

UDC 621.746.047 : 669.14-412-147 : 620.192.46 : 536.421 :
669.141.241.2 : 620.184.4 : 621.746.513

論 文

連鑄鑄片における内部割れ生成機構について*

藤井 博務**・大橋 徹郎**・広本 健**

On the Formation of Internal Cracks in Continuously Cast Slabs

Hiromu FUJII, Tetsuro OHASHI, and Takeshi HIROMOTO

Synopsis:

In order to understand the mechanisms of internal cracks formation in the continuously cast slabs by a bow type machine in Hirohata works, influences of casting conditions have been surveyed. Metallographic structure near the internal cracks has been investigated, and by means of autoradiography, generation and growth of internal cracks have been estimated. The results obtained are as follows:

1) As far as the investigated casting conditions are concerned, major cause for the internal cracks is the stress arising from correcting of bulging, which mainly depend on casting speed and specific rate of cooling water. Influences of solute elements are also recognized.

2) Internal cracks are formed adjacent to the solid-liquid interface, where solute enriched liquid penetrates into the crack in solid phase. As a result of repeating the above phenomena taking place by the correcting of bulging, internal cracks are considered to grow gradually.

1. 緒 言

連鑄鑄造法は従来の造塊・分塊法に比べ、歩留の向上、省エネルギー、省力化などの長所を有しており、1970年代に入り、飛躍的に拡大しつつある。しかし、このような長所を有する連鑄鑄造法も、いまだいくつかの欠点がある。その一つは生産性の低いことである。この低生産性の欠点を補う方法の一つに高速鑄造があるが、高速化に伴う内部割れの発生が、その障害となつている。

スラブよりも早く連鑄化されたブルーム・ビレットにおいては1960年前後から内部割れについての研究報告が、数多く提出されている^{1)~5)}。それらは内部割れの原因として、1) 過剰な二次冷却 2) 鑄片表面温度の再上昇 3) ピンチロールによる過剰圧下 4) 高鑄造温度、の4点の操業要因を挙げている。また ADAMS⁶⁾ や LANFORD⁷⁾ は、鑄片の高温における脆化現象を調査し、内部割れ発生機構について考察している。

我々は、円弧型連鑄機により鑄造された連鑄スラブの内部割れ発生機構を定量的に把握すべく、鑄造条件の影響を整理するとともに、内部割れ近傍の組織調査を行ない、その発生および成長機構について考察した。

2. 実験方法

当所の10.5m半径の円弧型連鑄機により鑄造された各種鑄片について、サルファプリントを行ない、内部割れの形態・分布などを観察した。主な鑄造条件ならびに鋼種の概要をTable 1に示す。

内部割れ部の金相学的調査として、一次凝固組織との関係、内部割れ近傍の金属組織、EPMAによるマイクロ分析および内部割れ破面の走査電顕観察などを行なつた。さらに、内部割れの発生と成長の様子を推定するため、鑄造中にラジオアイソトープを投入し、鑄片のオートラジオグラフの観察を行なつた。

3. 内部割れの発生状況

3-1 操業条件の影響

衆知のごとく、連鑄スラブの内部割れの形態は、ある面積を有する割れが鑄片巾方向に平行で、かつ鑄造方向にはほぼ一定のピッチで並列しているものである。その発生は鑄造条件と密接な関係があり、ロールアライメントに異常のある場合を除くと、同一の鋼種・鑄片サイズのものについては、主として鑄造速度と注水比によつて

* 昭和50年4月、10月本会講演大会にて発表 昭和50年12月15日受付 (Received Dec. 15, 1975)

** 新日本製鉄(株)広畑製鉄所 (Hirohata Works, Nippon Steel Corp., Fuji-cho Hirohata-ku Himeji 671-11)

Table 1. Casting conditions and chemical compositions of test slabs.

Casting condition	Slab thickness : 200~250 mm Slab width : 950~2 100 mm		Casting speed : 0.35~1.10m/min Specific cooling water : 0.40~1.3 l/kg Temp. in tundish : 1 520~1 570°C				
	Composition		C	Mn	Si	P, S	Sol. Al
Ladle analysis (%)	Type of steel						
	Al-Si killed steel	For plate	0.12~0.20	0.60~1.50	0.20~0.50	<0.025	0.005~0.040
		For sheat	<0.06	0.30~0.50	0.015~0.070	<0.020	≤0.010
Low carbon Al-killed steel		0.02~0.08	0.20~0.40	0.020~0.030	<0.025	0.030~0.090	

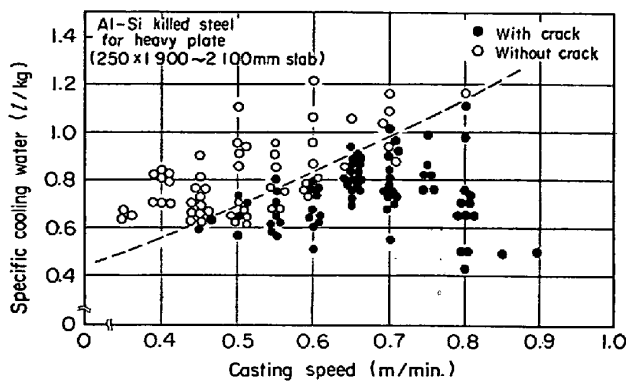


Fig. 1. Influence of casting speed and specific cooling water on the formation of internal cracks.

その発生限界が決まる. Fig. 1 にその一例として厚板用 Al-Si キルド鋼の 250 mm 厚, 1 900~2 100 mm 巾の鑄片についての結果を示す. これによると鑄造速度が大きくなるほど, また注水比が少なくなるほど, 内部割れは発生しやすくなるのがわかる.

また鑄造温度も, 内部割れの発生に影響をおよぼし, 鑄造温度が低くなるほど内部割れは発生しにくくなるのが判明した.

