

© 1990 ISIJ

 ///////////////
 論 文
 ///////////////

連続铸造スラブの内部割れ発生 限界歪みの推定

 長田修次*・松宮 徹*²・小澤浩作*³・大橋徹郎*⁴

Estimation of Critical Strain for Internal Crack Formation in Continuously Cast Slabs

Shūji NAGATA, Tooru MATSUMIYA, Kosaku OZAWA and Tetsuro OHASHI

Synopsis :

In order to estimate the exact condition of the internal crack formation in continuously cast slabs, a new evaluating equation for this critical strain has been introduced based on many factors such as steel grades, strain rate, solidified shell thickness, and surface temperature of the slabs.

The characteristic of this equation is to determine the hot ductility, especially *ZDT* at the neighbourhood of solid-liquid interface, which has not been investigated quantitatively, and to make clear the relation between the critical strain for internal crack and the width of poor ductility range calculated from shell thickness, surface temperature, and *ZDT*.

The cracking condition in cast slabs could be explained well, using this calculated critical strain based on these factors.

Key words : critical strain ; internal crack ; continuously cast slab ; strain rate ; solid-liquid interface ; hot ductility ; *ZDT*.

1. 緒 言

連続片の内部割れはその発生機構および発生条件を中心に多くの研究がなされ¹⁾²⁾、現在では技術的にはほぼ解決可能な欠陥として考えられている。しかし、連続機を新たに建設する時、あるいは無欠陥鋳片の製造を安定して実現するための操業管理においては、必ず考慮され回避されねばならない品質欠陥である。

そのため、この内部割れ発生条件を精度良く推定し、その防止を図るに当たり、割れ発生条件を判定するため

に必要な内部割れ発生限界歪み（以下、 ϵ_C で表示する）は、実連続機における歪み解析およびシミュレーション実験などを用いて、多くの研究者^{3)~11)}によって研究されてきた。しかしながら連続機の歪み解析による ϵ_C は市川ら³⁾および小島ら⁴⁾により $\epsilon_C = 0.25 \sim 0.8\%$ と報告され、一方、シミュレーション実験による ϵ_C はTable 1に示すように $\epsilon_C = 0.3 \sim 3.8\%$ と報告され、研究者による研究手法および試験条件により2~10倍も異なった結果となっている。しかし、どの研究も溶鋼を用い凝固過程にある凝固シェルに変位を与えて ϵ_C を求

Table 1. Representative experimental results of ϵ_C .

Researcher	ϵ_C (%)	$\dot{\epsilon}$ ($10^{-4}/s$)	Experimental method
T. MATSUMIYA <i>et al.</i> ⁵⁾	1.0 ~ 3.8	3.0	<i>In-situ</i> melt-bending test method
K. MIYAMURA <i>et al.</i> ⁶⁾	0.32 ~ 0.62*	5 ~ 40	Bending test of ingot
H. FUJII <i>et al.</i> ⁷⁾	1.00 ~ 1.60	20 ~ 54	Deposited metal bending test
H. SATO <i>et al.</i> ⁸⁾	0.45 ~ 0.56	1 ~ 2	Punch press test of ingot
H. SUGITANI <i>et al.</i> ⁹⁾	1.0 ~ 1.5	0.4 ~ 2.5	Bending test of ingot
K. MARUKAWA <i>et al.</i> ¹⁰⁾	3.2 ~ 3.3	15 ~ 35	Punch press test of ingot
K. NARITA <i>et al.</i> ¹¹⁾	0.5 ~ 1.0	30 ~ 60	Punch press test of ingot

ϵ_C : All data are read from the reported graphs

* : Reported ϵ_C is converted with the same definition as other researchers'

昭和 61 年 10 月本会講演大会にて発表 平成元年 1 月 23 日受付 (Received Jan. 23, 1989)

- * 新日本製鉄(株)大分製鉄所 工博 (Oita Works, Nippon Steel Corp., 1 Oaza-Nishinosu Oita 870)
- *² 新日本製鉄(株)未来領域研究センター Ph. D. (Future & Frontier Field Research Lab., Nippon Steel Corp.)
- *³ 新日本製鉄(株)広畑技術研究部 (Hirohata R & D Lab., Nippon Steel Corp.)
- *⁴ 新日本製鉄(株)中央研究本部 工博 (Central R & D Bureau, Nippon Steel Corp.)

Table 2. Chemical composition of test slabs (wt%).

Composition	C	Si	Mn	P	S	Al
Type of steel						
Al-Si (1)	0.16 ~ 0.18	0.05 ~ 0.08	0.70 ~ 0.88	0.017 ~ 0.031	0.012 ~ 0.020	0.010 ~ 0.035
Al-Si (2)	0.10 ~ 0.15	0.05 ~ 0.08	0.39 ~ 0.43	0.018 ~ 0.024	0.008 ~ 0.017	0.010 ~ 0.033
Al-K	0.041 ~ 0.082	0.05 ~ 0.034	0.18 ~ 0.39	0.012 ~ 0.026	0.005 ~ 0.017	0.030 ~ 0.080

Table 3. Casting condition of test.

