

鑄鋼の機械的性質ならびに延性破壊過程に およぼす凝固組織形態の影響

大 島 聡 範*
林 忠 夫**

Influence of Macrostructure on Mechanical Properties
and Ductile Fracture Process of Steel Castings.

Toshinori OSHIMA

Tadao HAYASHI

要 旨

本研究は、中炭素低合金鑄鋼について、等軸晶、柱状晶および微細等軸晶の3種類の凝固組織形態における機械的性質ならびに延性破壊挙動とデンドライト形態、空洞および介在物の形状、分布状態との関連性を明らかにすることを目的として行なったものである。

Synopsis

Mechanical properties and ductile fracture process of steel casting were investigated in three kinds of macrostructure i. e. equiaxed, columnar and fine equiaxed, concerning dendrite morphology, shape and distribution of microshrinkage cavity and nonmetallic inclusion.

I 結 言

鑄鋼の機械的強度特性については、種々の面から研究されているが、鍛鋼や圧延鋼とくらべて、その究明は立遅れの感があり、樹枝状晶、ミクロポロシティ、介在物、ミクロ偏析などの凝固組織と、機械的性質との関係については未だに不明確な点が多い。

鑄鋼は、同一成分の鍛鋼との比較では、引張り強さ、降伏点はほとんど変らないが、伸び、絞り、衝撃値などが劣っている⁽¹⁾。伸び、絞りは引張り試験において、最大荷重点以後の、不均一変形領域における変形挙動、さらには、延性破壊の発生伝播の機構と密接に関連しているものであり、凝固組織中に存在する各種の欠陥や不均一性は、これらの面において重要な役割を演ずるものと考えられる。しかしながら、このような点に注目した研究は、あまり行なわれていない。

本研究は、中炭素低合金鑄鋼の小鋼塊を用いて、等軸晶、柱状晶および微細等軸晶の3種類の凝固

組織形態における機械的性質ならびに延性破壊挙動とミクロポロシティ、介在物、ミクロ偏析などの欠陥および不均一性との関連性を明らかにすることを目的として行なったものである。

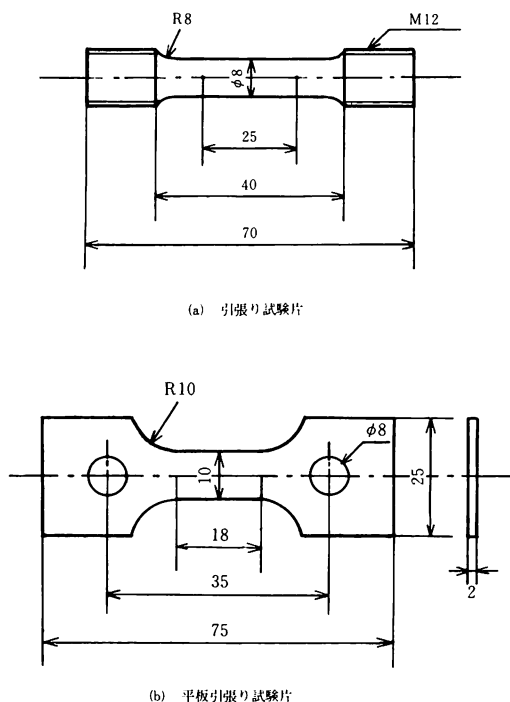
II 実 験 方 法

(1) 供試鋼塊

凝固組織形態のことなる鋼塊を得るために二種類の凝固法を用いた。一方は普通静止凝固であり、他方は上層攪拌凝固である。これは、溶湯の凝固過程でその上層部を軽く攪拌することにより、初晶結晶を分散沈降させ、底部に微細結晶を堆積させて全体を微細な等軸晶組織とする方法である⁽²⁾。溶解は高周波電気炉を使用、鑄型寸法は $\phi 180$ mm $\times$ 200 mm、鋼塊重量は約 30 kg である。静止鋼塊は表面から 15 mm 程度まで柱状晶が生成し、内部は等軸晶であった。攪拌鋼塊は全体がほぼ均一な微細等軸晶組織であった。これらを切断分割し、機械加工によって各種試験片を作成したが、凝固組織形態によって、次のように3種類に分類した。すなわち、静止鋼塊の等軸晶部を等軸晶 N 材、柱状晶部を柱状晶 NC 材、攪拌鋼塊の等軸晶部を微細等軸晶 S 材とした。

* 助教授 機械工学科

** 技 官 機械工学科



図－１ 試験片の寸法ならびに形状

(2) 引張り試験

試験片は図１に示す寸法形状のものを用いた。図１(b)の平板試験片は表面を鏡面研磨し、引張り応力附加に伴う表面の変形およびクラック発生伝播の状況を観察するために使用した。試験機は50 ton 油圧型電子管式万能試験機を使用し、差動トランス型伸び計により荷重－伸び線図をX－Yレコーダーに記録した。また、不均一変形成における試験片中心部の状況を観察するために、引張り中断試験を行なった。これは、荷重－伸び線図の最大荷重点を越えてneckingが開始した後、破断前に荷重をゼロに戻し、試験片を取りはずして、necking発生部分の中心軸に沿った断面を研磨し観察するものである。