さらに内部割れ発生形態を詳細に見るために, 厚板用 Al-Si キルド鋼について, 鑄造速度別に鑄造方向断面における内部割れの長さ と ピッチの測定結果を Fig. 2 に示した. ある長さを有する割れから, その両隣りの割れまでの距離の平均値をその内部割れの長さに対応するピッチとしてプロットしたものが Fig. 2 である. これによると, 鑄造速度のいかによらず割れの長さ と ピッチの間には一定の関係があり, 鑄造速度が大なるほど割れは長くなり, ピッチは小さくなる傾向が見られる. 後述するが, 内部割れが逐次成長することから, 鑄造速度を大きくした場合に割れが長くなるのは, 連鑄機内で割れを発生・成長させる範囲が広くなることに基づく. またシェル内面の歪みを緩和するために割れが発生するこ

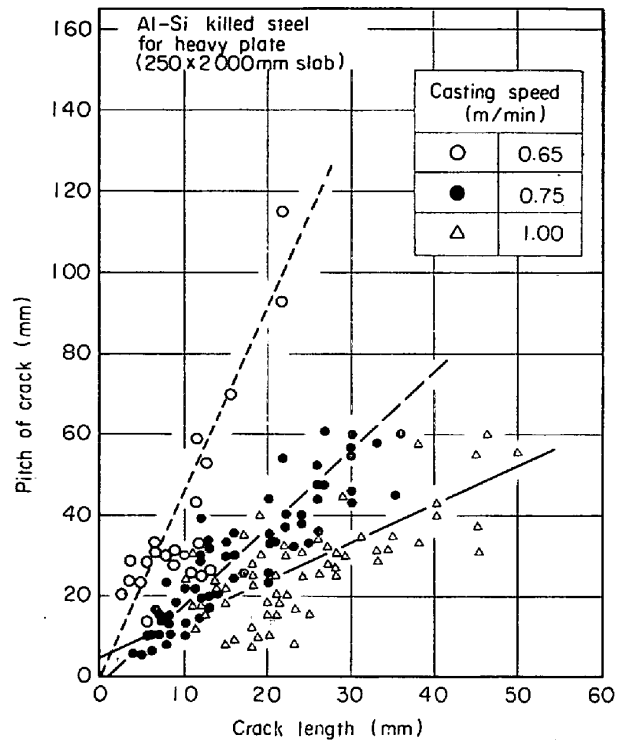


Fig. 2. Relation between casting speed and crack distribution observed in longitudinal cross section.

と, および割れを引き起こす限界歪みが一定であると考えると, 鑄造速度の増大に伴いピッチが小さくなることは, シェル内の歪みの蓄積速度が増大することを示すものと思われる.

3-2 溶鋼成分の影響

[C] 含有量が 0.12~0.20% の厚板用 Al-Si キルド鋼, 0.02~0.08% の冷延用 Al キルド鋼, 0.06% 以下の冷延用 Al-Si キルド鋼の 3 鋼種において, 内部割れ発生率を [C] 含有量で整理したのが Fig. 3 である. [C] 含有量の増加に伴い, 内部割れが発生しやすくなることを示している. [Mn] および [Si] の含有量は, Table 1 に示すごとくこれら 3 鋼種間で多少異なっているが, 同一鋼種内でこれら 2 元素を変化させた場合, 内部割れ

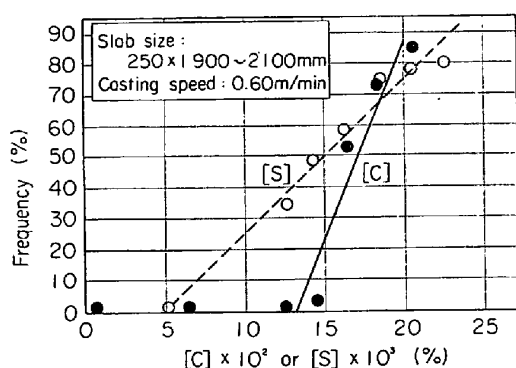


Fig. 3. Influence of carbon or sulphur content on the frequency of internal cracks.

に及ぼす影響の少ないことを確認しており, Fig. 3 に示すような発生率の差は, [C]含有量の違いによるものと考えられる.

また, [S]含有量の影響をみるため, 厚板用 Al-Si キルド鋼で [S] レベルのみを変えた場合の内部割れ発生率を同じく Fig. 3 に示す. [S]含有量の低下とともに, 発生率は低くなる.

3.3 凝固組織の影響

円弧型連鑄機により鑄造された厚板用 Al-Si キルド鋼では, 厚み中心付近から下部側にかけて等軸デンドライト組織になつている⁹⁾. このように, 鑄片凝固組織が上下部で異なる鋼種においては, Photo. 1 (a) に示すごとく, その凝固組織の違いにより内部割れの形態が異なるのみでなく, その発生しやすいにも差があり, 上部の方が下部よりも内部割れが多発している. 他方, 低炭素 Al キルド鋼のごとく, 上下部とも柱状デンドライト組織を有するものでは, Photo. 1 (b) に示すごとく, 上下部の内部割れ発生頻度は同程度となる.

以上のことから, 等軸デンドライトの存在により内部割れが発生しにくくなると推定される. なお, 凝固厚測定結果を考慮すると Photo. 1 に示した厚板用 Al-Si キルド鋼の鑄造条件では, 矯正点までには, 完全凝固しており, したがって, 内部割れ発生原因となるシェル内応力としては, バルジング矯正による応力および熱応力が主なものと考えられ, この限りにおいては, 上下部シェル内応力の差はなく, 内部割れが上部に発生しやすい原因としては, 上に述べたように, その凝固組織の相異が挙げられる.

4. 内部割れの金相学的調査

4.1 凝固組織との関係

内部割れの発生した厚板用 Al-Si キルド鋼鑄片のデンドライト組織の一例を Photo. 2 に示す. 厚板用 Al-Si

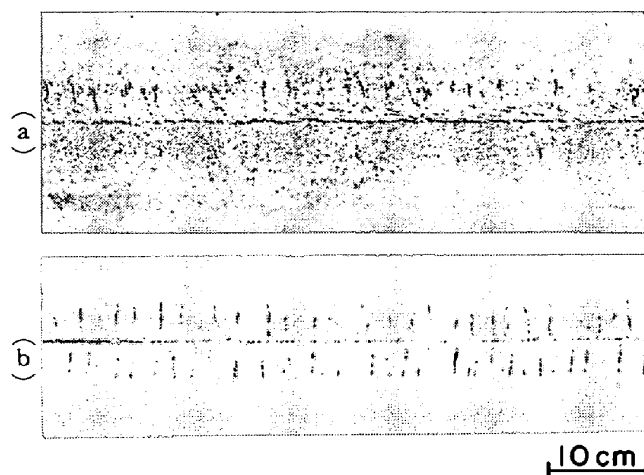


Photo. 1. Effect of the solidification structure on formation of internal cracks. (observed in sulphur print)

- (a) Al-Si killed steel with equi-axed crystals
- (b) low carbon Al killed steel without equi-axed crystals.

キルド鋼に限らず, 他鋼種においても, 内部割れはデンドライト間隙に沿って起こっている.

