

高純度フェライト系ステンレス鋼量産方式の開発*

岩岡 昭二**・大橋 延夫***

Development of Mass Production Process for High Purity Ferritic Stainless Steel

Shoji IWAOKA and Nobuo OHASHI

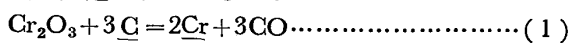
1. ま え が き

オーステナイト系ステンレス鋼の欠点である、主として応力腐食割れを解消する見地から、極低炭素、極低窒素とした高 Cr フェライト系ステンレス鋼が注目されている。1969 年、米国の AIRCO 社は EBR (Electron Beam Remelting) を利用して製造した、C≒20 ppm, N≒70 ppm の 26%Cr-1%Mo 鋼を、E-Brite 26-1 と名付けて商品化した¹⁾。国内でも、昭和電工で真空誘導溶解して製造した 30%Cr-2%Mo 鋼、いわゆる SHO MAC 30-2 が発表されている²⁾。これらは、高 Cr 鋼の脱炭脱窒が困難であるため、精選された特殊材料と特殊な精錬法を用いなければならず量産プロセスとはなり難い。一方、VOD (Vacuum Oxygen Decarburization) 法は、開発された当初から、真空処理の利点のために、低炭素、低窒素鋼の製造に適したものと考えられてきた。この面の研究は盛んであり、最近では片山らの研究³⁾がとくに詳しい。しかし、従来技術では C, N とともに、50 ppm 程度に下げるのが限界と見られていた。

著者らも、1971 年西宮工場に VOD 設備を導入して以来、極低炭素化を目指して種々の実験を続けてきたが、最近になって、20% 以上の高 Cr 鋼でも、30 ppm 以下まで脱炭できる技術を開発することができた。これは、Ar ガスの大量使用による、溶鋼の強攪拌によるもので、SS-VOD 法と呼ばれる。以下、この技術と、その開発途上で見出された、2, 3 の興味ある知見について紹介したい。

2. 高 Cr 鋼の真空脱炭、脱窒反応

減圧下における溶鋼の脱炭と脱窒反応平衡は、(1)~(4)式で記述されている⁴⁾⁵⁾。



$$\log K_1(a_{\text{Cr}}^2 \cdot p_{\text{CO}}^3 / a_{\text{Cr}_2\text{O}_3} \cdot a_{\text{C}}^3)$$

$$= -40990/T + 25.83 \dots \dots \dots (2)$$

$$N = 1/2N_2 \dots \dots \dots (3)$$

$$\log K_2(=p_{\text{N}_2}^{1/2}/a_{\text{N}}) = 188/T + 1.248 \pm 21.86/T \dots \dots \dots (4)$$

Cr は、C, O および N の活量を著しく下げるので、普通鋼と比べると高 Cr 鋼の脱炭、脱窒は困難である。相互作用助係数を表 1 に⁴⁾⁵⁾、それらを用いて計算した平衡濃度を図 1 と 2 に示す。

高 Cr 溶鋼では、その上、成分元素の移動速度も小さいといわれ⁶⁾、平衡、速度両面での不利を強いられる。

また、従来の研究報告では、真空脱炭処理中の C 含有量がある有限の値に漸近する挙動がある。いわゆる“見かけの平衡値”といわれているもので、脱炭反応に何ら

表 1 相互作用助係数

	e_{C}^{Cr}	e_{O}^{Cr}	e_{N}^{Cr}
1600°C	-0.0519	-0.023	-0.045
1700°C	-0.0416	-0.021	

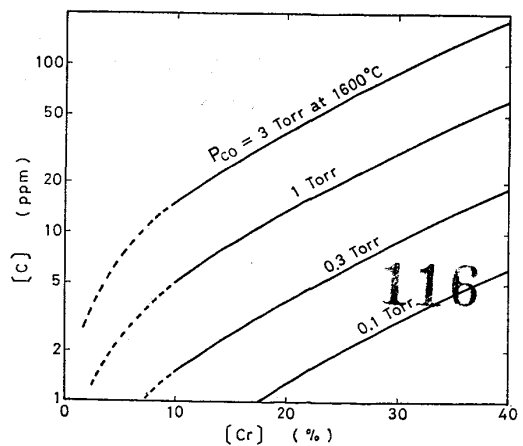


図 1 Cr 鋼の脱炭平衡 ($a_{\text{Cr}_2\text{O}_3} = 1$)

* 昭和 52 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 54 年 6 月 14 日受付 (Received June 14, 1979) (依頼技術トピックス)

