

薄鋼板用低炭素アルミキルド鋼の底吹き転炉-連続铸造プロセスによる製造

川崎製鉄技報

15(1983)2, 146-151

浜上 和久* 森下 仁** 山田 純夫* 馬田 一*** 数土 文夫**** 桜谷 敏和*****

Production of Low-Carbon Aluminum-Killed Steel for Hot and Cold Rolled Sheets via Q-BOP and Continuous Casting Route

Kazuhisa Hamagami, Hitoshi Morishita, Sumio Yamada, Hajime Bada, Fumio Sudo, Toshikazu Sakuraya

要旨

昭和56年4月に、底吹き転炉と直結した、千葉製鉄所第3連続铸造機が稼動を開始した。本機で铸造される主要鋼種は、一般熱延、冷延薄鋼板およびめっき薄鋼板用素材である。これらの一連の連铸向け底吹き転炉鋼の溶製にあたり、以下の技術を確立し、品質良好なスラブの铸造を行っている。

- (1) 取鍋内 Ar バブリング処理による低炭素低 Al キルド鋼および低炭素 Al キルド鋼の溶製
- (2) 高い Al 歩留および精度のよい Al 調整
- (3) 低 N 鋼および高 N 鋼の溶製
- (4) 低 Si 鋼 ($[\text{Si}] \leq 0.010\%$) の溶製
- (5) 極低 C 鋼 ($[\text{C}] \leq 25 \text{ ppm}$) の溶製

Synopsis:

No. 3 continuous caster at Chiba Works started its operation in April, 1981. This slab caster is one of only two which are connected with Q-BOP in the world. Main product of No. 3 continuous caster is low carbon aluminum killed steels that were previously made via ingot casting.

For producing low carbon aluminum killed steel by continuous casting connected with Q-BOP, the following techniques have been established.

- (1) Technique of producing low carbon aluminum killed steels with low hydrogen content by argon gas treatment.
- (2) Technique to precisely control aluminum content at high yield.
- (3) Technique of producing steels containing low and high nitrogen.
- (4) Technique of producing low silicon steels. ($[\text{Si}] \leq 0.010\%$).
- (5) Technique of producing ultra low carbon steels. ($[\text{C}] \leq 25 \text{ ppm}$).

1. 緒 言

底吹き転炉が千葉製鉄所第3製鋼工場で稼動を開始してから、5年が経過した。この間、上吹き転炉との比較を中心に、底吹き転炉炉内反応の解明を行い、強撹拌の効果¹⁾、フラックスインジェクションの効果²⁾、効率的な OG ガスの回収法³⁾等について報告してきた。

昭和56年4月には、底吹き転炉と直結した第3連続铸造機が稼動を開始⁴⁾した。底吹き転炉は低炭素領域でその特長を最大限に生かせるとの判断から、第3連铸機は、一般熱・冷延鋼板、およびめっき薄鋼板用素材を主力製品としている。その連铸材の溶製・铸造にあたっては、次の4項目の目標を設定した。

- (1) [H]の高い溶鋼でも、健全な表面を有するスラブを铸造する。
- (2) 羽口寿命の低下抑制のため、出鋼温度の上昇を極力抑制する。
- (3) 低 N ($[\text{N}] \leq 25 \text{ ppm}$)、低 Si ($[\text{Si}] \leq 0.010\%$)、極低 C ($[\text{C}] \leq 25 \text{ ppm}$) 鋼を安定して溶製・铸造する。
- (4) 底吹き転炉の有利性を生かした総合的コストミニマムプロセスを確立する。

2. [H] とスラブ表面品質の関係

2-1 実験方法

第3連铸機の稼動に先立ち、スラブ表面品質に及ぼす[H]の影響を調査した⁵⁾。取鍋内あるいはタンディッシュ内で、Fig. 1 のようにプロパンガスを吹込み、水素添加した千葉製鉄所第1製鋼工場の上吹き転炉製低炭素 Al キルド溶鋼を、第1連続铸造機で铸造し、[H] とスラブ表面品質の関係を調査した。また、第3製鋼工場の底吹き転炉で溶製し、取鍋内で Ar バブリング処理した低炭素 Al キルド鋼を連铸モールドを利用した静置铸型に造塊し、ピンホールおよびブローホールの発生状況を調査した。

