

テスト鋼の化学成分組成 (wt%)

鋼 種	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al
低炭素鋼	0.17	0.17	0.61	0.018	0.015	—	0.016
	0.23	0.21	0.77	0.020	0.017	—	0.035
硫黄添加低炭素鋼	0.15	0.21	1.06	0.016	0.092	—	—
	0.20	0.25	1.28	0.022	0.116	—	—
中炭素鋼	0.40	0.27	0.69	0.019	0.017	—	0.034
	0.47	0.31	0.82	0.021	0.021	—	0.044
低合金鋼	0.38	0.25	0.70	0.018	0.012	1.03	0.027
	0.46	0.31	0.81	0.022	0.015	1.09	0.037
高炭素鋼	0.58	0.20	0.41	0.016	0.015	—	0.021
	0.66	0.30	0.55	0.024	0.019	—	0.026
高炭クロム鋼	1.00	0.23	0.32	0.024	0.012	1.37	0.010
	1.09	0.32	0.45	0.029	0.017	1.51	0.026

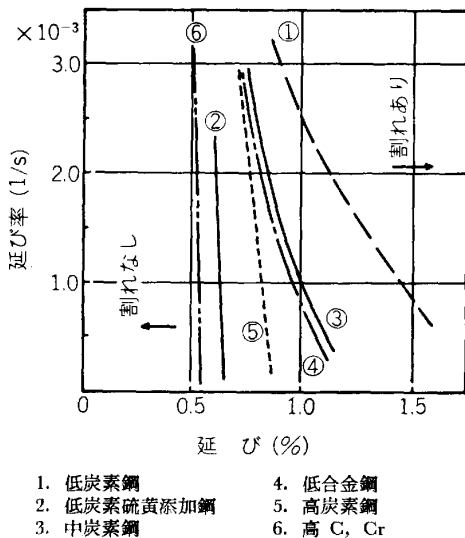


図 3.2.16 内部割れに及ぼす伸びと伸び率の関係 (J. MIYAZAKI et al.: 2nd Process Technology Conference Chicago, Illinois (1981))

類及び量や温度が延性挙動に大きな影響を与えていることを示している。そこで、鋼のこれら特性に影響する種々の因子を以下に列挙する。

(a) 熱履歴の影響

図 3.2.12 は中炭素鋼の場合で、最高加熱温度を変化させた場合のグリーン引張試験機による延性及び最大歪みと温度との関係を示す。図から、最高加熱温度を高めるほど、延性が小さくなる。この実験結果は融点近くの延性が結晶組織、粒界析出特性等に強く影響されることを示しており、マイクロ偏析が高温延性に大きな役割をしていることがわかる。

図 3.2.13 は中炭素鋼の場合で、延性に及ぼす凝固組織の影響を示す。図中の B, D のような粗い分岐柱状晶組織の試料は低温側に、C のような等軸晶のものは高温側に零延性域が移ることを示し、これより割れ防止には一次結晶粒の微細化が有効であることがわかる。

(b) 添加元素の影響

BERNARD が Al, Nb の影響を報告している。図 3.2.14 は C : 0.17, Si : 0.3, Mn : 1.5 (%) 鋼をベースに Al 及び N を増加させた場合、さらに図 3.2.15 は上記鋼に Nb を添加した場合を示す。いずれの場合も脆性が高温側に移動することを示している。これらの現象は AlN あるいは NbC の粒界析出による粒界すべりを小さくするためと報告している。

(c) 歪み速度の影響

図 3.2.16 は実用鋼種を用いて許容歪み量に与える歪み速度の影響を実用鋼塊で実験した結果である。これによれば炭素含有量が低いほど、また歪み速度が小さいほど、許容歪み量が増加することを示している。

(d) その他の因子の影響

上記の諸因子以外に再結晶温度、粒界析出(偏析)、相相互間の結晶系歪みなどが高温変形挙動に影響を与える。

3.3 製鋼技術の現状と将来

3.3.1 溶銑予備処理法

1960 年代における溶銑予備処理としては、溶銑脱硫処理がその主たる対象であった。機械的攪拌法あるいはインジェクション法の開発およびそのレベルアップがなされ脱硫技術としては、1970 年前半にはほぼ完成され、 $S \leq 0.0010\%$  の低硫溶銑の製造が行われている。

一方、1975 年以降、過去 10 年間の溶銑予備処理は、製鋼精錬における脱りんプロセスの改善という観点より、その発展をとらえることができる。すなわち、溶銑脱珪処理および脱りん処理プロセスの開発が中心になっていると言える。

この背景として考えられる要因は、

- ① 転炉吹錬における脱りん負荷の増大、すなわち
  - 連続鑄造比率の増大
  - 取鍋精錬プロセス適用鋼種の増大等による出鋼温度の上昇
- ② 低りん鋼および高級鋼の需要の増大
- ③ ステンレス鋼および高合金鋼の増大
- ④ 低操業率下での転炉精錬の生産性の追求
- ⑤ 転炉スラグ量の低減およびそのリサイクル使用

等がある。これらのニーズの対策として、溶銑脱珪プロセスが転炉吹錬における溶銑 Si レベルの最適化および、溶銑脱りんプロセスの前処理工程として開発が進められた。また溶銑脱りん処理プロセスは、上記ニーズに対する転炉吹錬における脱りん負荷軽減およびその合理化のため開発が進められた。

本稿においては、主としてこの溶銑脱珪および脱りんプロセスの過去 10 年の発展につき述べることにする。

### (1) 溶銑脱珪処理

生産性最優先の高度成長時代にあつては、溶銑中の C および Si 等を熱源として、冷鉄源使用比率を高め単位溶銑量あたりの粗鋼量をより多く製造することが、製鋼プロセスの最大の課題であつた。

しかし、1970 年代前半の石油危機およびその後の構造的生産量低下を契機として、資源、エネルギー事情の変化に伴つて、粗鋼をより効率的に製造する必要に迫られ、最も経済的なプロセスの開発が志向されてきた。

従来の LD 転炉法では、脱りに適した高塩基度スラグを得るには、大量に存在する SiO<sub>2</sub> に見合う造滓剤を供給する必要がある。

しかし、本質的には、Si の除去に造滓剤はほとんど不要であり、脱りん反応に必要な造滓剤量の確保以上のシリコンは不要であるとの観点より、溶銑脱珪処理法が採用され、造滓剤（主として石灰）およびスラグ発生量を大幅に減少させ得るプロセス、Slag Minimum Process (SMP) の開発が行われた。その結果として、

- ①石灰等の媒溶剤の低減
- ②鉄分歩留り、Mn 歩留りの向上
- ③スラグ顕熱損失の減少
- ④耐火物溶損量の減少
- ⑤転炉吹錬操業の安定化と適中率の向上

がもたらされた。

転炉自身も底吹法、複合吹錬法、サブランスの導入などにより大きく技術的改革をとげてきたが、転炉だけではその後の高品質化および低コスト化に対処することが難しい情勢にあり、当然の帰結として転炉機能の分割の方向へ向かい、その一つとしてソーダ系あるいは石灰系フラックスによる溶銑脱りん処理法が開発された。この場合も溶銑中の Si 濃度を低くすることにより、少量の脱りんフラックスで高塩基性スラグが得られ、効率的かつ安定した脱りん処理が可能になつた。

脱珪プロセスの選択の基準としては、いかに現有の製鋼プロセスにマッチングできるかであり、この観点から 1970 年代よりさまざまなプロセスが試行され、各社の条件に合うプロセスが選択されているのが現状である。

以下に各プロセスを概説する。なお、各社で採用されている具体的なプロセスについては、溶銑脱りん処理プロセスと併せて紹介する。

#### (a) 脱珪処理後の最適 Si 濃度

脱珪処理後の Si 濃度の最適値は、次工程によつて変わると考えられ、次の二つのケースに分けられる。

##### (i) 溶銑脱りんせずに転炉吹錬を行う場合

転炉操業における全コストと溶銑中 P 濃度の関係より、吹錬後 P 濃度 < 0.015% の場合低温出鋼 (1600°C 程度) では Si=0.20% 程度、高温出鋼 (1700°C 程度) では Si=0.40% 程度が最適 Si 濃度であると報告されている。

##### (ii) 溶銑脱りんを行う場合

この場合は Si 濃度が低いほど効率よく精錬できるため、それぞれ、

①ソーダ系フラックスを用いた場合は、 $Si \leq 0.10\%$

②石灰系フラックスを用いた場合は、 $Si \leq 0.10 \sim 0.20\%$  が最適 Si 濃度であると報告されている。

##### (b) 溶銑脱珪処理方法

実操業規模での溶銑脱珪処理法の概略を表 3-3-1 に示し、以下にそれぞれの特徴を述べる。

##### (i) 高炉溶銑樋での脱珪

高炉スラグを分離後、高炉溶銑樋において脱珪剤を連続的に添加し、脱珪反応を行う。高炉溶銑樋における脱珪処理は、既存の設備の簡単な改造で済み、他の方式に比べると処理に要する付加的な時間および攪拌が不要になり、脱珪処理による温度降下がほとんどないという大きな特徴を持っている。表 3-3-2 に脱珪剤として、ミルスケールを用いた場合の脱珪反応の熱バランスを示すが、理論的にも脱珪反応による温度降下はなく、高炉溶銑樋法での温度降下のないことが理解できる。脱珪剤の添加方法として、上置法の場合は、脱珪効率が溶銑中の Si に大きく依存し、やや安定性にかけるが、キャリアーガスによつて脱珪剤を溶銑に吹き付けることにより脱珪効率が向上し、安定して目標 Si が得られる。

##### (ii) トービードカーおよび溶銑鍋での脱珪

キャリアーガスにより酸化鉄をインジェクションする方法が一般的で反応効率も優れ、処理後 Si もよく低下している。N<sub>2</sub> ガスバブリングしながら、O<sub>2</sub> を上吹きする方法もあるが、脱珪反応効率は低い。

図 3-3-1 に各種脱珪法の脱珪酸素効率の比較を示す。

$$\text{脱珪酸素効率}(\eta_{Si}) = \frac{(\text{溶銑中 Si と反応した酸素量})}{(\text{供給酸素量})} \times 100\% \dots\dots\dots (1)$$

表 3-3-1 溶銑脱珪処理法 (実操業規模)

型 式	脱珪処理場所	脱珪剤添加方法
連 続	高炉溶銑樋	酸化鉄(上置き法)
	(鑪型連続精錬炉)	酸化鉄(吹き付け法)
バッチ	トービード	酸化鉄(インジェクション)
	溶銑鍋	気体酸素(上吹き法)
	(製鋼炉)	気体酸素(インジェクション)

表 3.3.2 溶 銑 脱 珪 处 理 熱 精 算 例

脱 珪 剂		ミルスケール (石灰 20% 混合)	
項 目		[ kcal/t ]	備 考
入 熱	(1) $Si + O_2 \rightarrow SiO_2 + 7460 \text{ kcal/kg-Si}$	14920	$\Delta Si = 0.20\%$
	(2) $Mn + \frac{1}{2} O_2 \rightarrow MnO + 1680 \text{ kcal/kg-Mn}$	840	$\Delta Mn = 0.05\%$
	(3) $Ti + O_2 \rightarrow TiO_2 + 2830 \text{ kcal/kg-Ti}$	570	$\Delta Ti = 0.02\%$
	(4) $C + \frac{1}{2} O_2 \rightarrow CO + 2200 \text{ kcal/kg-C}$	220	$\Delta C = 0.01\%$
	(5) 平均造溶熱 $140 \text{ kcal/kg-slag}$	1260	スラグ量 $9 \text{ kg/t}$
(入 熱 合 計)		17810	
出 熱	(1) $FeO \rightarrow Fe + \frac{1}{2} O_2 - 900 \text{ kcal/kg-FeO}$	9040	ミルスケール中 $FeO \ 77\%$
	(2) $Fe_2O_3 \rightarrow 2Fe + \frac{3}{2} O_2 - 1230 \text{ kcal/kg-Fe}_2O_3$	2570	" $Fe_2O_3 \ 16\%$
	(3) 生成スラグ顯熱 $0.217 \text{ kcal/}^\circ\text{C} \cdot \text{kg-slag}$	2940	スラグ量 $9 \text{ kg/t}$
	(4) 還元 Fe 顯熱 $0.170 \text{ kcal/}^\circ\text{C} \cdot \text{kg-Fe}$	2300	還元量 $9 \text{ kg/t}$
(出 熱 合 計)		16850	
総 計		960	
溶 銑 温 度 換 算		$\oplus 5.6^\circ\text{C}$	

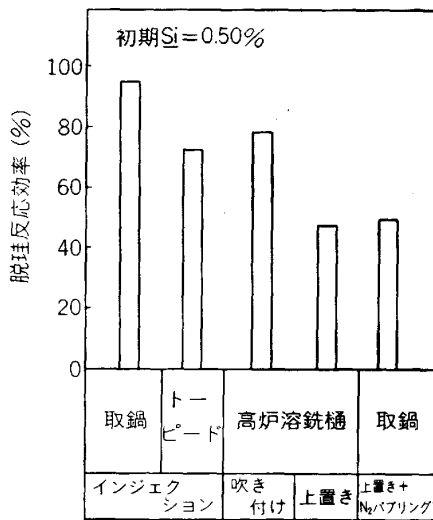


図 3.3.1 各種脱珪処理工程における脱珪反応効率の比較

高炉樋脱珪剤吹き付け法と受銑鍋およびトーピードカーでのインジェクション法はともに高い脱珪効率を得られるが、上置法は若干劣る。これは、吹き付け法およびインジェクション法では脱珪剤が溶銑中へ侵入することにより、反応界面積が飛躍的に増大し、反応速度が大きくなるためと考えられている。

(c) 脱珪剤

脱珪剤は酸素源である主剤と、塩基度調整とスラグの流動性改善等のための副剤とに区分される。

(i) 主剤

主に用いられている主剤は、鉄鉱石、ペレット、焼結鉱、ミルスケール、砂鉄、マンガン鉱石などの固体酸化

物と気体酸素である。高炉樋脱珪では酸化鉄間の脱珪酸素効率に有意な差はないが、スラグフォーミングを抑えるためにはミルスケールが良いと報告されている。石灰を混合したマンガン鉱は、酸化鉄より脱珪酸素効率が良い、Mn の還元率は 70~90% であると報告されている。気体酸素の上吹きでは、脱珪酸素効率は増加しないが昇温しながらの脱珪は可能である。気体酸素インジェクション法では、脱珪、昇温ともに進行しその脱珪効率も良く、ランス寿命等耐火物上の問題はありますが今後発展していくべき技術の一つと考えられる。

(ii) 副剤

副剤としては、CaO、CaO+CaF<sub>2</sub>、CaO+CaF<sub>2</sub>+Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>、転炉スラグ等である。スラグ塩基度は、0.3~1.0 程度まで高めることによりスラグフォーミングが抑制でき、鉄分損失、マンガン損失を低減できる。

(d) 溶銑脱珪処理の効率化

脱珪後スラグのフォーミングを抑制し、かつ脱りん処理で要求される低シリコンレベルまで脱珪するためにも、脱珪効率を高めることが必要である。このためには、スラグ-メタル間の反応界面積の増大および攪拌力の確保が技術的な課題となる。

これらの観点により、高炉溶銑樋での脱珪剤吹き付け法、トーピードカー、受銑鍋での酸化鉄あるいは気体酸素のインジェクション法は、より進んだ技術と言える。特に、高炉溶銑樋での酸化鉄等の吹き付け法は浴深さが浅く、かつ溶銑が流れており、脱珪剤と溶銑との反応を付加的な攪拌力をあまり加えなくても有効に行わせるこ

とができる点で優れていると考えられる。

(2) 溶銑脱りんプロセス

1970年代に入り、低りん鋼のニーズの増大、および転炉スラグの有効利用等の観点により、溶銑脱りん処理の検討がはじめられた。当初、転炉吹錬の延長として考えられていたこともあり、低塩基性で、T. Fe濃度の高いスラグを用いた低温処理による脱りん処理が志向され、フラックス系としてはCaO-SiO<sub>2</sub>-Fe<sub>2</sub>O系が主であった。

これに対し、1975年以降ソーダ灰が脱りん剤として使用されるに至った。これにより低酸素ポテンシャル、高塩基スラグでの脱りん脱硫処理の可能性が明らかになった。一方、石灰系フラックスも単純なCaO-SiO<sub>2</sub>-Fe<sub>2</sub>O系からCaO-CaF<sub>2</sub>(またはCaCl<sub>2</sub>)系にかわつていった。すなわち石灰系脱りん処理においても高塩基、低酸素ポテンシャルスラグによる脱りん処理が検討され、当初CaO-SiO<sub>2</sub>-Fe<sub>2</sub>O系フラックスでは全く期待できなかった脱硫も相当進行し、処理後S≤0.010%も可能となった。一方、Na<sub>2</sub>OはCaOに比較し、より強塩基性酸化物であり、その脱りん能については、1940年代より研究されていた。

しかし、その化学的活性度が高いが故に、逆に耐火物の溶損、作業環境の悪化等により少量使用の脱硫剤としてのみ製鋼用フラックスとして用いられていたが、その利用も脱硫技術の進歩により、より安価な生石灰にとつてかわられる運命にあつた。

これに対し、再度溶銑脱りん用フラックスとしてソーダ灰が登場した背景には、このNa<sub>2</sub>Oの強塩基性に起因する脱りん脱硫同時処理が可能なること、さらにスラグ-メタル間のりん分配比((P<sub>2</sub>O<sub>5</sub>)/P)が石灰系に比し大きくスラグボリューム、換言すればフラックス原単位が少なくよいことが見直された結果と言える。また処理後のスラグが水溶性であることから、ソーダ灰の湿式回収が可能なる点も特徴と言える。

現在、実操業プロセスとしてソーダ系および石灰系フ

ラックスを用いたプロセスがともに稼働しており、以下に実操業稼働しているプロセスを紹介する。

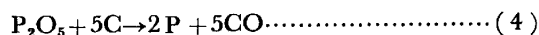
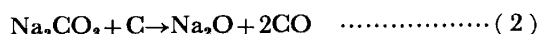
(a) ソーダ系フラックスによる溶銑脱りん脱硫プロセス