(3) 介在物および欠陥の評価

介在物の評価方法として、JISの清浄度のほかに、分布状態をポアソン分布と比較することにより、分布の不均一性を定量化して表わした⁽³⁾。以下その方法を説明する。

まず、各組織について100倍の顕微鏡写真を撮影し、75×120 mm²に引伸ばしたものを15×15 mm²のマスキで分割する。1コマに存在する介在物数を数えてこれを x 個とする。つぎに1コマ中に x 個の介在物が存在するマス数の全マス数に對

する割合を求めて、これを E_x とする。さらに、介在物がポアソン分布をしていると仮定した場合の1マス中に x 個の介在物が存在する確率 P_x を求める。

$$\text{ここで } P_x = e^{-m} \frac{m^x}{x!} \quad (x=0, 1, 2, 3, \dots)$$

$e=2.7183$ $m=1$ コマ中の平均介在物数

このようにして求めた P_x 、 E_x を縦軸に、 x を横軸にプロットすると、 P_x と E_x との間にズレがあるのは、介在物の分布が不均一であることを表わすことになる。ここで、そのズレを定量化するため、 P_x と E_x の差の平方和を求めてこれを D とする。

$$D = \sum (P_x - E_x)^2$$

この D をもって、介在物の分布の不均一性を表わすものとする。

(4) 成分ならびに熱処理

試験片の化学成分は表１に示す。熱処理は真空電気炉により950℃焼鈍、850℃油焼入、650℃焼戻しを行なった。保持時間はいずれも1時間であるが、焼鈍時間については、均質化に伴う強度と延性の変化を調べる意味で、1～45 hrまで数段階にわたって変化させた。

表１ 供試材の化学成分 (wt %)

C	Si	Mn	P	S	Ni	C _r	M _o
0.55	0.15	0.60	0.03	0.025	0.25	0.09	0.15
~0.60	~0.35	~0.85	以下	以下	以下	~1.20	~0.03

(5) その他

この他、シャルピー衝撃試験、ビッカース硬さ試験はJISに規定の方法で行った。

III 実験結果ならびに考察

表２に各材種の諸性質をまとめて示した。等軸晶N材と比較して、柱状晶NC材の延性がすぐれていること、および、微細等軸晶S材の強度が大きいにもかかわらず、延性はN材よりも良好であることが注目される。また、清浄度および介在物数は各材種ともあまり変らないが、分布の不均一性がNC材、S材、N材の順に大きくなっている。なお、これについては後述する。図２、３は引張り強さに対する伸び、絞りの関係を示す。図中の数字は焼鈍時間hrをあらわすものである。いずれも焼鈍による均質化で性質が向上しているが、各材種によって焼鈍の効果が異なることはないものとみられる。

表2 供試材の諸性質

組 織	記 号	デンドライト アームス スペーシング	清浄度	介在物 分布不 均一性	降伏点	引張り強さ	伸 び	絞 り	衝撃値	マイクロビッカース硬さ	
										樹枝部	樹間部
		d mm	p	D $\times 10^{-2}$	σ_y kg/mm ²	σ_B kg/mm ²	δ %	φ %	E/A kg-m/cm ²	Hm ₁	Hm ₂
等 軸 晶	N	0.24	0.111	1.9	76.3	84.0	10.2	14.2	5.16	265	327
柱 状 晶	NC	0.36	0.108	3.2	74.7	84.2	22.1	39.0	6.12	296	329
微細等軸晶	S	0.16	0.105	2.5	82.3	91.8	14.4	21.2	5.34	295	344

