

ガス吹き込み型浸漬ノズルの割れ発生防止

笹井 勝浩*・水上 義正*

Prevention of Cracks in Gas Injection Type Immersion Nozzle

Katsuhiko SASAI and Yoshimasa MIZUKAMI

Synopsis : The mechanism by which cracks are occurred in the immersion nozzle with silicaless inner porous refractory developed to stabilize the injection of argon gas into molten steel, and the prevention of nozzle cracking have been investigated. The results obtained are as follows.

(1) Models for estimating the crack formation pressure and hot argon gas pressure for the immersion nozzle were proposed. Using those models, a theory for preventing nozzle cracking according to casting conditions was worked out.

(2) With the immersion nozzle with silicaless inner porous refractory, the hot argon gas pressure did not drop. Therefore, when the initial argon gas pressure is substantially high, a longitudinal crack tends to occur easily in the powder line which deteriorates in strength due to corrosion in the latter half of casting operation.

(3) By increasing the immersion nozzle wall thickness to improve its strength and controlling the hot argon gas pressure below the crack formation pressure, it is possible to prevent cracks in the immersion nozzle with silicaless inner porous refractory.

Key words : immersion nozzle ; argon pressure, crack, powder corrosion, strength, silicaless, alumina graphite.

1. 緒言

鋼の連続鋳造において、ノズル詰まり防止を目的として浸漬ノズル内壁の多孔質耐火物（内孔体）からArガス吹き込みが行われている。このガス吹き込みを効果的に実施するためには、Arガスを安定して均一微細に吹き込むことが重要である¹⁾。しかし、SiO₂を含有するアルミナグラファイト材質からなる内孔体は鋳造中にSiO₂消失²⁾³⁾に伴い気孔径・気孔率が増大し、その結果Arガス気泡の粗大化、Arガス背圧の低下等が生じる。このため、著者らはガス吹き込みの安定化を目的として、内孔体の反応を防止したシリカレス内孔体浸漬ノズルの鋳造実験を行ったが、ノズル本体外周のパウダーライン部に縦割れが発生するといった問題が生じた。

そこで、本研究では、シリカレス内孔体浸漬ノズルの割れ発生機構を明らかにし、その防止対策について検討した。

2. 実験方法

実験に使用したガス吹き込み型浸漬ノズルの形状をFig. 1に示す。ノズル本体はパウダーライン部高さ位置で内径119mm、外径185mm、内孔体は内径90mm、外径114mm、長さ277mmである。また、浸漬ノズル本体のパウダーライン部をZrO₂-C系、内孔体をAl₂O₃-C-SiO₂系（シリカ含有内孔

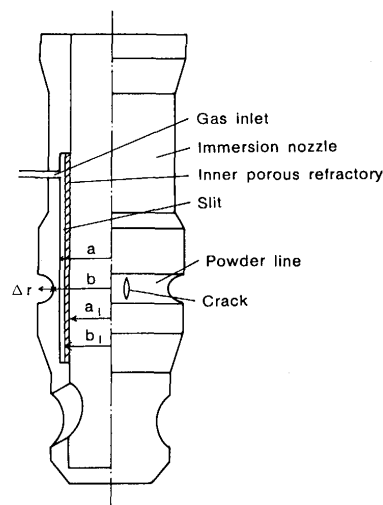


Fig. 1. Profile of immersion nozzle.

体浸漬ノズル、SiO₂含有率：25%）とAl₂O₃-C系（シリカレス内孔体浸漬ノズル、SiO₂含有率：tr）の2種類とし、その物性値をTable 1に示す。浸漬ノズルの通気特性は、あらかじめ室温で0.098MPaの圧力を加えた場合に流れる全体のArガス流量（冷間全体通気量）とその時内孔体を実際に通過したArガス流量（冷間内孔通気量）を測定することにより評価した。ガス導入管から流入したArガスの一部は内孔体以外に浸漬ノズル本体を通過してノズル外に流出するため、冷間内孔通気量/冷間全体通気量（内孔通気比）の平均値

Table 1. Properties of immersion nozzles (at room temp.).