(i) Soda Ash Refining Process (SARP)

図3.3.2に住金鹿島において、1982年5月から稼働しているSARPのプロセスフローを示す。高炉鑄床およびトーチ脱珪処理により、溶銑Si≤0.10%まで脱珪された溶銑に、脱珪スラグ除去後、ソーダ灰を約19kg/t-pigインジェクションすることにより処理前P=0.100%, S=0.050%から、処理後P=0.005%, S=0.002%まで同時に脱りん脱硫処理が行われている。生成したNa<sub>2</sub>O系スラグは除滓後ソーダ灰回収プラントに送られ、スラグよりNa<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>を回収し再度SARPにて脱りん剤として利用されている。

このプロセスの特徴は、

- ①脱りん脱硫同時処理が可能。
  - ②処理中のマンガン損失がほとんどない。
  - ③スラグ塩基度として、(Na<sub>2</sub>O)/(SiO<sub>2</sub>)=3でりん分配比(P<sub>2</sub>O<sub>5</sub>)/P=1500と高い脱りん能が得られる。
  - ④インジェクション法によるソーダ灰添加により、脱りん脱硫反応が優先し脱炭量が少ない。
- 等が挙げられる。また、反応機構的にはソーダ系フラックスは、カーボンと(2)~(4)式で示される反応が生じ、これらの反応はソーダ灰の蒸発と復りん反応の両方から脱りん反応に不利に作用するので、酸素ガスまたは酸化鉄併用によるカーボンの燃焼により、(2)~(4)の反応を防止し脱りん反応を促進させる手段が有効である。



このプロセスでは低りん鋼(P<0.010%)を対象として、現在30000t/月の脱りん処理が行われている。

(ii) 取鍋溶銑脱りん法

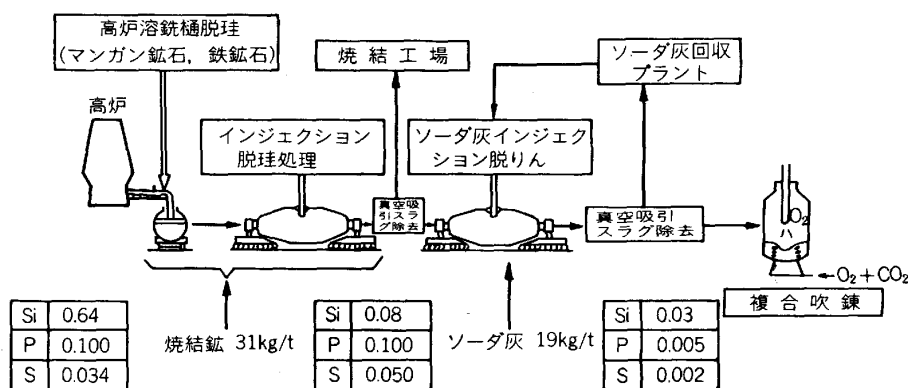


図 3.3.2 鹿島における溶銑予備処理工程の概要

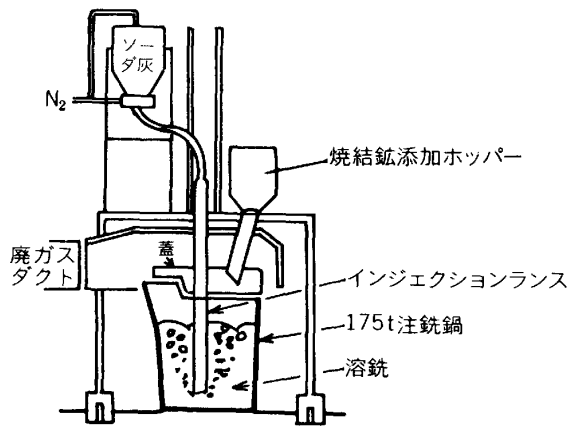


図 3-3-3 八幡におけるソーダ灰インジェクションによる脱りん処理工程の概要 (田中ら：鉄と鋼, 69 (1983), S143)

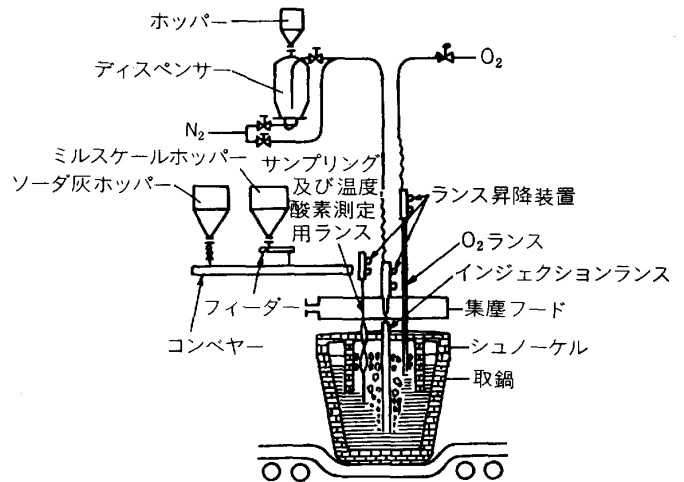


図 3-3-5 福山におけるソーダ灰溶鉄脱りん処理工程の概要 (半明ら：鉄と鋼, 69 (1983), p. 1850)

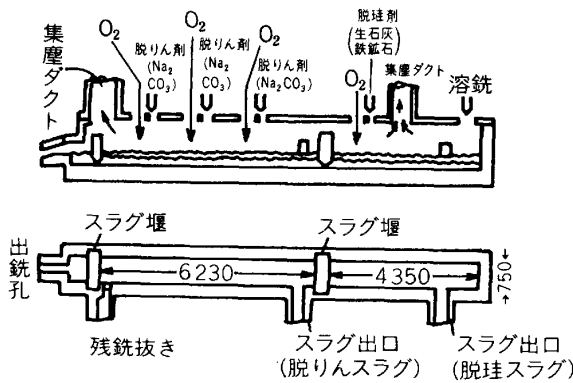


図 3-3-4 広畑における樋式連続溶鉄予備処理工程の概要 (山本ら：鉄と鋼, 69 (1983), p. 1586)

図 3-3-3 に新日鉄八幡において開発された、取鍋内溶鉄脱りん法の概要を示す。脱珪処理は、高炉鑄床およびトーチド内で行われて、 $Si=0.10\sim0.15\%$  まで低下させる。脱りん処理は、取鍋内溶鉄中へソーダ灰と焼結鉄粉をインジェクションすることにより行われる。本プロセスは、ステンレス鋼対象に行われており、脱りん溶鉄と Fe-Cr 合金を原料とし、シングルスラグでステンレス粗溶鋼の溶製を行っている。

(iii) その他のプロセス

ソーダ系フラックスによる溶鉄脱りん処理プロセスとしては、その他、新日鉄広畑における AL 炉 (樋型連続処理炉) および鋼管福山における取鍋内でのソーダ灰上置きガス攪拌法などの検討が実操業規模のテストプラントで行われている。

図 3-3-4 に AL 炉の概要を示す。45 t/h の規模で、脱珪-脱りん脱硫処理が樋型連続炉にて処理される。このプロセスの特徴としては、次の項目がある。

- ①スラグ-メタル間向流接触による反応効率向上。
- ②スキンマー方式によるスラグ除去。

③熱損失が少ない。

このプロセスは、実操業プラントではないが、今後のソーダ灰による溶鉄予備処理プロセスに対する一つの方法を示すものとして注目する必要がある。

また、図 3-3-5 に、取鍋内ソーダ灰上置きガス攪拌法の概要を示す。この方式では、ソーダ灰のインジェクション法を用いなくても、最適攪拌+高酸素原単位により、インジェクション法とほぼ同等の脱りん処理が可能である。取鍋搬送器の利点を最大限に活用したプロセスと言える。

(b) 石灰系フラックスによる溶鉄脱りん処理プロセス

(i) Optimizing the Refining Process (ORP)

図 3-3-6 に、新日鉄君津において、1982 年 9 月から稼働している ORP のプロセスフローを示す。高炉鑄床脱珪処理により、 $Si < 0.15\%$  まで脱珪された溶鉄に、脱珪スラグ除去後、石灰系フラックス 51 kg/t-pig (CaO 18 kg/t-pig, スケール 28 kg/t-pig,  $CaF_2$  2.5 kg/t-pig,  $CaCl_2$  2.5 kg/t-pig) をインジェクション法により添加し、初期  $P=0.120\%$ ,  $S=0.025\%$  から、処理後  $P=0.015\%$ ,  $S=0.005\%$  まで脱りん脱硫処理している。

このプロセスの特徴は、

①低りん鋼に限らず、一般鋼すべてを処理対象鋼種としてメリットを見出している。

②脱りん処理スラグは、脱珪処理溶鉄受鉄後、脱珪処理スラグと一緒に除去され、この際、粒滓化を行い、スラグ処理を容易にしている。等がある。

この ORP システムにて、現在約 400 000 t/月の脱りん処理を実施し、転炉吹錬における脱りん負荷を大幅に

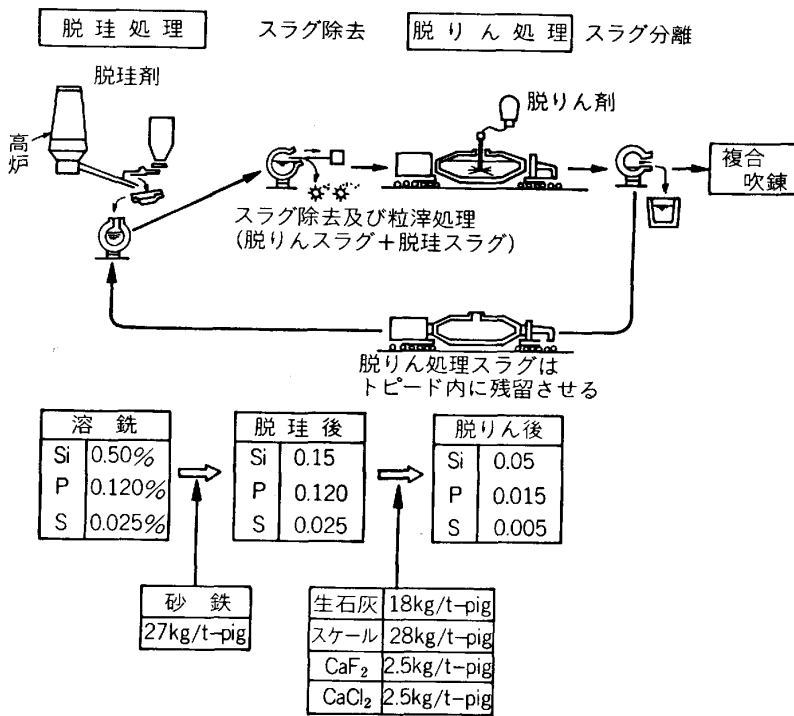


図 3.3.6 君津における溶銑予備処理工程の概要

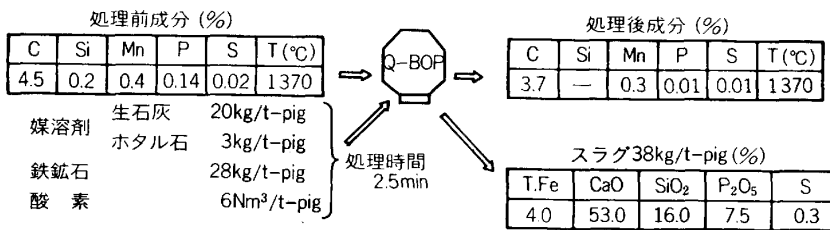


図 3.3.7 千葉における Q-BOP を用いた溶銑脱りん処理工程の概要

減少させている。すなわち、大量生産プロセスに組み入れられた溶銑脱りん処理プロセスとして注目されている。

(ii) Q-BOP を用いた溶銑予備処理プロセス

図 3.3.7 に、川鉄千葉において行われている。Q-BOP を利用した溶銑脱りん処理プロセスの概要を示す。脱りんフラックスとして生石灰粉 (20 kg/t-pig) を底吹酸素ガスにて溶銑中へインジェクションし、その他鉄鉱石、ホタル石を炉口より投入する。この処理により、初期  $P=0.14\%$ 、 $S=0.02\%$  から、処理後  $P=0.01\%$ 、 $S=0.01\%$  まで脱りん脱硫処理されている。

このプロセスの特徴は、生石灰粉が炉底より大量の酸素ガスでインジェクションされるため、攪拌が強く処理時間が 2.5 min と非常に短く、またトランジトリール反応が全体の 70~80% を占め、高塩基性スラグによる脱りん脱硫反応を有効に利用している点が挙げられる。

対象鋼種としては、ステンレス鋼あるいは高炭素鋼であり、転炉吹錬での脱りん負荷の軽減を図っている。

(iii) 酸素ガス上吹き石灰系フラックスインジェクション法 (OLIPS)

図 3.3.8 に、神鋼神戸において 1983 年 10 月より

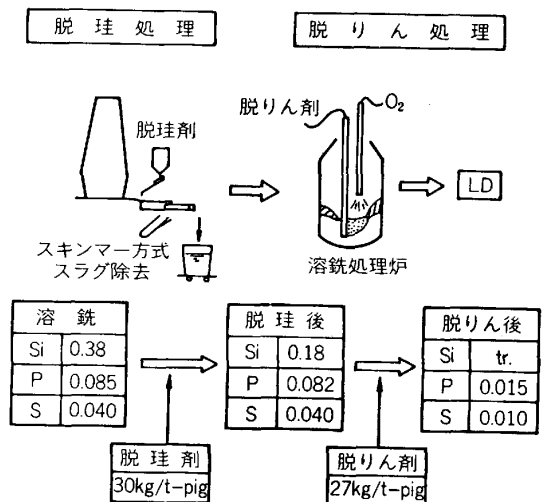


図 3.3.8 神戸における溶銑脱りん処理工程の概要

稼働している OLIPS の処理工程を示す。高炉鑄床脱珪処理により Si を低下させた後、“H 炉”と呼ばれる溶銑予備処理専用炉にて、脱りんフラックスをインジェクションし、かつ酸素ガス上吹きにて脱りん処理する。処理前  $P=0.082\%$ 、 $S=0.040\%$  から処理後  $P=0.015\%$ 、 $S=0.010\%$  まで脱りん脱硫処理される。この結果は、脱

りん用フラックスとして、 $\text{CaO-CaF}_2$ -スケールを 17~34 kg/t-pig 添加し、脱りん処理後、連続してソーダ灰約 6 kg/t-pig を脱硫処理のために添加し、1つの工程で連続して脱りん脱硫処理を行う方法によつたものである。

各フラックスの特徴を活用し、その長所をうまく利用しているプロセスであるといえる。

この方法は、中高炭素鋼の大量生産プロセスに組み入れられている。

#### (iv) その他

以上述べた実操業化されたプロセス以外に、現在各社で、溶銑搬送容器（トーピードカーあるいは、取鍋）を用いた石灰系フラックスのインジェクション法による脱りん処理の実操業化が計画されており、1985 年以後には順次、各社の溶銑脱りんプロセスが稼働していくものと考えられる。

#### (3) 溶銑予備処理にかかわる技術的課題

溶銑脱りんプロセスは、現在、オンライン化の緒についたばかりであり、内在する技術的課題も多く、各製鉄所のローカル条件により、さまざまなプロセスが出現している。

このような条件において、今後溶銑脱りん処理の発展に関する技術的課題を表 3-3-3 にまとめて示す。

石灰系あるいは、ソーダ系フラックスを用いたプロセス固有の技術的課題のほかに、溶銑脱りんプロセス全体として、耐火物のレベルの向上、転炉吹錬も含めた熱補償技術およびその便益性の拡大等が課題として残されている。

今後これらの技術的課題に対し、基礎研究および、実操業レベルでの改善が進み、製鋼プロセス全体の中における溶銑脱りんプロセスの位置づけが明確になるとともに、より便益性の高いプロセスへと発展していくものと考えられる。

また、溶銑予備処理全体としての今後の展開に、大きな影響をあたえる因子として、

①高炉低シリコン化の努力あるいは便益の生ずる脱珪処理法の発展。

②高炉铸床精錬の発展。

③反応容器としての溶銑搬送容器形状の改善

表 3-3-3 溶銑脱りん処理にかかわる技術的課題

共 通	石灰系フラックス	ソーダ系フラックス
1.耐火物のレベル向上	1.スラグ除去技術	1.集じん、廃熱処理
2.熱補償技術	2.脱硫処理との組み合わせ	2.スラグ処理
3.便益性の拡大		3.安価なソーダ源の確保

④大量処理あるいは少量処理プロセスそれぞれに適した方法の選択。

⑤石灰系あるいは、ソーダ系フラックスのそれぞれのくふう発展と選択。

等が、さらに検討され、それらの進歩が溶銑予備処理プロセスを、製鋼精錬に不可欠なものとして確たる地歩を占める方向で発展するものと予想される。そしてこのことが、次のより大きな製鋼精錬の変革への動因となり、より高品質な鋼をより低コストで製造できる技術とプロセスへの限らない発展を進めるものと考えられる。

### 3-3-2 転炉法

#### (1) 概要

純酸素上吹転炉製鋼法が昭和 32 年日本に導入されて以来、今年で 28 年経過した。本技術の日本における普及および操業技術の進歩は急速で、基本的な技術は 10 年前にほぼ確立している。この 10 年間における転炉鋼の生産は概論で述べたように停滞をつづけた。

したがって設備的には従来のようにスクラップアンドビルド方式による設備の更新は少なく、小型老朽化設備の休止、大型転炉工場への集約が行われた。

一方操業技術面では徹底した合理化の追求および量から質の時代に呼応した技術開発は著しいものがあつた。その第一は上吹転炉の欠点である鋼浴攪拌不足を解消した底吹転炉の導入（昭和 52 年川鉄千葉）およびそれにつづいて開発が進められた複合吹錬技術である。

