

S43C 連続鑄造材の材料特性と凝固欠陥

大 島 聡 範*・林 忠 夫**

Mechanical Properties and Solidification Defects in Continuously Cast S43C Bloom.

Toshinori OHSHIMA and Tadao HAYASHI

要 旨

S43C 連続鑄造材のブルームについて、密度測定、SEM による破面観察および引張試験を行なって、表面からの距離に対する材料特性の変化を調べた。表面からの距離の増加にともなう健全性は低下し、それは破面上に現われるデンドライト間分離の増加に対応した。これは、表面からの距離の増加に伴う温度勾配および冷却速度の減少によって、凝固過程における給湯性が低下し、欠陥の発生が助長された結果であると考えられる。

Synopsis

Continuously cast S43C bloom was examined by density measurement, SEM fractography and tensile testing in relation to the distance from the surface. The soundness of the bloom was deteriorated with increasing distance from the surface accompanied with an increase of interdendritic separation revealed at the fractured surface of the tensile specimen. This is attributed to the reduction of the feedability attended by the decrease of temperature gradient and cooling rate in the process of the solidification of the bloom with increasing distance from the surface.

1. 緒 言

金属の凝固過程において発生する気孔欠陥は、材料特性を基本的に支配する要因であり、それらのほとんどは、凝固収縮を補填すべき液相の補給が不足すること、すなわち給湯性の制約によって生ずるものであるが、その実態については未だに不明の点が多い。著者らはさきに、Al-3%Si 合金の小鑄塊について実験し、液相から連続冷却して所定の固相率に対応する温度で一定保持したのち急冷して、固相率にともなう給湯性の変化が、欠陥の発生に及ぼす影響を明らかにし、つぎのような結果を得た。⁽¹⁾

鑄塊の密度は、固相率 0 から 0.4 まで一定の高

い値を保っているが、0.4~0.7 の間で急激に減少し、0.7 以上では低い値で一定となった。また、機械的性質は密度の減少に対応して低下し、それに伴って破面上に現われるデンドライト間分離面が増加して、この両者の間には一定の関係が成立した。これは、固相率の増加に伴う液相の流動性の低下が給湯性の低下をもたらし、欠陥の発生を助長したことによるものと考えられる。そこで、給湯性の観点から凝固区間を固相率と密度の関係によって区分し、固相率 0~0.4 を給湯有効凝固区間、0.4~0.7 を給湯制約凝固区間、0.7~1.0 を給湯無効凝固区間と呼称した。また、欠陥の形成形態としては、気孔形成によって明確な空洞断面を示すもののほかに、デンドライトの発達形態が損なわれることなく平面的に存在する場合、すなわち、デンドライト間分離によるものも観察された。この両者を含めてデンドライト間分離面と見

* 教 授 機械工学科

** 技 官 機械工学科

なし、延性破断による破面と明確に識別することができる。とくに、平面的な分離面は、その形態が鋭いき裂状欠陥であり、機械的性質に及ぼす影響は大きいと考えられる。

本研究では、以上の結果にもとづき、炭素鋼の連続铸造材を用いて、表面からの距離に伴う材料特性の変化を調べ、とくにデンドライト間分離面との関係に注目しつつ、各要因との関連性を検討し、前報の結果を確認することを目的として行なったものである。

2. 試験片および実験方法

供試材は Table 1 に示す化学成分の S 43 C 連続铸造材ブルームで、その铸造条件は Table 2 に示す。これを Fig. 1 に示すように铸造方向と直角に切断し、さらに表面から中心に向かって 8 分割した。17 mm 角の素材から旋削によって Fig. 2 に示す形状および寸法の引張試験片を作成した。試験条件は as-cast および焼入焼戻しである。熱処理条件は 850℃×1 hr 焼鈍、850℃×1 hr W.Q、550℃×1 hr temper とした。引張試験は島津オートグラフ DCS-25 T を使用し、引張速度 1.0 mm/min で行ない、附属のデータ処理装置によって試験結果を解析した。また、引張試験途中の任意の段階でクロスヘッドを停止し、試験片の変形、き裂の発生伝播の状況を観察した。引張破断面は走査型電子顕微鏡 JSM-T 200 によって観察し、分離破面率を測定した。なお、試験前に全試料について密度測定を行ない、気孔率を算出した。分離破面率および気孔率の測定算出方法は前報⁽¹⁾と同様である。

Table 1 Chemical Composition of Steel wt%

C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Ni	Cr
0.42	0.19	0.75	0.023	0.020	0.033	0.01	0.017	0.032

Table 2 Continuous Casting Condition of Steel

Steel Grade	S 43 C
Bloom Size	247 X 300 mm ²
Casting Temperature	1518 °C ΔT= 26 °C
Casting Speed	0.69 m/min

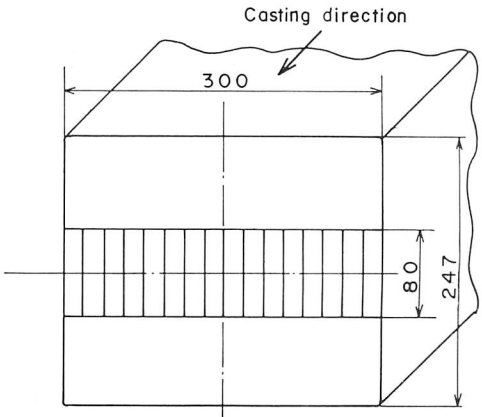


Fig. 1 Samplig method of tensile specimens in continuously cast bloom.