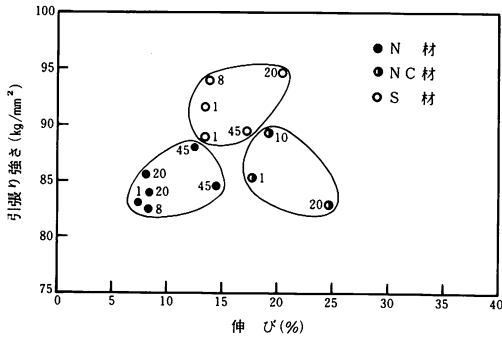


図-2 引張り強さと伸びの関係

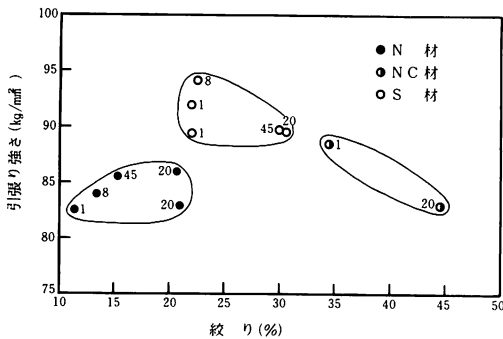


図-3 引張り強さと絞りの関係

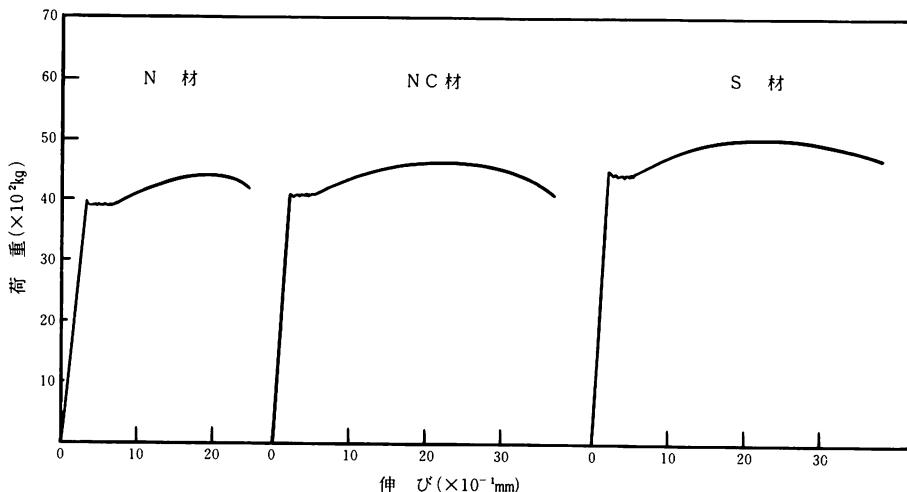


図-4 引張り試験の荷重—伸び線図

図4は引張り試験の荷重—伸び線図である。等軸晶N材は最大荷重点を過ぎてからの伸びが小さいが、柱状晶NC材および微細等軸晶S材は、この領域の伸びが大きい。これより、全伸びの大きさはnecking発生後の局部伸び、すなわち不均一変形領域における挙動によって左右されることがわかる。また、絞りは局部伸びに対応する変形であるから、これと同様の傾向を示すものと考えてよいであろう。

鋼の延性破壊においては、necking開始以後の塑性変形にともなって、介在物、第2相粒子その他の微小欠陥を起点としてクラックが発生し、変形の進行とともにボイドを形成しつつそれらが合体連結して、より大きな空洞を生じ、最終破断に至る。以上は鍛鋼についての一般的な過程であるが、鋳鋼においては、凝固組織中に存在する各種欠陥ならびに不均一性の大きさが、前述のボイドあるいは空洞と同程度のオーダーであることが多く、これらを考慮に入れた上で、破壊のクラック発生伝播の挙動を明らかにする必要がある。