等軸デンドライト領域では, 1つの一次結晶粒は1つのデンドライトより成り立っていることより, デンドライト間隙は一次結晶粒界に一致する. ところが, 柱状デンドライト領域では, デンドライト主軸間が一次結晶粒の亜結晶粒界であるのか, 一次の柱状晶粒界であるのかを判断する必要がある. その判断基準の一つは, 隣接する柱状デンドライト主軸の方位差である. すなわち, 同一の柱状晶粒内に存在するデンドライト間の亜結晶粒界の傾角が, 数度以内⁹⁾であるのに対し, 柱状晶粒界の傾角は, 10数度程度¹⁰⁾である. したがって, 隣接する2つの柱状デンドライトの主軸間の角度が 10 数度の場合, そのデンドライト間隙には, 柱状晶粒界が存在することになる. また, 厚板用 Al-Si キルド鋼に適用しうる判断基準に Superimposed structure がある. この組織が観察される機構については, 鈴木ら¹¹⁾により解析が行なわれているが, この現出機構より, 同一結晶粒内では同一の方向を有する Superimposed structure が観察されることになる. したがって, 内部割れが一次結晶粒界に発生するとすれば, 内部割れにより Superimposed structure が分断されることはなく, また同一方向の Superimposed structure を有する互いに隣接する柱状デンドライト間にも, 内部割れは発生しないはずである.

以上の2方法により観察した結果, 我々の調査範囲内では, Superimposed structure を横切つて発生する内部

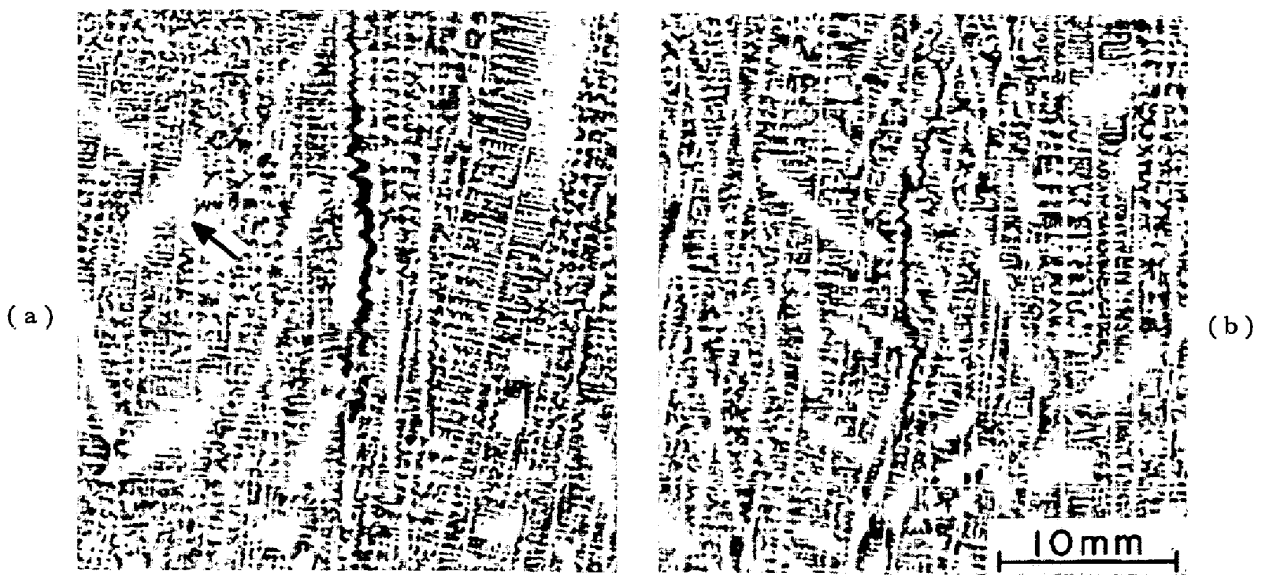


Photo. 2. Cellular dendrite structure of Al-Si killed steel for plate with an internal crack.
 a) An example showing the internal crack does not intersect one superimposed structure.
 b) An example showing the direction of superimposed structure in each side of the internal crack are different.
 (An arrow in the photo indicates one of superimposed structures.)

割れはなく、Photo. 2に示すごとく、内部割れの両側における Superimposed structure の方位は異なっている。したがって、内部割れは、等軸デンドライト領域、柱状デンドライト領域とも一次結晶粒界に沿って発生していると結論づけられる。

4.2 内部割れ部の組織

1) ミクロ分析結果

厚板用 Al-Si キルド鋼の内部割れ近傍の金属組織を Photo. 3に示す。内部割れは空隙の部分は少なく、そのほとんどの部分が充填され、中心部にフェライト相、その囲りにパーライト相を有する組織である。フェライト相の中央には、MnS を 97% 程度含有する (Mn, Fe)S が存在する。

組織の EPMA によるスポット分析と線分析を Photo. 3に示す各位置で行なった。なお、スポット分析は、マトリックス部のフェライト相およびパーライト相についても行ない、ビーム径は $3\mu\phi$ であつた。スポット分析の結果を Table 2 に、線分析結果を Fig. 4 に示す。

これらの結果より、[Si][S][P]の3元素は、内部割れ部でマトリックスに比べ明らかに高い値を示しており、特に[P]については、その傾向が顕著である。[Mn]については、内部割れ部のフェライト相中で、その含有量が小さくなっているが、フェライト相中央部に MnS が凝集していることを考え合えると、[Mn]も内部割れ部で高くなっていると思われる。[C]については、その

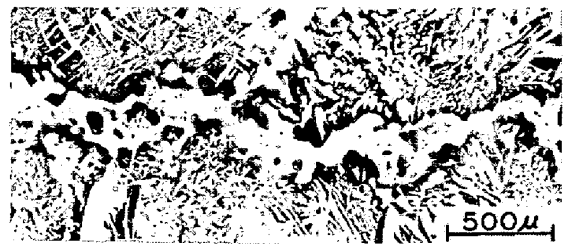


Photo. 3. Photomicrograph of a filled crack etched in nital: Point A, B, C and the path α - β indicate the position of spot analysis and the line scanning by electron microprobe respectively.

固相内拡散係数の大きいこと、相変態に伴う二次凝集が存在することから、内部割れ部とマトリックスにおける値を比較することは、困難である。

以上のように、内部割れ部は、各溶質元素が高くなつ

Table 2. Results of quantitative analysis by the E.P.M.A. of internal crack indicated in Photo. 3.