** 川崎製鉄(株)千葉製鉄所 (Chiba Works, Kawasaki Steel Corp., 1 Kawasaki-cho Chiba 260)

*** 川崎製鉄(株)技術研究所 工博 (Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)

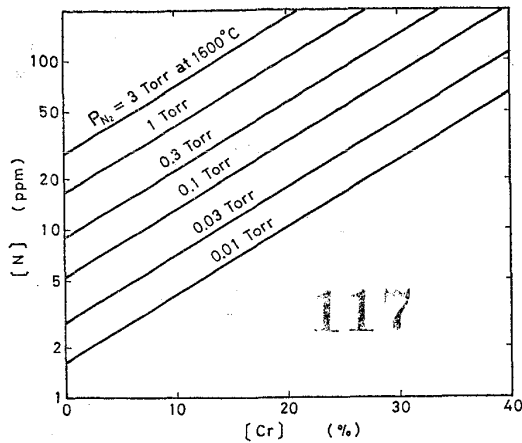


図 2 Cr 鋼の脱窒平衡

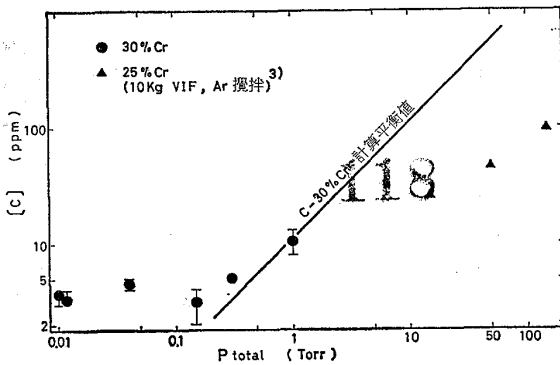


図 3 20 kg 真空誘導炉における 30%Cr 鋼の C 到達値 (1700°C, 60 min)

かの限界があると考えられるものである。工業規模の普通鋼真空処理では、 $[C] \cdot [O]$ 濃度積が、 $p_{CO} = 0.01 \sim 0.1$ atm との平衡に相当するレベルまで脱炭が進む⁷⁾。しかし、高 Cr 鋼では、この見かけの平衡 p_{CO} がもう少し低い³⁾。

著者は、この見かけの平衡値に疑問を持ち、実験室的検討を試みた。すなわち、20 kg の真空誘導溶解炉で、30% までの高 Cr 溶鋼の脱炭実験を行い、次の結果を得た⁸⁾。

(1) 30%Cr 鋼でも、 $[C]$, 100 ppm から出発して、60 min で 10 ppm 以下の十分低値まで脱炭できる。

(2) そのためには、0.5 Torr 程度の減圧に保つ必要がある。しかし、図 3 に示すように⁸⁾、これ以上の高真空にしても $[C]$ 到達値には影響しない。

(3) 1650°C 以上の高温での脱炭は容易であるが、これ以下の低温では、浴面に酸化物膜を生じ脱炭が遅くなる現象がある。

この結果から、(2)式の p_{CO} つまり、“見かけの平衡値”，に真の平衡という意味が無い訳で、高 Cr 鋼では、真の“ p_{CO} ”が低くなり脱炭の到達値も十分低いと確信した。問題は速度にあると考えられ、強攪拌による脱炭助長の方向を採用した。

VOD では、次の脱窒挙動が知られている。

- (1) 脱窒は、脱炭の初期に急激に進む。
- (2) 初期 N 含有量は、到達値にほとんど影響しない。
- (3) 処理末期には、全く脱窒しないか、わずかに吸窒する。

すなわち、見かけ上の高次の反応速度は反応律速を示唆する⁹⁾ ものであり、とくに極低窒素領域での反応速度の改善が肝要である。単に強攪拌のみでなく、(1) 反応面での妨害元素 $[O]$ の影響除去¹⁰⁾、(2) 高炭素による aN の増大効果などが検討された。ただし、Si 脱酸後の脱窒がほとんど進行しないことから、(1)に関する期待は持てない。

3. VOD における脱炭と脱窒の改善法

以下、50 t VOD 炉における、脱炭および脱窒の促進条件について述べる。用いた装置は、表 2 の通り、標準仕様であるが、Ar ガス流量は最大 2.4 N m³/min まで、大量供給を可能にしている。

VOD は、便宜上次の 2 期に分けて考える。また、添字、I, II で各期を、o, f でそれぞれの起点と終点を表わすことにする。

I 期： $[C]$: 0.8~2.0% から、20~40 Torr の減圧下で酸素吹精する脱炭期。酸素吹精終了点の $[C]$ ($[C]_{I.f.}$) は約 100 ppm が目標。脱窒が主体。

II 期：酸素を止めて後の真空脱炭期。到達真空度 0.5 Torr, 最終 $[C]_{II.f.} \leq 30$ ppm とする。

3.1 脱炭反応の促進

II 期の実際の脱炭挙動は見かけ上 1 次反応速度式で表わされ、(5)式となる。

$$([C] - [C]_i) / ([C]_0 - [C]_i) = \exp(-k_c \cdot t) \dots (5)$$

ここで、 $[C]_i$: 見かけの平衡値, k_c : 見かけの速度定数 (s⁻¹), t : 時間 (s), $[C]_0$: 処理開始点の C 濃度 (= $[C]_{II.o}$ ppm) である。