第 2 に溶銑脱りん技術、および真空脱ガスなど取鍋精錬に代表される転炉の前後工程技術の発展にはさまれ、転炉は一方では脱炭・昇熱を受け持つ単機能プロセスに向かい、また一方では極低炭素鋼の溶製および転炉内マンガン鉱石の還元など新たな機能が要求される多機能化への対応技術開発があげられる。

このほか鋼の品質向上および合理化対策として多くの技術進歩がみられる。

例えば、①連続铸造比率の向上による転炉出鋼温度高に対応した耐火物材質の変更、および  $\text{MgO}$  によるスラグコントロール技術、②転炉出鋼時のスラグ分離技術、③計測技術向上による無倒炉出鋼技術、などである。

以上の主要項目につき、この 10 年の技術進歩の概要および今後の技術展開について述べる。

#### (2) 設備技術の進歩

製銑、製鋼工場間の溶銑の輸送、貯蔵形態を示すと、①溶銑鍋運搬-混銑炉貯蔵方式、②溶銑鍋運搬貯蔵、③混銑車運搬貯蔵方式に大別される。従来は溶銑の混合均質化、定修日の貯銑に混銑炉を使用する工場が多かつたが最近の転炉大型にともないそれぞれの輸送、貯蔵設備も

表 3.3.4 日本における転炉稼働状況 (昭和59年現在)  
(日本鉄鋼連盟: 鉄鋼生産設備の現況, 転炉作業調査表等より作製)

会社	工場	炉容(t) ×基数	吹錬型式	転炉型式	排ガス処理方式
川崎製鉄	千葉-1	85×2	K-BOP	炉底分離	OG
		150×3	LD-KG	—	ボイラー
	水島-1	230×2	Q-BOP	炉底分離	OG
		180×3	LD-KG	—	OG
神戸製鋼	加古川	200×3	LD-OTB	—	OG
	神戸	60×1	LD	—	ハーフ
		80×2	LD	—	OG
合同製鉄	大阪	35×2	LD	—	OG
新日本製鉄	室蘭-1	270×2	LBE	—	OG
		110×1	LD	—	ボイラー
		120×1	LD-CB	—	ボイラー
	釜石	90×2	LD	—	ハーフ
		—	—	—	—
	君津-1	220×3	LD-OB	—	OG
		300×2	LBE	—	OG
	名古屋-1	160×2	LD	—	OG
		170×1	LD	—	OG
		250×2	LD-OB	—	OG
	堺	170×3	LD-CB	—	OG
	広畑-1	100×2	LD	—	ボイラー
		100×3	LD	—	OG
	八幡-1	150×1	LD	—	OG
150×2		LD-OB	—	OG	
320×2		LD-OB	—	OG	
340×3		LD-OB	—	OG	
住友金属	鹿島-1	250×3	STB	—	OG
		250×2	STB	—	OG
	和歌山-1	70×1	LD	—	ハーフ
	小倉	160×3	LD	—	OG
		160×3	STB	—	ハーフ
中山製鋼	船町	105×2	LD	—	OG
日新製鋼	呉	90×3	LD	—	OG
		155×1	LD	炉体交換	OG
日本鋼管	京浜	250×3	LD-CL	—	OG
	福山-2	250×3	NK-CB	—	OG
		300×2	NK-CB	—	OG
東海特殊鋼		770×2	LD		OG

吹錬型式 LD : 上吹 Q-BOP : 底吹  
LD-CL : 旋回ランス, その他: 複合吹錬  
排ガス処理方式 OG : 未燃ガス回収設備  
ハーフ } : 廃熱ボイラー設備  
ボイラー }

大型化し, 混銑車で 600t 溶銑鍋においては 280t 能力も出現しており, 混銑炉の使用は少なくなつてきている。溶銑鍋と混銑車を比較した場合, 設備及び耐火物において溶銑鍋, 溶銑保温において混銑車に有利であるが, 最近の溶銑予備処理にみられるごとく, 溶銑輸送設備で精錬の機能の一部を負担することを考えた場合, さらにこの間の設備評価は今後変わつてこよう。

表 3.3.4 に現在稼働中の転炉の一覧表を, また図 3.3.9 に昭和 48 年および 59 年における転炉炉容の比較

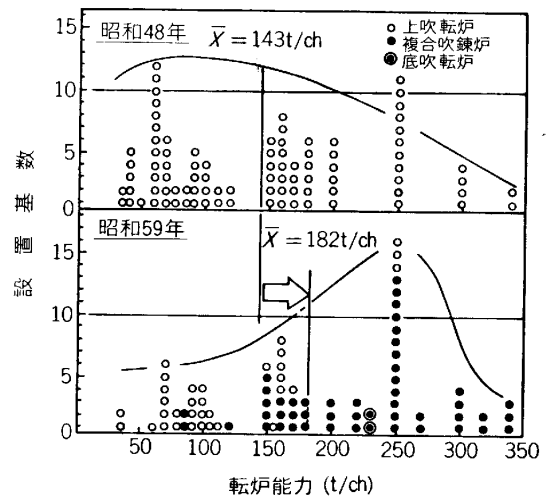


図 3.3.9 最近の 10 年間の転炉炉容変化  
(日本鉄鋼連盟: 転炉調査月報等より作製)

を示す。この 10 年間の転炉設備の変化を見てみると,

①大型転炉へ集約される一方, いくつかの小型転炉は依然として残つており, 設備改造により, 高合金鋼溶製, 小ロット専用炉として適用されている。

②川鉄千葉の底吹転炉 (Q-BOP) の稼働後, 上吹転炉の改善を目的とし, ほとんどの大型転炉が複合吹錬化されている。それにともない炉底分離方式または一部ノズル回りの炉底交換方式も出現している。

③省エネルギーの観点から廃ガス処理設備は燃焼型から非燃焼型へと変化し, その中でも OG 方式が国内では一般的となつてきている。未燃のまま回収された転炉ガスは, CO 70% 以上を含み 100 Nm<sup>3</sup>/t-2000 kcal/Nm<sup>3</sup> 以上回収され別途燃料として利用されている。さらに最近の OG 設備では排ガス顕熱回収のためフード部および放射部にボイラーを設置している工場もある。

非燃焼型排ガス回収装置では燃焼型における蒸気顕熱回収効率約 40% に比較し, 発生ガスと蒸気で転炉炉口発生エネルギーのほぼ 85% まで回収が可能となつている。

④環境対策においても, 炉口回り及び出鋼中の発煙防止を目的とした副集塵機の設置, さらに転炉前面における防煙シャッターの設置により, 大幅に改善されている。

(3) 新プロセスの登場

純酸素底吹転炉および複合吹錬転炉などの新プロセスがこの 10 年に登場してきた。

まず純酸素底吹転炉は 1972 年 US Gary 工場に 200t の大型炉が設置され Q-BOP と称した。千葉製鉄所のリフレッシュを計画していた川鉄はこの Q-BOP に注目し, 将来性ある技術と判断してその導入に踏みきり, 1977 年 1 月, 230t Q-BOP 2 基を我が国において稼働させた。その後今日まで国内唯一の底吹転炉工場と



表 3-3-5 上吹き、底吹きおよび複合吹錬各転炉の長所、短所比較

上 吹 転 炉		底 吹 転 炉 (Q-BOP, OBM, LWS)	
長 所	短 所	長 所	短 所
1. 操業が比較的簡単。 2. 炉体寿命が長く、炉の稼働率が高い。	1. 鋼浴の攪拌(とくに低炭素域)が弱く、温度、成分の均質性が悪い。またスラグとメタル間の反応は平衡に達していない。 2. 鉄の酸化損失が大きい。加えて鋼中Qレベル、およびスラグ温度が高い。 3. 脱炭に限界がある。 ( $C \approx 0.02\%$ ) 4. ヒュームロス、スロッピングが多い。	1. 攪拌が強く鋼浴の温度、成分が均質。 2. 直接反応のため脱P、脱Sが良く炭素効率も良い。 3. 鉄の酸化損失小、鋼中Qレベル低い。 4. 極低炭まで脱炭可。 ( $C \approx 0.004\%$ )	1. 現存する上吹転炉を改造するには、粉体吹込設備およびガス配管設備等に多額の費用を要する。 2. 操業にはより高度な自動制御・計測技術が必要。 3. 炉底寿命に限界がある。 4. 高炭素鋼のキャッチカーボンにやや難点あり。
複 合 吹 錬 転 炉			
長 所	短 所	長 所	短 所
1. 比較的安価に現存上吹転炉を改造することができる。 2. 比較的少量の底吹きガス量で鋼浴の温度、成分の均質性が大幅に改善される。 3. 低炭素鋼から高炭素鋼まで幅広い操業に対処可能。	1. 羽口寿命に限界がある。 2. 低炭素鋼吹錬の冶金特性は底吹転炉より若干劣る。 3. 上吹転炉より操業は複雑。		

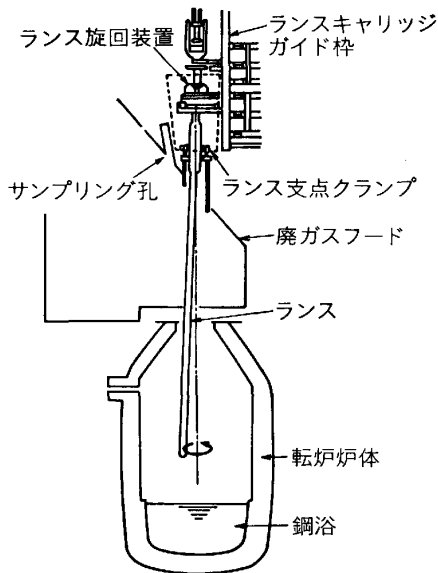


図 3-3-10 旋回ランス装置の概略  
(板岡ら：日本鋼管技報 (1979) 82, p. 1)

して稼働している。純酸素底吹転炉は、鋼浴の強力な攪拌作用により低炭素領域での脱炭の促進、およびスラグ溶鋼反応の非平衡の解消に効果が大きい。このような底吹転炉の効果を上吹転炉にも応用する開発が急速に行われた。その結果上吹転炉に少量の底吹きガスを添加することにより、操業・冶金特性が底吹転炉に匹敵するほど大幅に改善されることが確認され、国内外の鉄鋼各社に急速に普及した。複合吹錬法は、その主要技術である底吹き用羽口技術、底吹きガス流量制御技術、羽口の長寿命化技術の研究開発と羽口溶損管理技術、熱補償技術等の周辺技術の開発により実機化されるに至った。

表 3-3-5 に上吹転炉、底吹転炉、および複合吹錬転

炉の特徴の比較を示す。日本鋼管では、上吹転炉の欠点である鋼浴の攪拌不足を上吹きを維持したまま増大する方向でランスを旋回させ、火点の位置を移動させることにより攪拌と同時に脱りんを向上させる旋回ランス転炉法を開発した。その設備の概略を図 3-3-10 に示す。

(a) 底吹転炉 (Q-BOP)

Q-BOP の炉体プロフィールと底吹き 2 重管羽口を図 3-3-11 と図 3-3-12 に示した。羽口数は川鉄千葉では 18 本と 22 本である。川鉄千葉は Q-BOP 導入後、炉底羽口寿命の改善、吹錬制御、操炉制御技術を開発し、Q-BOP 技術を発展させた。

Q-BOP の精錬上の特長は純酸素底吹きによる鋼浴の強力な攪拌にある。このため吹き込まれた酸素は有効に脱炭反応に消費され図 3-3-13 に示すように上吹転炉と比較して終点酸素が低い。これに対応して図 3-3-14 に示すように終点 Mn も著しく高い値が得られる。また底吹攪拌による鋼浴-スラグ間反応の非平衡の解消および上吹転炉より高い脱炭効率は転炉終点適中率を大幅に向上させ、最近では温度、炭素同時適中率 98% 以上

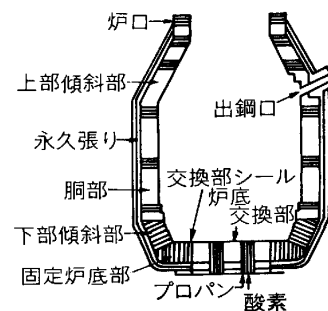


図 3-3-11 Q-BOP 炉のプロフィール  
(三枝ら：Taikabutsu Overseas, 1 (1981) 2, p. 4)

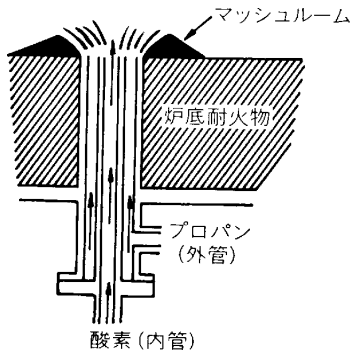


図 3-3-12 底吹き酸素羽口の概念図  
(三枝ら: Taikabutsu Overseas, 1 (1981) 2, p. 4)

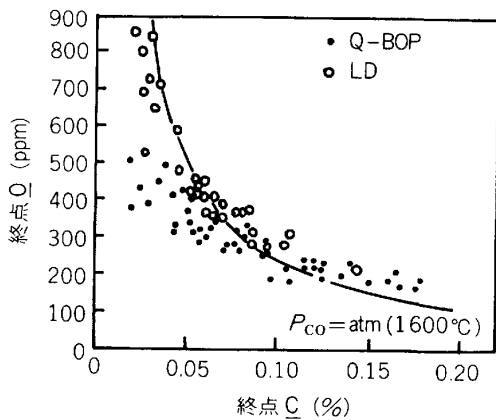


図 3-3-13 上吹転炉および Q-BOP における  
終点カーボンと酸素の関係  
(中西ら: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 138)

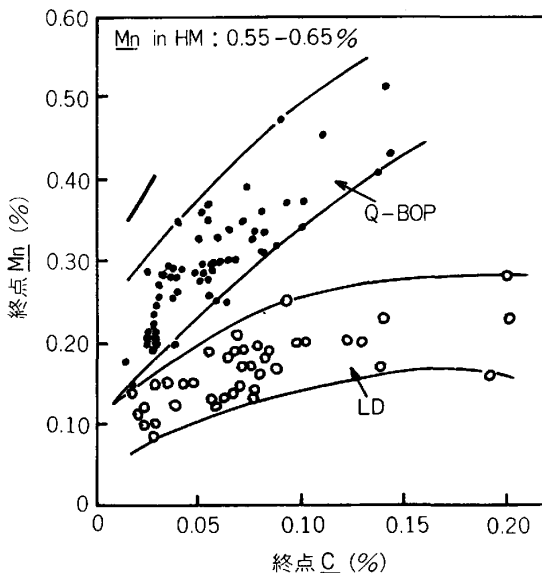


図 3-3-14 上吹転炉および Q-BOP における  
終点カーボンとマンガンとの関係  
(中西ら: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 138)

となつている。これらにより脱酸剤の歩留向上, フェロマンガン原単位の削減, 炉体耐火物寿命延長, およびスラグ中金属鉄分損失の減少など製鋼コスト削減に効果を

らわしている。終点酸素が低いために、脱硫反応は促進される反面、脱りん反応は脱炭反応の進行に対して遅れる。また吹錬後期でも脱炭反応は活発であり、底吹き窒素ガスの使用によつて窒化鋼の溶製も精度良く、かつ安価にできる。

Q-BOP 鋼の品質上の特長として、上記のように終点酸素が低いので、キルド鋼での清浄度が良好である。また、リムド鋼でも表面品質・介在物指数も共に良好である。さらに合金鉄の歩留りが高く、かつ安定していることから、成分的中率は非常に改善されていることと、脱炭が促進されることから、脱ガスなしで 0.004% C の極低炭素鋼が得られることなどがあげられる。

(b) 複合吹錬転炉

(i) 複合吹錬転炉の特長

複合吹錬転炉の特長は、攪拌強化を目的として、底吹転炉の技術を応用し、発展させた点にある。

各社の底吹羽口の一覧表を表 3-3-6 に示す。羽口は、単管ノズル、二重管ノズル、多孔式ノズルの 3 種類に大きく分けることができる。

単管ノズルは最も簡単な設備で容易に設置できるのが長所だが、幅広い流量コントロールに難点がある。攪拌ガスは不活性ガスを主に利用しているが、酸化性ガスを使用する場合は何らかの羽口周辺冷却方法が必要となる。二重管ノズルは Q-BOP を代表とする底吹転炉で

表 3-3-6 複合吹錬用底吹き羽口一覧  
(日本鉄鋼協会共同研究会: 第84回製鋼部会(1983年3月)  
各社資料(私信)抜粋)

プロセス名	底吹きガス量*	羽口	補修・交換	採用会社
LD-OB	O <sub>2</sub> , Ar, N <sub>2</sub> LPG 0.10~0.15	二重管 ×6	八幡・熱間交換 君津・交換なし	新日本製鉄
LBE	Ar, N <sub>2</sub> 0.002~0.15 広範囲制御	P. E. 多孔細管 ×14	交換なし	新日本製鉄
LD-CB	CO <sub>2</sub> , Ar N <sub>2</sub> , O <sub>2</sub>	MHP 多孔細管 ×1~4	交換	新日本製鉄
NK-CB	CO <sub>2</sub> , Ar, N <sub>2</sub> 0.01~0.10 広範囲制御	MHP 多孔細管 ×4	交換なし	日本鋼管
K-BOP	O <sub>2</sub> , Ar, N <sub>2</sub>	二重管	冷間炉底交換 1回/炉代 2 Bottom 使用	川崎製鉄
LD-KG	Ar, N <sub>2</sub>	単管	交換なし	川崎製鉄
STB	CO <sub>2</sub> , O <sub>2</sub> , N <sub>2</sub> (LPG) 0.04~0.06	二重管 特殊二重管 ×2~6	ミ = 炉修 1100 + 700	住友金属
LD-OTB	Ar, N <sub>2</sub> 0.01~0.10 広範囲制御	一重環状管 ×4	交換なし	神戸製鋼