	Inner porous refractory		Powder line refractory
	Silicaless nozzle	Silica-containing nozzle	
Material	Al ₂ O ₃ -C	Al ₂ O ₃ -C-SiO ₂	ZrO ₂ -C
Modulus of rupture (MPa)	4.90	5.49	9.22
Crushing strength (MPa)	18.6	21.4	29.4
Coefficient of thermal expansion (10 ⁻⁶ °C ⁻¹) at 1000°C	3.5	2.3	4.4
Modulus of elasticity (10 ³ MPa)	4.90	8.34	12.9
Thermal conductivity (W·m ⁻¹ ·K ⁻¹)	1.21×10 ⁻²	1.10×10 ⁻²	1.53×10 ⁻²

は0.75であった。

実験を行った名古屋製鐵所No. 1連続鋳造機は2ストランドで、一方にシリカ含有内孔体浸漬ノズルを、他方にシリカレス内孔体浸漬ノズルを取り付け、幅980~1500mm×厚み245mmの極低炭素鋼スラブを鋳造速度1.0~1.3m/minで鋳造した。鋳造時の浸漬ノズルへの全ガス供給量(熱間全体通気量)は8.30Ncm³·cm⁻²·min⁻¹を基本とし、鋳造時間は230~430分であった。なお、鋳造時に内孔体を実際に通過したArガス流量を測定することができないため、熱間全体通気量に内孔通気比を掛けた値を熱間内孔通気量とした。鋳造中は熱間全体通気量と熱間Arガス背圧を連続的に測定すると共に、鋳造状況の観察を行った。鋳造後に浸漬ノズルを回収し、Fig. 1に示すように各々パウダーライン部の溶損量Δrを測定した。

3. 実験結果

鋳造実験の結果、シリカ含有内孔体浸漬ノズルには全く割れが発生しなかったが、シリカレス内孔体浸漬ノズルでは一部に割れが発生した。Fig. 1に割れの発生状況を模式的に示す。割れ発生状況は全て同じであり、パウダーライン部に縦方向の割れが観察された。

シリカレス内孔体浸漬ノズルについて熱間Arガス背圧p_Hと割れ発生率(割れが発生したノズル本数/使用ノズル本数)の関係をFig. 2に、冷間内孔通気量q_cと割れ発生率の関係をFig. 3に示す。熱間Arガス背圧が0.147MPa以上、冷間内孔通気量が38.3Ncm³·cm⁻²·min⁻¹以下で浸漬ノズルに割れ発生が見られる。

Fig. 4は鋳造時間とパウダーライン部の溶損量との関係である。ばらつきは見られるが、向井ら⁴⁾の結果と同様にパウダーライン部の溶損量は鋳造時間に関してほぼ直線的に増加している。そこで、パウダーライン部の溶損量が鋳造時間に比例して増加するものとし、(1)式で整理する。

$$\Delta r = v \cdot t \dots\dots\dots (1)$$

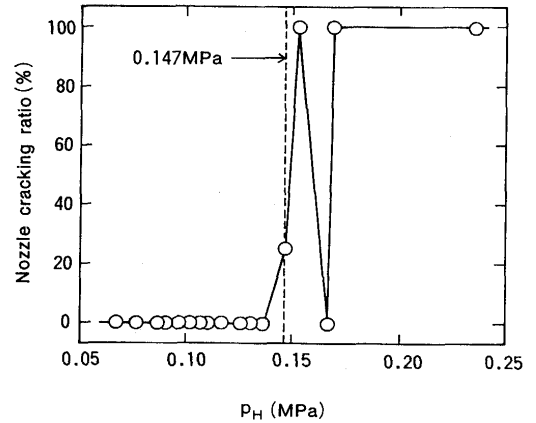


Fig. 2. Relationship between hot argon gas pressure p_H and nozzle cracking ratio.