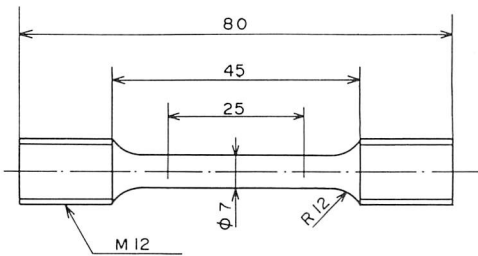


Fig.2 Dimension of tensile specimen

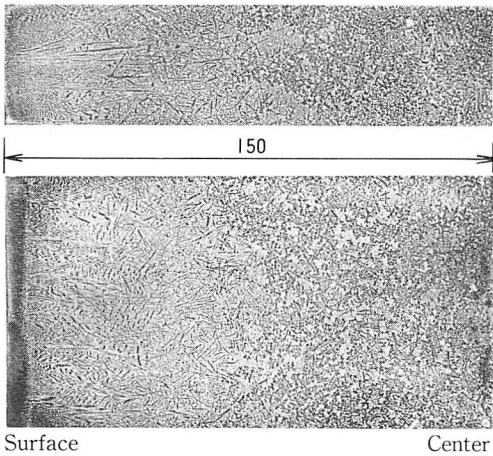


Fig. 3 Dendrite structure of continuously cast S45C bloom.

3. 実験結果および考察

3. 1 as-cast 材の材料特性

Fig. 3 はブルームのマクロ組織を示すものである。表面附近では微細な柱状晶であるが、内部へ向かうにつれて粗大化して、70 mm 附近から等軸晶へと移行している。中心部は粗大等軸晶で、センターポロシティが発生している。これらの変化

は表面から中心へ向う温度勾配の存在を示すものであり、それに伴う給湯性の変化ならびに欠陥の発生を予測させるものである。

Fig. 4 は as-cast 材の気孔率 R_p 、分離破面率 R_s およびデンドライトアームスペーシング d の値を表面からの距離に対してプロットしたものである。気孔率 R_p は表面から中心へ向かってゆるやかな増加を示しており、デンドライトアームスペーシングも、柱状晶から等軸晶への結晶形態の変化と対応して増加している。一方、分離破面率 R_s の変化傾向はこれらと異なり、中心近くまでゼロであるが、中心に至って急激に増加している。ただし、中心部の大きな分離状破面は、センターポロシティの内面が現われたもので、本来の意味での分離面とは異なるものである。すなわち、as-cast 材においては、引張破面上に分離面は現われていないことになる。

Fig. 5 は as-cast 材の引張破面の SEM 写真である。パーライトのへき開破面が明瞭に観察されるが、分離面は全く認められない。これは気孔率 R_p の測定結果から予測されるものと全く異なっている。気孔率がある値を示しているにもかかわらず、破面上に欠陥としての分離面が出現しないのは、破壊の発生伝播の経路が分離面と関係なく進行することを意味するものである。これは、as-cast 材の降伏応力が低いので、鋭いき裂状欠陥としての分離面の先端では、容易に塑性域が発生して応力が緩和され、その結果き裂はパーライトのへき開面に沿って伝播拡大することになるからであると考えられる。

Fig. 6, 7 および 8 は as-cast 材の引張強さ、伸びをアームスペーシング、気孔率および分離破面率に対してそれぞれプロットしたものである。

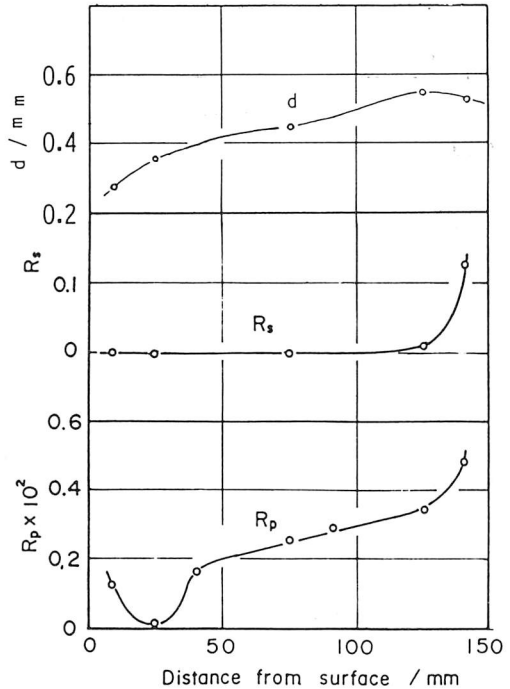


Fig. 4 Porosity R_p , and interdendritic separation ratio R_s of as-cast specimens versus distance from surface.

Fig. 6 では引張強さは $R_s=0.25\%$ までは殆んど一定であるが、 0.3% を越えると急激に減少する。これは破面上でセンターポロシティが現われることに対応しており、一般的な分離面に比べてその面積が非常に大きいので、破壊の経路となりやすいことを示している。これに対して、伸びは気孔率の増加にともなって直線的に減少しているが、破面上には分離面が現われていないことからすると、これは見かけ上の関係であって、実際に