\*ガス量: Nm<sup>3</sup>/min・t

発展した技術である。外周より冷却ガスを流すことにより、酸化性ガス、とくに酸素ガスを大流量添加でき、攪拌力という観点からは最も効果の大きい羽口である。しかし冷却ガスとして炭化水素系ガスを用いるため、鋼中水素濃度が上昇する短所がある。この問題については、吹錬後のリンシング等も含めて種々検討がなされている。また転炉への粉体吹き込みを考えた場合、大量のキャリアガスを必要とするため、羽口種類としては2重管羽口の採用が多い。

多孔ノズルは LBE, NK-CB, LD-CB などに採用されており 0.01 Nm<sup>3</sup>/min·t~0.1 Nm<sup>3</sup>/min·t と幅広く流量コントロールできることに特長がある。使用されている底吹きガスはアルゴン・窒素・二酸化炭素などであり酸素の使用は羽口溶損のため困難である。図 3-3-15 に水モデルによる攪拌特性と底吹条件の関係の一例を示す。攪拌特性は、底吹きガス量および羽口数に大きく支配される。またノズル位置については、非対象に分散させる方が効果が大きくなっている。

溶損・メンテナンスなどの条件を加味して、各社ともノズル位置を決定している。

(ii) 冶金反応

複合吹錬転炉では上吹転炉の欠点である攪拌不足から生じる鋼浴・スラグの過酸化を、底吹きガスの攪拌により解消している。この結果、図 3-3-16 に示す鋼中酸素の低減が可能となる。この過酸化の抑制は、底吹きガス

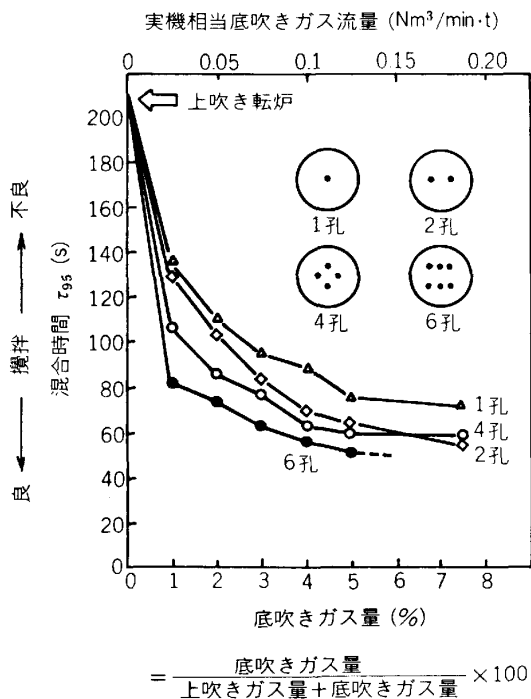


図 3-3-15 複合吹錬の混合時間に及ぼす底吹きガス流量、羽口数の影響 (田口ら：日本鋼管技報 (1982) 95, p. 13)

の攪拌効果により、スラグと溶鋼の反応が、より平衡に近づいたことによるものと考えられる。

一方脱りんについては、溶鋼とスラグの温度差が従来の上吹転炉に比較して大幅に低減していることから、前述の溶鋼とスラグが平衡に近づき低い (T. Fe%) にもかかわらず、脱りんが進行したと考えられる。その一例を図 3-3-17 に示す。

鋼中空素についても、脱炭の効果により上吹転炉に比較し低減していることが認められる。また窒素を底吹きガスとして用いる場合は、鋼中空素のコントロールを可能とすることができる。

複合吹錬において高炭素鋼を溶製する場合、底吹きガス量が比較的多いと、図 3-3-18 に示すように鋼中酸素が上吹転炉に比較して低く、スラグ中の (T. Fe%) も低い値しか確保できない。これは、高炭素鋼の脱りに不可欠な酸素ポテンシャルが底吹きガスの攪拌により鋼中炭素との平衡値に近づき、確保できなくなるためと考えられる。

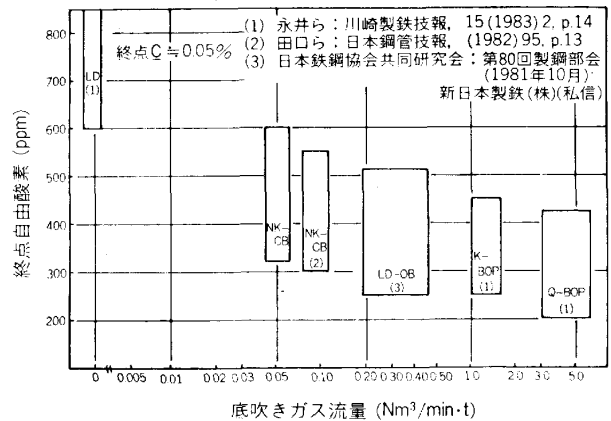


図 3-3-16 底吹きガス流量と終点自由酸素の関係

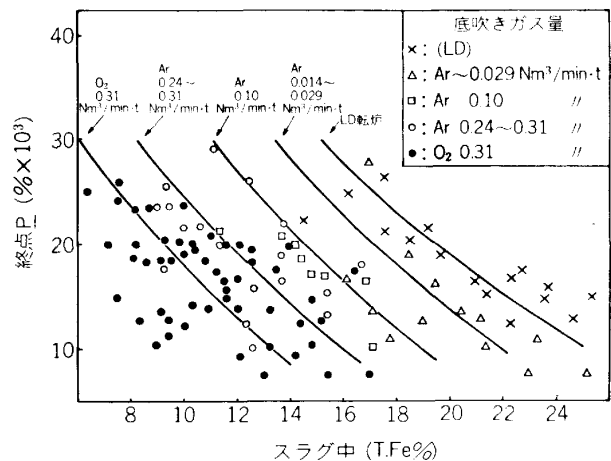


図 3-3-17 底吹きガス流量と終点りんならびに終点スラグ中 (T. Fe) の関係 (甲斐ら：鉄と鋼, 66 (1980), S234, S235 より作製)

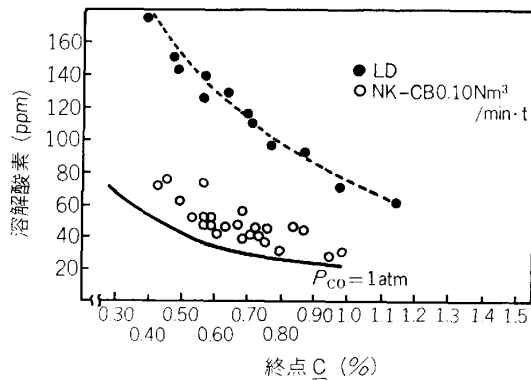


図 3-3-18 高炭素域での終点Cと溶解酸素の関係 (田口ら：日本鋼管技報 (1982) 95, p. 13)

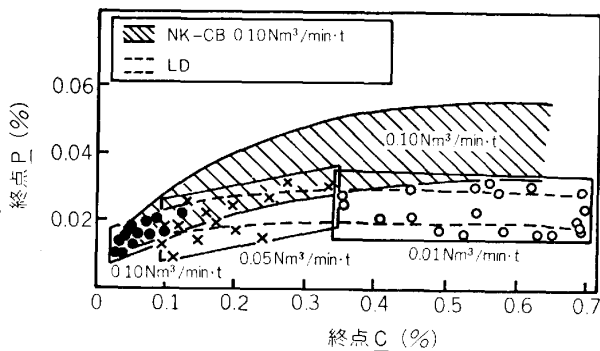


図 3-3-19 新型ノズルによる高炭素域での脱りん効果 (田口ら：日本鋼管技報 (1982) 95, p. 13)

このため底吹きガスを低流量にコントロールしてスラグ中 (T. Fe%) を確保する方法、または副原料の粉体上吹精錬方法が、高炭素鋼吹錬に応用されている。高炭素領域で底吹きガス流量をコントロールして脱りんを促進させる操業の一例を図 3-3-19 に示す。

(iii) 複合吹錬効果

複合吹錬による効果は、その冶金特性に直接結びついている。すなわち、鋼攪拌改善により種々の反応効率が向上し、その分副原料使用量低減、鉄歩留りの向上に反映されている。

また、鋼中酸素が上吹転炉に比較して低下したことにより、合金鉄の使用量減少も可能となる。表 3-3-7 に代表的な低炭素 Al キルド鋼について複合吹錬転炉と上吹転炉の効果を比較して示す。

(iv) 問題点および対策

複合吹錬転炉法は各社で実機化され、操業・冶金特性の改善に大幅な効果が得られているが、その実機化に際しては羽口炉底の寿命、高炭素鋼の脱りん、スクラップ配合比の低下 (主に外国) などが問題となった。

操業当初最も問題となった羽口の寿命に関しては、羽口溶損減少技術の開発、羽口耐火物交換方式の採用により改善され、現在 1 炉代連続操業の技術がほぼ確立されている。高炭素鋼の脱りんについても広範囲ガス流量制

表 3-3-7 複合吹錬操業の効果 (低炭素Alキルド鋼) (上吹操業をベースとして) (田口ら：日本鋼管技報 (1982) 95, p. 13)

項 目	数 値
鉄 歩 留 り	+ 0.80 %
合 金 鉄	
Al	Δ 0.35 kg/t
FeMn	Δ 1.20 kg/t
副 原 料	
生 石 灰	Δ 3.0 kg/t
吹 錬 時 間	Δ 1.0 min

御技術、粉体上吹精錬の開発によりほぼ解決されており低炭素鋼から高炭素鋼に至る幅広い鋼種の製造が可能となった。

スクラップ配合比の低下は底吹きガスの顕熱、分解熱による吸熱反応、および鉄・マンガン酸化反応熱の減少により生じ、その値は 1~3% である。

(c) 転炉内二次燃焼および燃料添加技術

日本の転炉工場は、この 10 年高溶銑配合操業が一般的で吹錬中冷却剤の添加が必要であった。しかし世界的には溶銑より価格の安価なスクラップを最大限使用する方向にあり、転炉での高スクラップ配合の開発が進んでいる。また日本においても、予備処理溶銑の工程化および将来のスクラップ配合比増に対処して、転炉内での二次燃焼技術および転炉内への燃料添加技術の研究が徐々に行われるようになってきた。

世界的に最も普及している LBE プロセスでは、デュアルランスを使用し、炉内 2 次燃焼を強化し、上下吹転炉によつて低下したスクラップ配合比率に見合う分の熱補償を行つている。

現在二次燃焼によつてアップできるスクラップ比は数パーセントで、炉内 2 次燃焼率の限界および伝熱のメカニズムについては不明の点が多い。

転炉における燃料添加プロセスとしては、西独およびソ連が開発したプロセスが比較的有名である。両者とも転炉側壁、上部、および底部から酸素および燃料 (石炭および気体または液体燃料) を吹き込み、100% スクラップ操業まで可能と報告している。

(4) 操業技術の進歩

複合吹錬転炉の普及にとともに、転炉の操業技術はこれを中心として大きく変化した。同時に従来の転炉操業技術も地味ではあるが多くの分野で進歩および変化がみられる。

(a) 主副原料の変化

この 10 年間における溶銑成分および主要副原料原単位の推移を図 3-3-20 に示す。転炉工程の合理化要求に

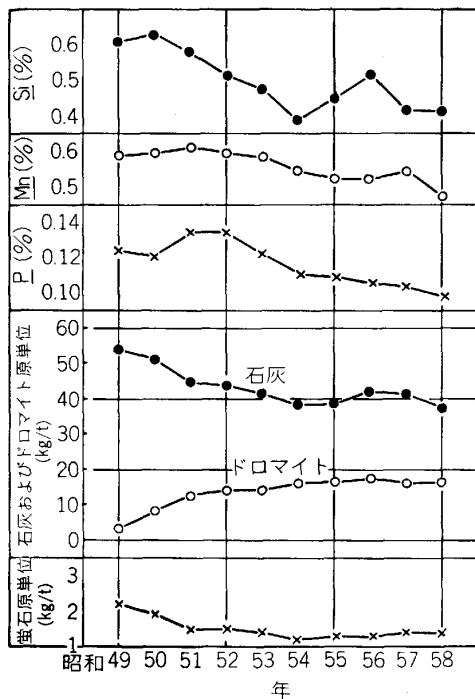


図 3-3-20 過去 10 年間の主要溶銑成分および副原料原単位推移  
(日本鉄鋼連盟：高炉，転炉作業調査表より作製)

より，溶銑  $\text{Si}$ ， $\text{Mn}$ ， $\text{P}$  の低下は著しい．とくに日本では外国と異なり高溶銑配合操業を行つているため潜熱としての  $\text{Si}$  はほとんど不要で，鉄歩留りの向上および生石灰を主体とする副原料使用量削減のためには低い方が望ましい．このような背景から，高炉における溶銑  $\text{Si}$  低下技術の開発が行われると同時に，出銑後溶銑の脱珪処理が各所で実施された．溶銑の低シリコン化により従来と同一塩基度で，はスラグ量が減少するため脱りん能の低下が懸念されるが，スラグ中 ( $\text{T. Fe}\%$ ) のコントロールによりりん分配比を高め溶銑  $\text{Si}=0.15\sim 0.2\%$  が最適  $\text{Si}$  値と報告している工場もある．現在全国平均の溶銑  $\text{Si}$  は約  $0.4\%$  で，10 年前に比較し約  $0.2\%$  低下した．この結果石灰原単位はドロマイト中の石灰量を考慮しても約  $10\text{ kg/t}$  低下している．溶銑  $\text{Si}$  低下による石灰使用減は今後も推進されよう．

副原料関係では図 3-3-20 でもわかるように転炉耐火物原価低減のため軽焼ドロマイトを主体とするドロマイトフラックス添加によるスラグ組成コントロール技術が昭和 52 年頃より一般化した．転炉耐火物の  $\text{MgO}$  溶損を防止するためには図 3-3-21 に示すようにスラグ中 ( $\text{MgO}\%$ ) を  $6\sim 7\%$  に保つ必要があり，約  $15\sim 20\text{ kg/t}$  のドロマイトが添加されている．

今後は溶銑  $\text{Si}$  の低下以外に，溶銑予備処理の普及により転炉での生石灰および蛍石使用量はますます減少すると思われる．

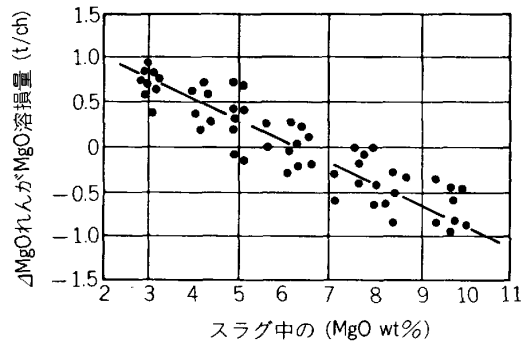


図 3-3-21 スラグ中  $\text{MgO}$  (%) とれんが  $\text{MgO}$  溶損量  
(日本鉄鋼協会共同研究会：第 61 回製鋼部会  
1975年7月) 新日本製鉄(株) (私信)

副原料関係のトピックスとしては，一部工場のみの実施だが転炉での石灰石または生ドロマイトの大量使用操業がある．従来石灰およびドロマイト系副原料は専用焼成炉で焼成し，転炉では生石灰および軽焼ドロマイトを使用するのがメリット最大と思われていた．しかし焼成エネルギー価格の高騰により，鉄歩留りを低下させてもガス回収エネルギー増および焼成エネルギー省略によりトータルメリットを見出している．全量代替することは転炉操業上困難だが，約  $50\%$  までの代替率はコストメリットを生かしつつ操業可能といわれている．今後のエネルギー価格の動向によつては焼成炉での安価なエネルギー使用も含め従来操業の見直しがなされよう．

#### (b) ダイレクト出鋼，無倒炉出鋼

複合吹錬転炉化によつて吹錬末期の脱炭および温度の安定化が図られたこと，吹錬途中の測温サンプリングによるダイナミックコントロールの精度向上，および転炉出鋼後の取鍋精錬による温度，成分コントロールの一般化などにより，転炉吹き止め後まつたく測温，サンプリングすることはなく即出鋼するダイレクト出鋼，およびサブランスによる終点チェックのみの無倒炉出鋼が各社で行われるようになった．いずれの技術も転炉終りんの推定を精度良く行うことが前提である．新日鉄名古屋では吹錬途中採取サンプルから終りんを推定し，ダイレクト出鋼率  $90\%$  を達成している．川鉄では吹錬中のランスや炉体振動の変化から滓化率を算出し，終りんの推定にむすびつけている．鋼管福山では，溶鋼温度，鋼中カーボン，酸素が同時測定可能のプローブを吹錬終了と同時に炉内へ挿入し，その情報に基づき無倒炉出鋼を行つている．終りんの推定は終点温度と酸素からスラグ中 ( $\text{T. Fe}\%$ ) を計算し，脱りん平衡式とバランスをもとに行つている．

#### (c) スラグ分離

転炉出鋼時溶鋼と共に取鍋へ排出されるスラグを極力最小にすることが取鍋内の復りん防止，鋼中成分の安定

化および副原料，合金鉄削減に有効なことから従来から種々対策が取られてきた。とくに近年取鍋精錬の一般化および連鑄比率の向上から取鍋内スラグ量制約が一段ときびしさを増している。このためほとんどの転炉工場では何らかのスラグ分離方法が行われるようになった。代表的な方法としてはスラグと溶鋼の中間の比重に調整した耐火物ボールを使用する方法，出鋼口横から高圧空気を噴出させスラグを吹き飛ばす方法，サイフォン式出鋼口，出鋼口近辺のスラグ上に石灰を投射する方法，ストッパー方式などがある。これらの手段によりスラグ分離なしでは取鍋内に 100 mm 厚以上排出されていたスラグを約 30 mm 以下にすることが可能となった。しかし最近では取鍋内に排出されたスラグの完全除去をめざし取鍋における除滓設備を設置する工場が増えている。