$[C]_i$ がいわゆる見かけの平衡値 (もしくは漸近値) で、実験値に最もよく適合するように (5) 式から $[C]_i$ と k_c を求める。

開発初期の実験では、条件不適で $[C]_i > 10$ ppm とな

表 2 電気炉, VOD

電気炉	容量 最大電圧・電流 インダクションスター	50 t 3相 18 000kVA 400V, 31 200A 0.7Hz, 800A
V	型容 排	式量 Elo-Vac 式取鋼精錬法 50 t
O	気速 空容	160 kg/h (0.5 Torr) 直径 5 000 mm, 高さ 7 953 mm 直径 2 868 mm, 高さ 2 600 mm
D	取鍋 到耐 火	鋼物 マククロレンガ 0.5 Torr (負荷状態)

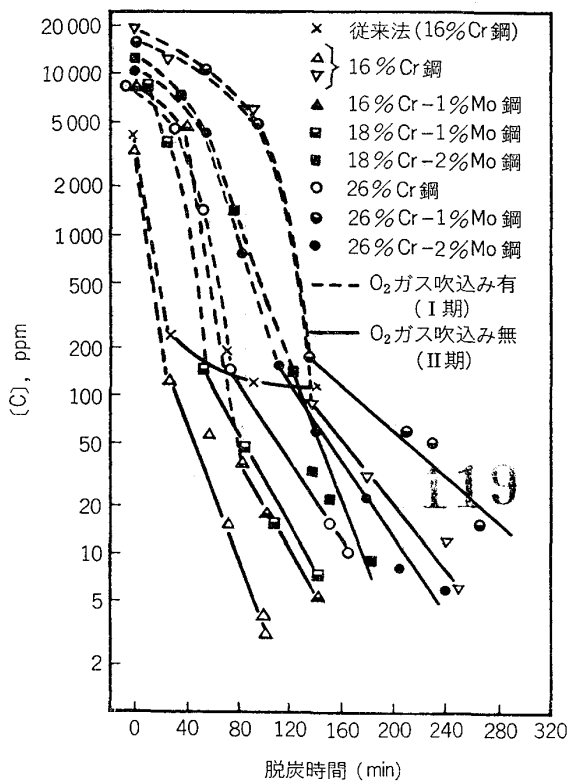


図4 SS-VODにおける脱炭挙動

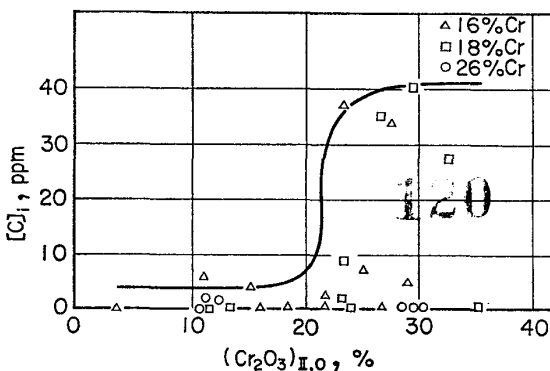


図5 [C]_iと[Cr₂O₃]_{II,0}との関係

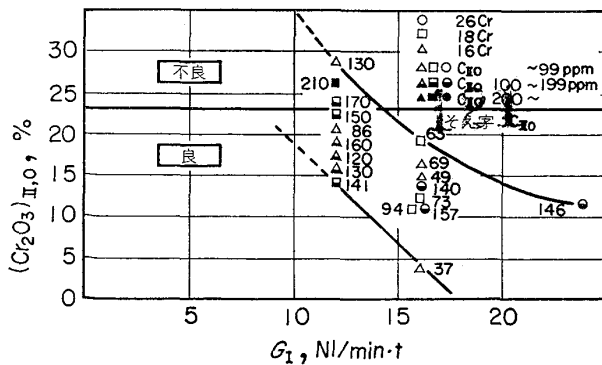


図6 (Cr₂O₃)_{II,0}に及ぼすG_Iの影響

る例が多かった。しかし、適正操作が行われる限り、図4に示すように、[C]_i ≤ 10 ppmで、事実上0と見なし得る。これらの[C]_iとk_cを通して、操業法改善の手掛

りを求めた。

(1) [C]_iに影響する要因に関して

[C]_iに影響する要因は数多く予測されたが、図5に示すように、II期前のスラグ中Cr₂O₃含有量(Cr₂O₃)_{II,0}の影響が顕著であつた。これが23%を越すと[C]_iが高くなる場合が多い。

(Cr₂O₃)_{II,0}は、図6に示すように、I期のAr流量、G_I (NI/min-t)で決まる。つまり、送酸時に強攪拌を行い、Cr₂O₃の生成を抑えることが、II期の脱炭限界を下げるといふ、予期せぬ結果であつた。図中、添字はI期終点の[C]_{I,J}であるが、G_Iが大きいと、[C]_{I,J}も低い、あるいは終点制御が安定しているといえる。

II期のAr流量、G_{II}や、スラグ量、真空度、あるいはCrやMoなどの成分濃度も、[C]_iに実質上影響しない。

(2) k_cに影響する要因に関して

k_cについても[C]_iと同様で、図7に示すように、(Cr₂O₃)_{II,J}の増化にともない、k_cが減少する。G_{II}は、図8に示した流量範囲でk_cにほとんど影響しない。実験条件の範囲で、温度(1600~1720°C)、真空度(0.5~1.5 Torr)、Cr含有量(16~26%)等の影響は認められなかつた。