Item	CCM	Low head CCM	Oita #4 CCM
Slab thickness		250 & 150 mm	280 mm
Slab width		1 050 mm	1 800 mm
Casting speed		0.6 ~ 2.5 m/min	1.2 ~ 1.48 m/min
Straightening method		19, 15, 7 points unbending	1 point unbending
Compression force*		0 t	100 ~ 200 t
Specific cooling water		0.2 ~ 1.4 l/kg	0.6 l/kg

* : The force is applied to the strand by compression casting technique to prevent internal cracks

めているので、研究者間はもちろん実連鋳機の解析結果とも著しく異なる値が出るとは考えにくい。そこでこれらの違いは試験法の違いというよりは、その時の試験条件、すなわちこれらの試験における歪み速度、凝固シェル厚、鋳片表面温度（以下、おのおの $\dot{\epsilon}$, d , T_0 で表示する）など種々の要因の影響が現れ、結果として異なる ϵ_C が得られたものであると考えた。

本研究は、実際の連続鋳造における $\dot{\epsilon}$, d , T_0 など種々の要因の ϵ_C への影響を定量的に評価し、連続鋳造の全過程における ϵ_C を精度よく推定する式を確立することを目的とした。研究はまず従来の知見^{1)~11)} から ϵ_C の要因を絞り込み、それをもとに鋼種および鋳造条件の影響も考慮して、今までの研究結果^{3)~11)} を統一的に説明できる新しい限界歪み式の確立を図る順序で行った。

2. 実験方法

2.1 内部割れ発生傾向に及ぼす鋼種の影響

連鋳片の内部割れは Table 2 に示す成分の鋼を基準円弧半径 3 m のローヘッド連鋳機¹²⁾ ならびに大分製鉄所の 4 号連鋳機を用いて、Table 3 の試験条件で鋳造し調査した。その場合の内部割れの判定は、鋳片の幅中央部鋳造方向断面のサルファープリントにより行い、その評価は内部割れの発生と伝播を分離するため試片単位長さ当たりの内部割れ個数で定義した内部割れ発生密度（個/m）により定量的に評価した。

2.2 溶融曲げ試験による内部割れ発生限界歪みの測定

松宮ら⁵⁾ は、溶融曲げ試験により内部割れが発生する時の歪み量およびその時の d , T_0 を高精度に測定し、鋼の ϵ_C を精度よく求める方法を確立した。しかし、松

Table 4. Chemical composition of specimen.

No.	(wt%)					
	C	Si	Mn	P	S	T-Al
1	0.148	0.159	0.36	0.012	0.006	0.015
2	0.146	0.055	0.526	0.016	0.011	0.027
3	0.142	0.055	0.77	0.022	0.015	0.019
4	0.179	0.346	1.36	0.019	0.003	0.028
5	0.166	0.060	0.72	0.023	0.017	0.021
6	0.45	0.24	0.78	0.018	0.029	0.010

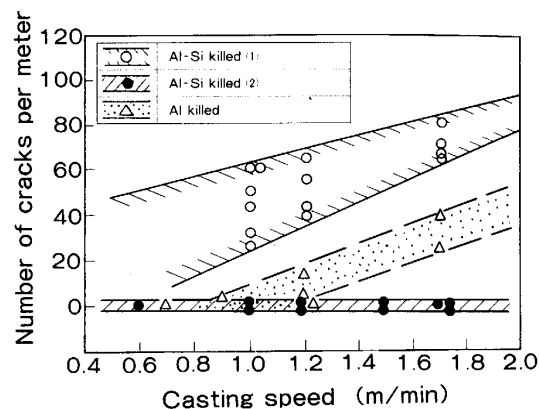


Fig. 1. Influence of casting speed on internal cracking frequency.

宮らが報告した ϵ_C は 6 種の化学成分の鋼に対してであったので、本研究はこの高精度の測定手法をさらに Table 4 に示す内部割れが問題となりやすい化学成分の実用鋼に適用し、 $\dot{\epsilon}$ が一定条件下 ($= 3 \times 10^{-4}/s$) における ϵ_C の測定数の増加を図った。

3. 割れ発生限界歪みの影響因子

ϵ_C の影響因子は一般に鋼種、 $\dot{\epsilon}$, d , 凝固組織等と言われている^{1)~11)}。Fig. 1 は Table 2 の鋼種を Table 3 に示すローヘッド連鋳機の鋳造条件で鋳造した時の内部割れ発生傾向に及ぼす鋼種の影響を示すが、鋼種によりその発生傾向は大きく異なっている。この結果は従来の知見¹⁾²⁾ と同じなので、本章では鋼種以外の要因である $\dot{\epsilon}$, d の影響を従来の結果をもとに総合的に整理して示す。

3.1 歪み速度の影響

ϵ_C の $\dot{\epsilon}$ 依存性を解明するための研究は多く行われて

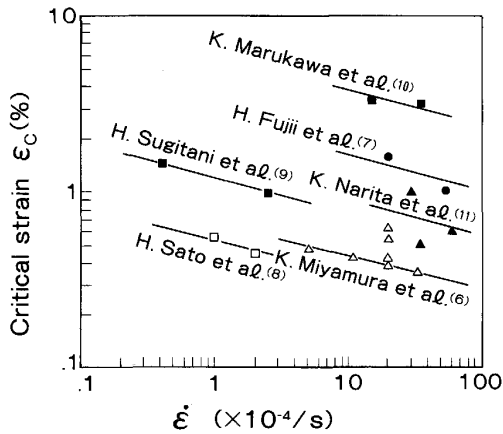


Fig. 2. Influence of strain rate on the critical strain for internal cracks.

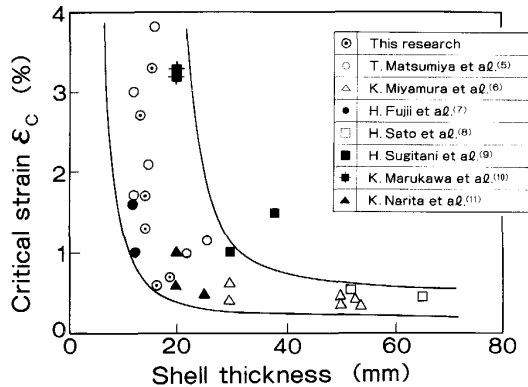


Fig. 3. Influence of estimated solidified shell thickness on the critical strain for internal cracks.