#### (d) 耐火物

この 10 年間における連鑄比率の大幅な増加による出鋼温度の上昇，および複合吹錬転炉の登場による鋼浴攪拌力増など転炉耐火物に対し新たな対策が必要となってきた。また 10 年前までは炉体寿命の最高値が技術進歩の象徴とされていたが，最近では炉体寿命一耐火物原単位一耐火物種類の三つの要素を加味したコストミニマム操業に移行しておりここ数年間の成績としては一部耐火物原単位 1 kg/t 以下の工場もあるが平均的には 2.2~2.5 kg/t となっている。この成績は先述のきびしい使用条件のもとにおける耐火物材質の改善，改体築造技術，吹錬技術，炉体管理，補修技術などが集大成して達成されたものである。

#### (i) 炉底用耐火物と底吹き用羽口

転炉の炉底に管状羽口を装着し，この羽口から酸化性ガスあるいは不活性ガスを吹き込む転炉においては，炉底耐火物が最も大きな損傷を受ける。Q-BOP のような二重管羽口は外管から羽口冷却用のプロパンガスを吹き込むため，羽口周囲のれんがは冷却ガスにより激しい温度変動を受ける。従つて，羽口周囲れんがとしては，熱的スポーリング抵抗性のより高い材質が要求された。黒鉛を 20% 配合した不焼成マグネシアカーボンれんがは焼成マグネシアドロマイトレんがに比較して，耐熱的スポーリング性が非常にすぐれ，羽口周囲の耐火物として良好な耐用性を示した。また，羽口周囲れんがの断面形状を小型化し，羽口周囲の温度変化および炉底全体の温度変化による熱膨張・収縮を容易に緩和しうるれんが積み方法も考案され，よりいつそう安定な操業が行われている。

また複合吹錬転炉で用いられている各種羽口れんがの場合も，不焼成マグネシアカーボンれんがの有用性が認められている。

底吹き羽口の熱間補修技術としては，スラグコーティング，吹き付け，圧入，ドリリングなどが一般的に知られているが，最近，鉄皮，れんがおよび羽口が一体構造となつた炉底を熱間で迅速に交換する方法も実施されている。

#### (ii) 炉腹用耐火物

転炉炉腹には，従来からピッチ含浸焼成合成マグネシアドロマイトレんがが使用されてきたが，ここ数年の転炉技術の大きな変革に対応すべく，よりいつその耐用性向上がなされてきた。

すなわち，転炉の底吹き羽口周囲の耐火物として，不焼成マグネシアカーボンれんがが非常に良好な耐用性を示したのを契機として，転炉炉腹への不焼成マグネシアカーボンれんがの適用が急速に進んだ。黒鉛を 15~20% 配合した不焼成マグネシアカーボンれんがは，ピッチ含浸焼成合成マグネシアドロマイトレんがに比較して耐食性および耐熱的，耐構造的スポーリング性が非常にすぐれ，その転炉での使用比率は年々増えつづけ，現在では全内張耐火物の 80% 以上にも達している。

不焼成マグネシアカーボンれんがの耐用性を向上させる技術としては，ペリクレス粒径の大きい電融マグネシアの使用，灰分の少ない高純度黒鉛の使用，金属の添加などがある。

#### (iii) 炉体管理と補修技術

内張耐火物の残厚測定技術一炉体管理技術一として，最近，レーザービームあるいはマイクロ波を利用した計測システムが考案され，ゾーンライニングの最適化，吹き付け補修の効率化に対して大きな効果を上げている。また，吹き付け補修技術に関しては，従来の半乾式吹き付け法にかわり，最近，溶射法が急速に進歩してきた。溶射法としては，①耐火性粉末とコークス粉の混合物を酸素ガスとともにノズルから噴射するフレイムガンニング法，②耐火性粉末と転炉スラグの混合物をプロパン一酸素炎中に噴射するプロパン溶射法，③耐火性粉末を灯油一酸素炎中に噴射する液燃溶射法などが知られている。

#### (5) 前後プロセスとの組み合わせ

転炉の優れた精錬機能も最近の鋼に対する高品質化，および合理化要求には対応困難となつている。この機能を補うため溶銑予備処理技術および取鍋精錬技術などとの組み合わせプロセスが開発され多くの成果が得られている。

#### (a) 極低りん鋼溶製

通常溶銑を使用し転炉のみで極低りん鋼を溶製するにはダブルスラグまたは二回出鋼などの脱りん対策が必要で，コスト高，製鋼時間延長および少量生産などの欠点

があつた。最近のように連鑄比率が高くなり、連々鑄を含め製鋼から圧延ラインまでの工程スケジュールが規定されるとこれらの吹錬法では追従できない。このような背景から多くの工場で極低りん鋼溶製には予備処理溶銑が使用されるようになってきた。溶鋼加熱装置を有する工場では転炉吹錬を極力低温で行い、転炉内での脱りん促進を狙った操作を行つている。予備処理溶銑および取鍋精錬を組み合わせた鋼中りんレベル別極低りん鋼溶製法の一例を表 3.3.8 に示す。

(b) 少量スラグ吹錬

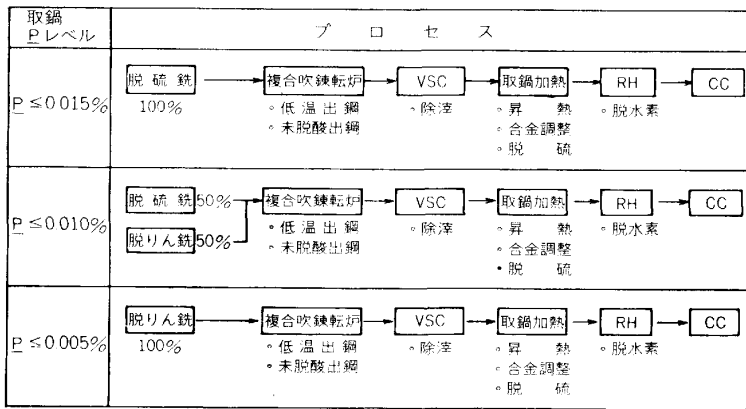
予備処理溶銑を普通鋼へ適用すれば転炉で大幅な副原料使用量削減による合理化がはかれることは明らかである。しかし溶銑予備処理に要する固定費および変動費、また処理にともなう溶銑顕潜熱低下によるデメリットについての懸念もある。現在普通鋼に対して溶銑予備処理+転炉プロセス操作を行つているのは新日鉄君津のみだが、予備処理技術の向上によつて今後他工場にも普及していくであろう。

少量スラグ吹錬では転炉では脱炭および温度コントロールのみの操作となるが、完全なスラグレスではヒューロスおよびスピittingが増加すると報告もあ

り、少量のカバースラグを用いるのが良い。新日鉄君津の例ではスラグ中の ( $P_2O_5\%$ ) を管理しながら前チャージのスラグを利用している。吹錬作業としては LD-OB の底吹き比を大きくして少量スラグへの酸化鉄の濃化を防止している。図 3.3.22 に普通鋼の副原料使用量を普通溶銑と比較して示すが、溶銑  $P \leq 0.050\%$  で本プロセスを成立させている。

(c) マンガン鉱石の転炉内還元

溶鋼・スラグ間のマンガン分配比がスラグ量によつて不変とすれば鋼中に残留するマンガン量はスラグ量に依存する。この関係を図 3.3.23 に示す。したがつて予備処理溶銑を使用する少量スラグ吹錬ではこの特長を生かし吹錬中の炉内へマンガン鉱石を添加し、マンガンの転炉内直接還元の可能性が出てきた。マンガン鉱石を歩留り良く転炉内で還元するには溶鋼・スラグの混合攪拌を強化するため底吹きまたは複合吹錬転炉の使用が前提となるが、転炉終点温度、カーボンの適中精度向上、予備処理溶銑の顕潜熱の確保、スラグ量を最少とするための溶銑の安定脱りん技術などの技術開発が必要である。予備処理溶銑の温度、およびカーボン値をおのおの  $1250^\circ C$ 、 $3.8\%$  と仮定し、 $100\%$  溶銑吹錬を行うと熱的には約 1



脱りん鉄の平均成分

C	Si	Mn	P	S
3.67%	tr	0.10%	0.010%	0.002%

取鍋内 Mn=1.20~1.50%

表 3.3.8 極低りん鋼の溶製フロー (日本鉄鋼協会共同研究会: 第 85 回製鋼部会 (1983 年 7 月) 日本鋼管(株) (私信))

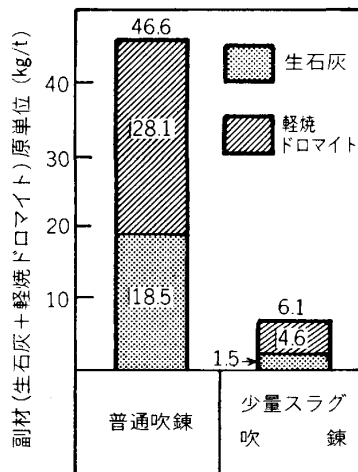
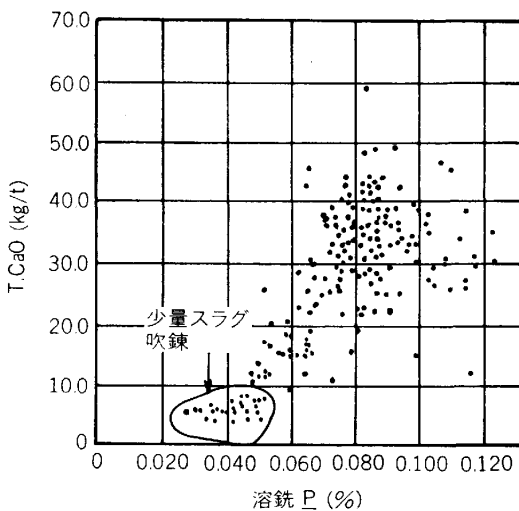


図 3.3.22 少量スラグ吹錬の副材原単位 (日本鉄鋼協会共同研究会: 第 85 回製鋼部会, (1983 年 7 月) 新日本製鉄(株) (私信))

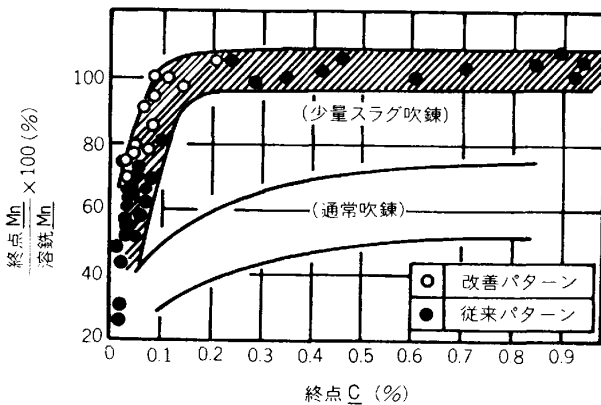


図 3.3.23 転炉終点カーボンとマンガン歩留りの関係  
(木村ら：鉄と鋼，69 (1983)，p. 1895)

% のマンガン添加が可能と計算される。周辺技術の向上によりメリットの大きい本プロセスは近いうちに実操業化されるであろう。またマンガン鉱石の次には比較的高温の還元温度を要するクロム鉱石の直接還元も実用化されよう。

#### (d) 転炉一定吹錬

取鍋精錬技術の活用によつて転炉の機能分担を軽減し転炉から取鍋精錬まで含めて合理化をめざす試みがなされている。例えば新日鉄大分および住金鹿島では溶鋼の全量 RH 脱ガス処理を前提に転炉では一定 C% および温度で出鋼している。その結果、転炉操業が安定し、とくにスラグ中の (T. Fe%) を低くすることが可能となり、鉄歩留り・合金鉄歩留りの向上、および転炉耐火物原単位の低減等により RH 処理費を加えても大きな合理化となつている。

#### (6) 転炉技術の今後の方向

過去 10 年間の最も大きな進歩は複合吹錬転炉が実操業プロセスとしてほぼ定着したこと、および予備処理溶鉄使用による新たな転炉吹錬技術が緒についたことである。両者とも比較的最近の技術であり当分これらを中心として技術開発が進むと思われる。複合吹錬転炉は国内大半の工場に設置されたが、このプロセスを支える鋼浴の攪拌現象は必ずしも十分解明されていない。今後はこの攪拌現象と冶金反応を結びつけ羽口形状、羽口個数、羽口位置、底吹きガス種類量などの最適化をはかりより高度なプロセスとして定着することが望まれる。操業上の改善としては羽口耐火物寿命の延長が最大テーマである。底吹きおよび複合吹錬転炉の採用による吹錬の安定化は終点制御精度を向上させ、本文で述べたように無倒炉出鋼、またはダイレクト出鋼が実施された。すでに一部実施中の工場もあるが、各種センサーの開発および組み合わせにより比較的近い将来現在のダイナミックコントロールから一歩前進した転炉の自動化技術が実現されよう。センサーとしては終点りんを計測するりんセ

ンサーの開発が待たれる。

予備処理溶鉄使用による転炉での低りん鋼溶製は各社ほぼ実操業化されたが、この溶鉄の量産鋼への適用はまだ少ない。しかしここ数年のうちに多くの工場で実施されるようになる。量産鋼適用における問題点の一つは予備処理溶鉄の顕潜熱が通常溶鉄に比較し、かなり低下することである。日本では転炉での高溶鉄配合率の継続を前提に溶鉄の低シリコン化、溶鉄予備処理技術の開発が進められているが、これら技術の採用は転炉でのスクラップ使用をかなり制約することになる。したがって顕潜熱ロスの少ない溶鉄予備処理法の開発を行うと同時に転炉での熱付加技術の開発が重要である。転炉内発生 CO ガスの二次燃焼技術およびークスなど安価な燃料添加技術の開発が徐々に行われているが、その伝熱メカニズム、転炉内燃焼限界解明は今後に残された課題である。この技術は将来の鉄、クロム、マンガンの直接溶融還元技術の要素技術としても重要である。溶鉄予備処理技術の向上により安定した低りん鉄が得られるようになると転炉は脱炭と温度調整のみの機能となる。そのような条件下でも現在と同様の転炉プロセスが最適か見直しが必要となろう。最近高炉鑄床での連続脱りんの報告がなされているが、この脱りんプロセスに連結して脱炭が行えれば高炉出鉄から鋼の溶製まで完全連続処理となり現状プロセスの大幅な合理化となり得よう。

### 3.3.3 電気炉法

#### (1) 概説

石油危機以降の我が国電炉鋼の粗鋼比率は、1983 年に至る 10 年間に 17.9% から 28.4% へ増加した。近年の電炉鋼の成長は世界的な傾向で、その原因は原料鉄屑の供給の潤沢化にある。鉄鋼の蓄積増に伴う屑の増大と、かつて屑を大量に使用した平炉製鋼法の大幅な後退により、各国の電炉粗鋼比は拡大を続けてきたわけである。

一方この 10 年間に電炉の技術改善も著しく、特に我が国における操業技術や生産効率の進歩には改めて驚くべきところも多い。本来電気炉法は原油の高騰により最も手痛い打撃を受けるはずの製鋼法であり、事実溶解電力及び電極の価格はそれぞれ約 4 倍、3.5 倍に上り、合わせて製鋼の変動コストの半分に達するほどになった。この負担増はしかし設備、操業、精錬すべての合理化、効率化により大きく埋め合わされ、鉄屑事情の好転と相まって電炉法の競争力はかえって強化されてきたと言えよう。

しかし、精錬における電炉の優位性は、炉外精錬法の普及により著しく低下した。その好適な指標が特殊鋼の生産量であり、石油危機当時まだ転炉と半々であつた電



炉特殊鋼は、10年後に39%に減少した。この間電炉鋼が伸びたのは普通鋼の分野で、逆に特殊鋼が転炉で増えたのは皮肉なことであり、電炉製鋼の発展は品質的な面よりむしろ経済的な理由によることを裏書きしている。

最近の炉外精錬ラインにおいては、真空脱ガスに加えて取鍋精錬炉の設置が進み、電炉の特色であつた還元期精錬が効率的な炉外処理に移行されるようになった。電炉の機能は従つていかに効率良く溶解ができるかに限定されてきている。

連铸化は電炉製鋼にも浸透し、1983年には電炉鋼連铸比は84%に達している。電炉普通鋼の連铸比は以前から粗鋼全体の値より高かつたが、最近では電炉特殊鋼も相ついで連铸化されてきた。

1980年以降、電炉排ガスの顕熱を利用するスクラップ予熱装置が実用化され、数年の間に設置が進行し、省電力に効果を上げていく。1984年3月時点で設置基数はすでに38基を数え、原料予熱を行う電炉の容量は合計2180tに達している。

### (2) 電気炉の大型化と高電力化

我が国の製鋼用アーク式電気炉は、総数約400基で年間およそ2860万tの製鋼能力を持つとされる。この能力は戦後30年の間に10倍に伸びており、電炉の大型化と高電力化によつて形成された。旧式炉の廃却も進み、最近炉の総基数は減少の一途をたどつてきた。

表3-3-9は国内の現有電炉を容量別に3分し、その設置時期別の基数を対比したものである。表の数字にはすでに廃棄された炉は含まれていない。また下段には生産の大部分を担う大型炉(≥30t)の時期別設置状況と、高電力化の尺度である比変圧器容量(MVA/容量t)の増を示す。

我が国の大型炉は1955年以降に建設が始まり、石油危機の前にはほぼ現有の能力を備えるに至つた。また1970年以降は高電力化が特に活発になつてきた。石油危機以降は新設基数は著しく減つたが大型化の傾向はさらに強まっている。最近では大型炉に並外れた電源を備えたものが出ており、より高度なUHP化の傾向が認められる。

現在、電炉の平均炉容は24t強であり、基数では30t以下の小型炉が65%を占めるが、生産比率は圧倒的に大型炉が高い。鉄鋼連盟会員各社の電炉146基のうち、30tから上の炉の生産比率は91%に達し、70t以上を取つても76%を占める。それゆゑ製鋼時間や原単位等の実績平均は、大型炉に決定的に左右される。