当初、高[O]含有量が脱炭促進につながるとの期待を持ち、II期中に少量の酸素供給を試みた例がある。結果

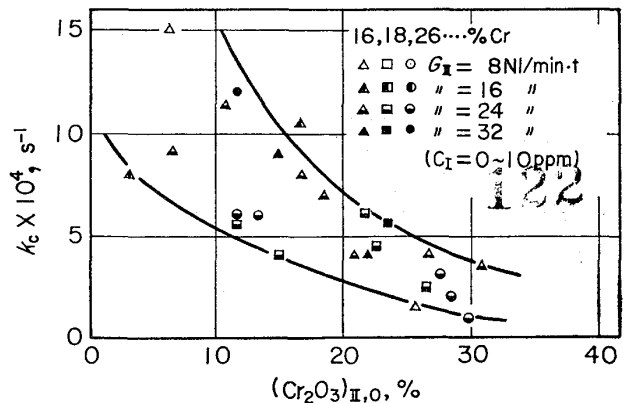


図7 k_cに及ぼす(Cr₂O₃)_{II,0}の影響

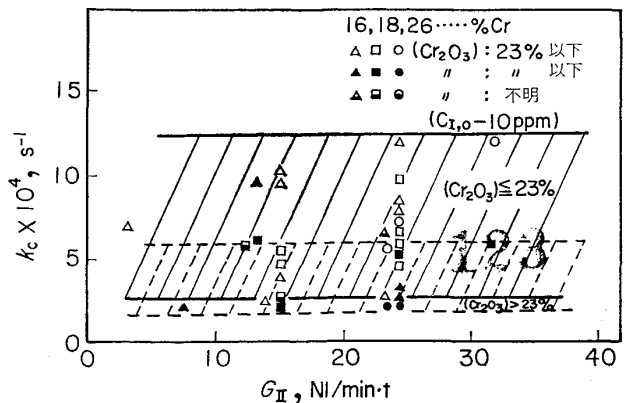


図8 k_cに及ぼすG_{II}の影響

表 3 SS-VOD II期でのスラグ組成の変化

ヒート	時 期	ス ラ グ 組 成			スラグ相	流 動 性	$T_{0,II,f}$ (°C)	C_I (ppm)	K (s ⁻¹)
		Cr ₂ O ₃	SiO ₂	T.Fe					
例 1	II, 0	16.5	31.5	2.1	液 相 液 相	最 良 最 良	1 595	0	7.70×10 ⁻⁴
	II, f	24.2	27.5	1.5					
例 2	II, 0	29.5	33.5	2.3	液 相 液 相	良 不 良	1 595	0	2.22×10 ⁻⁴
	II, f	33.5	24.2	2.2					
例 3	II, 0	29.7	35.0	2.9	液 相 固 相	良 —	1 592	40	8.41×10 ⁻⁴
	II, f	33.0	27.5	4.7					

表 4 実験結果から推測される CO 反応サイト
(○可能性大, △可能性中, ×可能性小)

実験結果 [C]-[O] 反応サイト	KがG _{II} に依存し ない	(Cr ₂ O ₃) _{II,0} が小さく なればKが大きくなる		スラグ無し 脱炭では Kが著しく 小さくなる
		酸素供給良	流動性良	
スラグと溶鋼 界面	△	○	○	○
自由表面	△	×	△	×
Arガス気泡	×	×	×	×
耐火物壁	△	×	△	×
溶鋼からの均 一核生成	○	×	×	×
キャビティ	△	×	×	×

は, [O]を高値となし得るが, 脱炭がむしろ抑制されるものであつた. II期中に(Cr₂O₃)の増加が著しく, スラグが固化して塊状となるのが脱炭阻害要因と考えられた.

(3) [C]_Iの物理的意味について

前述のように, [C]_I≒0 となる例が存在することは[C]_Iに, 平衡論的に意味が無いことを示す. ゆえに, これは, 速度論的に現われる見かけの現象と解釈するのが妥当である.

II期では, 温度降下にもなう[O]の減少がある. これは Cr₂O₃ の析出を意味し, 表3のようなスラグ組成変化にも対応する. 図7のように, k_c が(Cr₂O₃)に依存するものであれば, k_c が漸次減少することになる. このような場合, もはや反応は一次形を取らず高次となるが, かりに有効の処理時間内で, 高次の反応を1次と見なして近似すると, 見かけ上の漸近値[C]_Iが高値となつてしまう. 問題が[C]_Iではなく, k_c にあり, これを十分大とすることができれば, [C]_Iも自然と低値になることが確かめられた.

高 Cr 鋼といえども, 到達可能な[C]値は普通鋼とさして変わらないというのは興味ある知見である.