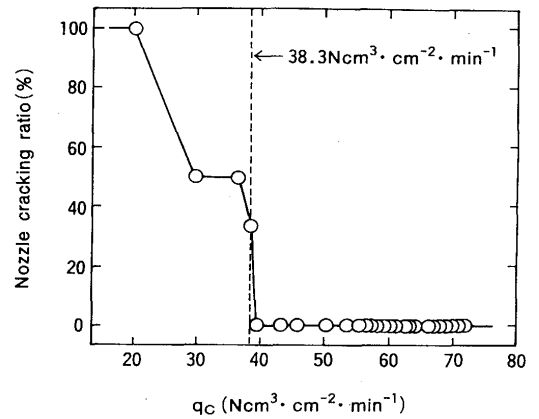


Fig. 3. Relationship between cold gas flow rate through inner porous refractory q_c and nozzle cracking ratio.

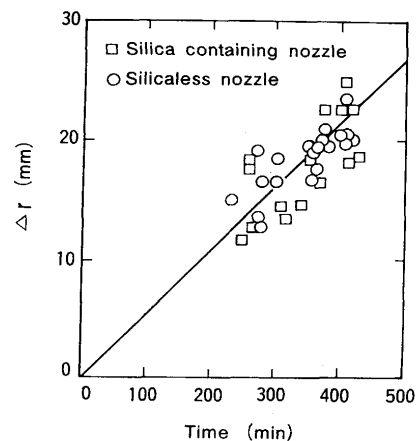


Fig. 4. Relationship between powder line corrosion loss Δr and casting time.

ここで、vは平均溶損速度(mm/min)、tは鋳造時間(min)である。シリカレス内孔体浸漬ノズルとシリカ含有内孔体浸漬ノズルではパウダーライン部の溶損量に差がなく、平均溶損速度は5.36×10⁻²mm/minであった。

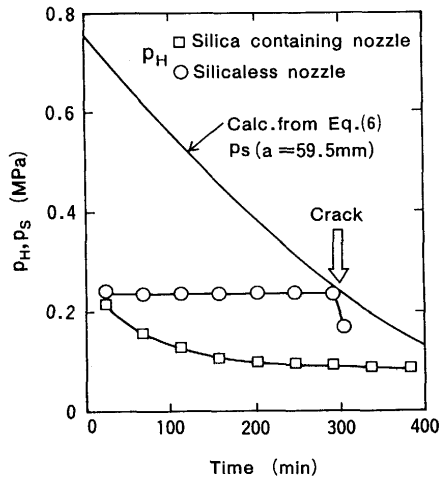


Fig. 5. Time-serial changes of hot argon gas pressure p_H and crack formation pressure p_s .

シリカ含有内孔体浸漬ノズルおよびシリカレス内孔体浸漬ノズルについて熱間Arガス背圧の経時変化をFig. 5に示す。シリカ含有内孔体浸漬ノズルの熱間Arガス背圧は casting 時間の経過と共に低下するが、シリカレス内孔体浸漬ノズルの熱間Arガス背圧は低下せず常に一定値を示す。

4. 考察

4.1 浸漬ノズルの応力解析

4.1.1 応力計算モデル

シリカレス内孔体浸漬ノズルの割れ発生機構を明らかにするために、パウダーライン部高さ位置における浸漬ノズル本体の応力計算モデルについて検討した。

浸漬ノズル本体の形状を無限に長い厚肉円筒で近似すると、ノズル本体の応力分布は(2)式~(4)式に示すように、内面に圧力を受ける厚肉円筒の応力と内外面に温度差がある円筒の定常熱応力の和で表すことができる⁵⁾。

$$\sigma_r = \frac{a^2}{b^2 - a^2} \cdot \left(1 - \frac{b^2}{r^2}\right) \cdot p_H + \frac{E \cdot \alpha \cdot \Delta T}{2(1 - \nu) \cdot \ln(b/a)} \times \left\{ -\ln(b/r) + \frac{a^2}{b^2 - a^2} \cdot \left(\frac{b^2}{r^2} - 1\right) \cdot \ln(b/a) \right\} \dots \dots \dots (2)$$