### (3) 電炉操業法の改善状況

電気炉の設備能力は石油危機以前に現在の能力に達していたが、その効果を最大限発揮する操業法が形成されたのは以後の10年間である。

図3-3-24はこの間の電炉操業改善の代表例として、製鋼時間の短縮と電力原単位の平均値の推移を示した。この期間にTap-Tap所要時間は166minから111minに、電力原単位は543から439kWh/tへ低下、それぞれ35%、20%に達する低減率を記録した。図には酸素の原単位も併示したが、これは酸素が製鋼時間電力低減の有効な手段として増えてきたためである。

電極原単位は10年で5.1から3.4kg/tに33%ほど節減された。電極は通常ほぼ電力原単位に比例すると見なされているが、ここで電極の低下が大きいのは自然減だけでなく過電流を抑制するプリセット制御や高電圧低電流化の操業改善によるものである。

図3-3-25に今一つの著しい進歩の例として耐火物の原単位を示す。電炉の耐火物は、天井用、炉壁用、炉床

表 3-3-9 国内現有アーク式電気炉(製鋼用)の年度別容量別設置基数  
(日本鉄鋼連盟: 鉄鋼生産設備の現況(昭和55年12月)等より作製)

		年									
		昭和24年以前	25~29	30~34	35~39	40~44	45~49	50~54	55~	計	
全 体 状 況	炉 容 量 (t)	<30t	72	14	29	52	47	44	12	1	271
		30~50			8	23	10	37	11	1	90
		>50				12	7	19	9	5	52
		基数合計	72	14	37	87	64	100	32	7	413
		平均炉容(t)	6.7	8.0	13.7	25.7	20.3	34.0	45.8	67.9	24.2
大 型 炉 と 高 電 力 化	30t 以 上 の 大 型 炉	① 平均炉容(t)			31.9	50.6	54.7	51.3	69.0	75.0	53.9
		② 平均変圧器容量(MVA)			12.8	20.9	22.3	26.4	35.0	56.7	26.1
		②/① 比変圧器容量(MVA/容量t)			0.401	0.413	0.407	0.515	0.507	0.756	0.484

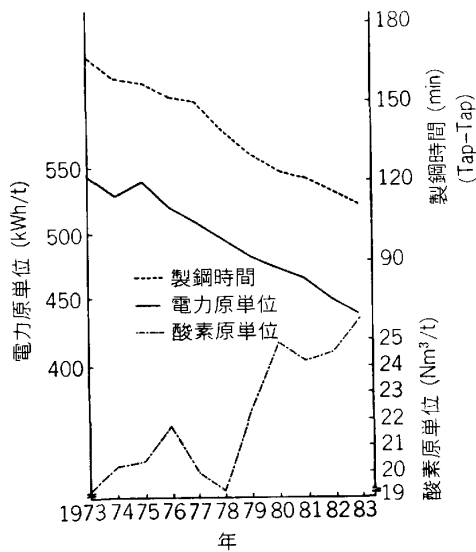


図 3-3-24 電炉製鋼時間、電力、酸素原単位の推移  
(日本鉄鋼連盟資料：会員会社電炉(146基)の平均)

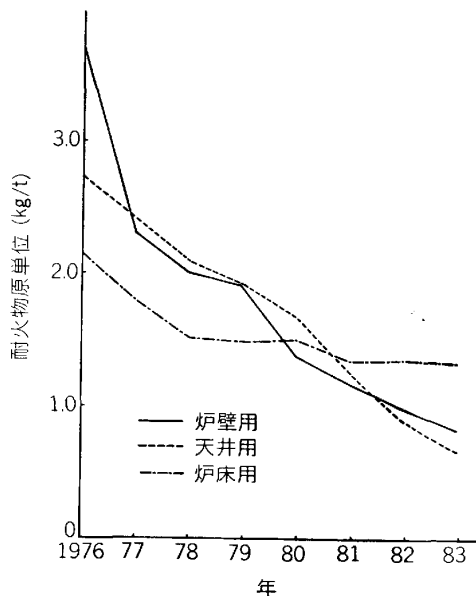


図 3-3-25 電炉耐火物原単位の急速な低下  
(日本鉄鋼連盟資料：炉数は図 3-3-24 に同じ)

用に大別されるが、いずれも顕著な低下を見せている。製鋼時間の短縮は当然耐火物に有利になるけれども、天井および炉壁のれんがは7年間で実に1/4の水準に低下した。この原因はれんがに代わり半永久的に使用される水冷パネルの普及にある。れんがへのアーク負荷が厳しい高電力化がパネル化を促進し、現在ほとんどのUHP炉が水冷パネルを採用している。

#### (4) 操業の効率化と省電力化の方法

近年の電気炉操業における能率向上および電力低減には多くの改善が積み重ねられてきたが、以下にその概要を紹介する。

##### (a) 酸素富化操業

電炉製鋼における酸素の利用は、以前は鋼浴への脱炭

吹精と、未溶スクラップの浴へのカッティング作業だけであつた。酸素富化操業は目的を異にしており、送電後装入物が赤熱した時点ですでに吹き入れを始め、酸素富化雰囲気ですクラップを酸化し、その発熱で溶落ちを促進する方法である。装入鉄源の一部が溶解用の燃料になるわけで、電力節減および溶解時間の短縮に大きな効果がある。実操業の結果によれば、酸素1Nm<sup>3</sup>/t当たり電力原単位は3~5kWh/t節減でき、溶解時間はほぼ2min短縮されると見積もられている。しかし当然の結果としてスラグには酸化鉄が増え、溶解歩留りも低下するので、その還元を意図すれば装入加炭量の増加あるいは溶落後の粉炭吹き込み等が必要になる。

電炉における酸素使用量は図3-3-24に見られるごとく年を追って上昇し、1983年に平均値が25Nm<sup>3</sup>/tに達した。これはすでに転炉酸素量の半分を越している。一方これに対する加炭材の量は9.4kg/tで、数値を比べる限りかなり過酸化傾向にある。特殊鋼の溶解にも酸素は遠慮もせず増やされてきたが、炉外精錬の適用により高酸素鋼の脱酸も容易になり、酸素の利用は今品質に関する制扼から解放されたと言えよう。

##### (b) 粉炭吹き込み

粉炭吹き込みは、酸素富化による酸化鉄の還元にも効果的な手段で、電炉製鋼に広く採用されている。ただしCによるFeOの還元は強い吸熱反応で、理論的には鉄の酸化熱からこの還元熱を差し引いたCのCOへの酸化熱分が省電力へ寄与することになる。

粉炭吹き込みの際の反応は、鉄の熔融還元そのものである。ただその際必要な熱量が電力により供給されることになるのだが、生成するCOガスがスラグを泡滓にし、アークを覆つて輻射損をなくするため、加熱効率率は著しく向上する。さらにこのCOガスは、スクラップ予熱に有効な熱源として利用できる。粉炭吹き込みはこのように多くの効果があり、今後さらに利用法に改善が加えられ、より広範囲に実施されていくものと思う。

##### (c) 昇温律速操業

現在の電炉製鋼は、かつての精錬律速の操業からはほぼ昇温律速になつてきているところが大きな特徴である。基本的には酸化精錬は酸素富化を利用して溶落までに完了させてしまい、溶落後は昇温と同時に粉炭吹き等の予備還元を行い、正規の還元精錬は炉外精錬へ移行している。つまり電炉製鋼からは還元期のみならず酸化期もなくなり、全力送電で昇温につとめ、目標温度に達したらすぐ出鋼という図式になつてきていると言えよう。1983年の電炉の平均精錬時間は、特殊鋼溶解の場合でも37min、普通鋼は22minに過ぎず、実質はほとんど昇温に費されている。なおこれらは10年前の水準から、それぞれ

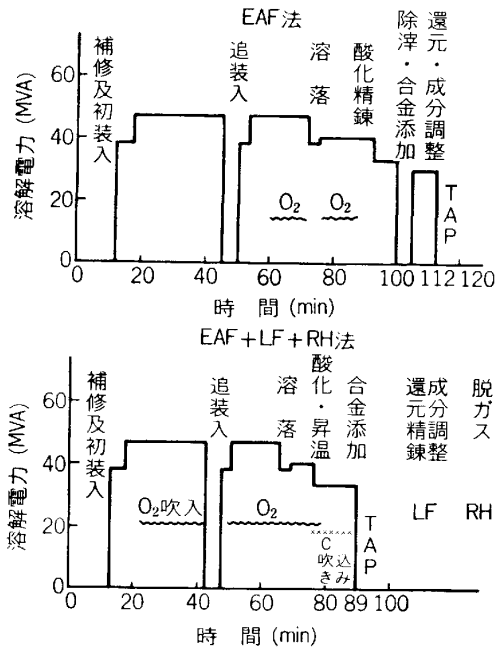


図 3.3.26 UHP 電炉の炉外精錬法による能率向上 (70 t 電炉の場合)

表 3.3.10 電力低減方法の定量効果 (ISI : SCE 資料)

低減方法	定量効果
高電力化	28 kWh/t 電源容量増 100 kW/t 当たり
製鋼時間短縮	20 kWh/t 時間短縮 10 min 当たり
酸素富化操業	44 kWh/t 酸素増量 10 Nm <sup>3</sup> /t 当たり
スクラップ予熱	~40 kWh/t 予熱温度 300~400°C

38 min および 10 min 短縮された値である。

(d) 炉外精錬の活用

最近の電炉高級鋼の精錬ラインには、真空脱ガス設備に並んで取鍋精錬炉が多く設置されるようになった。この炉外ラインでは除滓、脱酸のほか、温度補償、スラグ精錬、成分調整等電炉還元期の機能をすべて代替できるが、さらに過熱出鋼が不要になり、また溶鋼保持による工程円滑化など電炉の能率向上への効果も大きい。

図 3.3.26 は低合金構造用鋼における電炉単独および炉外設備との複合精錬の溶製パターンを対比したもので、後者においては還元期を LF に移行したほか、電炉での酸素富化や粉炭吹き込み等の総合的な効果によつて製鋼時間が電炉単独時の 112 min から 89 min へ 2 割短縮されている。

(e) スクラップ予熱

電炉の排ガスによる予熱装置には、専用ベッセルを使う方式と、装入バケットぐるみ予熱する方式があり、後者が圧倒的に多い。予熱温度は 400°C 前後で、より高温の

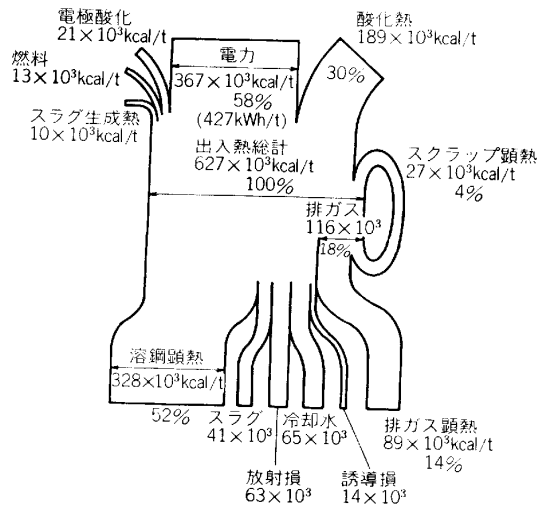


図 3.3.27 スクラップ予熱付き 60 t UHP 炉の熱収支図

予熱は排ガスの熱量不足もあり、また鉄の酸化問題を生ずる。一般にスクラップ予熱による溶解電力の低減量は 30~40 kWh/t と報告されている。これを 450 kWh/t の原単位からの低下とすれば、およそ 7~8% の節減に相当する。

(5) 省電力効果と熱収支

表 3.3.10 は電炉における種々の省電力法の効果を経量的に見積もつたものである。表は原単位 500 kWh/t の水準からの低減を前提にしており、また各法の重複適用時の効果の低下等は算定されていない。しかし個々の効果の見積りは国内の操業結果にもよく適合している。

本表からも酸素富化操業が設備投資なしで大きな効果を持ち、世界的に拡大されてきた理由がわかる。440 kWh/t の炉において 10 Nm<sup>3</sup>/t の酸素を増やせば 1 割の電力低減を達成することになるが、これは原単位には酸素を 250 円/t 投入して電力を 660 円/t 節減する勘定になる。

図 3.3.27 に最近の電炉熱収支の 1 例を示す。これはスクラップ予熱装置を備えた特殊鋼専用の UHP 炉で、右端のループは予熱による回収熱量を示す。本炉の電力原単位 (427 kWh/t) は、溶鋼に必要な顕熱 (380 kWh/t) に迫るほど下つており、電力のみではすでに節減代はない。ここで投入されている代替エネルギーが、酸素、加炭材、粉炭等による酸化熱で、本収支図でも酸化熱は総入熱の 30% に達している。

しかしながら、C の燃焼量がふえるほど、生成する排ガスの顕熱も増加する。スクラップ予熱はそれゆえこの変化に適応し、より重要度を増す技術と言える。本図では、排ガス熱の 2 割強がスクラップ顕熱として回収されており、それが総入熱の 4% に相当するが、電力に対比するとおよそ 7% の節減に見合っている。

溶解電力は今後なおかなりの割合で低下を続けると思われ、その手段として酸素、炭材の量も必然的に増えるであろう。排ガス多量化を指向する電炉の進歩に対し、スクラップ予熱の設置増、その技術的発展も予想され、今後の省電力にもたらす成果が期待される。

### 3.3.4 ステンレス精錬法

#### (1) はじめに

世界のステンレス鋼生産高は 1970 代前半炉外精錬技術の開発により飛躍的に増大した。その後数次にわたる石油危機により世界経済は安定成長期にはいり、世界的に生産量の伸びは鈍化しているものの、日本は 1970 年以降自由世界の先進諸国を抑え世界最大の生産量を維持している (図 3.3.28)。この背景には高炉メーカーの溶銑をベースにした転炉法による量産技術の開発、AOD 法を主体とした炉外精錬技術の改善・効率化、高純度フェライト鋼の量産技術開発などととも、プロセスコンピュータによる制御技術・連铸技術・耐火物などの周辺技術進歩が基盤となつている。このようにここ 10 年間のステンレス鋼の製鋼技術進歩は反応工学面の精力的な研究開発と、開発成果の工業プロセスへの適用が推進力となつたと評価される。

#### (2) 最近の技術進歩

##### (a) 反応工学の基礎的研究

炉外精錬の普及とともにそれに対応する反応基礎理論

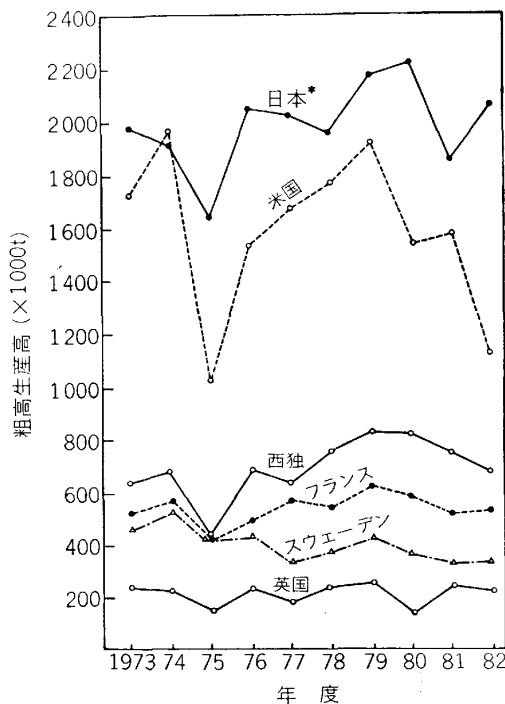


図 3.3.28 世界自由諸国のステンレス生産高  
\* 熱間圧延鋼材統計より歩留り 90% として推定 (連铸比率 85%)  
(Inco: World Stainless Steel Statistics)

に関する精力的な研究が行われ、精錬技術の改良にいちじるしく貢献した。

#### (i) 脱炭反応機構

炉外精錬の脱炭操作は減圧あるいは希釈  $O_2$  ガスによる  $P_{CO} < 1 \text{ atm}$  の条件で行われるが、Cr の優先酸化を制御するための速度論的な立場から精力的な研究が行われた。その結果脱炭反応機構としては、浴中に供給された  $O_2$  が一度 Cr を酸化しその酸化物を媒体として脱炭が進行する考え方が定着した。また 3.2.2 移動速度論で説明しているように反応条件として攪拌・混合特性の重要性が認識され、炉外精錬機能として C の優先酸化機能を定量的に評価する手法が提案された (図 3.3.29)。この理論は底吹転炉の特徴を定量化するのに有効であり、底吹転炉がステンレス精錬容器として極めて適合していることを示唆している。また羽口、ポーラスプラグなどから吹きこまれる精錬ガス気泡挙動を解析し、これをもとに反応モデルを設定して反応量をダイナミックに予測して操業制御に使用する研究も広く行われ、制御技術の精度向上に貢献した。図 3.3.30 は AOD 精錬工程の反応モデル解析の一例であるが脱炭反応は C の物質移動で律

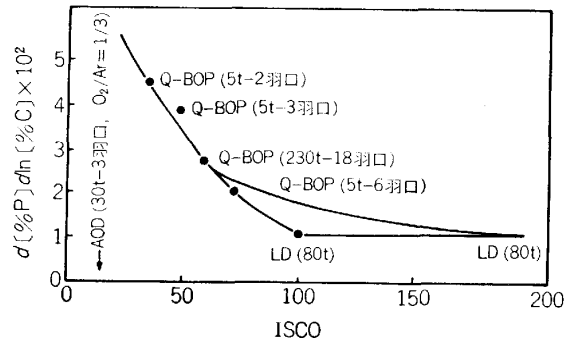


図 3.3.29 各種精錬法の C の優先酸化指数 (ISCO 値)  
(中西ら: 鉄と鋼, 64 (1978), S 169)