Composition			C	Si	Mn	P	S
Position of spot analysis							
Internal crack	Ferrite	A	0.04	0.33	0.61	0.213	0.016
	Pearlite	B	0.52	0.30	0.92	0.048	0.016
	Pearlite	C	0.54	0.23	0.86	0.026	0.012
Matrix	Ferrite		0.05	0.20	0.69	0.005	0.009
	Pearlite		0.51	0.20	0.70	0.008	0.008
Ladle analysis			0.18	0.18	0.74	0.016	0.020

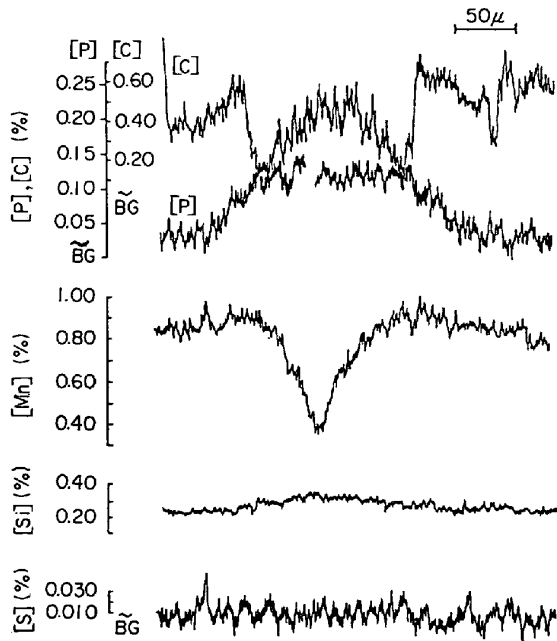


Fig. 4. Solutes distribution in thickness direction of the internal crack indicated the path $\alpha \rightarrow \beta$ in Photo. 3.

ており、後述するごとく、凝固界面に存在した濃化溶鋼が、界面に発生した割れに吸収されて形成されたとする考えの正しいことを示すものである。

2) 内部割れ部のフェライト相形成について

Fig. 4 に示した線分析結果より、内部割れ部のフェライト相形成の機構が推定できる。すなわち、[Mn], [S] の元素のように化合物を形成せず、また[C]のごとく二次凝集を起こさない[P]および[Si]が、内部割れの中央で最大値を有する凸型の濃度分布をとっていることより、界面に発生した割れ部分に吸引された濃化溶鋼は、両側のマトリックスから内部割れの厚み方向へ凝固し、その後の冷却過程での拡散もあいまつて、Fig. 4 に示すような濃度分布になったと考えられる。

他方、オーステナイト相からフェライト相が析出する Ac_3 変態点温度は、次式により求めることができる¹²⁾。

$$Ac_3 = 908 - 223.7[\%C] + 438.5[\%P] + 30.49[\%Si] + 37.92[\%V] - 34.43[\%Mn] - 23[\%Ni] + 2(100[\%C] - 54 + 6[\%Ni]) (\text{°C}) \dots\dots\dots (1)$$

凝固界面の割れ部分に吸引された濃化溶鋼中の [C] は、その拡散係数が大きいので、濃化溶鋼が完全凝固した後、数 10 sec でほぼ均一な濃度分布になる。したがって、本供試材の内部割れの場合、(1)式は次式のようになる。なお、[C]は溶鋼成分値 0.18% をとつた。

$$Ac_3 = 868 + 438.5[\%P] + 30.49[\%Si] - 34.43[\%Mn] \dots\dots\dots (2)$$

Ac_3 変態直前においては、すでに MnS は析出しており変態後若干の拡散は生じているが、Fig. 4 の線分析結果における [Mn], [P], [Si] の値は、 Ac_3 変態直前のものに近いと考えられる。ゆえに、Fig. 4 の線分析結果を(2)式に代入すると、 Ac_3 変態点温度の分布は、[P]の濃度分布と同じようなプロファイルとなり、内部割れ中央部で約 880°C の最大値を有し、まずこの位置でオーステナイト相からフェライト相が析出する。それに伴って、[C]の周辺への拡散が生じ、フェライト相の周辺にパーライト相が形成される。フェライト相の幅は、[C]の周辺への拡散距離、すなわち、 Ac_1 変態点まで冷却される時間により決定される。周辺のパーライト相は、もとの内部割れ部のみでなく、マトリックス部分にも食い込んでいることが、Fig. 4 の [P] と [C] のプロファイルを比較することによりわかる。

なお上述のごとく、マトリックスに接する両端部から一方向的に凝固すると考えれば、内部割れの中央部に MnS が形成される現象も説明しうる。

4.3 内部割れ破面の走査電顕による観察

肉眼で空隙の認められる内部割れ部の破面観察を、走査電顕で行ない、Photo. 4 に見られるようなスムーズな起伏を有する面が観察された。このような界面は、鑄片の中心偏析部に存在するセンターポロシティ一部にも観察され¹³⁾、その形態から判断して、free surface であつ

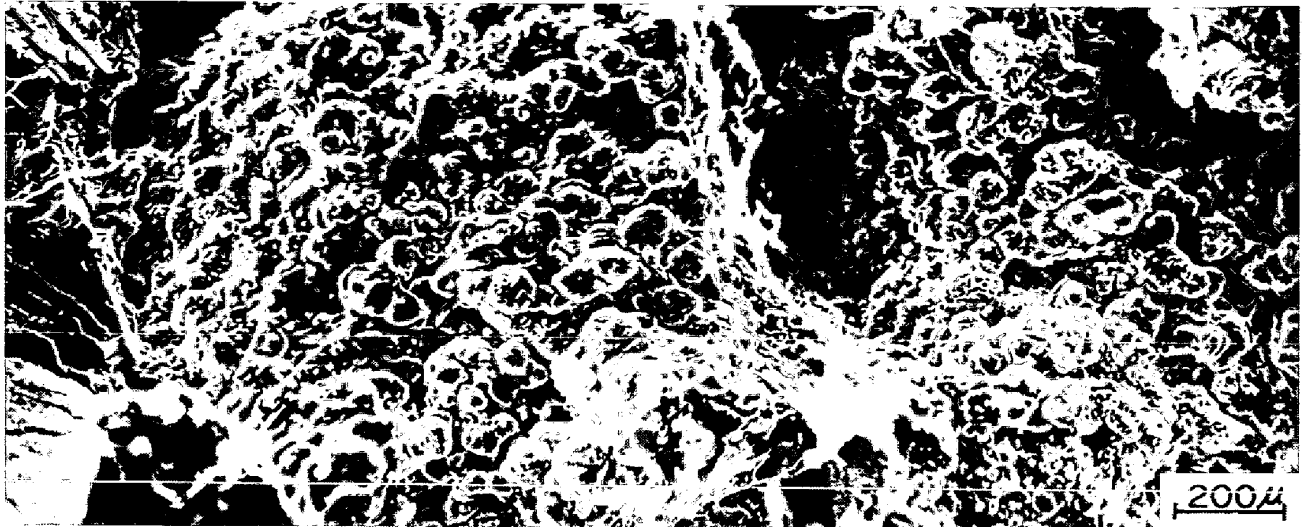


Photo. 4. Fractograph of internal cracks by scanning electron microscope.