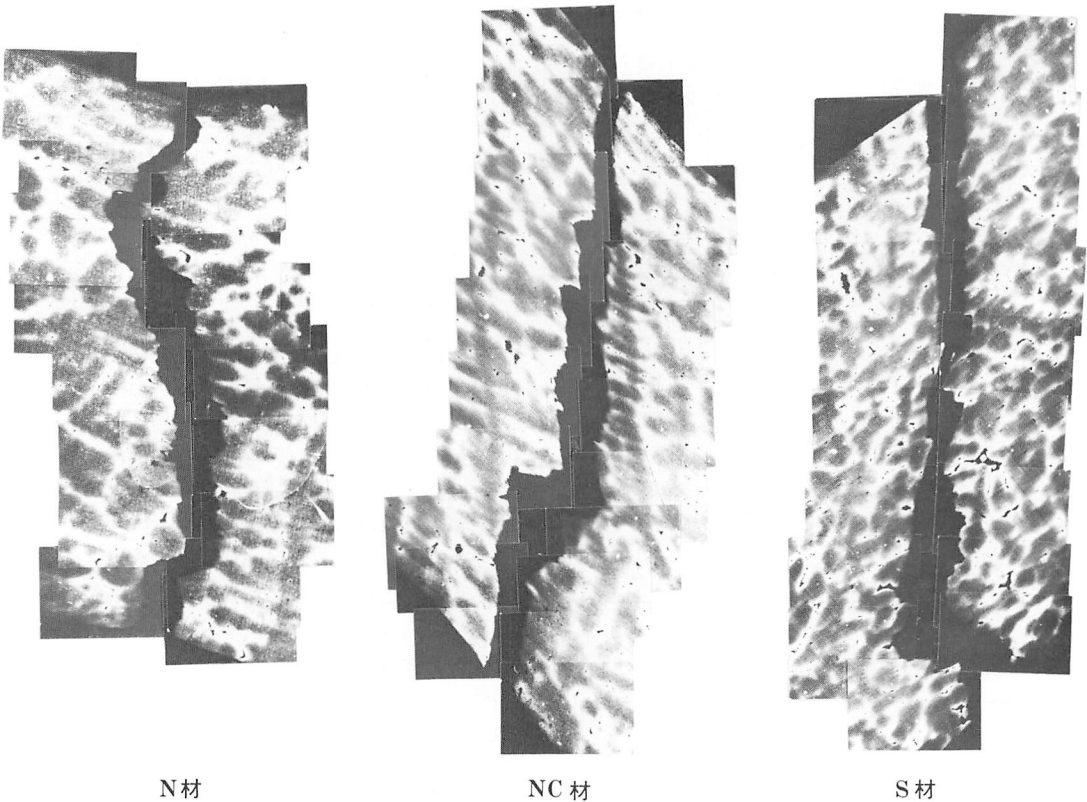


写真1 引張り破断部における破面とデンドライトの対応

写真1は引張り破断後の縦断面であるがオーバーホッファー腐食により、樹枝部は黒色、樹間部は白色となっている。等軸晶N材は変形が少なく、破断面は樹間部に沿っており、その屈曲はデンドライトの形態とよく対応している。これは樹間部に各種欠陥が多く存在し、マイクロ偏析により硬度は高いが脆く変形能が小さいことなど、破壊の発生伝播が優先的に生じやすいためと考えられる。微細等軸晶S材は変形が大きく、破断面は必ずしも樹間部に沿っているとは限らない。また屈曲とデンドライトの対応もやや不明瞭である。これは、N材とくらべてデンドライトが微細であるためと考えられ、破断面が延性に富む樹枝部を含むことにより、延性が大きくあらわれたものと思われる。これに対して、柱状晶NC材では、変形が大きいにもかかわらず、破断面は樹間部に沿っており、その方向は1次デンドライトの主軸に一致し、屈曲も2次デンドライトによく対応している。このように破壊の経路となりやすい樹間部が、引張り応力と直角な方向に存在することは、一般的に延性に対しては不利な要因であると考えられ

るがそれにもかかわらず、柱状晶NC材の伸び、絞りがすぐれていることは、破壊の発生伝播に対しては、デンドライトの形態だけでなく、樹間部における空洞や介在物ならびにマイクロ偏析などもまた重要な因子であることを示すものであろう。

写真2, 3, 4は引張り中断試験による、necking発生部の状況を示す。いずれもかなり大きな空洞が生じているが、その分布形態およびクラックの発生状況は、かなり異なっている。等軸晶は空洞の数が最も多く、形状は角ばっており、近接した空洞はほとんどクラックで連結されている。引張り方向と垂直な大きなクラックは、近接した空洞が連結して生じたものであろう。柱状晶NC材は空洞の数がやや少なく、形状は丸味を帯びており、引張り方向に対してかなり変形を生じている。また、空洞が近接していてもクラックで連結されているものはなく、空洞の連結合体は全く生じていない。微細等軸晶S材は空洞の数が最も少なく、形状はN材と同様である。近接した空洞はクラックで連結されているものもあるが、N材のように大きなクラックは形成されていない。