$$\sigma_\theta = \frac{a^2}{b^2 - a^2} \cdot \left(1 + \frac{b^2}{r^2}\right) \cdot p_H + \frac{E \cdot \alpha \cdot \Delta T}{2(1 - \nu) \cdot \ln(b/a)} \times \left\{ 1 - \ln(b/r) - \frac{a^2}{b^2 - a^2} \cdot \left(\frac{b^2}{r^2} + 1\right) \cdot \ln(b/a) \right\} \dots \dots \dots (3)$$

$$\sigma_z = \frac{E \cdot \alpha \cdot \Delta T}{2(1 - \nu) \cdot \ln(b/a)} \cdot \left\{ 1 - 2\ln(b/r) - \frac{2a^2}{b^2 - a^2} \times \ln(b/a) \right\} \dots \dots \dots (4)$$

ここで、 r は半径(cm)、 ΔT はパウダーライン部高さ位置におけるノズル本体内外周の温度差($^{\circ}C$)、 σ はノズル本体の応力(Pa)、 a はノズル本体内径(cm)、 b はノズル本体外径(cm)、 E はノズル本体の縦弾性率(Pa)、 α はノズル本体の線膨張係数($1/^{\circ}C$)、 ν はノズル本体のポアソン比、添字 r は半径方向、 θ は円周方向、 z は長手方向を示す。なお、全ての応力は引張応力を正とする。

4.1.2 温度計算モデル

浸漬ノズル内の応力分布を計算するためには、ノズル本体内外周の温度差を求める必要がある。浸漬ノズルを内孔体とノズル本体を重ね合わせた積層円筒で近似し、定常熱伝導方程式を適用すると、ノズル本体内外周の温度差は(5)式となる。

$$\Delta T = \frac{\Delta T_1 \cdot \lambda_1 \cdot \ln(b/a)}{\lambda \cdot \ln(a/a_1) + \lambda_1 \cdot \ln(b/a)} \dots \dots \dots (5)$$

ここで、 ΔT_1 はパウダーライン部高さ位置におけるノズル本体外周と内孔体内周の温度差($^{\circ}C$)、 a_1 は内孔体内径(cm)、 λ はノズル本体の熱伝導率($W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$)、 λ_1 は内孔体の熱伝導率($W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$)である。浸漬ノズルのパウダーライン部はパウダー溶融層によって溶損されるため、その温度はパウダーの融点($1190^{\circ}C$)で近似できる。一方、浸

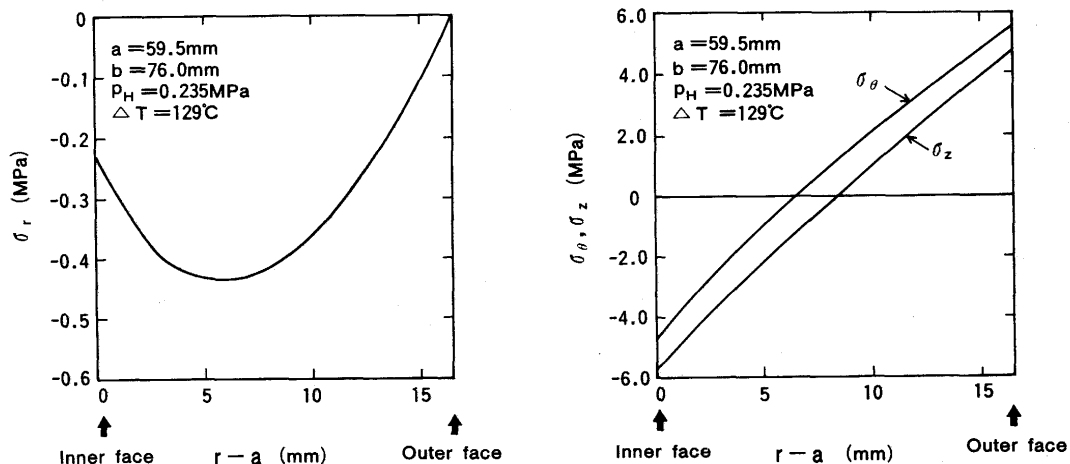


Fig. 6. Stress distribution in immersion nozzle.