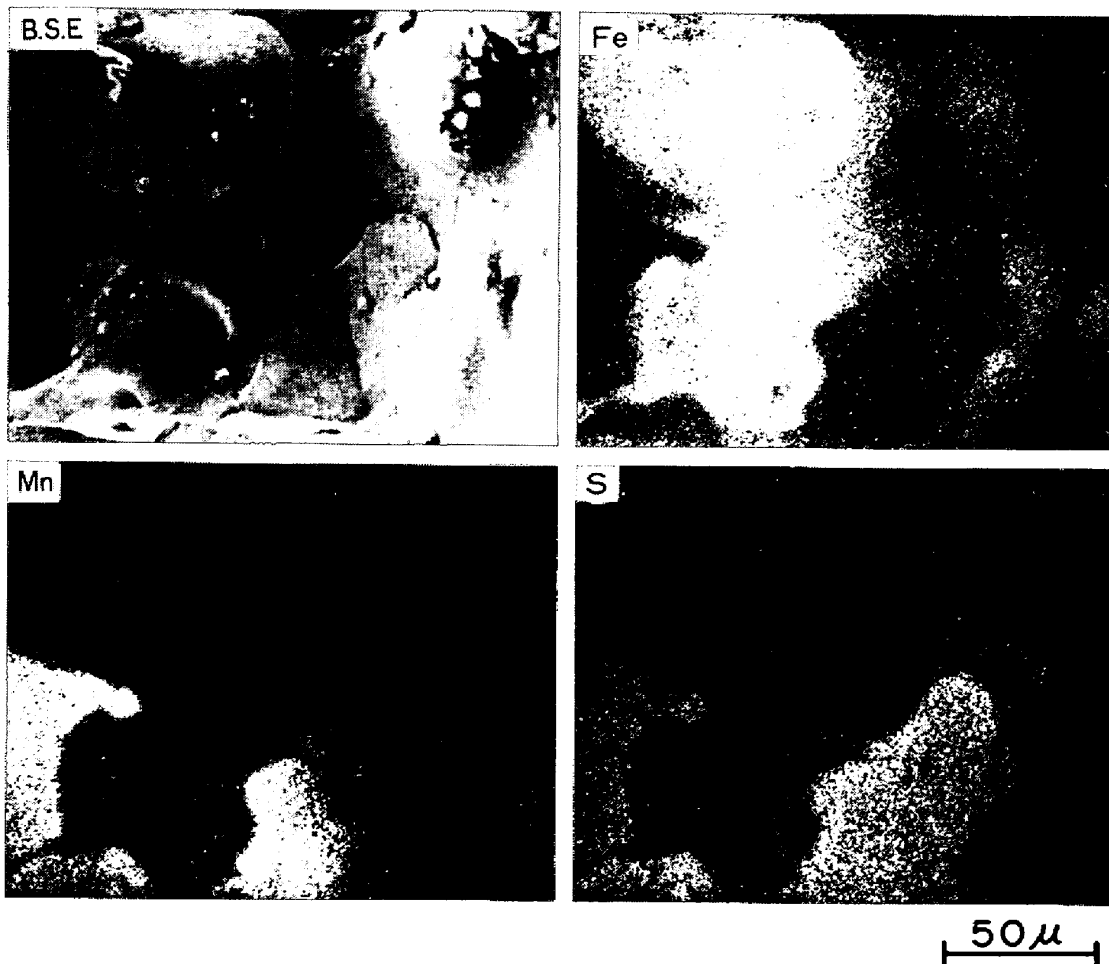


Photo. 5. Image patterns of the internal crack by electron microprobe.

たとえられる。

界面の形態は、鑄片の凝固組織によらずほぼ同じようなものであり、内部割れ部に吸引された濃化溶鋼が、凝固する際に形成するデンドライト先端を観察しているものと推定される。

Photo. 5に、内部割れ界面の EPMA によるイメージパターンを示す。界面上にⅡ型の MnS が観察されるがこれは通常の鑄片に観察される大きさに比べてかなり大きく、吸引した溶鋼は、初期に高濃度の[S]を含有していたことが示唆される。

5. 内部割れの発生および成長

5.1 実験方法

凝固界面の濃化溶鋼が、内部割れ部に吸引される様子を確認すべく、铸造安定期に铸型内へのRI投入試験を行なった。試験に用いたRIは Au^{198} であり、供試材

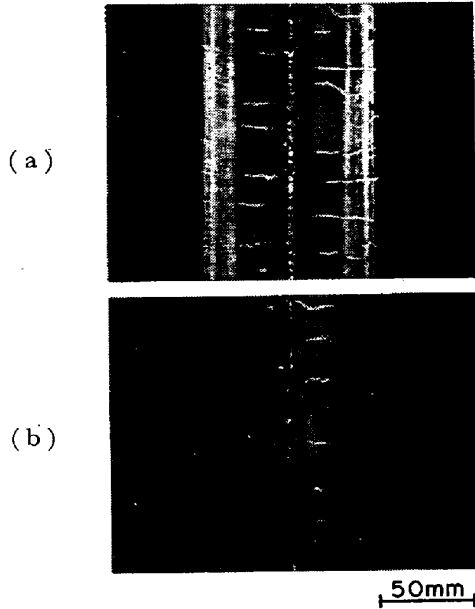


Photo. 6. Autoradiographs of solidified shell with internal cracks.
(a) about 3.5m and (b) about 6.5m from meniscus respectively.

は冷延用Al-Siキルド鋼であつた。

铸造後、主に縦断面のオートラジオグラフと、同一面のサルファプリントを採取し、内部割れを観察した。

5.2 内部割れ発生位置および成長

Photo. 6に、内部割れの観察されるオートラジオグラフを示す。外側の黒色部分は、RIを含有していない部分であり、RI投入時点ですでに凝固していた部分である。その内側の白色ないし灰色の部分は、 Au^{198} を含有した溶鋼が存在した部分を示すものであり、未凝固層に相当する。内部割れは、最も白く見える屈曲した線状の部分であり、RIを含有した未凝固相に観察される。また、その先端部分が、固相部分にクサビ状に食い込んでいるが、この現象は、内部割れが凝固界面近傍で発生することを示している。すなわち、RIを含有した溶鋼があるシェル厚を有する铸片部に流入して、その溶鋼が凝固すると、RIの濃化溶鋼層が凝固界面に形成される。この状態において、外力が作用し凝固界面近傍の固相側に割れが発生すると、RIの濃化溶鋼が吸引される。その結果、元来RIを含有していないシェル部分に、RI含有量の高い白色のクサビ状の内部割れ先端が観察されることになる。