きたが^{6)~11)}, 測定された ϵ_c は Table 1 のように研究者により大きく異なっている上, その依存性も数式として定量的には示されていない. これらの結果を各研究者ごとにまとめ Fig. 2 に示すと, 両対数グラフにおいて ϵ_c と $\dot{\epsilon}$ の関係はほぼ同じ勾配を持つことがわかる.

このことは, 各研究者により調べられた ϵ_c は, ほぼ同じ $\dot{\epsilon}$ 依存性を示すが, 鋼種, 鋳片サイズなどの試験条件が異なったため, 得られた ϵ_c が Table 1 のように異なったことを推測させる.

3.2 凝固シェル厚の影響

現在までのところ, ϵ_c におよぼす d の影響は, ほとんど解明されていない. しかし, Table 1 の各研究者による ϵ_c の測定結果を, 試験条件から推定される温度と試験法から推定される固相線を示す凝固係数を用いた $K\sqrt{t}$ 式により推定した d に対して整理すると Fig. 3 のようになり, ϵ_c は d に大きく依存し, d が薄くなるほど著しく増大することがわかる.

以上は ϵ_c におよぼす鋼種, $\dot{\epsilon}$, d の影響を定量的に

整理したものであるが, これらの整理だけでは ϵ_c の鋼種および鋳造条件の影響を系統的に評価することはできない. そこで ϵ_c におけるこれらの要因の系統的な定量化を行うため, 新しい限界歪み式の検討を行った.

なお, ϵ_c におよぼす凝固組織の影響については, 川和²⁾ により示されているように凝固組織が内部割れの成長程度を左右する因子であると考えられる上, 凝固組織の違いの定量化が困難なため, ここでは柱状晶組織での ϵ_c に限定して検討することにした.

4. 脆化域幅を考慮した新限界歪み式の検討

内部割れは固液界面に存在する柱状晶が引張歪みにより開口し, そこに濃化溶鋼がヒーリングする現象であるが²⁾, ϵ_c はこの濃化溶鋼がヒーリングする限界を示す凝固組織の変形歪み量を意味している.

ところで, この限界歪みを磯部ら¹³⁾ は, アルミニウム合金の鋳造割れの発生条件として詳細に研究し, 鋳造割れは固液共存状態において強度が現れ始める温度 (= 準固相線温度) から, 固相線温度に相当する強度が急激な増加を示す温度までの温度区間と極めて相関が強いことを示した. ここでこの強度が現れ始める温度とは, 柱状晶のネットワークが鋳片全体におよび, それらが全体的な連繋をもつようになる温度を意味している. 一方, 強度が急激な増加を示す温度とは, 固相率が 1.0 に相当する凝固状態になる固相線温度を意味している. そこで, 本研究でも ϵ_c をこの準固相線温度と固相線までの温度区間との関係で解析し, 定量化することを試みた.

ところで実用鋼において, このような準固相線温度の存在はいまだ報告されていない. しかし, ここ 5~6 年の間に集中的に行われた鋼の高温域の機械的特性の研究によると¹⁴⁾¹⁵⁾, 鋼においては平衡状態図における固相線温度 (以下, T_s と表示する) より 30~50°C 低温側に強度および延性が発生し始める温度 (ZST, および ZDT) の存在することが明らかにされている. 同時にこれは鋼の場合, 鋳片温度が T_s より低温になっても粒界面あるいは柱状晶界面に液膜が残留し, その液膜の存在により強度および延性を出し得ないためであることも示されている.

ところで, 鋼にこのような現象が現れる理由は, ADAMS¹⁶⁾ および WEINBERG¹⁵⁾ によると凝固過程において C, P, S 等の鋼中の溶質元素が粒界面あるいは柱状晶界面に偏析し, その結果としてその部分の融点が降下し, マトリックスが凝固しても部分的に液膜が残留するためと考えられている. したがって凝固がさらに進み, この液膜も完全に凝固すれば, すなわち ZST, ZDT 以下の

温度になればマトリックス全体は強度および延性を示すことになる。このことは、ZSTおよびZDTは非平衡状態における実質の固相線に相当する温度ということになる。ところで、実用鋼において実験的にまだ見いだされていない準固相線に相当する温度は、本来、マトリックスの柱状晶が連繋をもつようになる温度なので、鋼の場合には固相率が1に近い温度として平衡状態の固相線温度を取り上げ準固相線温度に相当するものと仮定し、脆化域の尺度とした。その結果、磯部ら¹³⁾の準固相線温度と固相線温度に相当する温度区間は、本研究では T_S とZST、あるいは T_S とZDTの間の温度区間に対応するという仮説を立てた。

本研究はこの T_S とZSTあるいは T_S とZDTの温度区間を脆化域幅(以下、 η で表示する)と定義し、これと ϵ_C との関係を実験的に解析し、見いだした相関性をもとにその関係を ϵ_C の推定式として定式化したものである。

以下に限界歪み式の検討過程を、 η の推定、および η と ϵ_C との関係にわけて述べる。なお、 η の推定に当たり、本研究では T_S とZDTの温度区間を採用した。それは鈴木ら¹⁴⁾の研究結果からZSTとZDTはほぼ同じ温度である上、強度あるいは延性が零になる時の温度に対する変化率が延性の方が著しく大きく、ZDTの推定精度の方が高いと判断したからである。

4.1 脆化域幅の推定方法

η は T_S とZDTとの間の温度域幅として定義したので、支配因子は T_S 、ZDT、鑄片断面内温度分布および d があげられる。ところで、3章では ϵ_C の影響因子として鋼種、 d 、 $\dot{\epsilon}$ を示した。この内、鋼種すなわち鋼の成分は T_S 、ZDTに影響を与え、 d は鑄片断面内の温度分布を介して η の大きさに影響を与える。したがって3章で明らかにした要因の二つは、この η の中で検討されることになる。そこで、各因子を以下の解析と考察にもとづき定量化し、その結果として η の推定式を導出した。