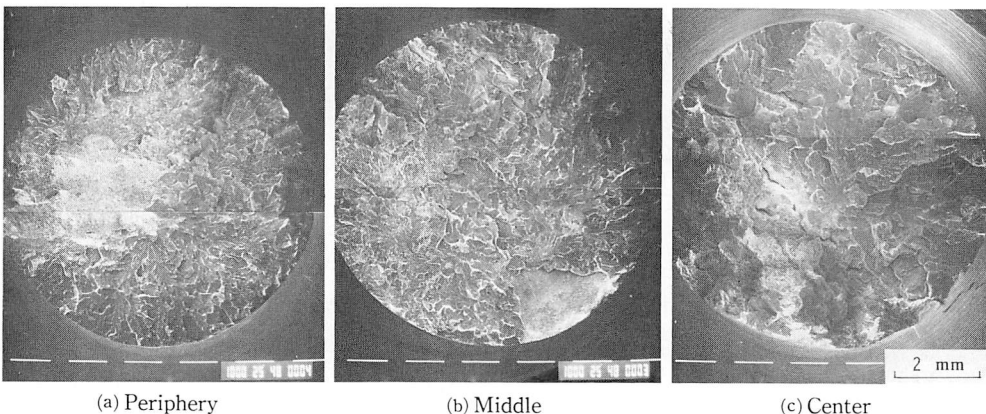


Fig. 5 Fractured surfaces of as-cast specimens related to the sampling position.

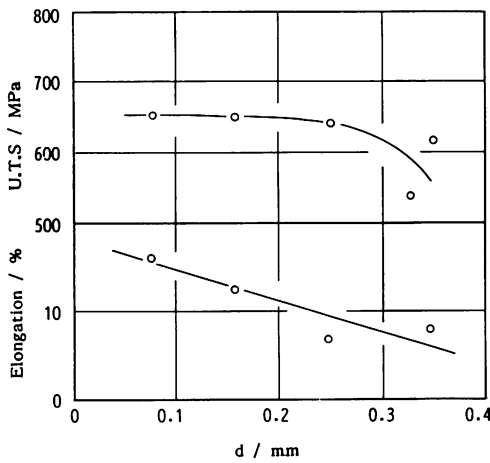


Fig. 6 Tensile properties versus dendrite arm spacing d in as-cast specimens.

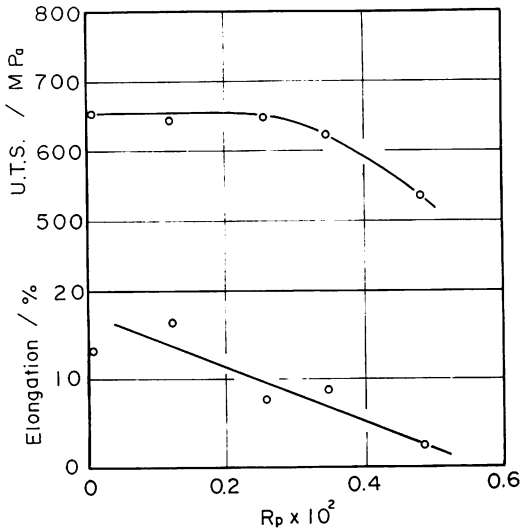


Fig. 7 Tensile properties versus porosity R_p in as cast specimens.

は、デンドライト組織の粗大化によるものと考えられる。Fig. 7においてデンドライトアームスペースの増加にともなう引張強さ、伸びの減少傾向が、Fig. 6と殆んど同様の傾向を示していることは、これを裏付けるものである。Fig. 8は分離破面率 R_s に対する引張強さと伸びの関係を示すものである。 R_s の増加にともなって引張強さ、伸びは減少しているが、 R_s の値が不連続的な分布をしているので、あまり良い関係が得られない。これは、前述のように、as-cast材では本来存在している分離面が、破面上に出現しないということに起因するものである。

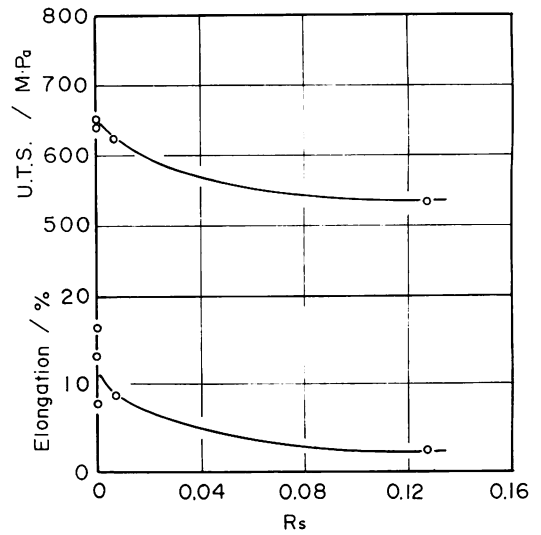


Fig. 8 Tensile properties versus interdendritic separation ratio R_s in as cast specimens.

3. 2 調質材の材料特性

Fig. 9に調質材の引張特性とブルーム表面からの距離との関係を示す。引張強さ、降伏点は中心近くまではほとんど変化なく一定であり、中心部でわずかに減少する。これに対して、伸び、絞りおよび破断エネルギーは周辺部で高く、中心へ向かうにつれて減少しているが、この変化の傾向は三者のいずれにおいても、周辺部、中間部、中心部の三領域に対応して、高、中、低の三段階に分かれていることが明確に認められる。Fig. 10は

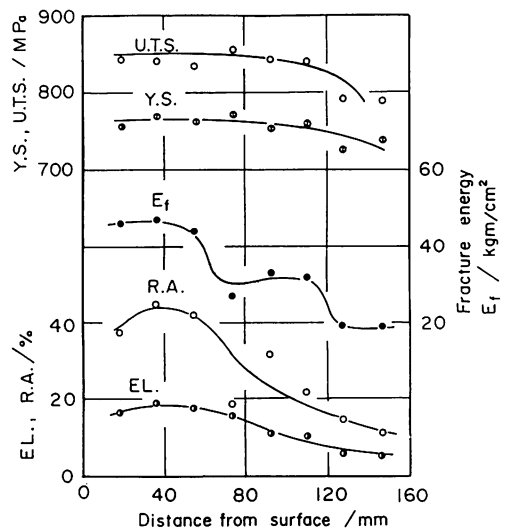


Fig. 9 Tensile properties versus distance from surface in quenched and tempered specimens.