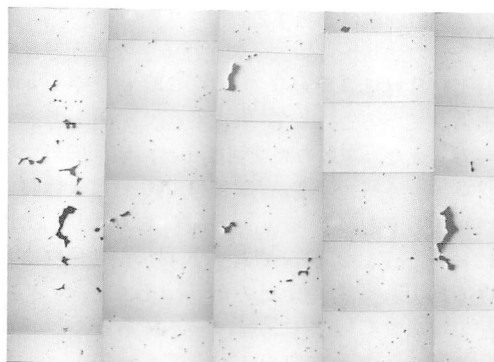


写真 2 - a N 材 1 mm
引張り試験片の necking 発生部の断面

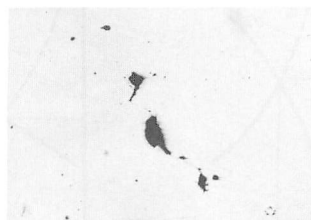


写真 2 - b N 材 0.1 mm
necking 発生部における欠陥とクラック

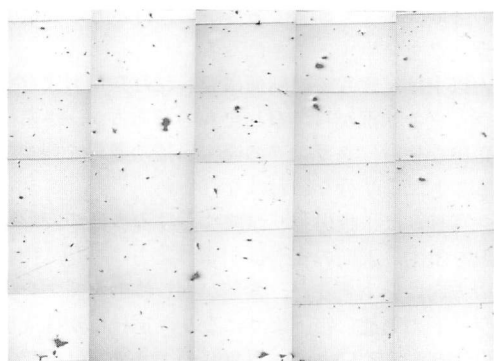


写真 3 - a NC 材 1 mm
引張り試験片の necking 発生部の断面



写真 3 - b NC 材 0.1 mm
necking 発生部における欠陥とクラック

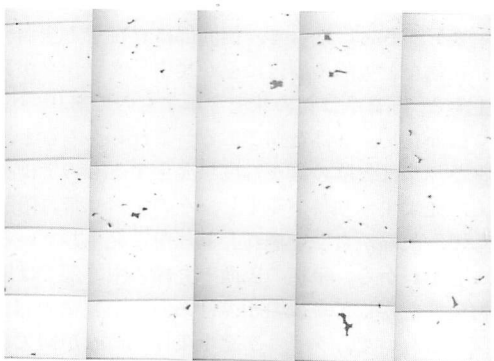


写真 4 - a S 材 1 mm
引張り試験片の necking 発生部の断面



写真 4 - b S 材 0.1 mm
necking 発生部における欠陥とクラック

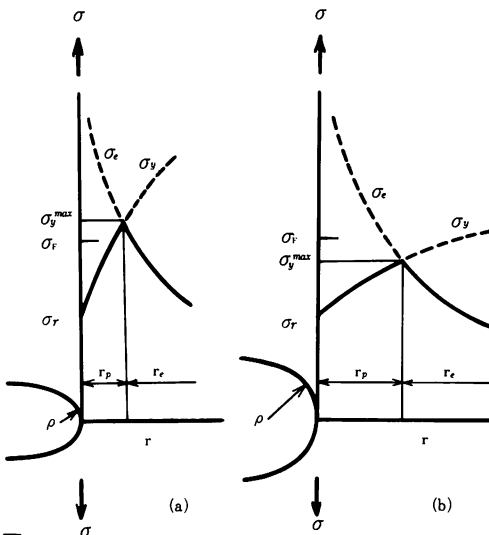


図-5
2次元な厚板中における切欠周辺の応力分布

以上の結果から、鋳鋼の延性破壊において、クラックは樹間部の空洞の周辺で発生し、介在物などの微小欠陥を辿って樹間部を優先的に伝播し、隣接する空洞を連結体しつつより大きな空洞、クラックを形成して最終破断に至るものと考えられる。凝固組織形態によって延性に差が生じる理由は、上述の過程でクラックの発生伝播の状況が異なるためであろう。これらの状況を左右する要因としては、空洞の分布形態、形状による応力集中の度合、介在物の分布、基地の強度および変形能などが関与しあってかなり複雑である。

いま、空洞の2次元な厚板中に存在する切欠きとして考えると、図5(a)のように、外部附加応力 σ が加わった場合、半径 ρ の切欠きに近接し弾性応力分布が基地の降伏強度 σ_F を越える領域では、 r_p なる塑性域が生じる。 r_p 領域内の引張り方向応力 σ_r は切欠きによる塑性拘束によって r とともに増加し、次式で表わされる⁽⁴⁾。

$$\sigma_y = \sigma_F \left[1 + \ln \left(1 + \frac{r}{\rho} \right) \right] \quad (1)$$

σ_y の最大値 $\sigma_y^{\max}$ は弾性域の応力分布曲線 σ_e との交点において生じる。

ここで基地の破壊強度を σ_F とすれば、破壊の発生条件は $\sigma_F \leq \sigma_y^{\max}$ すなわち、クラックは切欠きに近接した弾塑性境界における引張り方向応力が、基地の破壊強度に達したとき発生する。このように、クラックの発生条件を左右するのは、 σ_y 、 σ_e の分布と σ_F の大きさであるが、 σ_y 、 σ_e は切欠きの半径 ρ すなわち空洞の形状によって決まる。これに対して σ_r は基地の強度であり、この場合樹間部

の基地の強度に相当する。

空洞の形状から切欠きの半径 ρ を考えると N 材および S 材は多角形状であり、NC 材はやや丸味を帯びていることから $\rho_{(N)} = \rho_{(S)} < \rho_{(NC)}$ と考えられる。また、基地の破壊強度 σ_F は、樹間部のマイクロビッカース硬度から、N 材、NC 材は大体同レベルであるとして $\sigma_{F(N)} = \sigma_{F(NC)}$ これより、(1)式において $\sigma_{Y(NC)} < \sigma_{Y(N)}$ であり、N 材の塑性域における応力 $\sigma_{Y(N)}$ は NC 材の $\sigma_{Y(NC)}$ とくらべて急勾配で増加する。さらに、 $\rho_{(N)} < \rho_{(NC)}$ であることから、弾性域の応力分布曲線においても $\sigma_{e(NC)} < \sigma_{e(N)}$ であり、結局外部応力が等しい場合でも、弾塑性境界における σ_y の最大値は $\sigma_{Y(NC)} < \sigma_{Y(N)}$ となる。すなわち、N 材の方が NC 材よりも先に基地の破壊強度に達し、クラックが発生しやすいことになる。

また、N 材と S 材では $\rho_{(N)} = \rho_{(S)}$ であるとして、 $\sigma_{Y(N)} = \sigma_{Y(S)}$ 、 $\sigma_{e(N)} = \sigma_{e(S)}$ 、 $\sigma_{Y(NC)} = \sigma_{Y(S)}$ であるが、基地の強度は $\sigma_{F(N)} < \sigma_{F(S)}$ であるから N 材の方が先にクラックを発生することになる。

以上は試験片の縦断面に現われた空洞およびクラックの状況から考察したものであるが、さらに正確な検討はクラックの発生伝播の過程を観察することにより行なわねばならない。