4.1.1 T_S の推定

基本的には現在広く用いられている平居の式¹⁷⁾を用いたが、平居の式でのPの T_S への寄与がFe-P二元系状態図における固相線の温度降下量と比較して500[%P]とあまりにも大きいので、平居との討議の上、以下のような修正を行った。すなわち、KUBASHEWSKI¹⁸⁾のFe-P二元系状態図における液相線温度の降下量は、ほぼ34.4[%P]と定量化できるがその時のPの固液分配係数はSCHÜRMANN *et al.*¹⁹⁾、上島ら²⁰⁾によると0.21~0.25(0.02%Pでは0.22)になると報告されている。

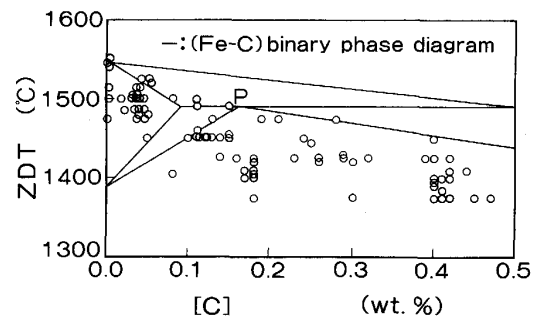


Fig. 4. Relation between carbon content and ZDT in reference to (Fe-C) binary phase diagram.

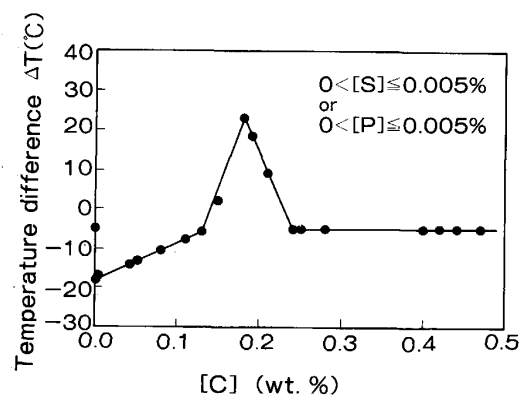


Fig. 5. Relation between temperature difference ΔT and carbon content (Electrolytic iron component).

そこで両者の商をとると、 T_S のPによる温度降下量は156[%P]となる。本研究では実用鋼についてもこの値が成立すると仮定し、 T_S の推定式として式(1)を採用した。

$$T_S = \theta_S - 20.5 [\% \text{ Si}] - 6.5 [\% \text{ Mn}] - 2.0 [\% \text{ Cr}] - 1.5 [\% \text{ Ni}] - 5.5 [\% \text{ Al}] - 156 [\% \text{ P}] - 700 [\% \text{ S}] \dots\dots\dots (1)$$

ここで、

$$\begin{aligned} \theta_S &= 1536 - 420 [\% \text{ C}] \dots\dots [\% \text{ C}] \leq 0.10 \\ &= 1494 \dots\dots 0.10 < [\% \text{ C}] \leq 0.185 \dots\dots (2) \\ &= 1525.2 - 168.8 [\% \text{ C}] \dots\dots 0.185 < [\% \text{ C}] \end{aligned}$$

4.1.2 ZDTの推定

鋼のZDTを研究した結果は種々あるが^{14)~16)}、このZDTを支配する要因の定量的な解析はいまだ試みられていない。本研究は鈴木ら¹⁴⁾により行われた電解鉄、電解鉄をベースにしてC、Mn、P、Sなどを単独に添加した鋼、さらに実用鋼などの総計85の組成の鋼におけるZDTを以下の手法により解析し、その定量化を試みた。

Fig. 4は鈴木ら¹⁴⁾が測定した全試片のZDTとC量

との関係を示す。同図より ZDT は C 量が少ないほど T_S に近づくが、鋼の組成によっては同じ C 量でも T_S より 50~100°C も低い場合もあると言える。これは他の不純物元素の影響によるものと考えられるので、まず ZDT と T_S との間の偏差温度を ΔT と表し、 $\Delta T = T_S - ZDT$ とした場合の ΔT におよぼす C, Si, Mn, P, S の影響を解析した。

(1) ΔT におよぼす C 量の影響

Fig. 5 は、この偏差温度 ΔT におよぼす C 量の影響を示す。これより、この影響は $0 < [\% C] \leq 0.14$, $0.14 < [\% C] \leq 0.18$, $0.18 < [\% C] \leq 0.24$, $0.24 < [\% C] \leq 0.5$ の 4 領域にわかれた作用をすることがわかるが、この 4 領域の発生は WEINBERG¹⁵⁾ による高温での延性-脆性遷移温度の測定結果とほぼ一致する。WEINBERG¹⁵⁾ はこの現象を脆性破壊の発生原因が粒界の溶融 (Grain boundary melting) からデンドライト樹間溶融 (Interdendritic melting) に変わることによると説明している。また Fig. 5 において ΔT が最も大きくなる $[\% C] = 0.18\%$ は、Fe-C 系状態図における包晶反応域で Fig. 4 の P 点と一致するが、このことはこの現象が包晶変態と密接な関係を有していることを示唆している。

そこで、Fig. 5 をもとに C の存在による T_S と ZDT との偏差温度 ΔT_C を推定する式として、式(3)が得られた。

$$\begin{aligned} \Delta T_C &= 92.86 [\% C] - 18 \quad 0 < [\% C] \leq 0.14 \\ &= 700 [\% C] - 103 \cdots 0.14 < [\% C] \leq 0.18 \\ &= -466.7 [\% C] + 107 \cdots 0.18 < [\% C] \leq 0.24 \\ &= -5 \cdots \cdots 0.24 < [\% C] \leq 0.50 \cdots \cdots (3) \end{aligned}$$