ブルーム表面からの距離に対するデンドライトアームスペーシング d 、分離破面率 R_s 、気孔率 R_p の変化を示すものである。いずれも表面から中心へ向かうにつれて増加しているが、とくに分離破面率 R_s の増加傾向は、低、中、高と三段階に分かれており、これは Fig. 9 の伸び、絞り、破断エネルギーの変化と明確に対応している。このことは、調質材の延性、靱性を支配する主要因が分離破面

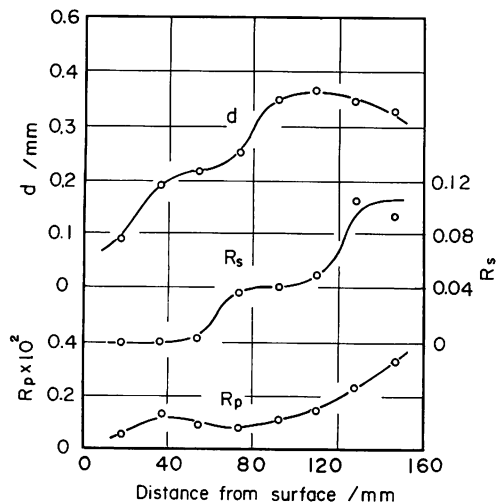


Fig. 10 Relation between distance from surface and porosity R_p , interendritic separation ratio R_s and secondary dendrite arm spacing d , in quenched and tempered specimens.

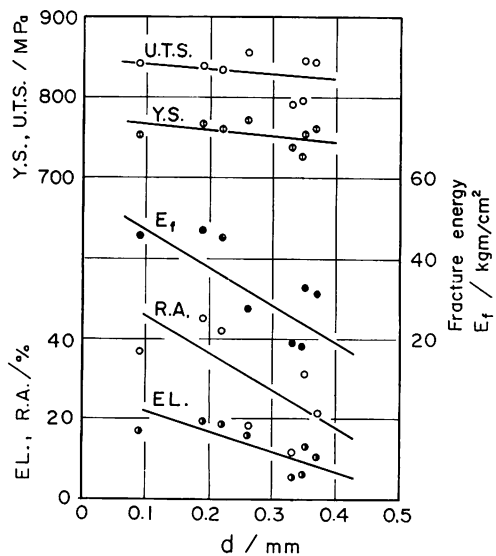


Fig. 11 Tensile properties versus secondary dendrite arm spacing d , in quenched and tempered specimens.

率であることを暗示するものである。これを確認する意味で、各要因と引張特性の関係を示したのが Fig. 11, 12 および 13 である。Fig. 11 はアームスペーシングに対する引張特性の変化を示すものである。引張強さ、降伏点は、いずれもアームスペーシングの増加とともにわずかに減少の傾向が認められるが、バラッキが大きく良好な関係ではない。Fig. 12 は気孔率 R_p に対する引張特性の関

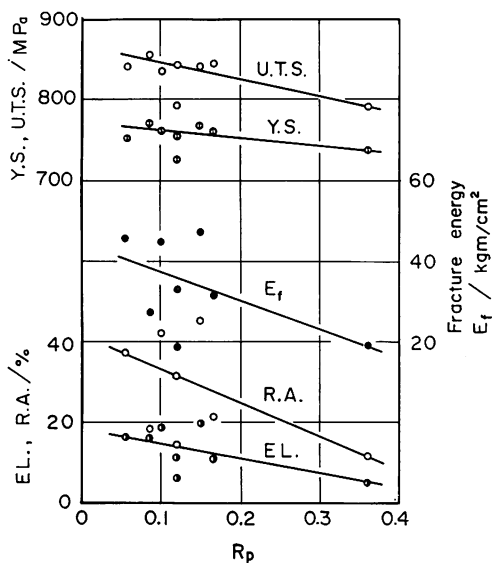


Fig. 12 Tensile properties versus porosity R_p in quenched and tempered specimens.

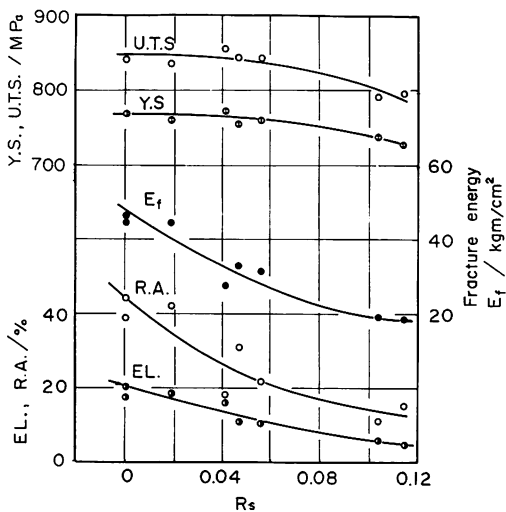


Fig. 13 Tensile properties versus interendritic separation ratio R_s in quenched and tempered specimens.