以上のごとく、内部割れは、凝固界面近傍の固相側に割れが発生し、凝固前面の濃化溶鋼が、その部分に吸引されたものである。

さらに铸片厚み方向に長い内部割れは、一度に形成さ

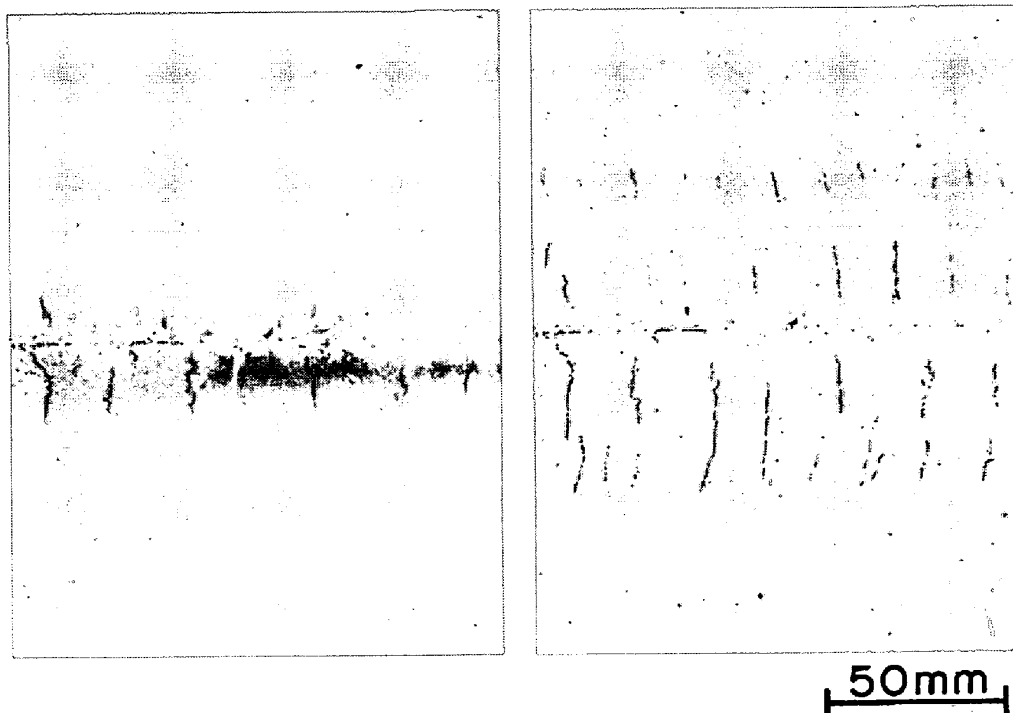


Photo. 7. Autoradiograph and sulphur print of the same longitudinal cross section of slab.

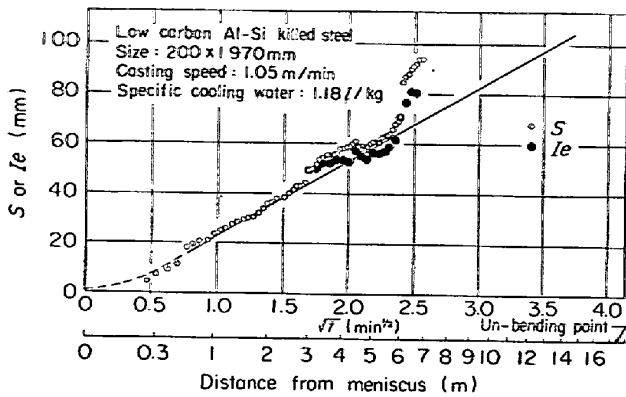


Fig. 5. Relation between casting time and shell thickness; S or the distance between slab surface and internal cracks; L_e observed in autoradiographs.

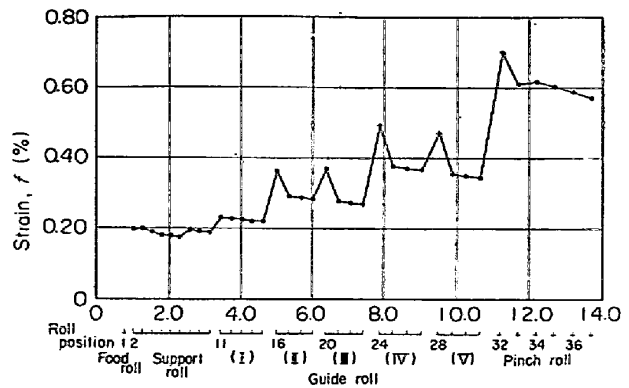


Fig. 6. Calculated values of strain at solid-liquid interface; f by correcting of the bulging between each two rolls.

れるのではなく、逐次成長することが、Photo. 7に示す同一断面のオートラジオグラフとサルファプリントの内部割れ検出状態を比較することによりわかる。すなわちPhoto. 7の二枚の写真の内部割れは、同じものであるにもかかわらず、オートラジオグラフで観察される内部割れは、RI投入後に形成したその中心寄りの部分のみである。このことは、一つの内部割れが、少なくとも二度以上にわたって形成されたことを示すものである。また鑄片の鑄造方向全長にわたって、この現象が観察されることから、内部割れは逐次成長するものであると結論づけられる。

5.3 内部割れの発生原因

上記RIの投入試験チャージの凝固厚測定結果ならびにオートラジオグラフに観察される内部割れの鑄片表面からの距離をFig. 5に示す。これによると、本鑄造条件では、鑄片の円弧矯正は完全凝固後に行なわれたと考えられる。したがって、内部割れの発生原因となる外力は、バルジング矯正によるものと考えられる。すなわちロール間の最大バルジング量 δ は、Appendixに述べる板のクリープモデルより、次式のごとく与えられる。

$$\delta = \beta \cdot \sqrt{t} / S^3 \dots\dots\dots (3)$$

$$\beta = 12(1-\nu^2)q \cdot \alpha \cdot a_0 \cdot a^4 \dots\dots\dots (4)$$

$$\alpha = \frac{2}{\pi^5 \cos h\left(\frac{\pi b}{2a}\right)} \left\{ 2 \cos h\left(\frac{\pi b}{2a}\right) - \left(\frac{\pi b}{2a}\right) \tan h\left(\frac{\pi b}{2a}\right) - 2 \right\} \dots\dots\dots (5)$$

ここで、 S : シェル厚 (mm), t : クリープ時間 (min), ν : ポアソン比, q : 溶鋼静圧 (kg/mm²), a_0 : クリープ定数 (mm²/kg·min^{1/2}), a : ロールピッチ (mm), b : 鑄片巾 (mm)