2-2 実験結果

2-2-1 [H] とスラブ表面品質

Photo. 1 に、スラブ C 断面におけるブローホールの発生状況を示す。[H] が 14 ppm (学振第 d 法：二重管採取法) の場合はブローホールが著しく発生しているが、10 ppm 以下では健全である。

Fig. 2 は、染色浸透探傷法により判定した連铸スラブ表面の

* 千葉製鉄所製鋼部製鋼技術室主査 (掛長)
*** 千葉製鉄所製鋼部第3製鋼課 (掛長)
***** 技術研究所第1研究部製鋼研究室主任研究員 (掛長)
[昭和58年1月12日原稿受付]

** 千葉製鉄所製鋼部製鋼技術室
**** 千葉製鉄所製鋼部製鋼技術室主査 (課長)

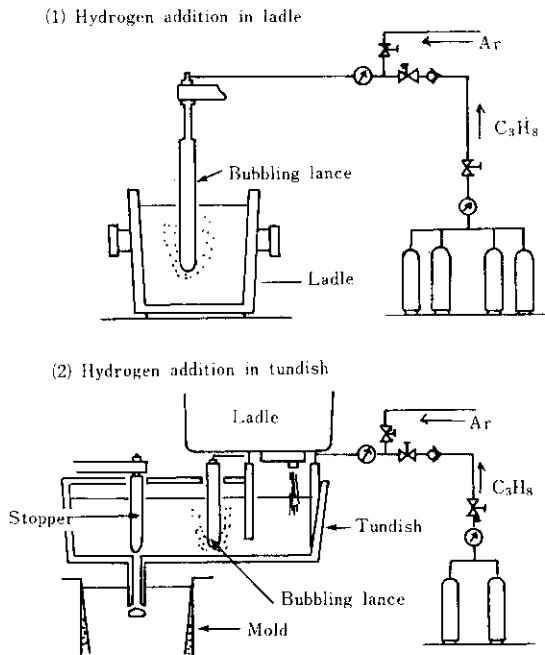


Fig. 1 Schema of experimental hydrogen addition method

ピンホール個数と[H]との関係を示す。無手入基準を満足する[H]は11 ppmであった。底吹き転炉溶鋼を連铸モールドを利用した静置鑄型に造塊した場合のピンホール発生数は、注入後の溶鋼流動がほとんどないために、実際に連続鑄造したスラブに発生したピンホールの数よりも多くなっている。しかし、底吹き転炉溶鋼の[H]の範囲は上吹き転炉-連铸材のスラブ無手入判定材の[H]領域に入っており、底吹き転炉溶鋼の連铸は、取鍋内 Ar バブリング処理でも可能であると判断できる。

2・2・2 コイル表面品質

プロパンガス吹込み法により 6～10 ppm まで水素添加した高水素低炭素 Al キルド鋼の、コイル表面品質および材質について調査した。スラブで 10 ppm あった[H]も熱延、冷延板では 1 ppm 以下となっており、材質面においては水素無添加材と同等であった。また、コイル表面品質も、一般工程材と差はな

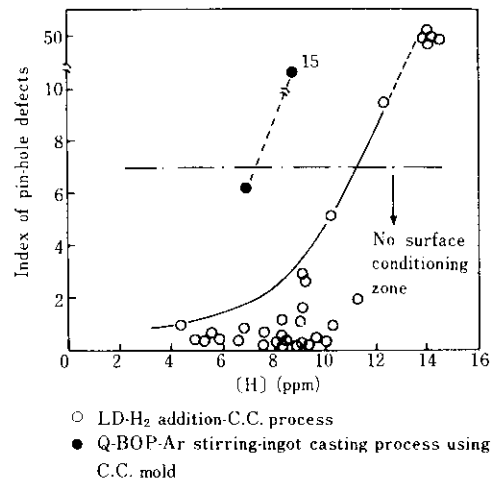


Fig. 2 Relation between [H] and index of pin-hole defects for low C-Al killed steel slab