漬ノズルを通過する溶鋼の過熱度は小さく、内孔体内周の温度は極低炭素鋼の液相線温度となる。この境界条件を(5)式に代入すれば、ノズル本体内外周の温度差を計算できる。

4.1.3 浸漬ノズルの応力解析結果

Fig. 2において0.235MPaで割れが発生したシリカレス内孔体浸漬ノズルの外径は、パウダー溶損により185mmから152mmに減少していた。この浸漬ノズル本体の応力分布を(2)式~(4)式を用いて計算し、Fig. 6に示す。耐火物は圧縮強度に比べて引張強度が小さい。したがって、ノズル本体外周において、周方向の応力 σ_θ が最大引張応力となることから、この応力がパウダーライン部に縦割れを発生させると考えられる。

4.2 割れ発生に及ぼすパウダーライン部溶損の影響

ノズル本体外周における周方向の最大引張応力が引張強度に達する場合の熱間Arガス背圧を割れ発生限界背圧 p_s と定義すれば、(3)式から割れ発生限界背圧の理論式として(6)式が得られる。

$$p_s = \frac{b^2 - a^2}{2a^2} \left[\sigma_s - \frac{E \cdot \alpha \cdot \Delta T}{1 - \nu} \cdot \left\{ \frac{1}{2 \ln(b/a)} - \frac{a^2}{b^2 - a^2} \right\} \right] \quad (6)$$

ここで、 σ_s はノズル本体の引張強度(Pa)である。山中ら⁶⁾は、ノズルの引張強度は曲げ強度の約6割であることを報告している。浸漬ノズル本体の曲げ強度は9.22MPaであり、この値から引張強度を推定すると5.53MPaとなる。

浸漬ノズルのパウダーライン部溶損量と割れ発生限界背圧の関係を、熱間Arガス背圧と比較してFig. 7に示す。割れ発生の限界背圧は割れが発生した場合の熱間Arガス背圧とほぼ一致しており、シリカレス内孔体浸漬ノズルの割れはパウダーライン部の溶損に起因する強度低下が原因であることが分かる。

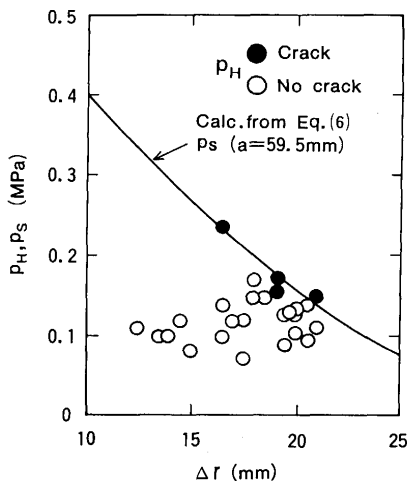


Fig. 7. Relationship between powder line corrosion loss Δr and crack formation pressure p_s (hot argon gas pressure p_H).

4.3 割れ発生に及ぼす熱間Arガス背圧の影響

Fig. 5に(1)式と(6)式を用いて計算した割れ発生限界背圧の経時変化を示す。シリカレス内孔体浸漬ノズルとシリカ含有内孔体浸漬ノズルではパウダーライン部の材質および溶損量が同じであるため、両ノズルの割れ発生限界背圧は一致する。また、シリカ含有内孔体浸漬ノズルでは、初期背圧が高い状態でも、鑄造時間の経過に伴い熱間Arガス背圧が低下するため、鑄造中の熱間Arガス背圧は割れ発生限界背圧よりも低い状態に維持される。これに対し、シリカレス内孔体浸漬ノズルでは熱間Arガス背圧が低下しないため、初期背圧が高くなると鑄造後半で熱間Arガス背圧が割れ発生の限界背圧と等しくなる。したがって、両ノズルのパウダーライン部溶損に伴う強度低下は同じであるにも関わらず、背圧低下が生じないシリカレス内孔体浸漬ノズルで強度低下が顕在化し、その結果パウダーライン部に縦割れが発生するものと考えられる。