(2) ΔT におよぼす P, S の影響

P, S は柱状晶あるいは粒状晶の粒界にマイクロ偏析したり、あるいは特に S の場合には MnS として粒界に晶出あるいは析出することにより ϵ_C を低下させる元素として知られている²¹⁾²⁾。しかし、これらの研究はすべて鑄片の内部割れの直接観察から出されたものであって、通常 5~10 mm にもおよぶかなり大きな内部割れの密度と、幅、長さ等の割れの大きさもその評価の中に入れられている²¹⁾。したがってこの評価は内部割れ発生の限界歪みだけでなく、多くの場合、割れの大きさも考慮された品質的に有害な割れ発生の限界歪みとして評価されている。その場合は当然、固液界面での割れの発生傾向ばかりではなく、すでに凝固している柱状晶および粒状晶部の粒界への割れの伝播も問題となる。したがってこの時は、MnS の析出は特に重要な要素と考えられる。しかし、本研究で対象とする ϵ_C は固液界面での内

Table 5. Regression coefficients in the multiple regression analysis of ΔT_{PS} .

Correlation	Composition	S	P	Mn	Si
Regression coefficient		1 410	1 015	1.56	-12.94
t_0 value		14.7	16.8	0.64	-1.30

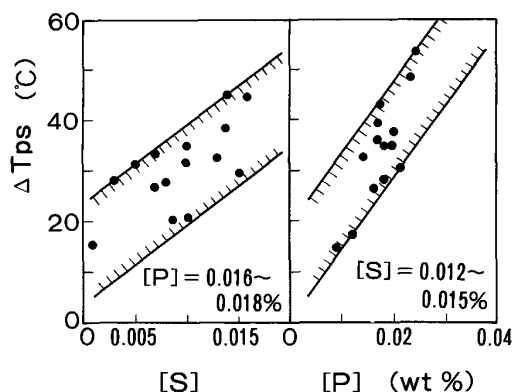


Fig. 6. Relation between ΔT_{PS} and sulfur, phosphorus contents.

部割れ発生の限界歪みであって、すでに凝固している部分の割れの伝播性は対象としていない。その上、実用鋼における MnS の生成温度は伊藤ら²²⁾によると、Mn と S の含有量にもよるが 1.2% Mn でも約 1420°C 以下と報告されており、連鑄片での内部割れが問題となる固液界面近傍の温度 (Fig. 4 より約 1530~1400°C) では、Mn と S のほとんどが固溶状態にあるか、ごく少量の MnS が晶出しているにすぎないと理解される。したがって本研究では、S は MnS としてではなく、WEINBERG¹⁵⁾, ADAMS¹⁶⁾ が言っているように柱状晶界面へのマイクロ偏析として作用すると考えた。この結果、P と S の ZDT への影響は両成分の上記界面への偏析が問題と考え、両元素の含有量が直接 ZDT に影響するとして検討した。

Fig. 6 は C 以外の P, S などの溶質元素の影響を $\Delta T_{PS} = T_S - \Delta T_C$ (実測 ZDT) と定義し、その結果を P, S 量に対して示したものである。これより P, S は互いに交絡して現れているものの、 ΔT_{PS} とほぼ比例関係にあると言える。そこで、 ΔT_{PS} におよぼす P, S, Mn, Si の含有量の影響を調べるために重回帰分析をした。Table 5 は、その結果として得られた回帰係数と相関の検定に用いられた t_0 値を示すが、 t_0 値からみると Mn, Si は ΔT_{PS} に対して相関がないと言える。このことは ZDT におよぼす Mn, Si の影響は実用鋼の成分範囲ではほとんど無視できることを示している。そこで、この重回帰分析を P, S のみについて行うと式(4)の

回帰式が得られた。

$$\Delta T_{PS} = 1007 [\% P] + 1411 [\% S] \dots\dots\dots (4)$$

なお、本推定式の適用 P 範囲は実測値との対応が十分検討されている $[\% P] \leq 0.04\%$ とする。

以上の結果を総合すると、ZDT の推定式は式(5)のようにまとめられる。

$$ZDT = T_S - \Delta T_C - \Delta T_{PS} \dots\dots\dots (5)$$

ここで、

$$\begin{aligned} \Delta T_C &= 92.86 [\% C] - 18 \dots\dots 0 < [\% C] \leq 0.14 \\ &= 700 [\% C] - 103 \dots\dots 0.14 < [\% C] \leq 0.18 \\ &= -466.7 [\% C] + 107 \dots\dots 0.18 < [\% C] \leq 0.24 \\ &= -5 \dots\dots 0.24 < [\% C] \leq 0.50 \dots\dots\dots (6) \end{aligned}$$

$$\Delta T_{PS} = 1007 [\% P] + 1411 [\% S] \dots\dots\dots (7)$$

なお、適用 P 範囲は $[\% P] \leq 0.04\%$ とする。以上の式から推定される ZDT は、Fig. 4 の実測値に対して $\pm 20^\circ\text{C}$ 以内の対応を示した。

4.1.3 鋳片断面内温度分布の推定

ZDT は以上のモデル式で推定できるようになったが、この温度を使って η を推定するには、鋳片内での温度分布の正確な推定が必要である。通常の簡易的な方法での鋳片断面内温度分布は、 T_0 と中心温度を直線分布に近似して推定している。しかし、凝固界面ではこのような安易な温度の近似は危険である。

