくようである．

図6-30に体積率 $V_f = 0.04$ を有する焼結銅切欠き試験片のき裂長さと開口量の関係を示した．ここで開口量とは切欠き底でのき裂の開き量である．この図の傾きはき裂の巨視的な開き角を表わしており，き裂が一定の開き角をもって伝ぱしていることを示している．このことは前述のS35C材の結果（図6-9）と異なった傾向を示している．その理由としては焼結銅が初期の状態においてボイドを有しているため，き裂伝ぱにともなう損傷の蓄積が小さく，したがって局部的破壊ひずみがそれほど変化しないためと考えられる．

図6-31に体積率 $V_f = 0.02$ を有する焼結銅CT試験片の -196°C に

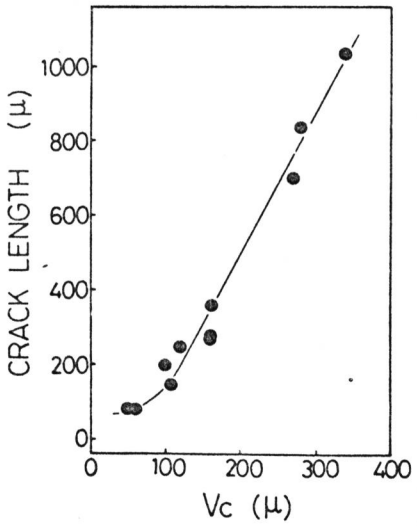


図6-30 き裂長さと開口量の関係

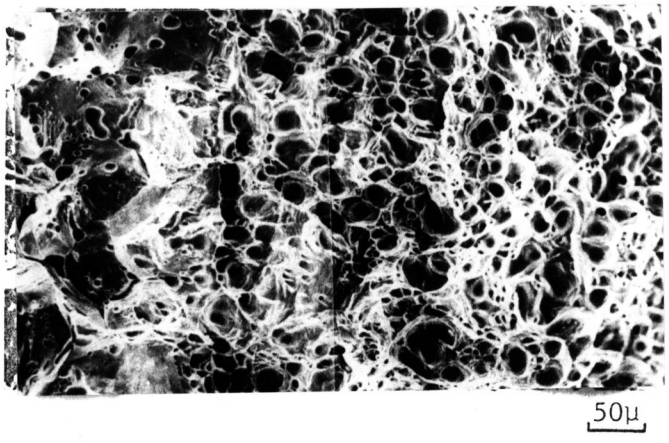
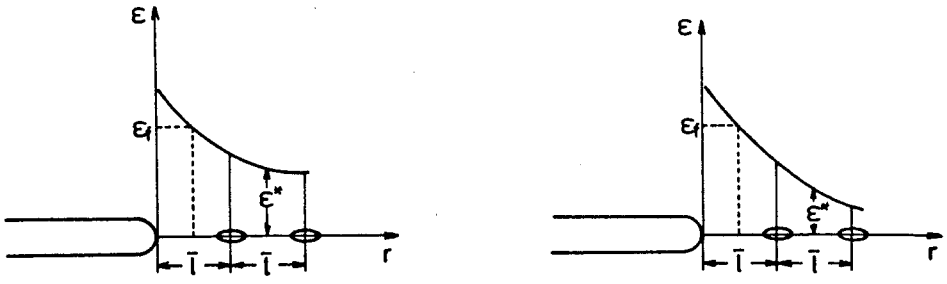


図6-31 焼結銅($V_f = 0.02$)の破面 (-196°C)

おける破面を示した。常温における破面と同様，ストレッチ・ゾーンが存在している。常温においてはストレッチ・ゾーンから直接等軸ディンプル部に移行していたが，-196℃においてはそれらの間にテェア・ディンプル部が観察される。低温においてテェア・ディンプル部が存在するようになる理由を以下に考えてみる。

ディンプルが等軸ディンプルになるかテェア・ディンプルになるかについては，次のように考えることができる。図6-32に示すごとく，き裂前方にボイドあるいはボイドの発生核となる介在物が，平均間隔 l で並んでいる場合を考える。ここで，き裂前方より $r=\frac{1}{2}l$ だけ入った点のひずみが局部的破壊ひずみ ε_f に達したとき，き裂とボイドが連結し，き裂が伝ぱすると仮定する。今，き裂と前方のボイドが連結する瞬間を考える。図6-32(a)のごとくひずみ勾配が小さく，$r=l$ と $r=2l$ のボイドの中間点におけるひずみ ε^* が ε_f に比べ十分大きい場合には，ディンプルは等軸ディンプルとなる。すなわち，き裂が l だけ進展したとき，さらにき裂が進展するためには，前方のひずみ ε^* が ε_f に達するまで塑性変形する必要があるが，この場合，塑性変形量は小さく，結局等軸ディンプルを