4.4 割れ発生に及ぼす冷間内孔通気量の影響

浸漬ノズルの割れ防止対策を検討するためには、浸漬ノズルの通気特性を表す冷間内孔通気量と熱間Arガス背圧の関係を定量的に推定する必要がある。

浸漬ノズルの冷間内孔通気量は(7)式および(8)式で表される。

$$q_c = K_c \cdot (p_o + p_c) \cdot p_c \cdot T_o / (L \cdot p_o \cdot T_c) \quad (7)$$

$$K_c = f \cdot \epsilon_c \cdot d_c^2 / \mu_c \quad (8)$$

ここで、 K_c は冷間通気率($\text{cm}^2 \cdot \text{s}^{-1} \cdot \text{Pa}^{-1}$)、 p_o は大気圧(Pa)、 p_c は冷間内孔通気量を測定した時の背圧で0.098MPa、 T_o は273K、 T_c は室温(K)、 L は内孔体厚み(cm)、 f は定数(-)、 ϵ_c は冷間での内孔体気孔率(-)、 d_c は冷間での内孔体気孔径(cm)、 μ_c は冷間でのArガス粘度で $22.3 \times 10^{-6} \text{Pa} \cdot \text{s}$ である。(8)式における f は、内孔体の気孔を円管の集合体と仮定すればHagen-Poiseuilleの式から1/32、粒子充填層と仮定すればKozeny-Carmanの式から1/80となる⁸⁾。(7)式から算出した K_c と気孔率および気孔径の実測値から求めた $\epsilon_c \cdot d_c^2 / \mu_c$ の関係をFig. 8に示す。浸漬ノズル内孔体における f は1/50程度でHagen-Poiseuille式とKozeny-Carman式の間が存在することが分かる。浸漬ノズル内孔体の気孔は Al_2O_3 粒子やC粒子の隙間が連続的に繋がりが曲がりくねった構造になっており、 f の値が円管集合体と粒子充填層の中間的な値を示すことはほぼ妥当な結果である。

一方、浸漬ノズルの熱間内孔通気量 q_H ($\text{Ncm}^3 \cdot \text{cm}^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$)は、冷間内孔通気量と同様に、(9)式および(10)式で表される。

$$q_H = K_H \cdot (p_o + p_H) \cdot (p_H - p') \cdot T_o / (L \cdot p_o \cdot T_H) \quad (9)$$

$$K_H = f \cdot \epsilon_H \cdot d_H^2 / \mu_H \quad (10)$$

ここで、 K_H は熱間通気率 ($\text{cm}^2 \cdot \text{s}^{-1} \cdot \text{Pa}^{-1}$)、 p' は溶鋼静圧で $3.6 \times 10^4 \text{Pa}$ 、 T_H は熱間でのArガス温度(K)、 ϵ_H は熱間で

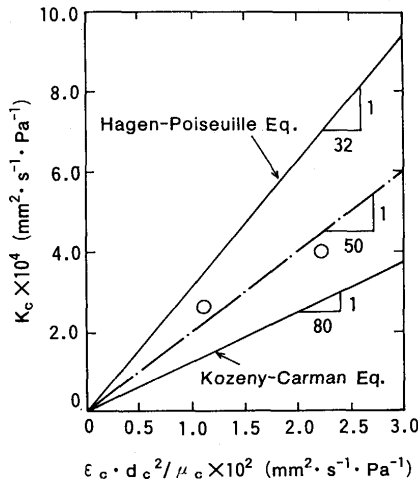


Fig. 8. Relationship between gas flow rate in cold state K_c and pore diameter d_c , porosity ϵ_c , and argon gas viscosity μ_c .

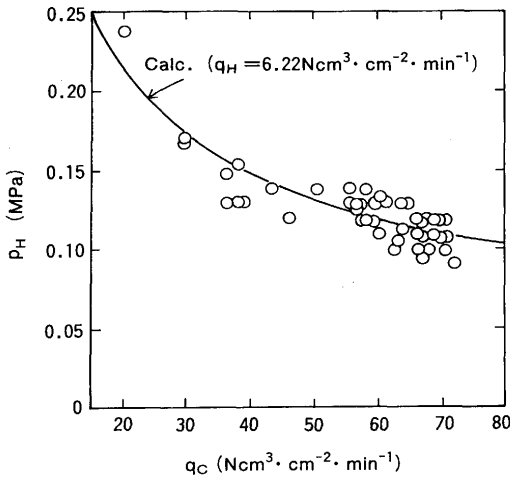


Fig. 9. Relationship between cold gas flow rate through inner porous refractory q_c and hot argon gas pressure p_H .