そこで、連鋳機における 2 次冷却条件下での固液界面近傍のシェル内温度分布を 2 次元伝熱解析により、シェル厚が 30 mm から 150 mm、表面温度が 700°C から 1000°C にわたり検討した。その結果、 d および T_0 を式(8)、式(9)のように無次元表示すると固液界面近傍の鋳片内温度は、式(10)のような簡易式により 90% 以上の推定精度で推定可能なことが判明した。

$$t_i = (T_i - T_0) / (T_S - T_0) \dots\dots\dots (8)$$

$$\alpha_i = d_i / d \dots\dots\dots (9)$$

$$\alpha_i = t_i^{1.291} \dots\dots\dots (10)$$

ここで、 t_i は位置 i における温度比を、 T_i は位置 i における温度 ($^\circ\text{C}$) を、 T_0 は表面温度 ($^\circ\text{C}$) を、 T_S は式(1)で示される固相線温度 ($^\circ\text{C}$) を示す。また α_i は位置 i におけるシェル厚比を、 d_i は位置 i の表面からの深さ (mm) を、 d はシェル厚 (mm) を意味している。

この結果、 T_S および ZDT がわかれば ZDT の表面からの位置が求められるので、 η は式(11)により求まる。

$$\eta = d - d_Z = d - \alpha_Z d = (1 - \alpha_Z) d = \alpha d \dots\dots (11)$$

ここで、

$$\alpha = 1.0 - t_Z^{1.291} \dots\dots\dots (12)$$

$$t_Z = (ZDT - T_0) / (T_S - T_0) \dots\dots\dots (13)$$

なお、 d_Z は表面から ZDT 位置の深さ (mm) を、 α_Z は ZDT 位置のシェル厚比を、ZDT は式(5)で求められる ZDT ($^\circ\text{C}$) を、 t_Z は ZDT の温度比を意味している。

4.2 限界歪みと脆化域幅の関係

η と ϵ_C の関係については現在まで検討されたこともない上、現段階では理論的にも解明の突破口が見いだせない。そこで、Table 1 に示した現在までに明らかにされている ϵ_C 、および本研究により求められた ϵ_C に対して、その時の η を推定し、その η と ϵ_C との関係求めた。しかし、この場合の ϵ_C の試験条件を大別すると、第 1 は $\dot{\epsilon}$ をほぼ一定 ($\dot{\epsilon} = 3 \times 10^{-4}/\text{s}$) とし鋼種の影響を調べた本研究と松宮らの試験⁵⁾、第 2 は中炭 Al-Si キルド鋼を主成分として $\dot{\epsilon}$ の影響を中心に求めた研究^{6)~11)} の二つのグループにわけられる。

そこで、 $\dot{\epsilon}$ が一定の条件で行われた本研究および松宮らのテスト結果⁵⁾から、まず $\dot{\epsilon}$ が一定の条件下での ϵ_C - η の関係を求め、さらにその関係に $\dot{\epsilon}$ の影響を付加して総合的な ϵ_C - η の関係へ発展させる方針をとった。

Fig. 7 は、 $\dot{\epsilon}$ 一定 ($= 3 \times 10^{-4}/\text{s}$) のもとの ϵ_C と η の関係を見たものである。両者の間には明瞭な曲線関係が認められる。式(14)は種々の鋼種に対する当関係を

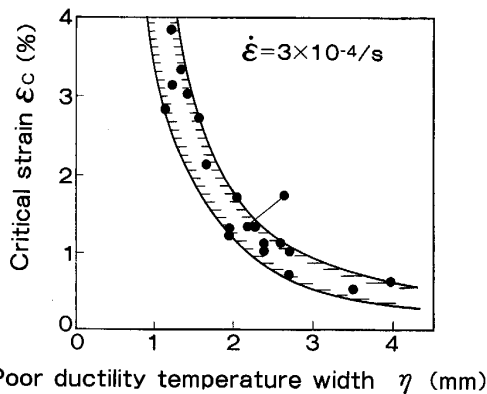


Fig. 7. Relation between critical strain for internal cracks and poor ductility temperature width.

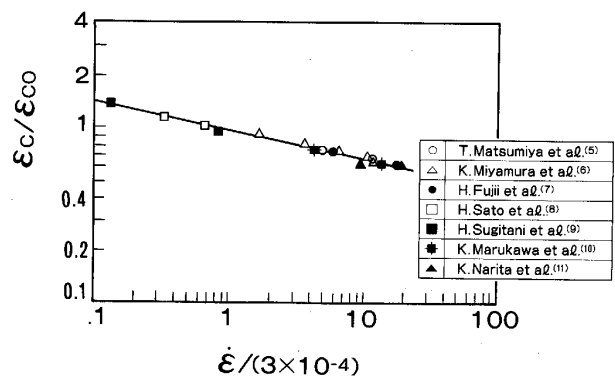


Fig. 8. Relation between normalized $\epsilon_C (= \epsilon_C / \epsilon_{C0})$ and normalized $\dot{\epsilon} (= \dot{\epsilon} / (3 \times 10^{-4}))$.

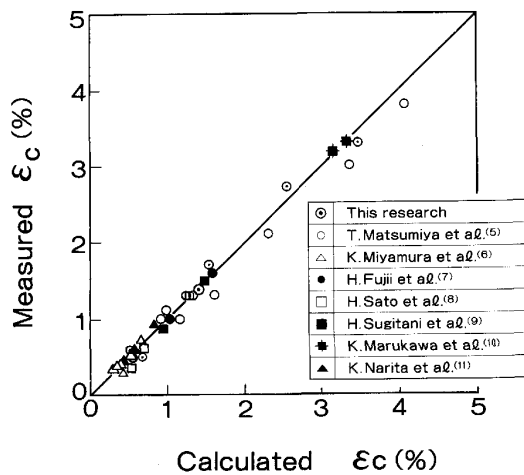


Fig. 9. Comparison of measured ϵ_c with calculated ϵ_c using this model.