く、ブローホールに起因する欠陥も認められず、問題のない事を確認した。

2・2・3 ブローホールの発生する限界[H]

低炭素低 Al キルド鋼において、溶鋼の流動を考慮したモデルを用い、ブローホールの発生に及ぼす[H]および[N]の影響について検討した。

ブローホールは、バルクの溶鋼流動の影響を受けている固相率の低い固液界面で発生すると考えられる。この点を考慮した溶質濃化式として、(1)式を用いる。

$$C_{Li} = \frac{C_{0i}}{k_{0i} + (1 - k_{0i}) \exp(-R\delta_i/D_i)} \quad \text{.....(1)}$$

C_{Li} : 凝固界面液相中の溶質 i の濃度

C_{0i} : バルク溶鋼中の溶質 i の濃度

k_{0i} : 溶質 i の平衡分配係数

R : 凝固速度

δ_i : 溶質 i の濃度境界層厚

D_i : 溶質 i の拡散係数

溶鋼流動の影響を評価するため、流動境界膜厚 δ^* を(2)式により δ_i に変換し、(1)式に代入する。

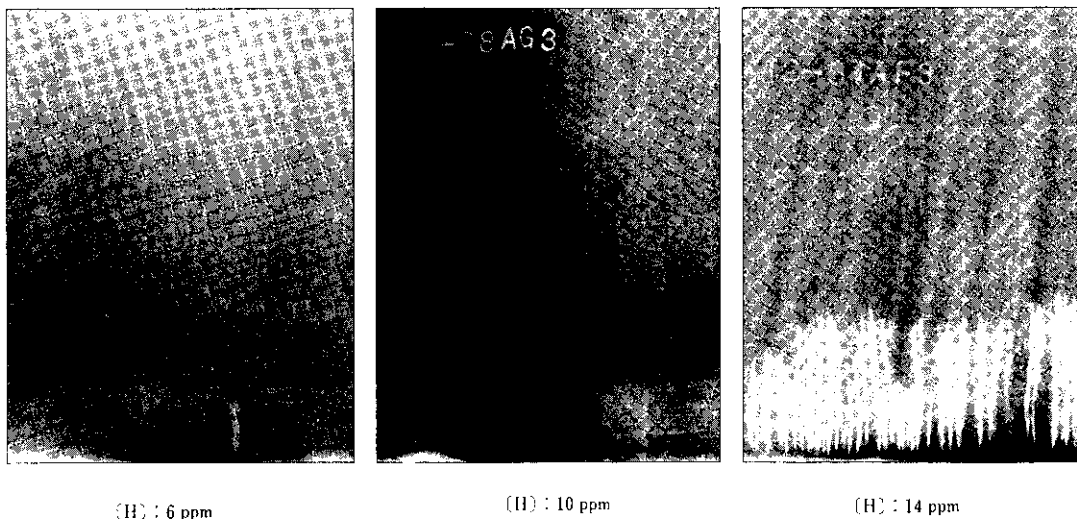


Photo. 1 X-ray transmission image for detecting channel blow-holes in 5 mm thick specimens cut from CC slabs

$$\delta_i = (D_i/\nu)^{1/2} \cdot \delta^* \quad \dots\dots\dots(2)$$

ν : 溶鋼の動粘性係数

(1), (2)式によって定まる C_{Li} は, $i=H, N, C, O$ について求め, (3)~(9)式によりブローホールの発生条件を解析する。

$$P_{H_2} + P_{N_2} + P_{CO} \geq 1.0 + 10^{-6} \rho_{Fe} g y + \frac{2\sigma}{10^6 r} \quad \dots\dots\dots(3)$$