写真5は平板引張り試験における表面の変形状況を示す。表面の変形は引張り応力に対して約45°の方向に発生するが、変形が進むにつれてデンドライトの形態に沿うようになり、樹枝部が優先的に変形し、くぼんで、写真6のようにレリーフ状を呈する。これは、樹枝部と樹間部の変形抵抗の差によって生ずるものと考えられる。外部応力が樹枝部の降伏応力に達しても、樹間部が未だ弾性域であり、より高い応力レベルまで持ちこたえたのち降伏するならば、両者の変形状況に差を生じるとともに、樹間部への応力集中が起る。

変形がさらに進むと、樹間部に存在する空洞や介在物など欠陥の周辺に歪が集中しクラックが発生する。写真7はこの状態を示すものであり、b、cは介在物、aは空洞である。これらをみると、クラックは欠陥の縁から直接発生するものではなく、先ずすべり帯が発生し、そのすべり帯に附随して、欠陥からやや離れた基地中に発生していることがわかる。平板の表面と丸棒の中心部では応力条件からして多少の相違はあろうが*、これは、図5において、クラック発生条件 $\sigma_y = \sigma_F$ が切欠きの先端よりやや離れた塑性域内において生じるこ

* 附録参照

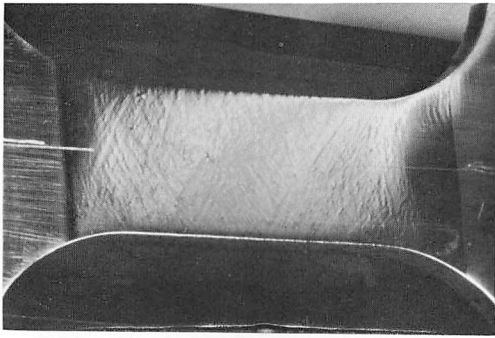
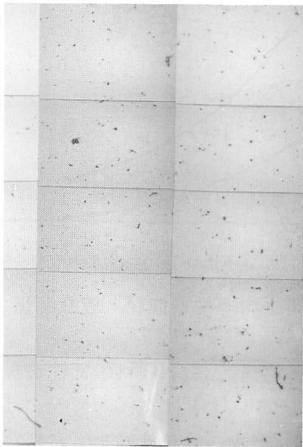


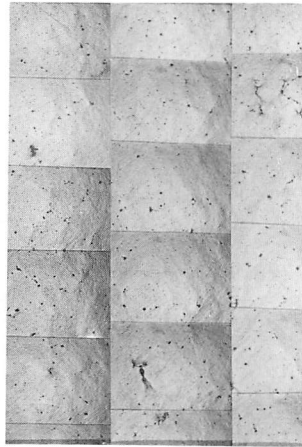
写真5 平板引張り試験片の表面にあらわれた歪模様

と一致する。さらに、写真7のすべり帯に附随するクラックの発生条件が、基地の強度 σ_F によって決まることを意味するものである。 σ_F の値は理想的には基地のへき開破壊応力に一致すると考えられるが、実際には介在物や第2相粒子などの存在によって影響を受ける。写真7において、すべり帯およびクラックの近傍には必ず介在物が存在していること、写真4において、クラックが介在物を辿って伝播していることからして、破壊の発生伝播過程においては、介在物の役割を考慮に入れねばならない。

ここで、介在物の分布の不均一性に注目し、N, NC, Sの各材について、 P_x , E_x を x に対してプ



(a) 0.5 mm



(b) 0.5 mm



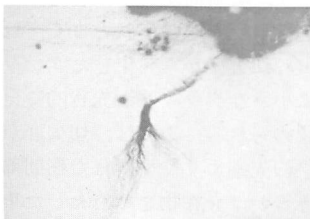
(c) 0.5 mm

写真6

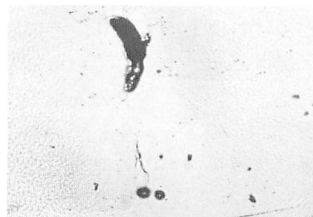
平板引張り試験片の表面
(変形前の状態)

平板引張り試験片の表面
(変形後の状態)

平板引張り試験片の表面
((b)をオーバーホッフ
アー腐食した状態)