定式化したものである。以下、この $\dot{\epsilon}$ 下での ϵ_c を規準化限界歪みとして ϵ_{CO} で表す。

$$\begin{aligned} \epsilon_{CO} &= 6.02 \eta^{-2.13} \dots\dots 1 \leq \eta \leq 3 \dots\dots\dots(14) \\ &= 0.77 \eta^{-0.258} \dots\dots 3 < \eta \end{aligned}$$

一方、 ϵ_c と $\dot{\epsilon}$ との間には 3・1 に示したように、Fig. 2 の関係が認められる。これは ϵ_c の $\dot{\epsilon}$ 依存性は研究者間でほぼ同じであるが、各研究者のテストにおける鋼種、 d 、 T_0 の違いがその ϵ_c のレベルの違いをもたらしたことを推測させる。そこで、これらの鋼種、 d 、 T_0 の影響を $\dot{\epsilon} = 3 \times 10^{-4}/s$ という同一 $\dot{\epsilon}$ 下で論じるために、式(14)を用いて Table 1 の各研究者の条件に対して規準化限界歪み ϵ_{CO} を推定し実測の ϵ_c との比をとり縦軸に、一方、その時の実際の $\dot{\epsilon}$ と $3 \times 10^{-4}/s$ との比を横軸に図示して、それらの関係を Fig. 8 に示した。なおこの場合、Table 1 の各研究者の実験には必ずしも ϵ_c の算出に必要な基本データがすべて明示されていたわけではないので、提示されていない d 、 T_0 等の値は試験法の経験から筆者が推定した値を用いた。この結果は、同図のように各研究者の広範な $\dot{\epsilon}$ の条件下での ϵ_c がほぼ同一の関係の線上にのることを示している。このことは、各研究者のテスト結果は $\dot{\epsilon}$ 、鋼種、 d 、 T_0 が異なったため種々の ϵ_c を示したが、鋼種、 d 、 T_0 を考慮した規準化限界歪みを用いると同一の ϵ_c - $\dot{\epsilon}$ の関係に規準化できることを示しており、式(15)として表される。

$$\epsilon_c = \epsilon_{CO} (\dot{\epsilon} / 3 \times 10^{-4})^{-0.167} \dots\dots\dots(15)$$

ここで ϵ_c は、 $\dot{\epsilon}$ を考慮した限界歪みを、 ϵ_{CO} は式(14)で求められる $\dot{\epsilon} = 3 \times 10^{-4}/s$ 時の規準化限界歪みを意味している。

Fig. 9 は Table 1 および本研究で求められた実測 ϵ_c

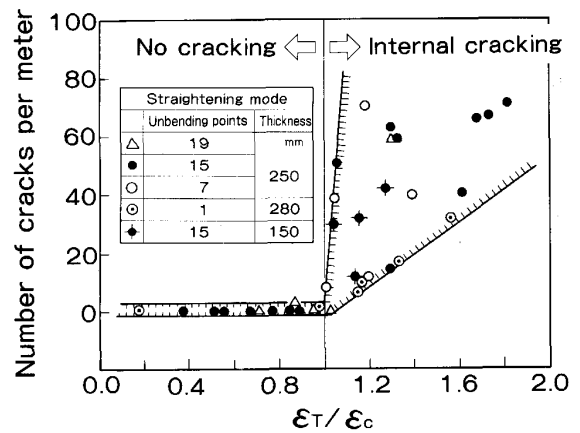


Fig. 10. Relation between internal cracking frequency with normalized strain (ϵ_T/ϵ_c).

と、式(15)により算出される ϵ_c の推定値との対応を示したものである。これより 2~10 倍も異なって報告されていた ϵ_c が、試験条件の違いを考慮した本モデル式による推定値とよい対応を示すことがわかる。このことは鋼種、 $\dot{\epsilon}$ 、 casting conditions が異なった種々の条件での ϵ_c も、本モデルで統一して整理でき、かつ推定できることを示している。

5. 本モデルの ϵ_c を用いた歪み解析による内部割れ発生性の推定と製造実績との対応

铸造された铸片の各ロール位置における総合内部歪み(以下、 ϵ_T と表示する)と ϵ_c との比、すなわち ϵ_T/ϵ_c (以下、 R_{TC} と表示する)は、その铸片が有する ϵ_c に対して加えられた内部歪みがどの程度であることを示している。したがって、この $R_{TC} > 1$ ならば内部割れが発生し、 $R_{TC} \leq 1$ ならば内部割れが発生しない条件になる。そこで 2・1 に示した铸造試験において、この R_{TC} が最も大きくなるロール位置での値、すなわち最大 R_{TC} と各铸造材の実績割れ密度との関係を調査した。Fig. 10 は、Table 2 の鋼種を用いて Table 3 に示した種々の曲げ矯正法、铸片厚、铸造速度、並びに CPC という広範な操業条件で铸造した時の内部割れ発生密度をこの R_{TC} に対して図示したものである。ここで ϵ_T および ϵ_c は、连铸機内の T_0 および d を温度計および鋸打法で検証した 2 次元差分計算で各ロール位置ごとに求め、かつ、ロール曲がりおよびミスアライメントなどの操業因子に対しては、ロール整備規準である最大 0.5 mm のミスアライメントがどの場合にも存在したとして算出したが、 ϵ_T は梶岡ら²³⁾、瀬々ら²⁴⁾の理論的解析手法により、また ϵ_c は式(15)により求めた。同図より $R_{TC} > 1$ では完全に内部割れが発生しており、 $R_{TC} \leq 1$ では内部割れ

は全く発生していないことがわかる。その上、 $R_{TC} > 1$ の条件下では R_{TC} の増大とともに内部割れ発生密度は、多少ばらつきはあるものの急激に増加しており、内部割れ発生傾向と一致している。