(4) (Cr₂O₃)の作用について

スラグ中の Cr₂O₃ 含有量がII期の脱炭に影響する理由については, まだ結論を得ていない. しかし, 考えられる反応サイトとしては, 表4のようなものがある. 流動性がよい, 低(Cr₂O₃)含有量のスラグの影響として

表 5 除滓により湯面を露出しやすくした実験例

	$k_c \times 10^4$ (s ⁻¹)	[C] _{II,f} (ppm)
除滓実験	0.7	109
標準 SS-VOD	5~10	<10

は, (1)取鍋周辺に寄りやすく, 溶鋼の表面が露出しやすいという効果が, または(2)スラグによる物理的, 化学的な脱炭促進作用, が注目される.

(1)の脱炭機構では反応速度が溶鋼の自由表面積に依存するものであるとの仮定に立ち, II期前の完全除滓の試験を行つた. その結果は, 表5に示すように, 最終値100 ppm程度にとどまる例がある. また, 本機構では k_c が G_{II} の影響を大きく受けることが予想されるが, 実際には G_{II} が k_c に顕著な影響を持たないという前述の結果とも考え合わせ, 自由表面の現象だけでは説明し難い.

(2)の考え方においては, Cr₂O₃ 含有量の小さい, すなわち, SiO₂ 含有量の高いスラグと接する場合に CO 発生が助長される. あるいは, Cr₂O₃ 含有量の低い, 流動性のよいスラグは分散して鋼中に懸濁し, CO 発生サイトを増す, などの可能性がある. SiO₂ 系耐火物と接した場合, 他の耐火物の場合より CO 発生が大きい¹⁴⁾現象が知られているので, 前者(2)の作用も有り得る. この点については, 現象を解明して, より一層の改善を図る予定である.

3.2 脱窒反応の促進

(1) 脱窒反応に影響する要因について

最終値 [N]_{II,J} に対する影響の最大のものは, 処理前の [C]_{I,0} である. 図9, 10 に示したように, これが 0.8% 以上であれば, 鋼種その他の条件によらず, [N]_{II,J} ≤ 40 ppm とすることができる.

[C]_{I,0} ≤ 0.8% では, 操業圧力の影響 (40 Torr のほうが 20 Torr の [N]_{II,f} より高い) や, Cr 含有量 ([N]_{II,J} が高 Cr ほど高値) の影響が見られる. しかし, 実験条件の範囲で, 処理前 [N]_{I,0} や, G_I の影響は認められない.

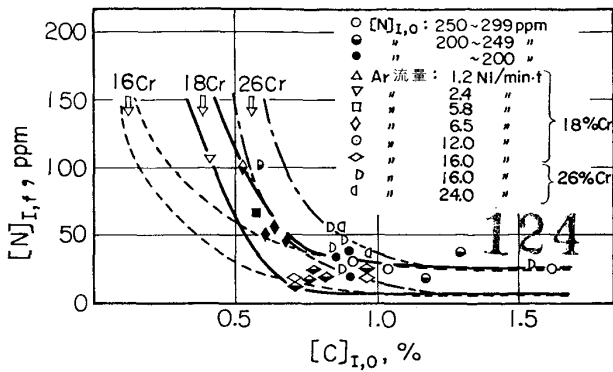


図 9 $[C]_{I,0}$ と $[N]_{I,f}$ との関係 (18~26% Cr 鋼)

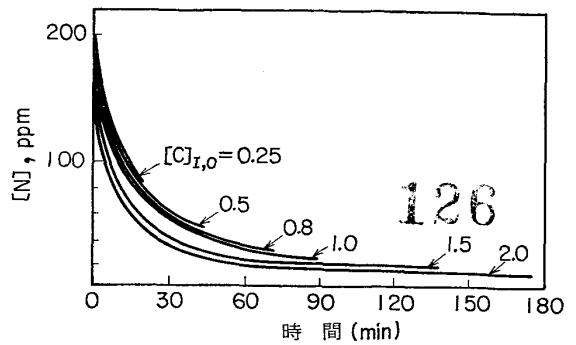


図 11 脱窒におよぼす $[C]_{I,0}$ の影響 (モデル計算)

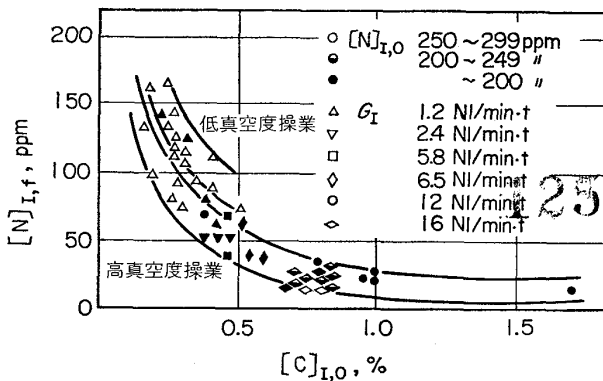


図 10 16% Cr 鋼の脱窒に及ぼす真空度の影響

表 6 II期のNピックアップに及ぼすエアリークの影響

エアリーク速度 (Nm ³ /min)	鋼種	真空度 (Torr)	処理時間 (min)	N挙動 (ppm)
1.613	18Cr	0.5	70	30→33
	26Cr	0.5	90	53→82
0.564	18Cr	0.5	80	25→20
	26Cr	0.5	126	43→40