$$P_{H_2} = (C_{LH}/K_H)^2 \quad \dots\dots\dots(4)$$

$$P_{N_2} = (C_{LN}/K_N)^2 \quad \dots\dots\dots(5)$$

$$P_{CO} = K_{CO} \cdot C_{LC} \cdot C_{Lo} \quad \dots\dots\dots(6)$$

$$\log K_{H_2} = -1.673/T - 1.675 \quad \dots\dots\dots(7)$$

$$\log K_{N_2} = -1.88/T - 1.25 \quad \dots\dots\dots(8)$$

$$\log K_{CO} = -1.168/T + 2.07 \quad \dots\dots\dots(9)$$

ρ_{Fe} : 溶鋼の比重 (g/cm³)

g : 重力加速度 (cm/s²)

y : モールド内湯面からの距離 (cm)

σ : 溶鋼の表面張力 (g/s²)

r : ブローホールの半径 (cm)

P_i : i の分圧 (atm)

T : 溶鋼の絶対温度 (K)

K_i : 平衡定数

このようにして, ブローホール発生臨界 [O] に及ぼす [H] および [N] の影響に関し解析した結果を, Fig. 3 に示す。ブローホール発生時の臨界 [H] は, 静置凝固時 (モールド内での溶鋼流速: $U_0=3$ cm/s) で約8 ppm, 連続鋳造時 ($U_0=40$ cm/s) で約15ppmとなる。この値は, Fig. 2 に示した低炭素 Al キルド鋼での実測したブローホール発生 [H] とほぼ一致しており, このモデルは H, N および O を含んだ場合のブローホール発生解析に十分使用できる。

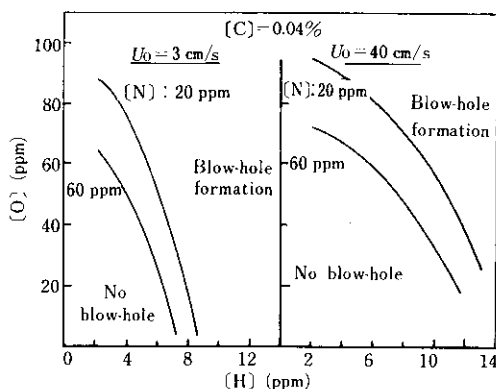


Fig. 3 Calculated effect [H], [O] and [N] on blow-hole formation

3. 実操業における検討

3.1 炉内 N₂ リンス法の開発

低炭素低 Al キルド鋼および低炭素 Al キルド鋼の代表的成

Table 1 Chemical composition of lowC-lowAl killed steel and lowC-Al killed steel at No.3 continuous caster connected with Q-BOP (wt %)

	C	Si	Mn	P	S	Al	N
Low C-Low Al killed steel	0.04	0.008	0.25	0.018	0.015	0.008	0.0020
Low C-Al killed steel	0.04	0.012	0.25	0.013	0.015	0.035	0.0050

分例を Table 1 に示す。低炭素材の溶製にあたっては, 出鋼[C]が0.03%程度と低いため, [H], および [O] は高くなる。[H] はスラブ表面品質に悪影響を及ぼし, [O] は Al 歩留を低下させる。これらのガス成分を低減するためには, 一般に, DH, RH 等の脱ガス処理が有効である。しかし出鋼温度の上昇が避けられず, ひいては炉底寿命が低下するので, 全鋼種を脱ガス処理するのは好ましくない。

脱ガスに代え, 脱 [O] と脱 [H] の両方に効果があり, かつ出鋼温度の上昇が少ない, 吹錬終了後の炉内へのガス吹込み (5 秒間の炉内 N₂ リンス) の適用について検討した。