(a) 等軸ディンプル　　(b) テェア・ディンプル

図6-32 き裂伝ぱのモデル

形成することになる．一方，図6-32(b)のごとくひずみ勾配が大きく，ε^* が ε_f に比べて小さい場合には，き裂がさらに進展するためには大きな塑性変形が必要となり，テェア・ディンプルを形成することになる．したがって，ディンプルがテェア・ディンプルになるか等軸ディンプルになるかは $\varepsilon_f/\varepsilon^*$ で決まることになる．すなわち，ひずみ勾配が大きいほど，また局部的破壊ひずみが大きいほどテェア・ディンプルになり易い．

ところで，5·3節においても示したごとく，一般に面心立方系金属は低温において延性値はほとんど変化しない．また，加工硬化率 n の変化も十分小さく，それがひずみ勾配に大きな影響をおよぼしているとは思われない．このようなことから，低温においてテェア・ディンプル部が出現した理由は現在明らかとはなっておらず，今後の詳細な研究にまたねばならない．

6・7　フラクトグラフィ的情報と破壊じん性パラメータの関連

フラクトグラフィ的情報と破壊じん性パラメータの相関は，実際の事故解析の点からも強く望まれ，これまでいくつかの試みがある．例えば，平面ひずみ状態を満足している場合のストレッチ・ゾーン幅は，平面ひずみ状態を仮定した計算による限界COD値，すなわち，

$$COD_{cr.} = K_c^2/2E\sigma_Y$$

と，ばらつきも大きく必ずしも一対一の対応を示していないが，かなり良い相関が認められている．[8] また，Batesら[9]はストレッチ・ゾーン幅と K_a/σ_Y に良い相関のあることを示した．その結果によると，材料によらず，

$$S\cdot Z\cdot W = 8.5\times10^{-4}\,(K_Q/\sigma_Y)^{1.6}$$

の関係が成り立つ．しかし，他のデータは必ずしもこれと一致していないようである．(9)

これらはいずれも平面ひずみ状態と小規模降伏条件を満足した，K_{IC} 値が得られるような場合，あるいはそれにきわめて近い状態にある場合のものである．一方，本実験で用いたごとき延性に富む材料においては，もはやストレッチ・ゾーン幅と限界COD値あるいは K_Q/σ_Y との相関は認められない．このことは，き裂前方で小規模降伏の仮定が成立せず，またテェア・ディンプル部の存在により，ストレッチ・ゾーンが定定き裂伝ぱの開始に関与し，不安定破壊の開始と直接結び付いていないことからも明らかであろう．そこで，ここではフラクトグラフィ的情報として，不安定破壊の関与した量と考えられるストレッチ・ゾーンとテェア・ディンプル部を合わせた，不安定破壊への遷移部の幅（Transition Zone Width）をとりあげ，K_C/σ_Y との相関を検討してみる．

図6-33に環状疲れ予き裂材および環状切欠き材の引張試験結果から，遷移部幅と K_C/σ_Y の関係を示した．図からも明らかなごとく，材料によらずまたき裂先端の形状によらず，遷移部幅と K_C/σ_Y に良い相関のあること

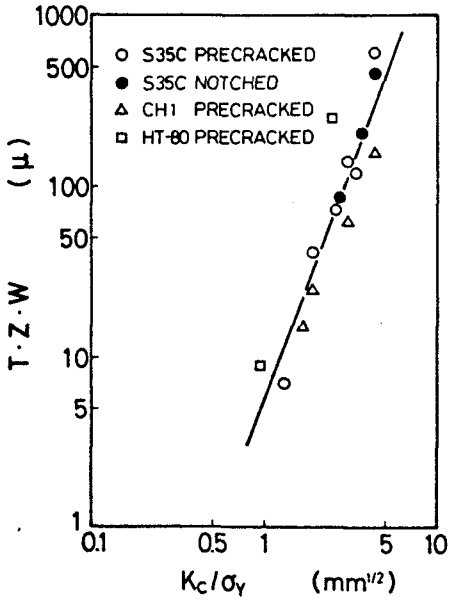


図6-33 遷移部幅と K_C/σ_Y の関係（引張試験）

がわかる．一方，図6-34に疲れ予き裂材の3点曲げ試験結果から，遷移部幅と K_c/σ_Y の関係を示した．この場合にも試験片厚さによらず，遷移部幅と K_c/σ_Y の間に良い相関のあることがわかる．しかし，図6-33と図6-34を比べると，その傾きは異なっており，遷移部幅と K_c/σ_Y の相関には負荷形式の影響が大きいことがわかる．なお，これらの相関の物理的意味は不明であり，現象論的なものである．したがって，今後さらに多くの実験を重ね，定量的な結論を得ることが望まれる．