係を示すものである。引張強さ、降伏点は Fig.11 と同様に R_p の増加につれてわずかに減少しているが $R_p < 0.2$ では殆んど一定である。伸び、絞りおよび破断エネルギーは、バラッキが非常に大きく明確な関係は認め難いが、 $0.35 < R_p$ の領域では明らかに減少している。Fig.13 分離破面率 R_s に対する引張特性の変化を示すものである。 d 、および R_p の場合にくらべるとデータのバラッキは少なく、良好な関係が得られている。引張強さ、降伏点ともに R_s が 10% を越えると明らかに減少するが、 R_s 6% 以下ではほとんど一定である。一方、伸び、絞りおよび破断エネルギーは、いずれも R_s の増加にともなって連続的に減少しており、 R_p および d との関係にくらべてデータのバラッキは少なく良好な関係が得られている。これは引張特性、とくに延性および靱性を支配する主要因がデンドライト間分離面であることを一層明確に示すものである。

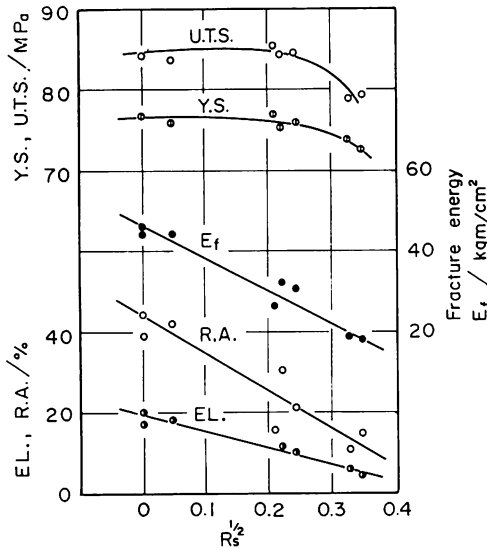


Fig. 14 Tensile properties versus square root of interdendritic separation ratio $R_s^{1/2}$, in quenched and tempered specimens.

ところで、Fig.13 の分離破面率 R_s と延性、靱性の関係は、いずれも下に凸の曲線となっており、さらにこれを $R_s^{1/2}$ に対してプロットすれば Fig. 14 のように直線関係が得られる。このような関係は、延性破壊における破断延性 ϵ_f と微小欠陥あるいは第二相粒子の体積率との間において、一般的に認められており、本実験の結果は Fig.15 に示した B. J. Edelson⁽²⁾ らの実験結果と類似している。微小欠陥を含む材料の延性破壊についての理

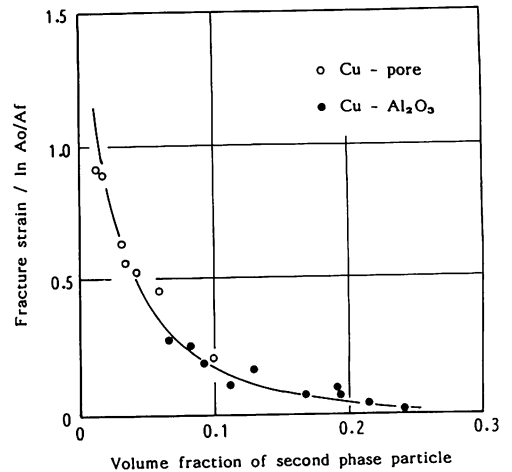


Fig. 15 Relation between volume fraction of second phase particles and ductility.⁽²⁾

論的取扱いは、延性破壊自体の非線形挙動に加えて、欠陥の挙動を考慮せねばならず、一般に複雑かつ困難である。Edelson⁽³⁾ ははじめとして P.F. Thomson⁽⁴⁾、あるいは南雲⁽⁴⁾ らが延性破壊の条件式を導出しているが、いずれも球状あるいは立方体状の粒子または空洞が規則的に分布配列した状態を考え、マトリクスも十分に延性的であると仮定している。本実験における分離面のような、不定形のき裂状欠陥を含む場合の延性破壊挙動はさらに複雑であり、その解析により多くの実験を必要とする。しかしながら、破断延性としての伸び、絞りが、 $R_s^{1/2}$ と直線関係を示すことは、欠陥面積の平方根すなわち欠陥の二次元的な大きさ、すなわち引張応力と垂直な方向の、欠陥の長さに関連する因子を考慮すべきことを暗示している。

ここで、個々の分離面を円板状の欠陥として近似し、その直径を d_s 、個数を N とすれば、破断面の面積を A_f 、直径を D_f として、分離破面率は次式で表わされる。

$$\begin{aligned}
 R_s &= \frac{1}{A_f} \frac{\pi}{4} \sum_{i=1}^N d_{si}^2 = \frac{\pi}{4A_f} \sum_{i=1}^N d_{si}^2 \\
 R_s^{1/2} &= \frac{1}{2} \sqrt{\frac{\pi}{A_f}} \cdot \sqrt{\sum_{i=1}^N d_{si}^2} \quad (1) \\
 d_s \text{ の平均値は } d_{sm} &= \left(\frac{\sum_{i=1}^N d_i}{N} \right) \text{ であるから、} \\
 \sum_{i=1}^N d_{si}^2 &\approx N d_{sm}^2 \text{ として} \\
 R_s^{1/2} &= \frac{1}{2} \sqrt{\frac{\pi N}{A_f}} \cdot d_{sm} = \sqrt{\frac{N}{D_f^2}} \cdot d_{sm} \\
 &= \frac{d_{sm}}{D_f} N^{1/2} \quad (2)
 \end{aligned}$$