下記の 3 プロセスについて, 出鋼温度, [H], スラブ表面品質等を比較した。

(1) 底吹き転炉-取鍋 Ar バブリング-連铸

(2) 底吹き転炉 (5 秒間の炉内 N₂ リンス)-取鍋 Ar バブリング-連铸

(3) 底吹き転炉-RH 脱ガス-連铸

出鋼温度を, 上記の 3 プロセスについて比較した結果を Fig. 4 に示す。N₂ リンスを 5 秒間実施するプロセスの出鋼温度は, N₂ リンスを実施しないプロセスのそれとあまり変わらず, 脱ガスを伴うプロセスのそれよりは低い。

Fig. 5 に各プロセス別の [H] を示す。N₂ リンス-Ar バブリング材の [H] は約 4 ppm で, 単なる Ar バブリング材のそれより低く, 脱ガス処理材のそれよりも高い。

スラブ表面品質については, Fig. 6 に示すように底吹き転炉 (N₂ リンス)-Ar バブリング材は, 底吹き転炉-RH 材および上吹き転炉-Ar バブリング材とはほぼ同等のピンホール発生となっている。

この 5 秒 N₂ リンスの出鋼時鋼中 [O] に与える影響を Fig. 7 に示す。N₂ リンスにより, [O] は大幅に低下し, Al 歩留は向上する。Fig. 8 に低炭素低 Al キルド鋼および低炭素 Al キルド鋼の製品 Al 濃度の分布を示す。いずれも目標値 $\pm 0.005\%$ 以内に納まり, Al 歩留のパラッキも少ない。