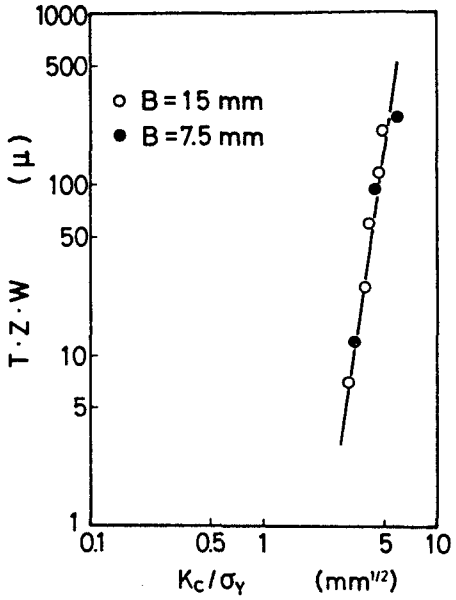


図6-34 遷移部幅と K_c/σ_Y の関係（曲げ試験）

6・8 結言

炭素鋼S35C，極低炭素鋼CH1および高張力鋼HT-80という3種類の実用材料ならびに焼結銅モデル材のき裂伝ぱ過程を観察し，それらにおよぼす温度あるいは試験片厚さなどの影響を検討した結果，以下の結論を得た．

(1) 不安定破壊に先行して安定き裂伝ぱ部（テェア・ディンプル部）の存在する場合，ストレッチ・ゾーン幅はき裂前方の局部的破壊ひずみに関与する因子，すなわち力学的にはき裂前方の塑性拘束などの影響を，また材料学的にはテェア・ディンプルの発生核とな

る介在物間隔などの影響をうけているようである。

(2) すなわち，材料のき裂前方の局部的破壊ひずみが温度にほとんど依存しない S35C 材のような場合には，ストレッチ・ゾーン幅におよぼす温度の影響はほとんど認められない。一方，温度とともに局部的破壊ひずみが低下する CH1 材あるいは HT-80 材などの場合には，ストレッチ・ゾーン幅は温度の低下とともに減少する。

(3) S35C 材のテェア・ディンプル部が存在する場合のストレッチ・ゾーン幅には，試験片厚さの影響はほとんど認められないが，テェア・ディンプル部幅には顕著な影響が認められた。

(4) き裂前方でのボイドの成長はひずみの高い領域で顕著であり，き裂は前方のボイドと順次連結することにより伝ぱしている。

参考文献

(1) Paris,P.C. and Sih,G.C.M., ASTM STP, 381(1965), 49.

(2) 大塚・宮田・西村・柏木・笠井，造船学会論文集，136(昭49-11), 249.

(3) Fearnehough,G.D., Lees,G.M., Lowes,J.M. and Weiner,R.T., Proc. Prac. Appl. of Fracture Mechanics to Pressure-Vessel Tech., (1971), 119.

(4) Smith,R.F. and Knott,J.F., Ibid., 65.

(5) Tetelman,A.S. and McEvily,A.J.,Jr., Fracture of Stractural Materials, (1967), John Wiley & Sons.

(6) Brown, W.F.,Jr. and Srawley,J.E., ASTM STP, 410(1967), 13.

(7) Pelloux,R.M.N., Engng. Frac. Mech., 1(1970), 697.

(8) 小林・中沢・川村，機講論，No.740-1(昭49-4), 103.

(9) Bates,R.C. and Clarks,W.G., Trans. ASM, 62(1969), 380.

第7章　結論

本研究は延性材料の破壊の力学的取扱いを目指す第1段階として，平滑材および切欠材の破壊過程の詳細な観察を行い，破壊を支配する主要な機構ならびにそれにおよぼす諸因子の影響を検討した．

得られた結論はすでに各章の終りに示したが，それらを要約すると次のようになる．

(I)　平滑材に関して

(1)　タフピッチ銅のごとく延性に富む材料から高力アルミニウム合金 7075-T6 のごとくわずかな塑性変形の後破断に至る材料にわたり，破壊過程を詳細に観察した．その結果によると，材料により破壊過程は種々の様相を呈しているが，それはボイドの発生・成長・連結という延性破壊の基本過程がいくつか組合わさり，また異なった位相をもって現われていると見なすことができる．そして，従来考慮されていなかった，破壊の最終段階におけるあるいは破壊に直接結び付いた微小ボイドの発生が，延性破壊を支配する重要な因子となっている．一方，材料あるいは力学的条件によっては，従来の内部くびれモデルなどにより破壊現象が説明できると考えられる場合もないことはない．しかし，どのモデルが適当かは，各モデルに関する定量的評価に関する今後の研究にまたねばならない．