の内孔体気孔率 (ϵ), d_H は熱間での内孔体気孔径 (cm), μ_H は熱間でのArガス粘度 (Pa · s)である。浸漬ノズル内孔体の線膨張係数は非常に小さいことから、熱間状態における $\epsilon_H \cdot d_H^2$ は冷間状態のそれと一致するものと仮定する。(7)式~(10)式を用いて熱間Arガス背圧を求めると(11)式が得られる。

$$p_H = - (p_o - p') / 2 + \{ (p_o - p')^2 / 4 + p_o \cdot p' + q_H \cdot (p_o + p_c) \cdot p_c \cdot T_H \cdot \mu_H / (q_c \cdot T_c \cdot \mu_c) \}^{0.5} \dots \dots \dots (11)$$

(11)式から計算した冷間内孔通気量と熱間Arガス背圧の関係を実測値と比較してFig. 9に示す。なお、計算では浸漬ノズルスリットにおけるArガス温度を1073Kとした。実測値はほぼ計算値と一致しており、(11)式により冷間内孔通気量と熱間Arガス背圧の関係を定量的に推定できることが分かる。

5. シリカレス内孔体浸漬ノズルの割れ防止対策

5.1 割れ発生防止対策の考え方

シリカレス内孔体浸漬ノズルの割れ発生を防止するためには、①ノズル本体を厚肉化し強度向上を図ること、②熱間Arガス背圧を割れ発生限界背圧以下に制御することが有効であると考えられる。そこで、鑄造時間とパウダーライン部の溶損量との関係、パウダーライン部の溶損量と割れ発生限界背圧の関係、さらに冷間内孔通気量と熱間Arガス背圧の関係を整理してFig.10にまとめて示す。

5.1.1 ノズル厚肉化による強度向上

連続鑄造において、浸漬ノズル-鑄型間には操作性と鑄片品質の両面から適性な隙間が設けられているため、浸漬ノズル本体の外径を拡大し強度向上を図ることはできない。このため、内孔体外径とノズル本体内径を共に4mm縮小することにより、浸漬ノズルの外径を変更せず、ノズル本体を2mm厚肉化した。Fig.10-(2)からノズル本体を2mm厚肉化することにより、割れ発生の限界背圧を0.05MPa程度向上できることが分かる。

5.1.2 熱間Arガス背圧の制御

鑄造時間からパウダーライン部の溶損量を算出し、その後パウダーライン部の溶損量に応じた割れ発生の限界背圧を予測する。さらに、熱間Arガス背圧がこの限界背圧を超えないように冷間内孔通気量を設定すれば、割れ発生を防止することができる。

鑄造時間を最大で420minに想定すると、Fig.10-(1)よりパウダーライン部溶損量は22.5mm、Fig.10-(2)よりノズル本体を2mm厚肉化した場合 ($a=57.5\text{mm}$)の割れ発生限界背圧は0.156MPaとなる。Fig.10-(3)より熱間内孔通気量が $4.83\text{Ncm}^3 \cdot \text{cm}^{-2} \cdot \text{min}^{-1}$ の場合、熱間Arガス背圧