このように、これだけ広範な条件下での内部割れ判定がここまで明確にできることは、この内部歪み解析方法で内部割れの発生条件を事実上解明しており、かつその推定精度が高いことを示している。同時に、この解析に用いられた ϵ_T および ϵ_C の推定式も妥当であることを示している。この結果、式(15)に示した ϵ_C の推定式は種々の鋼種および鋳造条件に対して信頼性の高い推定式であると言える。

6. 結 言

連鋳片の内部割れ発生条件を精度よく推定するために鋼種、 $\dot{\epsilon}$ 、凝固シェル厚、鋳片表面温度等の影響も考慮した新しい内部割れ発生限界歪みの推定式を確立した。

新限界歪み式の最大の特徴は、今までの研究において定量的に評価されていなかった鋼の融点近傍の脆化特性、特に ZDT を実験式として定量化し、それから導出した脆化域幅と実験的に求められた内発割れ発生限界歪みとの関係を解明したところにあり、下式で表示される。

$$\epsilon_C = \epsilon_{CO} (\dot{\epsilon}/3 \times 10^{-4})^{-0.167} \dots\dots\dots(16)$$

ここで、

$$\epsilon_{CO} = 6.02 \eta^{-2.13} \dots\dots\dots 1 \leq \eta \leq 3$$

$$= 0.77 \eta^{-0.258} \dots\dots 3 < \eta$$

$$\eta = \alpha \cdot d$$

$$\alpha = 1.0 - t_Z^{1.291}$$

$$t_Z = (ZDT - T_0)/(T_S - T_0)$$

なお、本式は柱状晶組織を対象としたもので、 ϵ_C は内部割れ発生限界歪み(%)を、 $\dot{\epsilon}$ は歪み速度(1/s)を、 ϵ_{CO} は $\dot{\epsilon}$ が $3 \times 10^{-4}/s$ 時の規準化限界歪み(%)を、 η は脆化域幅(mm)を、 d は凝固シェル厚(mm)を、 T_0 は表面温度(°C)を、 T_S は式(1)で求められる固相線温度(°C)を、 ZDT は式(5)で求められる ZDT (°C)

を意味している。

終わりにあたり、 ZDT の詳細な測定結果を提供していただきました鈴木洋夫博士に深く謝意を表します。

文 献

- 1) 藤井博務, 大橋徹郎, 広本 健: 鉄と鋼, **62** (1976), p. 1813
- 2) 川和高穂: 鋼の連続鋳造技術における最近の進歩(日本鉄鋼協会編) (1976), p. 171
- 3) 市川 浩, 野寄徳彦, 木村智彦, 丸川雄浄, 川崎守夫: 鉄と鋼, **63** (1977), S 152
- 4) 小島信司, 松川敏胤, 児玉正範: 川崎製鉄技報, **12** (1980), p. 505
- 5) 松宮 徹, 井藤三千寿, 中村 泰, 山口重裕, 梶岡博幸: 連続鋳造における力学挙動(鉄鋼基礎共同研究会連続鋳造における力学的挙動部会編) (1985), p. 20
- 6) 宮村 紘, 越智昭彦, 金丸和雄, 金子信義: 鉄と鋼, **62** (1976), S 482
- 7) 藤井博務, 大橋徹郎, 広本 健: 鉄と鋼, **62** (1976), S 484
- 8) 佐藤秀樹, 北川 融, 村上勝彦, 川和高穂: 鉄と鋼, **61** (1975), p. 471
- 9) 杉谷泰夫, 中村正宣, 河嶋寿一: 鉄と鋼, **66** (1980), S 193
- 10) 丸川雄浄, 川崎守夫, 木村智彦, 石村 進: 鉄と鋼, **64** (1978), S 661
- 11) 成田貴一, 森 隆資, 宮崎 純, 綾田研三, 藤巻正憲: 鉄と鋼, **64** (1978), S 152
- 12) 村上 正, 山地千博, 西股 茂, 小野田進, 河村哲郎, 喜多村治雄: 鉄と鋼, **72** (1986), S 137
- 13) 磯部俊夫, 久保田昌男, 北岡山治: 鋳物, **50** (1978), p. 425
- 14) 鈴木洋夫, 中村 泰, 西村 哲: 連続鋳造における力学挙動(鉄鋼基礎共同研究会連続鋳造における力学的挙動部会編) (1985), p. 87
- 15) F. WEINBERG: Metall. Trans. B, **10** (1979), p. 219
- 16) C. J. ADAMS: Proc. Open Hearth Conference, Pittsburgh, **54** (1971), p. 290
- 17) 平居正純: 学振 19 委員会報告 No. 8837 凝固 46 (1968)
- 18) O. KUBASHEWSKI: Iron-Binary Phase Diagrams (1982) [Springer Verlag, Berlin]
- 19) E. SCHÜRMANN, C. ZULLERFELD, H. PETER and K. HAGEN: Arch. Eisenhüttenwes., **51** (1980), p. 325
- 20) 上島良之, 松宮 徹, 梶岡博幸, 溝口庄三: 私信 (1983)
- 21) K. WÜNNENBERG and R. FLENDER: Ironmaking Steelmaking, **12** (1985), p. 22
- 22) 伊藤洋一, 米澤 襄, 松原嘉市: 鉄と鋼, **68** (1982), p. 1569
- 23) 梶岡博幸, 松宮 徹, 長田修次, 武田安夫, 井垣至弘, 丹野 仁: 鉄と鋼, **72** (1986), S 993
- 24) 瀬々昌文, 三隅秀幸, 長田修次, 白井登喜也, 前田勝宏, 鳥谷嘉幸: 鉄と鋼, **73** (1987), S 908