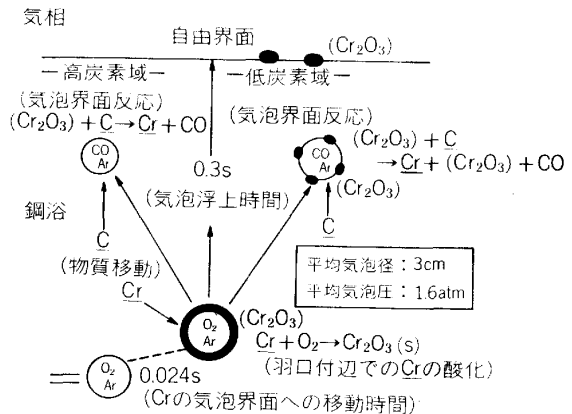


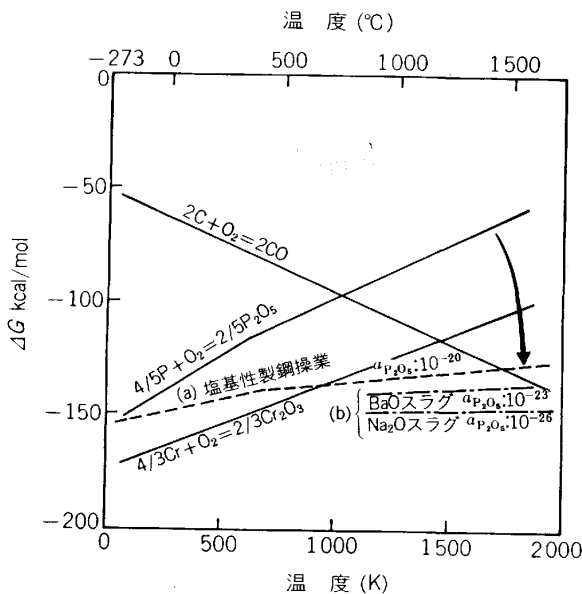
図 3.3.30 90 t AOD 工程の脱炭反応機構と気泡挙動の解析例  
(渡辺: 第 72・73 回西山記念技術講座 (日本鉄鋼協会編) (1981), p. 93)

速するものとし、羽口から吹きこまれた (O<sub>2</sub>+Ar) ガス気泡が羽口付近で Cr を酸化し、ガス気泡の浮上過程で Cr の気泡界面への物質移動、クロム酸化物の還元により脱炭反応が進行するモデルに基づき、気泡の鋼浴内の挙動、物質移動速度など定量的に設定し実操業への適用がこころみられている。

(ii) スラグ反応

炉外精錬はすぐれた攪拌機能を有しており、ステンレス精錬の場合脱流反応、クロム還元反応が問題となる。AOD 操業の場合の脱硫、(Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) の還元速度に関して詳細な理論解析が行われ、スラグ反応効率に対して、塩基度、攪拌機能が大きな影響のあることを示して実操業の効率向上に指針をあたえた。最近の大きな技術開発成果として含クロム鋼浴からの脱りん技術をあげることができる。従来含クロム鋼浴からの脱りんは Cr の優先酸化により不可能と考えられていたが、①還元脱りん法、②酸化脱りん法が開発され将来工業技術として広く普及することが期待される。前者は還元性雰囲気の下で Ca などの P との親和力の強い造滓材で処理し、Ca<sub>3</sub>P<sub>2</sub> としてスラグに吸収脱りんさせる。後者は強力なアルカリ酸化物 (Li<sub>2</sub>O, K<sub>2</sub>O, Na<sub>2</sub>O, BaO など) によつて弱酸化精錬を実施することにより P<sub>2</sub>O<sub>5</sub> の活量は低下し Cr の酸化をpushして脱りん反応が進行する (図 3.3.31)。この技術は基礎研究をへて各社で試験操業に移行しつつある。

以上、反応工学からみた進歩のあとを概説したが、ランス、羽口、ポーラスプラグなどの装置工学からの機能



a) CaO による P<sub>2</sub>O<sub>5</sub> の活量低下。  
b) アルカリ酸化物による P<sub>2</sub>O<sub>5</sub> の活量低下。

図 3.3.31 含 Cr 溶鋼の脱りん原理 (渡辺：第 72・73 回西山記念技術講座 (日本鉄鋼協会編) (1981), p.93)

開発・研究も各分野で精力的に行われ、精錬技術進歩の原動力となつた。

(b) 溶銑からの転炉製鋼法の開発

一貫製鉄所ではステンレス鋼のベースメタルとして溶銑を使用してステンレス鋼の生産が行われてきた。従来は、C0.50~0.60% までの粗脱炭を LD 転炉で実施し、低炭素域までの脱炭は RH・OB, VOD 法などで分担しこの工程中で脱りん、Cr の添加を行うダブル・スラグ法を採用していた。しかしながら最近の溶銑前処理技術の進歩により溶銑段階で、脱硫・脱りん処理が可能となり、さらに上底吹転炉技術の開発により、O<sub>2</sub> ガスの希釈効果、攪拌機能が改善され、溶銑前処理-転炉工程のシングル・スラグ法による一貫製鋼が可能となつた。この方法では熱源としてコークス源を添加して加炭しフェロクロムの溶解に要する熱源を補給し、底吹羽口から CaO などの溶剤のインジェクションも可能で省エネルギー、単純工程、生産性など従来法に比較しいちじるしく合理化された (図 3.3.32)。

(c) AOD 法の技術改善

精錬時間の短縮により、炉材、精錬用希ガス、Si 原単位を低減しようとする種々の改良が各社で行われた。改良技術としてはガス吹錬能力を増加させ脱炭速度を上昇すること、上吹きランスを併用して排ガスの CO を炉内で再燃焼させ熱効率を改善すること、プロセスコンピュータによる操業制御精度の向上など (表 3.3.11) 最近の操業効率の進歩はいちじるしい。新日鉄光の AOD 操業効率の改善はその一例である。同所では、“O-process”を開発し AOD 操業効率の改善に成功した。この操業法は高炭素領域では O<sub>2</sub> のみで吹錬して高脱炭速度を確保し、中炭素域~低炭素域では O<sub>2</sub> の希釈率を連続的に変化させ最終段階では Ar ガスのみによる脱炭を行

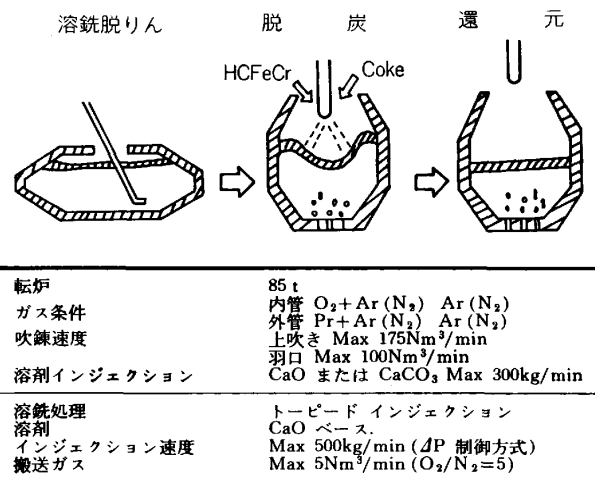


図 3.3.32 川鉄千葉の上底吹転炉法によるステンレス製造工程 (田岡ら：鉄と鋼, 70 (1984), A41)

表 3-3-11 プロセスコンピュータ制御による AOD 操業効率の改善例  
(日本鉄鋼協会共同研究会：第 69 回特殊鋼部会 (1982 年 12 月) 日本冶金工業(株) (私信))  
(指数)

	導入前	導入後
操業時間	100	89
Si 原単位	100	87
耐火物原単位	100	92
Ar 原単位	100	90
成分のばらつき	100	82

表 3-3-12 高純度フェライト鋼に対する特殊プラグによる精錬効果  
(森本ら：鉄と鋼, 66 (1980), S831~833 より作製)

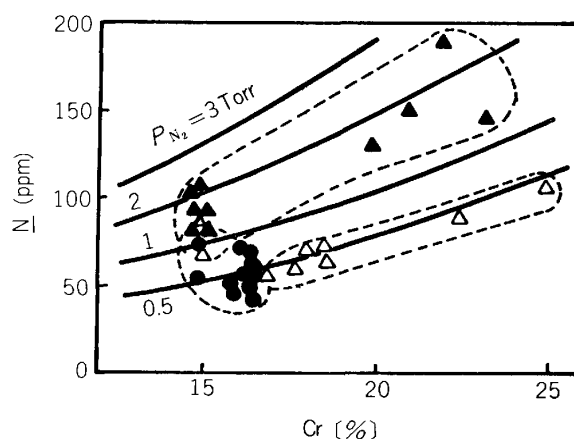
	通常のポーラスプラグ	特殊プラグ
Ar 流量 (NL/min)	50	250
スタート C (%)	0.25	0.60
スタート温度 (°C)	1680~1700	1550~1560
Cr 収率 (%)	97	97
脱炭効率	39.9	47.3

い脱炭酸素効率を向上させている。さらに、プロセス・コンピュータによる操業制御の精度向上、還元作業では、塩基度・攪拌条件・出鋼作業などを総合的に検討して還元時間を短縮し精錬時間の短縮、炉材原単位の低減に成功している。

(d) 高純度フェライト系ステンレス鋼の量産技術

極低炭素、低窒素 ( $C < 10 \text{ ppm}$ ,  $N < 100 \text{ ppm}$ ) フェライト系ステンレス鋼は耐食性が極めてすぐれていることから近年需要が増大しつつあり、その量産技術の改善がなされた。例えば川崎製鉄では VOD 法を改良して複数のポーラスプラグによる強攪拌 Ar 吹錬と 1% 以上の脱炭量を確保することにより 18%Cr ベースで  $C < 10 \text{ ppm}$ ,  $N < 30 \text{ ppm}$  までの精錬を可能にした。その後攪拌用ポーラスプラグを改良して Ar 流量の増加を可能とした。この新プラグを採用したプロセスにより、さらに強攪拌の採用を可能とし、30%Cr 鋼で極低炭素・低窒素レベルの溶製に成功した(表 3-3-12)。このほか VOD 法による低窒素ステンレス鋼の溶製には精錬容器中のエアリークの管理が極めて重要であるとの報告(図 3-3-33)、脱窒反応効率に対して溶鋼中の酸素量が、いちじるしい影響があり 0.5%Cr 領域で高真空下で Ar のみによる脱炭、Al 脱酸後の Ar 攪拌により、脱窒速度がいちじるしく改善された報告もある。このように VOD 法による含クロム浴の極低窒素精錬技術はここ数年いちじるしく進歩し種々の技術が提案されている。

AOD 法による高純度フェライト鋼の溶製技術につい



比較事項	エアリーク対策前	エアリーク対策後
C (%)		
~0.05	●	—
<0.01	▲	△

図 3-3-33 VOD 法で到達窒素に及ぼす吹錬終了時の炭素含有率とエアリークの影響  
(渡辺：第 72・73 回西山記念技術講座 (日本鉄鋼協会編) (1981), p.93)

ても種々の技術改善が行われている。AOD 法の場合  $C < 0.30\%$  の脱炭期、還元期では排ガス量が不足して炉口から空気の侵入、出鋼時にも吸窒するため VOD 法より技術的には対応しにくい。この対策としては上吹き併用による排ガス量の増加、炉口の形状改善、Ar 雰囲気での出鋼作業、AOD 法による粗脱炭と VOD 法との併用法など種々の対策でかなり良好な結果がえられている。

(3) 結言

最近 10 年間のステンレス製鋼技術の進歩について概説したが将来ともわが国のステンレス工業を世界首位の水準に維持するためには、製鋼分野のみならず加工技術分野を含めて不断の技術開発・改良を継続する必要がある。将来の問題として次の諸点があげられる。

① 原料問題：ステンレス鋼の主要源の Cr, Ni ソースは 100% 海外に依存しており生産コストの中原料費の占める比率は大きい。例えばクロム鉱石の製鋼工程での直接使用技術の開発など原料問題の対応が将来の課題である。

② 生産ラインのシステム化：製鋼工程のみならず、連铸・熱延工程を含めた一貫工程の中で製鋼技術をどのように対応させてゆくか大きな課題であろう。

### 3-3-5 取鍋精錬法

取鍋精錬は、転炉や電気炉などの製鋼炉と铸造工程の中間において図 3-3-34 に示すように攪拌 (成分・温度の均一化、介在物除去など)、脱ガス (脱水素、脱炭、脱酸など)、スラグ精錬 (脱硫、脱りんなど)、成分調整、

						*	ASEA-SKF, VAD
	*						LF
*				*	*		DH, RH
			*	*			BV
			*				粉体吹き込み
			*				アルゴン攪拌
加	真	攪	合	ス	酸		プロセス
熱	空	拌	金	ラ	素		機能
			材	グ	吹		
			添	精	精		
			加	錬	錬		

斜線部：本来の機能，\*印：新たに付加されつつある機能，BV：真空鑄造，出鋼脱ガス

図 3.3.34 取鍋精錬プロセスの機能の拡大

酸素ガス吹錬（脱炭），加熱などの役割を果たす。過去 10 年間，連鑄比率の急増と鋼材品質への要求の高まりを背景に，取鍋精錬の処理比率が増加するとともに精錬技術も著しく向上した。この間の技術進歩は，次の三つに特徴づけて考えることができる。

- ①粉体吹き込み精錬技術の実用化と進歩
- ②既存取鍋精錬法の固有機能の強化
- ③既存取鍋精錬法への新機能の付加

図 3.3.34 に分類した各プロセスのなかで，1973 年以降に開発された新プロセスは粉体吹き込み精錬のみである。1974 年に TN 法（Thyssen Niederrhein 法）として実用化が発表された溶鋼への粉体吹き込み精錬は，極低硫鋼の製造に極めて有効であることが示された。比較的簡単な設備で実施できることもあり急速に普及し，取鍋精錬の適用範囲を広げた。

RH 処理による  $C \leq 20$  ppm の鋼の溶製技術の開発により超深絞り鋼板や深絞り高張力鋼板が連続焼鈍で製造可能になった。このように，既存取鍋精錬プロセスの固有機能の利用技術の進歩により不純物元素の精錬限界が大幅に向上し，鋼材品質の向上にとどまらず，新鋼種の開発や後工程の簡略化に貢献した。

図 3.3.34 中 \*印で示すように，既存プロセスに新機能を付加する技術開発も多くみられる。これらの開発技術は今のところ適用範囲が限られているが簡易プロセスで上級プロセスを置換して処理コストの低減を計るものが多く，技術進歩の特徴の一つに挙げられる。

以下，取鍋精錬プロセスを，①粉体吹き込みを含む簡易取鍋処理，②脱ガスを出発点として発達した RH，DH などおよび③加熱機能を有する ASEA-SKF，VAD，LF に分け，上記三つの特徴に注目しつつ最近 10 年間の技術進歩を説明する。

#### (1) 粉体吹き込みおよび簡易取鍋処理

溶鋼への粉体吹き込みは，吹込圧力の変動が大きいと

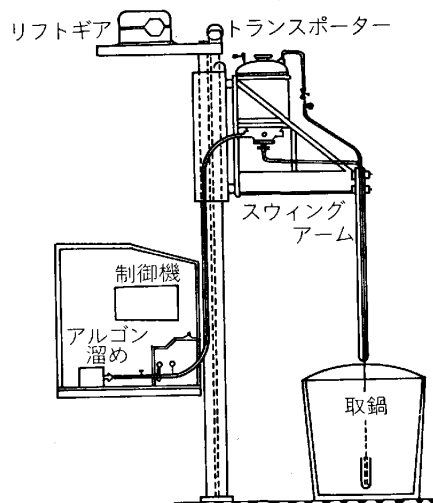
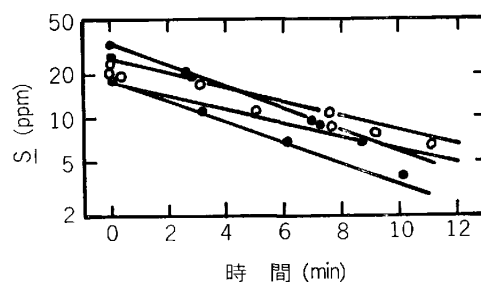


図 3.3.35 TN 吹込設備

(H. PIRCHER, et al.: Micro Alloying, 75 (1975), p.15)



●：アルゴン攪拌併用，○：アルゴン攪拌なし  
図 3.3.36 粉体吹き込みによる硫黄濃度の減少  
(小口ら：鉄と鋼，69 (1933)，A37)

ランスが詰まる困難さがあつた。TN 法ではこの困難をディスペンサーの構造，固気混相の搬送距離を極力短くしかも水平方向の搬送を含めようディスペンサーを取鍋上に設置すること（図 3.3.35）などで解決した。吹込技術が進んだ現在では水平方向を含む 10 m 以上の搬送距離があつても詰まりはなく安定して吹き込める。

脱硫剤には当初  $CaSi$  や  $CaC_2$  などの  $Ca$  合金が使用されたが最近ではコスト低減のため  $CaO$  を主成分とするフラックスを使用することが多い。この場合，スラグ・メタル間の硫黄分配比は，取鍋上スラグの塩基度が高いほど，また  $(\%FeO) + (\%MnO)$  が低いほど大きい。スラグ組成の影響は， $(\%CaO) / \{(\%SiO_2)(\%Al_2O_3)\}$  で定義される Mannesmann Index で整理される場合もあり，この指標が 0.2~0.4 のとき処理後硫黄濃度が最も低くなると言われる。その他，脱硫フラックス組成を最適化し，攪拌を強化することにより処理後硫黄濃度として 5 ppm 以下の低値が得られている（図 3.3.36）。このような吹込脱硫では，吹き込まれた粉体が湯面に浮上するまでの脱硫反応がかなり寄与していると考えられる。これに対して脱硫フラックスを湯面上に添加した後

Ar ガスを 1~2 Nm<sup>3</sup>/min 吹き込んで強攪拌することにより図 3.3.53 (後出) に示すように粉体吹き込みと同等の効果をj得ている例もある。このように、浮上中のフラックス粒と湯面上スラグの脱硫への寄与率は処理法により大きく異なる。