(a) 20 μ



(b) 20 μ



(c) 10 μ

写真7 平板引張りにおけるすべり帯およびクラックの発生状況

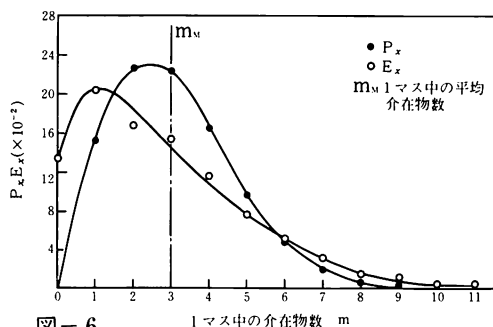


図-6

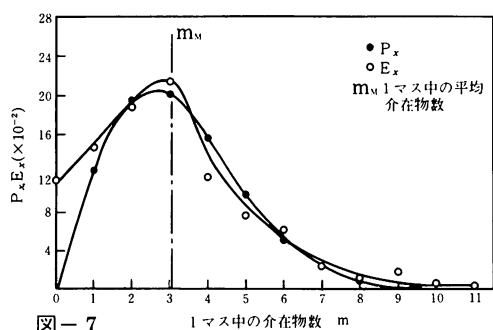
N材の1マス中の介在物数と P_x , E_x の関係

図-7

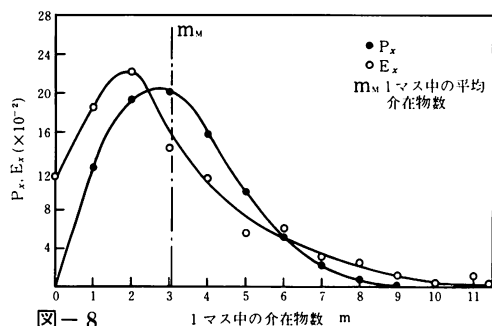
NC材1マス中の介在物数と P_x , E_x の関係

図-8

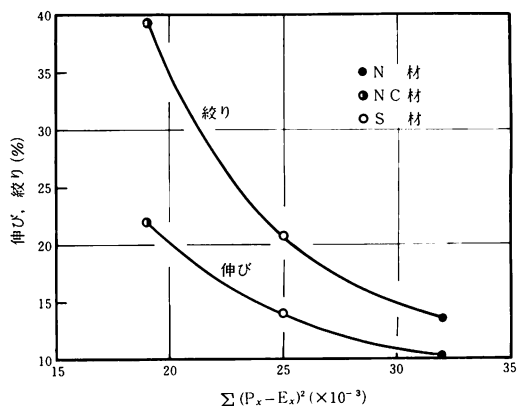
S材の1マス中の介在物数と P_x , E_x の関係

図-9 介在物分布不均一性と伸び, 絞り関係

ロットすれば、図6, 7, 8のようになる。N材の E_x の分布曲線は、ポアソン分布の曲線 P_x とのズレが最も大きく現われている。これに対してNC材は P_x と E_x の両曲線がほとんど重なってよく一致している。S材はN, NC両者の中間的な状態である。すでに述べたように、 P_x と E_x の間にズレがあるのは介在物の分布が不均一であることを意味するものであり、その分布の不均一性をあらわす D の大きさは表2より $D_{(NC)} < D_{(S)} < D_{(N)}$ である。 D が大きいということは、介在物が特定に集中して存在することを意味するものであり、この場合、樹間部の欠陥周辺の基地中の介在物が多いことを示すものと考えられる。介在物が多ければ基地の強度は低下し、クラックの発生伝播は起りやすくなる。

すなわち、延性に対する介在物の影響は、このように基地の強度特性を変化させることによって現われるものであると考えられる。

たとえば、前述のようにN材, NC材の本来の基地の強度は大体等しく $\sigma_{F(N)} = \sigma_{F(NC)}$ であるが、N材の基地はNC材にくらべて介在物が多いことにより、 $\sigma_{F(N)}$ は硬さから予想される値よりも低くなっ

て、実際には $\sigma_{F(N)} < \sigma_{F(NC)}$ となる。NC材の延性がN材とくらべて非常に大きいことは空洞の形状だけでなく、このように介在物の分布状態も含めた因子を考慮することによって理解されるものであろう。

また、これらのことは図9に示されるように、介在物分布の不均一性が増加するにつれて、伸び、絞りが減少していることに対する説明となるものである。

写真8はシャルピー衝撃試験片に小打撃を与えて、クラックを発生させ、その伝播状態を調べたものである。これより、破断面が樹間部を通っており、その屈曲がデンドライトの形状とよく一致していること、および、切欠底から発生したクラックの先端で、すでに小さなクラックが先行的に発生していることが認められる。これは、切欠底から発生したクラックの先端よりやや離れた樹間部の基地中で、空洞あるいは介在物を起点とした小クラックが先行的に発生し、これがつぎつぎに伝播し連結合体してより大きなクラックを形成してゆく過程を示すものと考えられる。

写真9はシャルピー試験片の破面であるが、デ



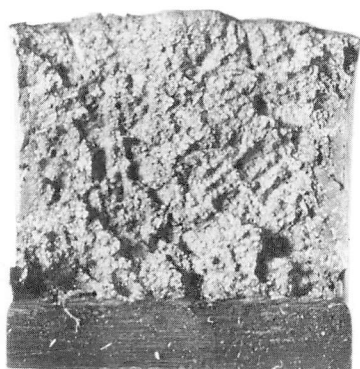
(a)



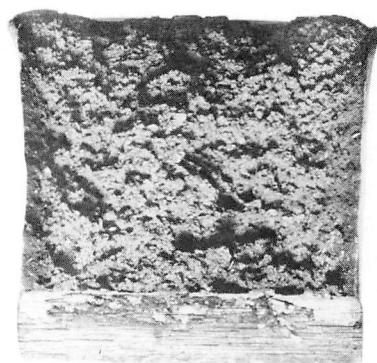
(b)