$[N]_{II-J}$ は、空気の流れ込み速度に依存する³⁾。著者らも、リーク量を 1/3 に減らしたところ、表 6 に示すように末期の $[N]$ 増加現象は完全に止つた。 $[N]_{I-J}$ は、 p_{N_2} の 0.06 Torr に相当する低値であり、僅かな N_2 ガスの混入も許されない。

(2) 脱窒反応速度について

脱窒は I 期の激しい CO ガス発生時にのみ進む。見かけの反応次数は明らかに 1 より大きい。そこで、CO 気泡による洗浄作用を仮定して¹²⁾、次のモデル計算による記述を試みた。

発生する CO および Ar ガス気泡中に、一定飽和度 η となるまで溶鋼より N が移動する。また、僅かに洩れ込む空気のために N 吸収があり、濃度変化は両者のバランスで決まるものとする。

このモデルは、2 次反応速度の形をとり、操業諸要因の影響を適切に説明することができた。計算結果の 1 例

を 図 11 に示す。この図によれば $[C]_{I,0}$ は単に発生 CO ガス量としてばかりでなく、 a_N を高めることにより脱窒に寄与していることがわかる。本図によつても、 $[C]_{I,0} \geq 0.8\%$ であれば最終値が十分低くなる現象は明白である。

4. 製造工程

上記の脱炭および脱窒法の確立の後、次のような、高純度高 Cr フェライト系ステンレス鋼の製造工程を完成した。

4.1 電気炉

表 2 に示す 50 t 炉であり、原料、操業法も普通法とほとんど変わらない。ただ、出鋼時の $[C]$ は 0.8% 以上と高い。VOD で脱硫はしないので、電炉出鋼時に高塩基スラグを添加し、出鋼脱硫をする。 $[S]$ は、0.001~0.004% にすることができる。

4.2 VOD

設備は表 2 のとおりである。ただし、ポーラスプラグは、130 mm ϕ の大径、2~6 個を用い、Ar 流量は最大、48 Nl/min \cdot t-steel までの大量供給が可能なものとした。フリーボード 1300 mm で、スプラッシュの許容量を十分とつている。

標準的な操業例を 図 12 に示す。

4.3 造塊

極低碳素、極低窒素とした鋼は、わずかな供給源からの吸収により、 $[C]$ 、 $[N]$ の増加を招く。ゆえに造塊には細心の注意が払われるが、当社独自の無汚染、自動注入 (KCA¹³⁾ と呼ぶ) 造塊法により、注入時の雰囲気は O_2 が、0.1% 以下に確保され、大気からの $[N]$ 吸収増加も、10 ppm までに抑えられている。

4.4 圧延

高純度高 Cr フェライト系ステンレス鋼は、半製品の段階での脆化が著しく、分塊から冷間圧延に至る圧延工程には重大な問題がある。すなわち、粗大凝固組織、冷却過程での χ 、 σ 相の析出、さらに 475°C 脆性などがそれで、極めて割れやすい。このために取られた手段は次

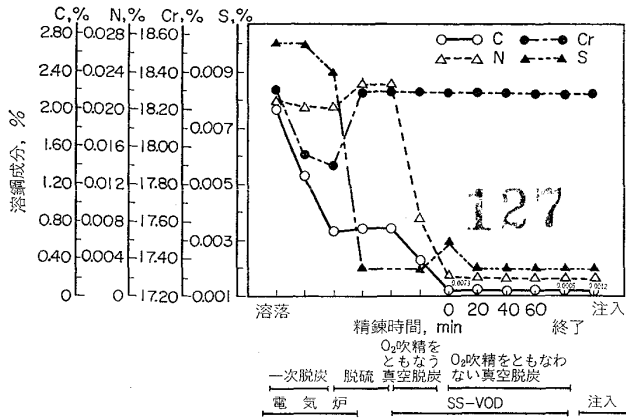


図 12 18%Cr-2%Mo 鋼の [C], [N], [Cr], [S] の推移の例

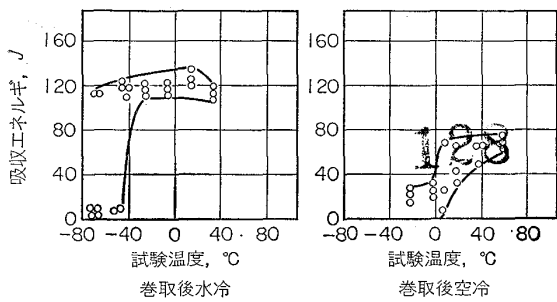


図 13 熱延のままの 30%Cr-2%Mo 鋼の衝撃特性におよぼす巻取後の水冷の影響 (板厚 5.0 mm)

のようなものであり、工程として確立することができた。

(1) 熱塊装入：600°C以上の熱塊装入により、分塊時の脆性割れは防ぐことができる。ただし、溶製する西宮工場から、圧延する千葉製鉄所まで、効率のよい保温ボックスを用いて、海上輸送した。