そして、凝固界面の内部矯正率 f は、次式で示され、その結果をFig. 6に示す。

$$f = 1600 \cdot \delta \cdot S / a^2 \dots\dots\dots (6)$$

Fig. 6より f は各セグメントの継ぎで高くなるとともに、平均的にはメニスカスから遠ざかるにつれて増加している傾向が見られる。これはロール間隙が次第に広くなつていくことにより理解される。

内部割れの発生起点は、鑄片表面から約50mmであり、Fig. 5の凝固厚測定結果とFig. 6の各ロールにおけるバルジング矯正率を参考にすると、本供試鑄片の内部割れの発生は、16番ロールの矯正によるものと推定される。

また、内部割れの成長は、Fig. 5に示したようにオートラジオグラフに観察される内部割れ先端の鑄片表面からの距離 L_e が、メニスカスからの距離の増大に伴い、漸次長くなつていくことから、セグメントの断ぎ目のみで成長するのではなく、16番ロールで発生した以降は、各ロールでの矯正により、逐次成長したと考えられる。その場合、1回の割れ長さ L_0 は、オートラジオグラフに観察される凝固相にクサビ状に食い込んだ内部割れ先端部の長さ L とRIが未凝固相に流入してから割れが発生するまでの時間内に凝固するシェル厚増加量 $\Delta S'$ とを加えたものである。すなわち、

$$L_0 = L + \Delta S' \dots\dots\dots (7)$$

Fig. 7に、内部割れ先端部の長さ L 、および上述の $\Delta S'$ の最大値である1ロールピッチ通過する間のシェル厚増加量 ΔS と鑄造後経過時間の平方根 \sqrt{t} との関係を示した。なお、Fig. 5の凝固厚測定結果において \sqrt{t} の値が2.5近傍よりシェル厚測定値が急激に増大しているが、これは、凝固末端近傍の溶鋼流動の小さいことによると考え、凝固厚は、Fig. 5中の実験式に従つており、Fig. 7の L および ΔS と \sqrt{t} との関係を示し

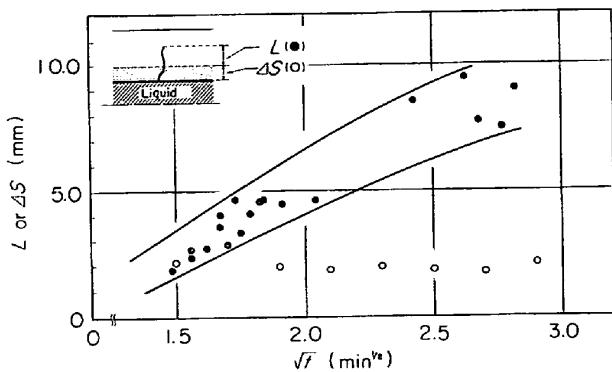


Fig. 7. Relation between casting time and the penetrated length of inner crack; L or the shell thickness increased during one roll pitch; ΔS .

た。これによると、 ΔS が測定した全範囲 ($\sqrt{t} \geq 2.0$) にわたって 2 mm 前後であるのに対し、内部割れ先端部の長さ L は、Photo. 6 の 2 枚の写真を比較してもわかるごとく、 \sqrt{t} の増大に伴い長くなつており、1 回の割れ長さ L_0 は、内部割れ発生初期では約 5 mm、末期では約 10 mm である。この原因として、Fig. 6 に示したバルジング矯正歪が、メニスカスからの距離とともに増大していること、および凝固界面近傍の温度勾配の低下が考えられる。メニスカスから 4~7m の範囲のバルジング矯正歪が、ほぼ一定であるにもかかわらず、Fig. 7 に示すごとく、内部割れ先端の長さ L が、増大していることから、とくに後者の影響が大きいと考えられる。すなわち、割れが界面近傍で発生し固相中へ伝播する場合、これを阻止しうる材料強度は、その温度に依存している。したがって、凝固界面温度 T_i から $T_c (< T_i)$ の固相部分までの割れが伝播すると考えると、1 回の割れ長さ L_0 は、凝固界面近傍の固相側の温度勾配に依存することになる。この温度勾配は、凝固が進むにつれて小さくなり、その結果、1 回の割れ長さ L_0 は長くなるものと推定される。

以上のように、今回の鑄造条件内では、内部割れの主因としてバルジング矯正応力が挙げられたが、連鑄機種、鑄造条件のいかんによつては、矯正応力、熱応力などの相互作用も考慮する必要がある。

5.4 鋼の高温強度との関連

金属および合金には、凝固中または凝固直後に極めて延性の低い領域があり、凝固収縮による応力やその他外部応力が加わると、それに抗しきれずに割れが発生する。この低延性の領域を脆性温度領域と呼んでいるが、内部割れが凝固界面近傍にて発生することから、この領域での現象と考えられる。したがって、固相線近傍における

鑄片の高温特性が問題となる。

連鑄片の高温引張試験において、 $[C]$ および $[S]$ の含有量の低下に伴い、延性破断から脆性破断に移る脆性遷移温度が、高温側に移行している¹⁴⁾。その結果、脆性温度領域は狭くなり、定性的に割れが起りにくくなるが¹⁵⁾、このことは、Fig. 3 に示した内部割れ発生頻度におよぼす $[C]$ および $[S]$ の影響結果と対応している。

しかし、この温度範囲における脆化機構については、いまだ不明の点が多く、今後の研究が望まれる。

6. 結 論

連鑄鑄片の内部割れにおよぼす鑄造条件の影響を整理するとともに、内部割れの金相学的調査ならびにラジオアイソトープによるその発生状況の解析を行い、以下の結論を得た。

- 1) 内部割れ発生に大きく寄与する因子は、鑄造速度と注水比であり、この両者から内部割れ発生の限界鑄造条件が定まる。また、内部割れの形態にも影響をおよぼし、鑄造速度が大なるほど、内部割れの長さは長くなりそのピッチは小さくなる。
- 2) 溶質元素の影響も見られ、 $[C]$ および $[S]$ 含有量の増大に伴い、内部割れは発生しやすくなる。
- 3) 内部割れは、一次結晶粒界に沿って発生しており、鑄片の凝固組織による差異が認められる。すなわち、等軸晶領域では、柱状晶領域に比べ内部割れが発生しにくい。
- 4) 内部割れは、その中央にフェライト相、その囲りにパーライト相が、带状に存在する組織である。フェライト相には MnS を 97% 程度含有する硫化物が凝集している。
- 5) 鑄片において、肉眼で割れが観察される内部割れの破面は、粒状のスムーズ界面であり、その形態から凝固時の free surface であることが推定された。
- 6) 内部割れは、凝固界面で発生し、バルジング矯正により逐次成長する様子が観察された。