一方, 5 秒 N₂ リンスを実施したヒートの窒素吸収量は, Fig. 9 に示すように出鋼中の Al 添加時期によって大きな差が生ず

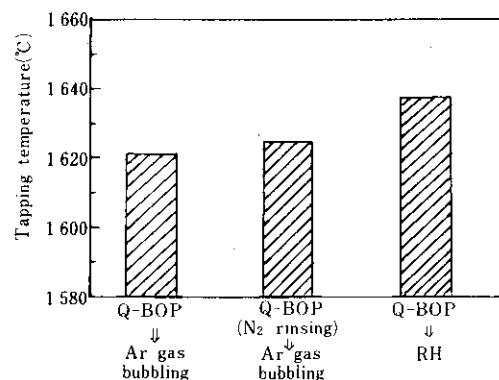


Fig. 4 Comparison of required tapping temperature

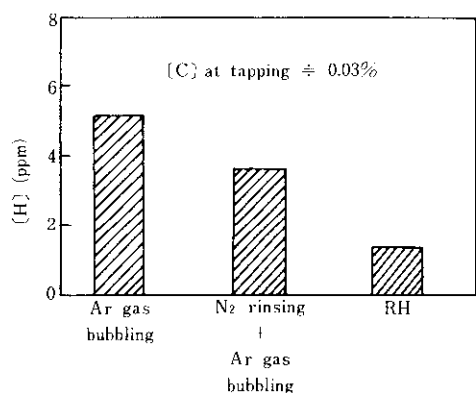


Fig. 5 Comparison of [H] in tundish

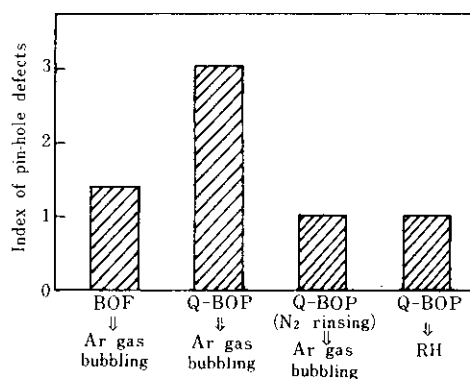


Fig. 6 Comparison of pin-hole defect occurrence ratio on continuous-cast slabs

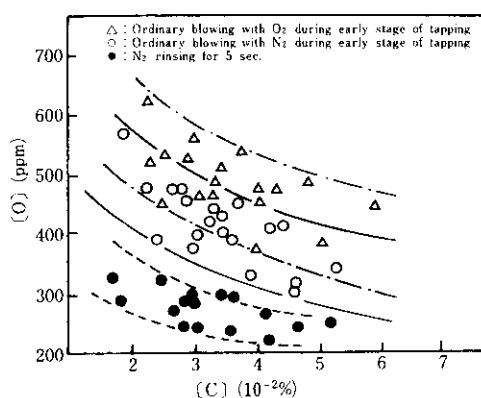


Fig. 7 Relation between [C] and [O] at tapping

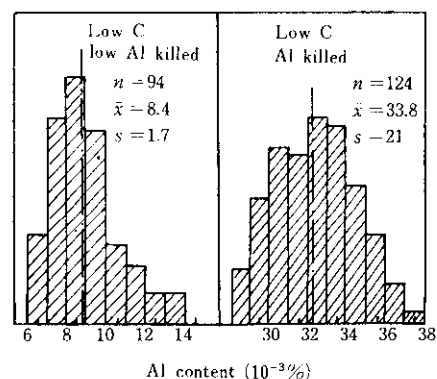
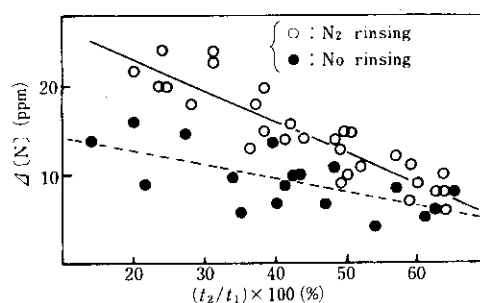
るので、出鋼中の Al 添加時期によって、窒素の吸収量を制御できる。

3.2 低N鋼の溶製法

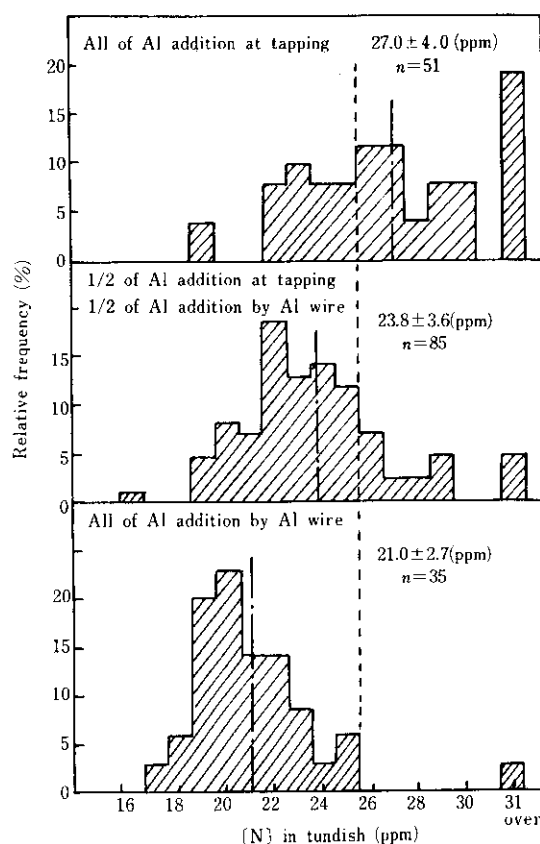
窒素吸収量をできるだけ低く抑えるため、以下の3種類の Al 調整法について調査を行った。

- (1) 出鋼時全量取鍋添加
- (2) 出鋼時半量取鍋添加と出鋼後の Al 線取鍋添加との併用
- (3) 出鋼後全量 Al 線の取鍋添加

実験結果を Fig. 10 に示す。低 N 鋼の溶製には(3)の方法が有効であり、約20 ppm の低 N 鋼の溶製が可能である。

Fig. 8 Distribution of Al contents in low C-low Al killed steel and low C-Al killed steel with N₂-rinsed for 5 s

t_1 : Duration of tapping (min)
 t_2 : Time from tapping start to Al addition (min)