(2) 温片手入れ：分塊スラブは 300~400°Cで温片手入れとした。

(3) ホットコイルの水冷：熱延終了温度 900°C 以上とし、鋼帯はただちに水槽中で水冷とする。これにて σ , χ 化, 475°C 脆化, セパレーションなどは防ぐことができる。図 13 は、30%Cr-2%Mo 鋼の水冷による顕著な靱性改善効果を示す。

(4) 連続焼なまし：ホットコイルの焼なましは、脆

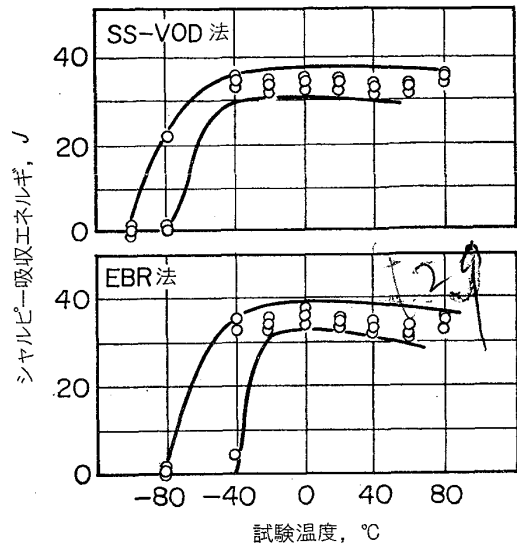


図 14 26%Cr-1%Mo 商用 2 mm 冷延鋼板の TIG 溶接部の衝撃特性

化を避け、極力短時間とすべきである。連続焼なまし炉が採用された。26~30%Cr 鋼の場合の適正温度は、1000~1050°Cである。

5. 製品の性能

以上のような製鋼ならびに圧延の技術をもつて製造された高純度フェライト系ステンレス鋼の 1 併として、ここでは 26%Cr-1%Mo 鋼 (SHOMAC・RIVER 26-1) について述べる。表 7 に本鋼の代表化学成分と、特性を比較するために用いた材料の化学成分を示す。これらはいずれも商用工程で 2 mm 厚の冷延板としたものである。このような材料を使用する場合にはまず溶接部の靱性が問題となるが、図 14 は、両面アルゴンシールして、TIG 溶接した溶着鋼のシャルピー衝撃試験結果であり、EBR 製に比して遷移温度は低く靱性は良好である。これらの継手について硫酸-硫酸銅試験を行った結果ではいずれも粒界腐食感受性はない。また、図 15 は 10% 塩化第 2 鉄水溶液に対する対孔食性を示す。

SUS 304L および SUS 316L は 40°C で 24 h の試験で孔食を起こすのに対して、SS-VOD 法による 26%Cr-1%Mo 鋼は、孔食を全く発生せず、EBR 法によるもの

表 7 供試材の化学組成 (%)

鋼 種	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Nb	N
SS-VOD 製 26%Cr-1%Mo 鋼	0.0022	0.33	0.08	0.018	0.004	0.17	25.90	1.20	0.16	0.0055
EBR 製 26%Cr-1%Mo 鋼	0.0020	0.29	0.01	0.012	0.009	0.13	26.03	1.20	≤0.01	0.0080
SUS 304L	0.020	0.58	1.64	0.030	0.010	10.50	18.60	0.08	—	—
SUS 316L	0.012	0.84	1.76	0.037	0.005	13.77	16.40	2.29	—	—