Appendix

バルジング式の算出

4 辺支持の長方形板が、等分布荷重 q を受けるとする。板の材料が等方、等質であつて、厚さ h が、その幅 b と長さ a に比較して小さく、中央面に対して垂直な線上の点は、変形後もわん曲した中央面に対して垂直な線上にあると仮定する。さらに、板のたわみはその厚さに比べて小さいとするならば、中央面に生ずる伸縮とずれは無視でき、したがって、中央面の要素はひずまないと仮定できる。

座標軸 (x, y, z) に関連して板を考え, x, y 軸を平板の中央面に, Z 軸を板に垂直にとる. 中央面上の点 (x, y, 0) は Z 方向に w だけ変化するものとする. 各ひずみ成分 $\epsilon_x, \epsilon_y, \epsilon_{xy}$ は

$$\begin{aligned} \epsilon_x &= -Z \frac{\partial^2 w}{\partial x^2}, \quad \epsilon_y = -Z \frac{\partial^2 w}{\partial y^2} \\ \epsilon_{xy} &= -2Z \frac{\partial^2 w}{\partial x \partial y} \dots\dots\dots (A1) \end{aligned}$$

クリープを次式で仮定する.

$$\epsilon_x = a_0(\sigma_x - \nu\sigma_y)t^n, \quad \epsilon_y = a_0(\sigma_y - \nu\sigma_x)t^n \dots (A2)$$

曲げモーメントは

$$\begin{aligned} M_x &= \int_{-h/2}^{h/2} \sigma_x \cdot Z \cdot dZ, \quad M_y = \int_{-h/2}^{h/2} \sigma_y \cdot Z \cdot dZ \\ &\dots\dots\dots (A3) \end{aligned}$$

(A1), (A2), (A3) 式より,

$$\begin{aligned} M_x &= \frac{-h^3}{12a_0(1-\nu^2)t^n} \left(\frac{\partial^2 w}{\partial x^2} + \nu \frac{\partial^2 w}{\partial y^2} \right), \\ M_y &= \frac{-h^3}{12a_0(1-\nu^2)t^n} \left(\frac{\partial^2 w}{\partial y^2} + \nu \frac{\partial^2 w}{\partial x^2} \right) \dots\dots\dots (A4) \end{aligned}$$

(A4)より $\partial^2 w / \partial^2 x$ を消去し, 平板のモーメント¹⁶⁾を代入すると,

$$\begin{aligned} \frac{\partial^2 w}{\partial y^2} &= \frac{-12a_0 t^n}{h^3} \cdot \frac{4q \cdot a^2}{\pi^3} \cdot \frac{1}{2 \cos h \left(\frac{\pi b}{2a} \right)} \\ &\left\{ \left(\frac{\pi b}{2a} \right) \tan h \left(\frac{\pi b}{2a} \right) \cdot \cos h \left(\frac{\pi y}{a} \right) - \left(\frac{\pi y}{a} \right) \right. \\ &\quad \left. \sin h \left(\frac{\pi y}{a} \right) \right\} \sin \frac{\pi x}{a} \dots\dots\dots (A5) \end{aligned}$$

が得られる. (A5)式を次の条件で解くと,

$$\begin{aligned} \frac{\partial w}{\partial y} &= 0 \text{ (at } y=0), \quad w=0 \text{ (at } y=\pm b/2) \\ w &= \frac{12a_0 q a^4 (1-\nu^2)}{h^3} \cdot t^n \cdot \frac{1}{\cos h \left(\frac{\pi b}{2a} \right)} \\ &\cdot \frac{1}{\pi^5} \left\{ 2 \cos h \left(\frac{\pi b}{2a} \right) - \left(\frac{\pi b}{2a} \right) \tan h \left(\frac{\pi b}{2a} \right) \right. \\ &\quad \times \cos h \left(\frac{\pi y}{a} \right) + 2y \sin h \left(\frac{\pi y}{a} \right) \\ &\quad \left. - 2 \cos h \left(\frac{\pi y}{a} \right) \right\} \sin \frac{\pi x}{a} \dots\dots\dots (A6) \end{aligned}$$

(A6) 式において, x 軸 (y=0) のたわみの式は,

$$w_x = \beta \cdot \frac{t^n}{h^3} \sin \left(\frac{\pi}{a} \right) x$$

ここで $\beta = 12(1-\nu^2) \cdot \alpha \cdot q \cdot a^4 \cdot a_0$

$$\begin{aligned} \alpha &= \frac{2}{\pi^5 \cos h \left(\frac{\pi b}{2a} \right)} \left\{ 2 \cos h \left(\frac{\pi b}{2a} \right) - \left(\frac{\pi b}{2a} \right) \right. \\ &\quad \left. \tan h \left(\frac{\pi b}{2a} \right) - 2 \right\} \end{aligned}$$

軟鋼の場合 $n=0.3 \sim 0.6$ であり, 0.5 をとつた.

本文に示したバルジング量 δ は, w_x の最大値であり, 次式で与えられる.

$$(w_x)_{\max} = \beta \cdot \frac{\sqrt{t}}{h^3} \dots\dots\dots (A8)$$

文 献

- 1) 牛島: 鉄と鋼, 47 (1961), p. 116
- 2) H. KRAINER and B. TARMANN: JISI, 196 (1958), p. 105
- 3) L. BÄCKER and P. GOSSELIN: Open Hearth Proceedings 53, (1970), p. 145
- 4) J. W. DONALDSON: J. Met., 17, (1965), p. 1338
- 5) G. Van. DRUNEN, J. K. BRIMACOMBE, and F. WEINBERG: Ironmaking and Steelmaking, 2 (1975), p. 125
- 6) C. J. ADAMS: Open Hearth Proceedings, 54 (1971), p. 290
- 7) W. T. LANKFORD, J. R: Met Trans., 3(1972), p. 1331
- 8) 熊井, 浅野, 大橋, 野村, 藤井: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 156
- 9) F. WEINBERG and B. CHALMERS: Can. J. Phys., 30 (1952), p. 488
- 10) B. CHALMERS: Physical Metallurgy, (1959), p. 274 [John Wiley & Sons]
- 11) 鈴木章, 鈴木武: 日本金属学会誌, 32 (1968), p. 571
- 12) 大和久: 金属熱処理技術便覧, (1961), p. 137 [日刊工業]
- 13) 大橋, 他: 未発表
- 14) 浅野, 大橋: 鉄鋼基礎共同研究会, 凝固部会, 第 12 回 (1975)
- 15) 仙田, 松田, 高野, 渡辺, 松坂: Trans. J.W.S., 2 (1971), p. 1
- 16) 成岡, 丹羽, 山田, 白石: 構造力学, 第 III 卷, (1970), p. 111 [丸善]