Fig. 9 [N] absorption during tapping in the operation of N₂ rinsing for 5 sFig. 10 Comparison of [N] between several Al addition methods after N₂ rinsing for 5 s

3.3 高N鋼の溶製

低炭素 Al キルド冷延鋼板用としては高 N 材が要求される。加窒は、一般に、出鋼時の窒化 Mn 添加により行っていたが、コスト削減のため、連铸時の取鍋・タンディッシュ間のシールに用いるロングノズルからの窒素吹込みを実施した。その加窒方法とその効果を、Fig. 11 および 12 に示す。出鋼時の Al 添加時期を早め、高くなった取鍋中の [N] を分析し、その値に対してロングノズルからの N_2 吹込み量を制御して、[N] を調整している。

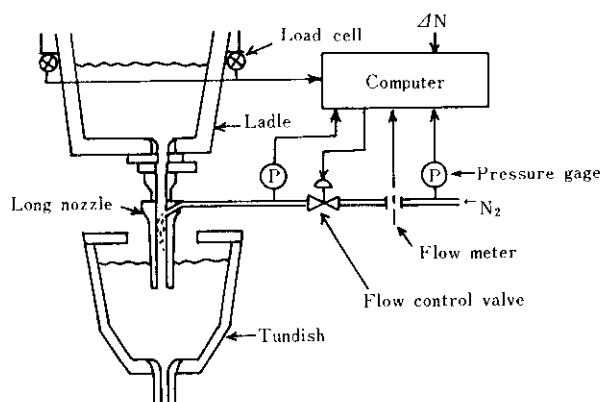


Fig. 11 Schema of N addition at long nozzle

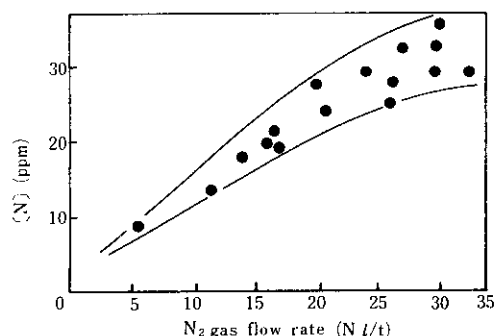


Fig. 12 Effect of N_2 gas injection into long nozzle

3.4 低 Al 低 Si 鋼の溶製

亜鉛めっき用鋼板に対しては、低 Al 低 Si 材が要求される。低 Al 材については、 N_2 リンス-Ar バブリング-Al 線投入法により、安定して Al 0.008% の製品を製造できる。

一方、低 Si 材についても、上記プロセスにより復 Si が抑制され、ろう石れんがを使用した取鍋を用いても、製品 Si を 0.010% 以下とすることが可能である。Fig. 13 に、上吹き転炉および底吹き転炉で溶製した低 Al キルド鋼の、タンディッシュ内の [Si] を比較して示す。

このように底吹き転炉で低 Si 鋼の溶製が容易な理由は、

- ① 出鋼時の [Si] が低い、
- ② 取鍋内へ流入したスラグ中の T.Fe が低く、取鍋れんがの溶損が少ない、

の 2 点にある。

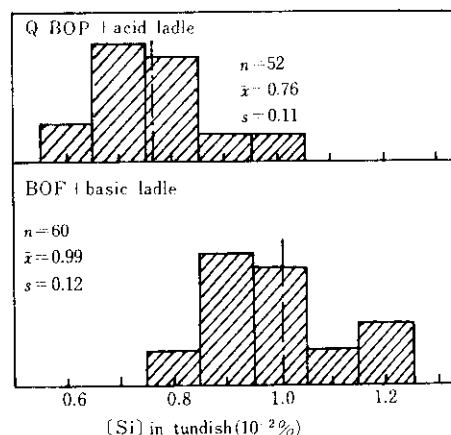


Fig. 13 Comparison of [Si] in tundish between Q-BOP steel and BOF steel

3.5 極低 C 鋼の溶製

超深絞り用鋼は、従来長時間の脱炭箱焼鈍を行っていたが、連続焼鈍炉の導入により、製鋼段階での極低 C 化 ($[C] \leq 25$ ppm) が必要となっている。