(2)　延性破壊におよぼす主要な力学的因子である巨視的応力状態の影響を調べた．その結果によると，巨視的応力状態により延性値が変化する機構は，本論文で提唱する微小ボイド発生モデルの立場からは，以下のごとく説明される．すなわち，多軸応力が直接微小ボイドの発生時期に影響をおよぼし，それが引張側であれば微小ボ

イドの発生が早まり延性値は低下し，圧縮側であれば逆に微小ボイドの発生が抑えられ延性値は増大する．さらに初期に発生し，成長したボイドを有する材料では，多軸応力によるボイドの幾何学的形状の変化の影響が加わり，その傾向がさらに増幅される．

(3) 圧縮予ひずみ試験を行い，ボイド形状などの延性破壊におよぼす影響を検討した．その結果によると，介在物形状はボイドの発生におよぼす影響を通し，延性値に大きな影響をおよぼしているが，ボイド形状の延性値におよぼす影響は小さいようである．

(4) 試験温度および変形速度の延性破壊におよぼす影響について検討した．その結果によると，試験温度の低下とともに介在物からのボイド発生が起こり易くなる傾向があるようであるが，本実験の温度範囲（常温～-196°C）では十分小さく，延性値には顕著な影響は認められなかった．また，変形速度の延性値におよぼす影響も顕著ではなく，一貫した傾向も認められなかった．

(II) き裂材に関して

(1) 疲れ予き裂材および切欠き材の引張試験を行い，き裂の伝ぱ過程を観察し，それらにおよぼす温度の影響を検討した．その結果によると，安定き裂伝ぱ部（テェア・ディンプル部）が存在する場合のストレッチ・ゾーン幅は，き裂前方の局部的破壊ひずみに関与する因子，すなわち力学的にはき裂前方の塑性拘束などの影響を，また材料学的にはテェア・ディンプルの発生核となる介在物間隔などの影響をうけているようである．すなわち，き裂前方の局部的破壊ひずみが温度にほとんど依存しない炭素鋼 S35C のような場合には，ストレッチ・ゾーン幅におよぼす温度の影響はほとんど認められないが，温度低下とともに局部的破壊ひずみの低下する極低炭素

鋼CH1あるいは高張力鋼HT-80などの場合には，ストレッチ・ゾーン幅は温度低下とともに減少する．

(2) 疲れ予き裂材の曲げ試験を行い，き裂伝ぱ過程におよぼす試験片厚さの影響を調べた．その結果によると，テェア・ディンプル部が存在する場合のストレッチ・ゾーン幅におよぼす試験片厚さの影響はほとんど認められないが，テェア・ディンプル部幅には顕著な影響が認められた．

本論文の記述から明らかなごとく，延性破壊の破壊挙動は材料により種々の様相を呈し，延性値に影響をおよぼす因子は多い．このようなきわめて複雑な現象を矛盾なくあらゆる条件下で定量的に記述しうるような，簡単な単一モデルを提案することは，非常に望ましいことではあるが，きわめて困難である．むしろ複雑な現象の中から共通的ないくつかの特徴的過程を抽出してモデル化し，個々の材料学的ならびに力学的条件に応じて，それらの最適の並列ならびに直列的組合わせを選択することにより，実際の現象を記述するのが現実的である．本研究では基本となる力学的破壊モデルの一つとして，前述のごとく，従来考慮されていなかった破壊の最終段階における微小ボイドの発生モデルを提案し，種々の材料ならびに力学的条件下の破壊挙動に矛盾なく適用できることを示した．上記のモデル選択の適否は結局与えられた条件下での各モデルに関する定量的評価によって判定される．したがって，今後さらに種々の材料ならびに力学的条件下において，各破壊機構ならびにそれにおよぼす諸因子の影響に関する定量的研究が望まれる．

謝辞

本研究の遂行にあたり，終始御懇篤な御指導と御鞭撻を賜った大阪大学大路清嗣教授ならびに小倉敬二助教授に対し，心より謝意を表する．

また実験の遂行に際し，多大の助力をいただいた伊戸川博，内田秀紀，寺岡渉ならびに堀木正之の諸氏に感謝する．

焼結銅の製作にあたり，適切な御指導・御援助をいただいた大阪大学工学部冶金学科三谷研究室の諸氏に謝意を表する．

大阪大学菊川真教授ならびに川辺秀昭教授にはそれぞれ走査電子顕微鏡ならびに透過電子顕微鏡使用の便宜をはかっていただいた．大阪大学小寺沢良一助教授には走査電子顕微鏡使用の便宜をはかっていただき，また貴重な文献を貸与していただいた．大阪大学安達正晴助手および芳井熊安助手には電子顕微鏡の使用に際し，懇切な御指導をいただいた．ここに記して感謝の意を表する．

昭和50年11月27日