写真 8

切欠き曲げにおけるクラックの
発生と伝播



N 材



S 材

写真 9 シャルピー試験片の破面に現われたデンドライトの形態

ンドライトの形態が明瞭に現われており、クラックの発生伝播における前述の推論を裏付けるものである。このように、引張りと切欠き曲げでは応力条件は異なるが、クラックの発生伝播に対する空洞および介在物の役割りは共通する点が多いものと考えられる。

以上、引張りを主体として一部に切欠き曲げを行なって、鋳鋼の延性破壊挙動を調べてきたが、クラックの発生伝播に影響を与えている要因について、その役割りを定性的ながらある程度明らかにすることができた。今後はさらに定量的な取扱いを行なって、より精密な検証を試みたい。

IV 結 論

中炭素低合金鋼鋳鋼の等軸晶、柱状晶および微細等軸晶について、その凝固組織形態と機械的性質ならびに延性破壊機構との関係を調べた結果、つぎのようなことが明らかになった。

(1) 鋳鋼の延性は凝固組織によって異なり、柱状晶が最も大きく、次いで微細等軸晶であり等軸晶は最も小さい。これは介在物の分布の不均一性に対応し、分布の不均一なものほど延性が小さい。

(2) 延性破壊のクラックはデンドライト樹間部の基地中に発生し、空洞や介在物などの欠陥を辿って樹間部を伝播する。

(3) クラックの発生および伝播を左右する要因は、欠陥の形状による応力分布状態ならびに介在物分布の不均一性による基地の破壊強度の変化である。

本研究を行なうにあたって御指導いただいた北大工学部高橋忠義教授に深く感謝申しあげる。また試料の溶解その他について御教示御協力いただいた北大工学部工藤昌行氏、北海道工業試験場の各位、実験の一部に協力された本校卒業研究材料実験グループの諸氏ならびに実験装置の製作に御協力いただいた本校実習工場の各位に深く感謝する次第である。

なお、本研究に要した経費の一部は昭和51年度北海道科学研究補助金によったことを附記する。

文 献

- (1) T. Crouzatier, 中島, 倉部: 鋳物 vol 46, No5, p.29
- (2) 高橋, 大島, 工藤: 鉄と鋼, vol 61, No12 (1975) s458
- (3) 祖父江: 鋳物 vol 48, No1, p.29
- (4) A. S. Tetelman, and A. J. Mc Evily: "FRAC-

TURE OF STRUCTURAL MATERIALS", John Wiley, New York.

(5) A. N. Stroh: Proc. Roy. Soc. Ser. A, vol.223 (1954) p.404

(6) 大塚: 造船協会論文集 109 (1961) p.351

(昭和52年12月3日受理)

附 録

平板の表面では平面応力状態と考えられる。いま、外部応力がある値に達すると、樹間部への応力集中に欠陥の形状による応力集中が加わり、最も応力の高くなった部分にすべり帯が発生する。このすべり帯が何等かの障害物によって止められた場所に転位が集積し、そのすべり線の下側に引張り応力が発生する。この応力と介在物による応力集中との和が、基地の破壊強度に達するとクラックが発生すると考える。

欠陥を円形と考え、図A-1のように座標をとる⁽⁶⁾。 $\overline{PQ}$ をすべり線として、Pですべりが止められたとする。P点には転位が集積し、その応力状態はStroh⁽⁵⁾によって計算されている。すなわち、 $\overline{PQ}$ から x° なる角度を有する面上のS点に生ずる引張り応力 σ は $\overline{PQ}$ に作用するせん断応力を τ_φ とすれば

$$\sigma = \frac{3}{2} \left(\frac{L_0}{l} \right)^{\frac{1}{2}} \tau_\varphi \sin(\pi - x) \cos \frac{1}{2}(\pi - x) \quad (\text{A-1})$$

L_0 : 集積した全転位によって占められる長さ

l : PS間の距離

円形欠陥による応力集中を σ_s とすれば、 $\overline{PQ}$ 間の $(\sigma + \sigma_s)$ の平均値が、基地の理想強度より大きくなった場合破壊が生じる。

$$\frac{1}{l} \left[\int_0^l (\sigma + \sigma_s) dl \right]_{\max} = \left(\frac{E\gamma}{a} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (\text{A-2})$$

a : 格子定数

E : ヤング率

γ : 表面エネルギー

A-2式の解、すなわち α, σ_s は θ, φ, x の関数として与えられる。

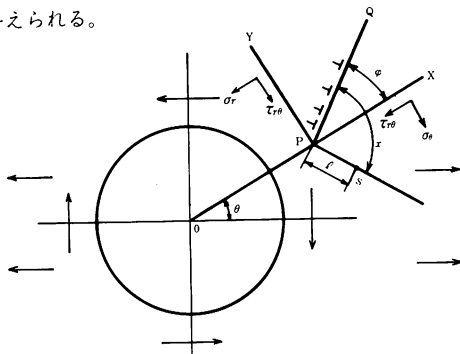


図-A-1 円形欠陥におけるクラック発生機構