底吹き転炉は、炉内での CO 分圧が低く、また、強攪拌のため反応速度が大きく、大幅な製出鋼歩留の低下なしに到達 [C] を低くできるので、底吹き転炉-RH 脱ガス処理による極低 C 鋼の製造が容易となる⁶⁾。Fig. 14 に、上吹き転炉溶鋼と底吹き転炉溶鋼の、RH 脱ガス処理中の脱炭挙動を示す。上吹き転炉溶鋼は、[C] が 30 ppm 以下となるまでに長時間を要するのに対し、底吹き転炉溶鋼は、約 10 分間の RH 脱炭処理で、[C] が 20 ppm に到達する。このように、底吹き転炉溶鋼では短時間に極低 C 化が可能のため、多連々铸が容易である。また、RH 脱炭処理時間が短いため、出鋼温度を低くすることができ、炉寿命延長などの利点も生ずる。

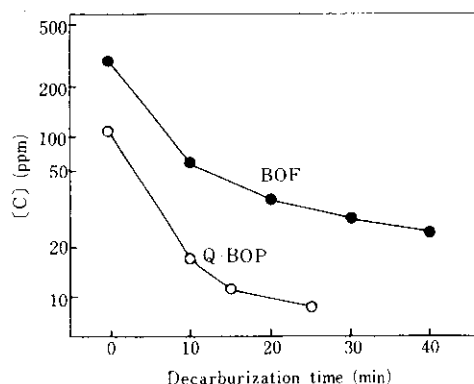


Fig. 14 Decarburization curves during RH degassing

4. 結 言

昭和56年4月に底吹き転炉と直結した千葉製鉄所第3連铸機が稼動を開始した。本連铸機は、一般熱延、冷延、およびめっき薄鋼板用素材を主力鋼種としている。これら一連の連铸向け底吹き転炉鋼の溶製にあたり、下記の技術を確認し、品質良好

なスラブの製造を行っている。

- (1) 5秒間の炉内N₂リンス法を開発し、[H]の低い低炭素低Alキルド鋼および低炭素Alキルド鋼を取鍋内Arバブリング処理で溶製している。本法により、Al歩留が高く、精度のよいAl調整が可能となった。
- (2) 出鋼後Al線を全量取鍋添加することにより、安定して約20ppmの低N鋼を溶製できる。
- (3) 取鍋-タンディッシュ間のシールに用いるロングノズルか

らN₂を吹込む方法により、[N]を調整する技術を開発した。窒化Mnを使用しない安価な高N鋼溶製法である。

- (4) N₂リンス-Arバブリング-Ar線投入法により、ろう石れんがを使用した取鍋を用いても、製品で0.010%以下の低Si鋼を溶製できる。
- (5) 大幅な製出鋼歩留の低下なしに、到達[C]を下げられるという、底吹き転炉の特長を活用し、[C]≤25ppmの極低C鋼を短時間脱ガス処理と組合せることにより、溶製できる。

参 考 文 献

- 1) 中西恭二, 加藤嘉英ら: 鉄と鋼, **64** (1978) 4, S169
- 2) 山田純夫, 数土文夫ら: 鉄と鋼, **65** (1979) 11, S198
- 3) 山田純夫, 数土文夫ら: 鉄と鋼, **64** (1978) 11, S592
- 4) 森脇三郎, 守脇広治ら: 鉄と鋼, **67** (1981) 13, S924
- 5) 桜谷敏和, 糸山誓司ら: 鉄と鋼, **68** (1982) 11, S980
- 6) 住田則夫, 藤井徹也ら: 川崎製鉄技報, **15** (1983) 2,