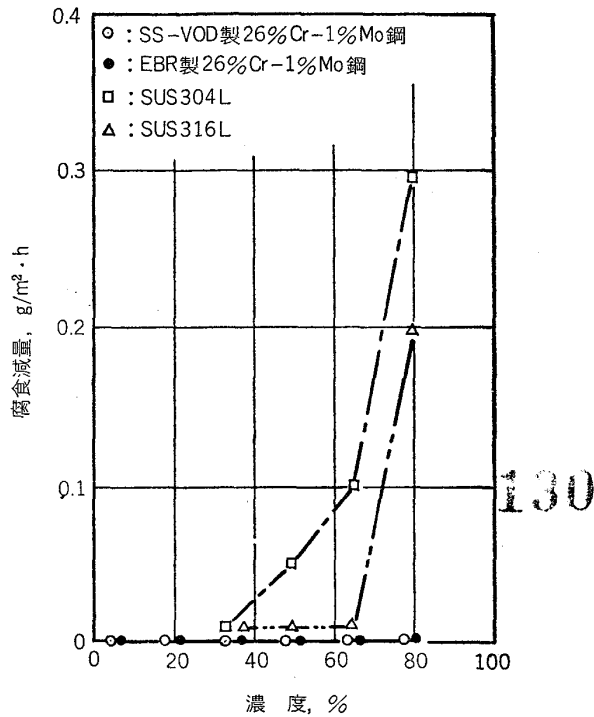


図 15 SS-VOD 製 26%Cr-1%Mo 鋼の沸騰酢酸水溶液に対する耐食性

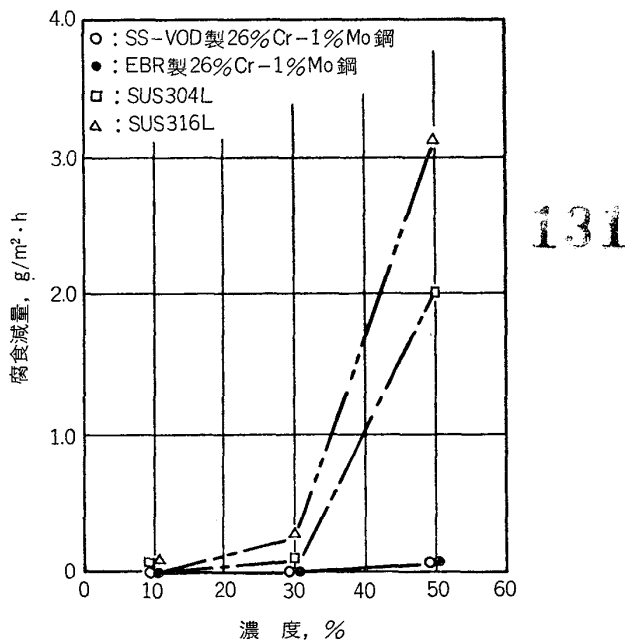


図 16 SS-VOD 製 26%Cr-1%Mo 鋼の沸騰苛性ソーダ水溶液に対する耐食性

と同等である。図 16 は沸騰硫酸、酢酸および苛性ソーダ溶液中での全面腐食性を調べた結果で、26%Cr-1%Mo 鋼は、5%以下の硫酸中で SUS 316 L より耐食性が優れ、また酢酸あるいは苛性ソーダ溶液に対する耐食性も良好である。このような特性を活かし今後酢酸、乳酸などの有機酸プラント、隔膜法苛性ソーダプラント、公害防止プラントおよび食品プラントなどに用途が開け

るものと思われる。

6. 結 び

Ar ガスの大量使用による溶鋼の強攪拌を特徴とした、VOD (SS-VOD) 法を開発し、極低碳素、極低窒素含有量の高 Cr フェライト系ステンレス鋼の量産方式を確立した。

(1) 2~6個のポーラスプラグを用い、Ar ガス供給速度を 10~48Nl/min · t-steel と、従来法に比べ著しく増した強攪拌 VOD 処理により、16~26%Cr, 0~2%Mo 含有鋼の C 含有量を 30 ppm 以下、N 含有量を 40 ppm 以下とすることができた。

(2) 脱炭促進の条件は、酸素吹精中 (I 期) に強攪拌するもので、酸素停止後の真空 CO 脱炭 (II 期) 時に、スラグ中の Cr₂O₃ 含有量を 23% 以下とし、スラグのよい流動性を確保する点にある。II 期の Ar ガス流量など、他の操業条件の影響は小さい。

(3) 脱窒促進の条件は、処理前 C 含有量を 0.8% 以上とし、発生 CO ガス量を大とするとともに、a_N を大きくすることである。

(4) 圧延時の脆性による割れを回避するためには、鋼塊とスラグの取扱いは熱塊もしくは熱片で行ったほうがよく、熱延板は水冷する必要がある。

(5) 高純度、高 Cr フェライト系ステンレス鋼の品質調査を行い、粒界腐食、靱性などに対する著しい改善を確認した。

文 献

- 1) W. A. MATEJKA: Proc. 4th Intern. Conf. Vac. Met., Tokyo, Japan, (1973)
- 2) 広瀬洋一, 斎藤 弘, 森村利男, 黒沢正男: 鉄と鋼, 62(1976), S 748
- 3) 片山裕之, 梶岡博之, 稲富 実, 武田欣明: 鉄と鋼, 63(1977), p. 2077
- 4) Y. NAKAMURA, T. OHNO, and K. SEGAWA: Proc. ICSTIS, Suppl. Trans. ISIJ, 11 (1971), p. 456
- 5) J. C. HUMBERT and J. F. ELLIOTT: Trans. Met. Soc. AIME, 218 (1960), p. 1076
- 6) 森 一美, 鈴木 鼎, 中林興栄: 鉄と鋼, 62 (1976), S 566
- 7) 松永 久: 西山記念技術講座 第 54, 55 回, p. 80
- 8) 矢野修也, 小口征男, 江島彬: 私信
- 9) 鈴木 鼎, 森 一美, 伊藤洋平: 鉄と鋼, 55 (1969), p. 13
- 10) 井上道雄: 電気製鋼, 48(1977), p. 277
- 11) 沢 繁樹, 渋谷正吾, 池田雅宣: 日特技報, 4 (1968), p. 3
- 12) たとえば, R. J. FRUEHAN: Ironmaking and Steelmaking, 3(1976), p. 33
- 13) 岩岡昭二: 日本機械振興協会表彰論文集, 12 (1977), p. 33