また、破断時における分離面の大きさは、試験片の断面収縮率にしたがって収縮しているものと仮定して、試験前の分離面および試験片の原直径をそれぞれ d_{s0} , D_0 とすれば、 $d_{sm}/D_f = d_{s0}/D_0$ であり、 $D_0 = \text{const.}$ であるから $R_s^{1/2} \propto d_{sm} N^{1/2}$ となる。ここで、実験結果より $R_s^{1/2} \propto \epsilon_f$ であるから、 A , B を任意の定数として

$$\epsilon_f = A - B d_{sm} N^{1/2} \quad (3)$$

(3)式は、欠陥を含む材料の破断延性が、欠陥の大きさとその数の $1/2$ 乗の積に比例して減少することを示しており、延性を支配する要因としては、欠陥の体積率のみならず、その数や大きさも併せて考慮する必要があることを示唆するものである。これは、3. 3 で述べるように、試験片の表面に発生したき裂のうちで、最大のものが最終破断に関与することに関連しており、とくに表面に近いき裂状欠陥としての分離面の大きさが、材料特性を支配する主要因であることを示すものである。また、Fig.16 は著者らの行った有孔鋼板による実験結果⁽⁵⁾で、鋼板に人工的な欠陥を導入して引張試験を行なったものである。欠陥長さ C と欠陥数の $1/2$ 乗との積 $C \cdot N^{1/2}$ は、破断伸びと

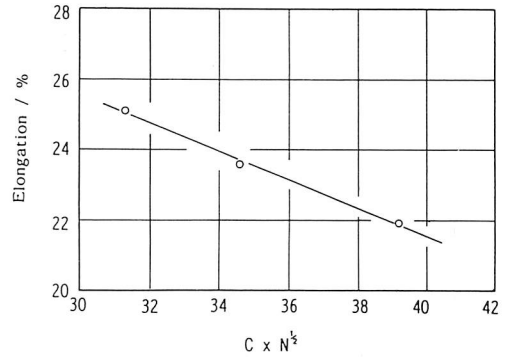


Fig. 16 Relation between elongation and product of length and number of artificial defects.⁽⁵⁾

良好な直線関係を示している。この場合は、板厚が一定であることから、欠陥の断面形状は長方形となるので、厳密には本実験の場合と同一には論じられないが、(3)式の妥当性を裏付けるものと考えられよう。

3. 3 調質材の引張変形破断過程とデンドライト間分離面

Fig.17 は調質材の引張試験における荷重—伸

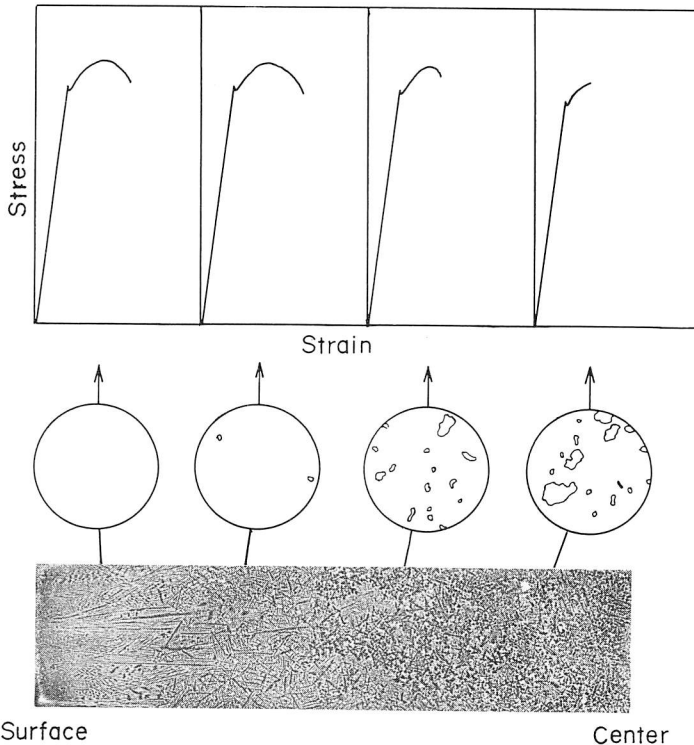


Fig. 17 Schematic representation of changes of stress strain curves and fracture surfaces in relation to dendritic structure.

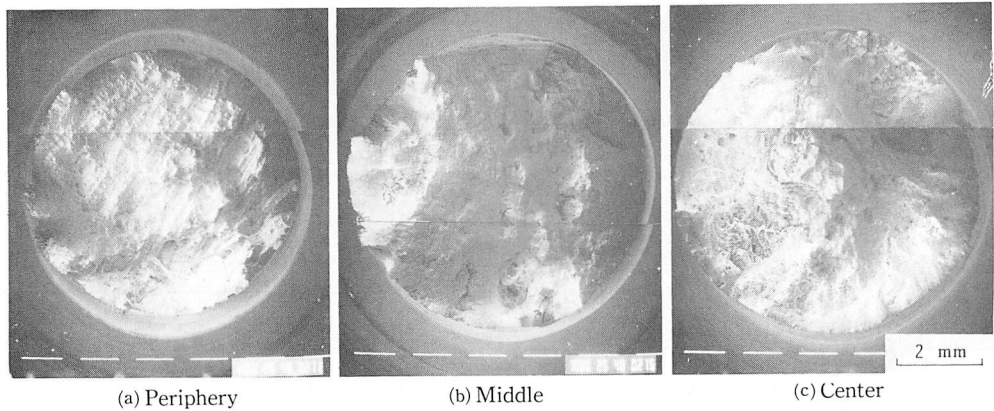


Fig. 18 Fractured surface of quenched and tempered specimens related to the sampling position.