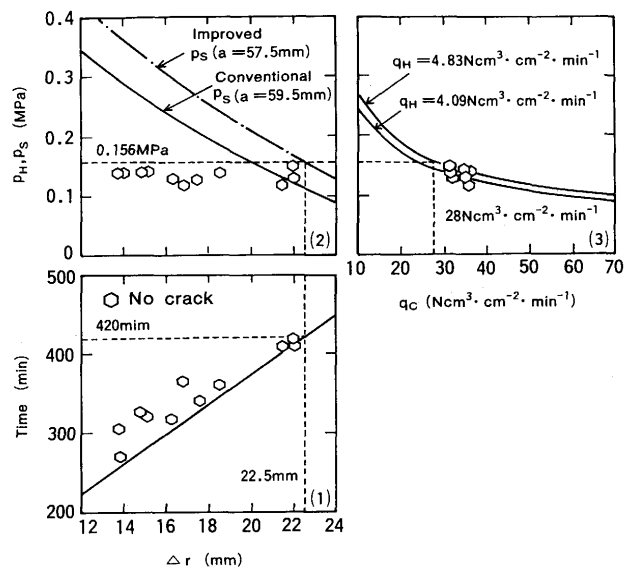


Fig. 10. Diagrams for discussion of crack prevention measures.

を割れ発生限界背圧以下にするためには、冷間内孔通気量を $28.0\text{Ncm}^3 \cdot \text{cm}^{-2} \cdot \text{min}^{-1}$ 以上にする必要がある。

5・2 割れ防止対策の効果

先に検討したノズル条件を満足するシリカレス内孔体浸漬ノズルをNo. 1連続鋳造機に取り付け、鋳造実験を行った。熱間全体通気量は $5.45 \sim 6.44\text{Ncm}^3 \cdot \text{cm}^{-2} \cdot \text{min}^{-1}$ 、内孔通気比は0.75、鋳造時間は250～420minとした。鋳造実験は全部で11チャージ実施したが、割れ発生はなく、上述した割れ防止対策が有効であることが実証された。

Fig.10にプロットした点は割れ防止実験の結果である。Fig.10-(1)に示したパウダーライン部溶損量はばらついているが、実線で示した予想値と傾向的には一致している。Fig.10-(2)において、熱間Arガス背圧が対策前の割れ発生限界背圧よりも大きく、且つ対策後の割れ発生限界背圧よりも小さい領域で割れが発生していないことが分かる。さらに、Fig.10-(3)では実測値と計算値がほぼ一致しており、熱間Arガス背圧は割れ発生限界背圧以下に制御されていることが分かる。したがって、本理論により浸漬ノズルの割れ発生を防止するためのノズル条件を操業条件に応じて、提示することが可能となった。

6. 結言

シリカレス内孔体浸漬ノズルの割れ発生機構を明らかに

すると共に、その防止対策を提示するために、実機鋳造試験および応力計算を実施し、以下の結論を得た。

(1)浸漬ノズルの割れ発生限界背圧および熱間Arガス背圧を推定するためのモデルを作成すると共に、これらを用いて浸漬ノズルの割れ発生を防止するためのノズル条件を操業条件に応じて適正に設定できる理論を考案した。

(2)シリカレス内孔体浸漬ノズルでは熱間Arガス背圧が低下しないため、初期背圧が高い場合、鋳造後半で溶損に伴い強度低下したパウダーライン部に縦割れが発生し易くなる。

(3)浸漬ノズル本体を厚肉化し、さらに熱間Arガス背圧を割れ発生限界背圧以下に制御することにより、シリカレス内孔体浸漬ノズルの割れ発生を防止できる。

文 献

- 1) 小林周司, 石毛俊郎, 緒方政彦: 耐火物, **46** (1994), p.203
- 2) 笹井勝浩, 水上義正, 山村英明: 鉄と鋼, **79** (1993), p.1067
- 3) 笹井勝浩, 水上義正: 鉄と鋼, **80** (1994), p.395
- 4) 向井楠宏, 岩崎 浩, 江口忠孝, 飯塚祥治, J.M.Toguri: 耐火物, **42** (1990), p.710
- 5) 中原一郎: 材料力学下巻, (1988), p.103 [養賢堂]
- 6) 山中広明, 池田順一, 西谷輝行, 中村幸弘: 耐火物, **36** (1984), p.331
- 7) 片岡慎一郎, 樋渡幸夫, 岩田俊彦, 鹿野 弘: 耐火物, **38** (1986), p.223
- 8) 磯平一郎, 永井春哉, 大川克己, 石橋種三, 土成昭弘: 耐火物, **37** (1985), p.50