び線図を、デンドライト組織形態および破面のスケッチ図と関連させて示したものである。周辺部の柱状晶領域では分離面は全く認められず、荷重一伸び線図の形状も延性材料の特徴を示して、最大荷重点以後の不均一変形域が広く、破断延性は大きい。中間領域では柱状晶から等軸晶への推移にともなって分離面が現われ、その面積が増加するにつれて、最大荷重点以後の不均一変形域の減少してゆくことがわかる。中心領域では等軸晶は粗大化し、それに伴って分離破面はその数、面積ともに増加してゆく。とくに最大荷重点以前の不均一変形域で破断に至っている点は、前二者と異なっている。

Fig.18 は調質材の引張破断面の SEM 写真である。(a)は柱状晶領域で周辺部である。全面が延性破面であり、分離面は認められない。(b)は中間部で柱状晶領域から等軸晶領域への移行部に相当するものである。ここで分離面が現われ、中心部へ向うにつれて大きさ、数ともに増加してゆく。これは、周辺部から中心部に向かって凝固過程での温度勾配が減少し、給湯性が低下することに対応している。以上のように、分離面の分布形態と荷重一伸び線図の形状とは極めて良く対比させ得る。Fig.19 は分離面の拡大写真であるが、デンドライトの側枝形態が明瞭に現われており、凝固過程に分離が生じていることを明確に示している。ここで、荷重一伸び線図の形状を更に詳しく検討すれば、降伏点から最大荷重点までの均一変形域の状態は、分離面にはあまり関係なくほとんど一定であり、分離面の存在に伴う延性の減少は主として最大荷重点以後の不均一変形域の面積が減少することによるものであることがわかる。分離面が非常に多くなると最大荷重点以前の均一

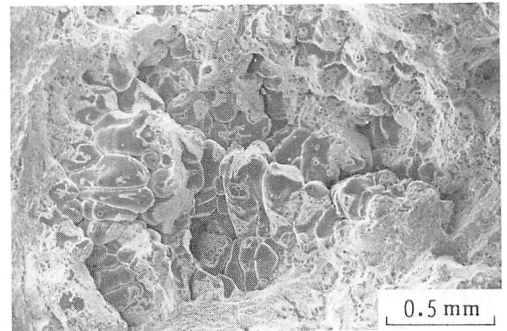


Fig. 19 Detail of interdendritic separation.

変形域で破断に至る場合もあり、このような場合には、降伏点、引張強さが減少する。

Fig.20 は引張試験における変形とき裂の発生を示すもので、いずれも最大荷重点を越えて破断直前の状態である。(a)は分離面の殆んど存在しない周辺部であり、破断直前までの表面き裂は発生せず充分にくびれを生じてからカップコーン型の破断面を形成する。(b)は分離面の存在する中間部であるが、最大荷重点に近くなると表面に複数の微小き裂が発生し、最大荷重点以後の不均一変形域で伝播拡大し、それらのうち最大のものが最終破断を決定する。破面はせん断型となる。(c)は分離面の多い中心部のものである。これは前二者とは異なり、最大荷重点以前の均一変形域で多数の表面き裂が発生し、急速に伝播拡大して、最大荷重点に達すると殆んど同時に破断する。この場合、破断直前でもくびれは殆んど生じていない。破面は不完全なせん断型で一部は脆性的な分離破断となる。このような表面き裂の発生伝播拡大による破断の形式は、圧延鍛造材においては見られないもので、鑄造材に特有の微小欠陥が重要な役

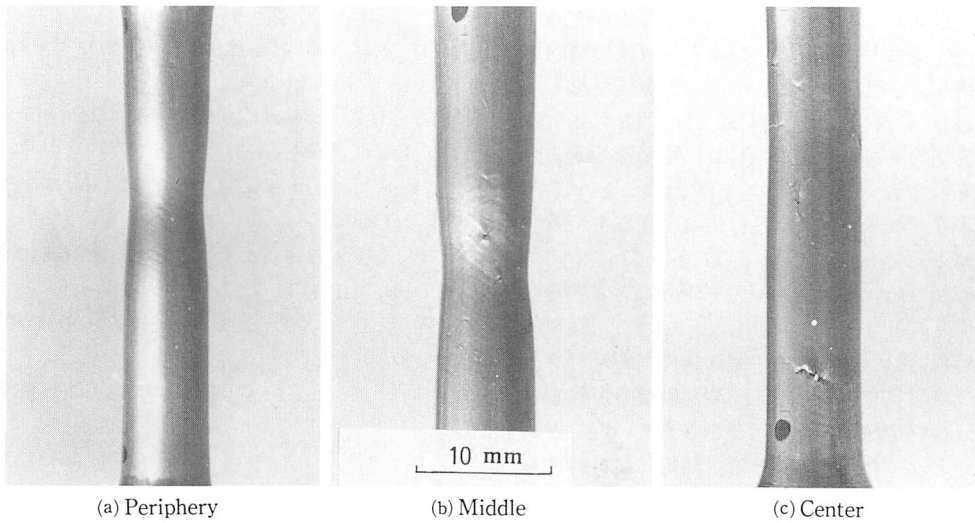


Fig. 20 Appearance of strained and necked or cracked tensile specimens related to the sampling positions in the bloom.

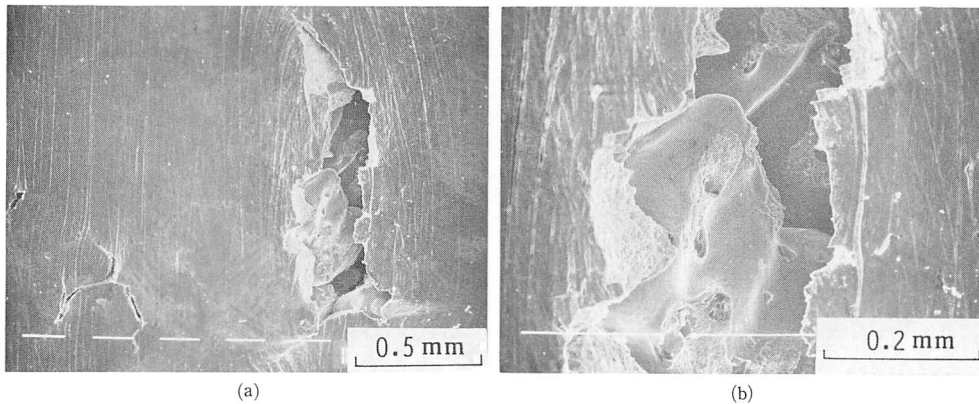


Fig. 21 Scanning electron micrographs of crack at the surface of tensile strained specimen, (b) is the detail of (a).

割を演じているものと考えられる。Fig.21 は表面き裂の SEM 写真の一例であるが、内部に平滑なデンドライト側枝の一部が現われていることから、表面近くのデンドライト分離面が開裂してき裂となったものであることがわかる。これより、鋳鋼の引張りにおける変形破壊挙動はデンドライト分離面の存在と密接に関連しており、とくに表面附近のものが大きな影響を与えていることが明らかである。

以上を考慮すると、鋳鋼の材料特性、とくに延性靱性を支配するのはデンドライト分離面であり、その存在形態が不定形の鋭いき裂状欠陥であることからして、他の要因にくらべて格段にその影響力が大きく、その他の要因は、分離面に起因する表面き裂が発生しない場合においてのみ、そ

の影響があらわれるものと考えられる。

ここで、鋳鋼の破断形式を分離面によって区分すれば、つぎようになる。

(I) 分離面が存在しないか、又は極めて少ない場合、表面き裂は殆んど発生せず、充分にくびれを生じてから破断し、カップコーン型の破面となる。

(II) 分離面が存在して表面き裂が発生するが、最大荷重点以後に伝播拡大して破断し、せん断型の破面となる。

(III) 分離面が多数存在し、それを起点としたき裂が、均一変形域で伝播拡大し、最大荷重点に達すると殆んど同時に破断し、不完全なせん断型の破面となる。

この三形式はデンドライト分離面の分布形態に

よって決まるものであるから、分離面の形成過程を規定する要因としての固相率と給湯性の制約条件の概念⁽¹⁾を適用することによって理解される。すなわち、形式(I)は給湯有効凝固区間、形式(II)は給湯制約凝固区間、形式(III)は給湯無効凝固区間にそれぞれ対応するものと考えることができる。現在では未だ連続 casting 材の凝固過程を給湯性の観点から定量的に解析するに至っていないので、破断の形式と凝固区間とを明確に対応させて説明することはできない。しかしながら、鋳鋼の凝固過程における給湯性の制約条件がデンドライト間分離現象を仲介として、変形破壊の過程を支配し、材料特性に大きな影響を与えていることが明らかとなった。このことは、鋳塊の材料特性を向上させるためには、凝固条件をどのように制御すべきかということについて、極めて重要な示唆を与えるものである。

結 言

S43C 連続 casting 材ブルームについて、表面からの距離に対する材料特性の変化を、密度測定、引張試験および SEM による破面観察を行なって調べた結果、次の事が明らかになった。

(1) 材料特性は表面からの距離の増加に伴って低下し、特に延性および靱性は、周辺部から中間部、中心部へと三段階にわたって減少した。

(2) 引張り破面上に現われたデンドライト間分離面は、延性および靱性と同様に三段階にわたって変化し、この両者の間には一定の関係が見出された。

(3) デンドライト間分離面を円板状欠陥として近似し、その平均直径を d_{sm} 、個数を N とすれば、 A 、 B を任意の定数として、破断延性 ϵ_f は次の式で表わされる。

$$\epsilon_f = A - B d_{sm} N^{1/2}$$

(4) これらの結果は、表面からの距離の増加にともなう温度勾配の減少が、凝固過程における給湯性の低下をもたらし、欠陥の生成を助長するためであるとして理解される。

本研究に用いた材料は新日本製鉄(株)室蘭製鉄所の御厚意により提供されたものであり、お世話いただいた研究部重住次長に感謝の意を表する。また、凝固に関する御教示をいただいた北大工学部高橋忠義教授に深く感謝申し上げる次第である。

参 考 文 献

- (1) 大島, 林 苫小牧高専紀要 第18号(昭和58年3月) 1
- (2) B. J. Edelson and W. M. Baldwin Jr., Trans. ASM, 55, 230, (1962)
- (3) P. F. Thomson, J. Inst. Metals, 96, 360, (1968)
- (4) 南雲, 第16回材料強度と破壊シンポジウム, 104, (1971)
- (5) 大島, 林 苫小牧高専紀要 第16号(昭和56年3月) 7

(昭和58年12月1日受理)