溶鋼への粉体吹き込みは、脱硫に使用されることが最も多いがその他に特殊合金元素の添加や酸化物系介在物の除去促進にも用いられる。前者の代表例は、耐水素誘起割れ性の必要なパイプ用鋼への Ca 添加である。これは、フラックス脱硫後の残留硫黄とその後のピックアップ硫黄の介在物形態制御を目的としており、CaSi 合金の吹き込みによつて行う。もう一つの例は、鉛快削鋼への鉛の添加である。図 3.3.37 に示すように、Pb または PbO 粉と CaO 粉を吹き込むことにより、下注ぎ注入管への添加や取鍋内容鋼への上添加に比べて Pb の添加歩留りが高い。後者の例として電縫管用鋼へのフラックス吹き込みが報告されている。Al-Si キルド溶鋼に CaO, SiO<sub>2</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, CaF<sub>2</sub> よりなるフラックスを吹き込

むことにより図 3.3.38 に示すように連铸スラブ介在物集積帯内の直径 100 μm 以上の大型介在物量が Ar 攪拌に比べて減少した。これは、溶鋼中のアルミナ介在物が吹き込まれたフラックス粒子と衝突・合体し浮上性の良い介在物になるためと説明されている。

Ar 攪拌は、成分と温度の均一化、介在物分離促進の簡便法として使用されてきた。しかし、通常の Ar 攪拌では大気酸化のため Al 歩留りが低くかつばらつきが大きいので図 3.3.39 に示すように各種の改良法が開発された。改良法では、Al 歩留りが向上するほかに、Al 濃度ばらつき減少により Al 濃度中央値が下げられるため Al 原単位を低減できる。また、大気酸化が防止されるので介在物除去効果も大きい。例えば、電縫管の超音波探傷不良率がシールドアルゴンバブリング (SAB) 法の適用により Ar 攪拌材の 29~35% に減少したことが報告されている。

一方、RH なみの強攪拌を与える介在物分離法とし

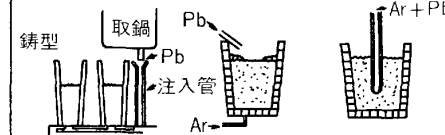
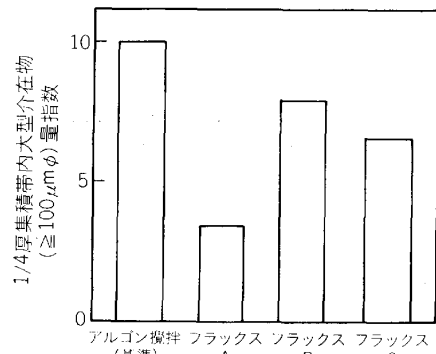
事項	方法	取鍋添加	
		注入管添加	吹き込み
簡略図			
添加装置	簡便	簡便	複雑
添加技術	やや高度	容易	高度
攪拌	弱	弱	強
鉛歩留り	50~60%	60~65%	75~80%
集塵必要域	局部的	広範囲	広範囲

図 3.3.37 溶鋼への鉛添加法の比較 (大西ら：神戸製鋼技報, 33 (1983), p.85)



(フラックス A, B : プリメルト, C : 混合)

図 3.3.38 フラックス吹き込みによる電縫管用スラブ 1/4 厚集積帯内大型介在物量の低減 (A. MORIYA, et al. : Proc. SCANINJECT-II, Luleå, Sweden (1980), p.32 : 12)

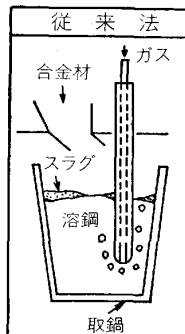
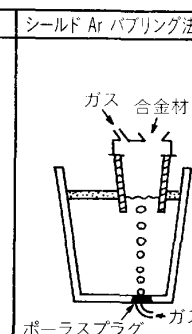
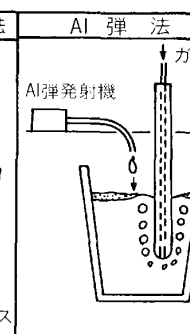
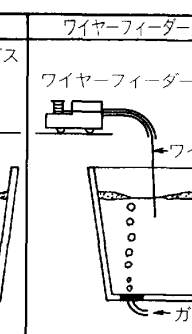
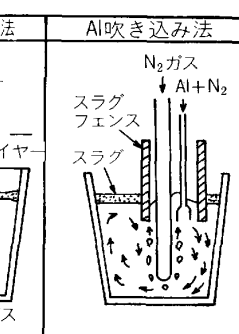
従来法	シールド Ar バブリング法	Al 弾法	ワイヤーフィーダー法	Al 吹き込み法
				
	タンディッシュ中での Al total X̄ C* 0.063% 0.011% N* 0.063% 0.009%	製品での Al sol σ C* 0.0175% N* 0.0057%	モールド中での Al total X̄ C* 0.047% 0.011% N* 0.043% 0.008%	タンディッシュ中での Al total X̄ C* 0.047% 0.0137% N* 0.040% 0.0086%
	C* : 従来法	N* : 新法	X̄ : 平均	σ : 標準偏差

図 3.3.39 アルゴン攪拌の改良法 (O. HAIDA, et al. : Proc. SCANINJECT-II, Luleå, Sweden (1980), p.2:17)



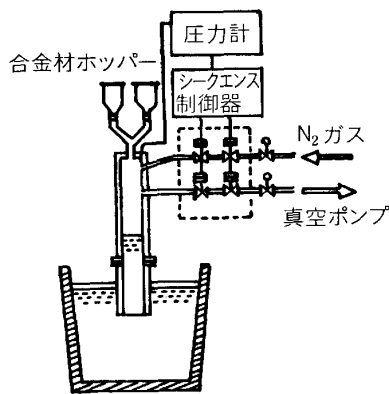


図 3.3.40 噴流式簡易取鍋精錬装置  
(T. FUJII, et al. : Proc. 7th ICVM,  
Tokyo, Japan (1982), p. 1404)

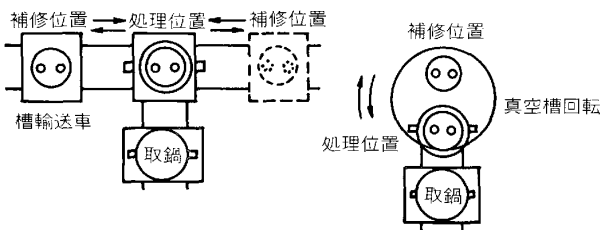


図 3.3.41 RH 真空槽の迅速交換方式  
(H. HORIGUCHI, et al. : Proc. 7th ICVM,  
Tokyo, Japan (1982), p. 1370)

て図 3.3.40 に示す噴流式攪拌による簡易取鍋精錬法 (Pulsating Mixing Process) が開発された。取鍋内容鋼は、浸漬管内のガス圧変動により引き起こされる突出流によつて攪拌され、低炭素アルミキルド鋼の処理後  $O$  は  $35 \pm 8 \text{ ppm}$  と、 $Ar$  攪拌後の  $O$  濃度  $41 \pm 15 \text{ ppm}$  より低くかつばらつきも少ない。また、スラグ/メタル間の攪拌は弱いので処理中の  $Al$  損失および復りん量は、 $Al$  攪拌のそれぞれ  $1/3$  および  $1/2$  と少ない。

#### (2) RH, DH およびその他の脱ガスプロセス

はじめに RH, DH の設備的な進歩につき概説する。RH 真空槽の迅速交換は、1968 年新日鉄名古屋に導入されて以降広く普及した。現在は、図 3.3.41 に示すように二つの方式が用いられており、耐火物補修オフライン化により RH 稼働率が 87% に向上した例が報告されている。また、旋回方式による鍋移動も開発され、現ヒート処理後旋回して待機次ヒートを処理することにより従来の台車方式よりサイクルタイムが 6~7 min 短縮される。

RH の溶鋼環流速度 ( $Q$ ) は、後述するように  $Ar$  ガス吹き込み量と浸漬管径で決まる。これに対し、DH の  $Q$  は、設備能力に大きく依存する。そこで真空槽の昇降速度を  $15 \text{ m/min}$  と高速にして  $Q$  を増し、 $300 \text{ t/ch}$  と大容量にもかかわらず図 3.3.42 に示すように従来の RH や DH より均一混合時間を短くしている例もある。

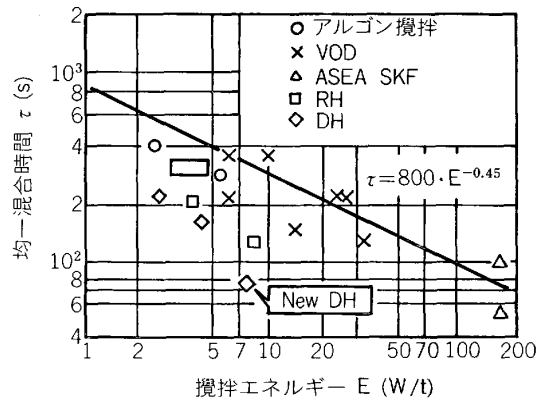


図 3.3.42 均一混合時間の比較  
(M. OKINORI, et al. : Proc. 7th ICVM,  
Tokyo, Japan (1982), p. 1421)

従来、DH の真空槽は、槽内の溶鋼表面積を増すため大きく設計されていた。このため真空槽下部が取鍋に入らないので溶鋼量が少なく処理できない不便さがあつた。新日鉄八幡に 1979 年設置された DH は、真空槽下部を小径化してこの点を改善したが槽内溶鋼表面積減少による脱水素速度の減少はなかつたと報告されている。

我が国での RH と DH の設置基数を比較すると、1973 年以前は DH 13 基、RH 12 基とほぼ同数であつたのに対し 1974 年~1979 年では DH 2 基に対し RH 7 基と RH の方が多くなつている。

RH の操業技術の進歩のうち最も顕著なのは、 $C \leq 15 \text{ ppm}$  の極低炭素鋼の製造が可能になつたことである。RH リムド処理による脱炭を促進するには、溶鋼環流速度 ( $Q$ ) を増して取鍋から真空槽への炭素の輸送を早めることおよび真空槽と上昇管内で起こる脱炭反応の容量係数 ( $ka$ ) を増す必要がある。一時は、 $Q$  がある  $Ar$  ガス流量 ( $G$ ) で最大になるといわれたが、最近の測定結果によれば  $Q$  は、浸漬管内径 ( $D$ ) の 1.8 乗と  $G$  の 0.1 乗の単調増加関数である。従つて、 $Q$  を増すには  $D$  を増すのが有効なので各社共大径化する傾向にあり、直径  $60 \text{ cm}$  のものも使用されている。一方、 $ka$  を増すには  $G$  を増すのが最も有効であり、最近では  $5000 \text{ l/min}$  の大流量の例も報告されている。 $Q$  と  $ka$  を増す対策をとる前 (領域 I) と後 (領域 III) の脱炭挙動の比較を図 3.3.43 に示す。対策後は  $20 \text{ min}$  の処理により  $C \leq 15 \text{ ppm}$  が得られている。

リムド脱炭処理中には取鍋内容鋼中にも炭素濃度の不均一が存在し、脱炭速度低下の原因の一つになつている。環流速度の増加は、この不均一分布の解消にも有効である (図 3.3.44)。また、処理前炭素濃度を  $100 \text{ ppm}$  程度に下げること炭素の不均一分布を低減するのに有効である。さらに、処理開始後  $5 \text{ min}$  で真空度

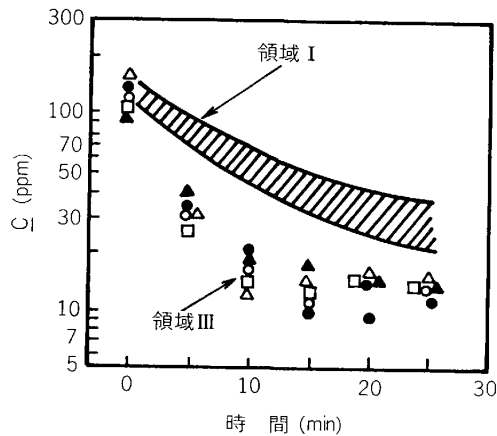
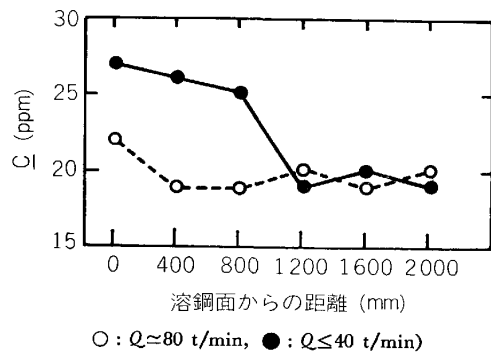


図 3-3-43  $Q_c$ ,  $k_a$  増加対策前 (領域 I) 後 (領域 III) の脱炭挙動の比較



○:  $Q \approx 80$  t/min, ●:  $Q \leq 40$  t/min  
図 3-3-44 RH 処理中の取鍋内溶鋼中の C の不均一分布  
(K. YOSHIMURA, et al.: Proc. 7th ICVM, Tokyo, Japan (1982), p. 1404)

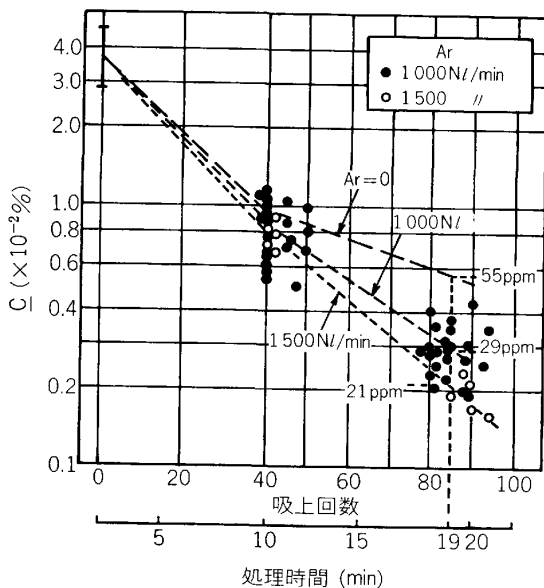


図 3-3-45 DH 真空槽へのアルゴンガス吹き込みによる脱炭促進  
(M. OKIMORI, et al.: Proc. 7th ICVM, Tokyo, Japan (1982), p. 1421)

が 0.3 torr 程度になるよう排気速度を上げることにより 18 min の処理で  $C_i = 8$  ppm を得ている例もある。

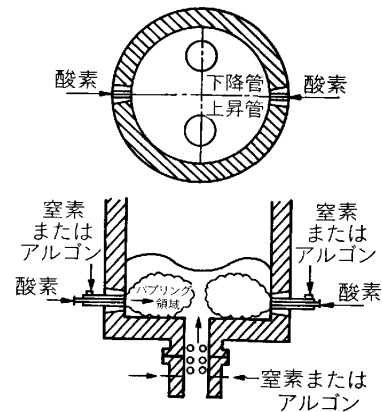


図 3-3-46 RH-OB 用羽口の構造と配列  
(H. HORIGUCHI, et al.: Proc. 7th ICVM, Tokyo, Japan (1982), p. 1370)

一方, DH でも脱炭速度促進法が検討され, 図 3-3-45 に示すように真空槽への Ar ガス吹き込みの有効性が示された. ガス吹き込み量 1500 Nl/min, 19 min 処理で  $C_i = 21$  ppm が得られる. RH への新機能付加の例として酸素ガス吹き込み (RH-OB; 加熱または脱炭用) とスラグ精錬がある. RH-OB は, 図 3-3-46 に示すように真空槽下部に 2 重管を埋め込み, 内管に酸素ガス, 外管に冷却用の窒素ガスまたは Ar ガスを吹き込んで行う. この方法で溶鋼中の Al を燃焼し,  $3^\circ\text{C}/\text{min}$  程度の昇温速度が得られている. すでに (1) で説明したように, フラックスによる脱硫の効率を上げるには, 取鍋上スラグの FeO, MnO 濃度を下げる必要がある. 粉体吹き込み法では, 処理中の激しいスラグ/メタル間の攪拌により取鍋上スラグが溶鋼中 Al によつて還元され容易に  $\{(\% \text{FeO}) + (\% \text{MnO})\} < 1\%$  にできる. しかし, RH 処理ではスラグ/メタル間の攪拌が弱いのでスラグの酸化度を下げるのは難しい. このため, RH の真空槽に脱硫フラックスを添加しても高い脱硫率が得難いが, RH で脱酸, 脱水素と脱硫をすべて行うと粉体吹き込み (脱硫) + RH (脱酸, 脱水素) プロセスに比べて転炉出鋼温度を下げられる利点がある. このため RH でのフラックス脱硫も試みられており 12 ppm まで脱硫した例が報告されている.

RH の新たな使用方法として RH 軽処理法が新日鉄大分で開発された. これは, 転炉出鋼後リムド状態の溶鋼を 300~150 torr の低真空度で処理して炭素脱酸した後 50~10 torr でキルド処理する方法である. 軽処理法は, Al や酸素濃度の高い制御精度が必要なリバンド鋼や擬似リムド鋼などの連铸向けリムド代替鋼の製造を可能にした. また, 軽処理法をキルド鋼に適用すると, 図 3-3-47 に示すように Al 添加時の酸素濃度が従来法より約 400 ppm 低いので Al 歩留りが向上する.

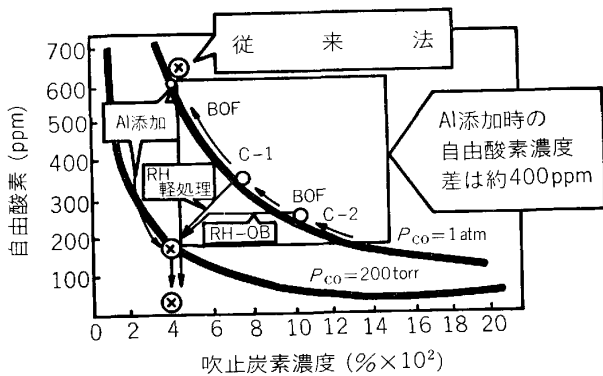


図 3-3-47 通常法, RH 軽処理法, RH-OB 軽処理法の炭素と酸素濃度の推移 (H. HORIGUCHI, et al.: Proc. 7th ICVM, Tokyo, Japan (1982), p. 1370)

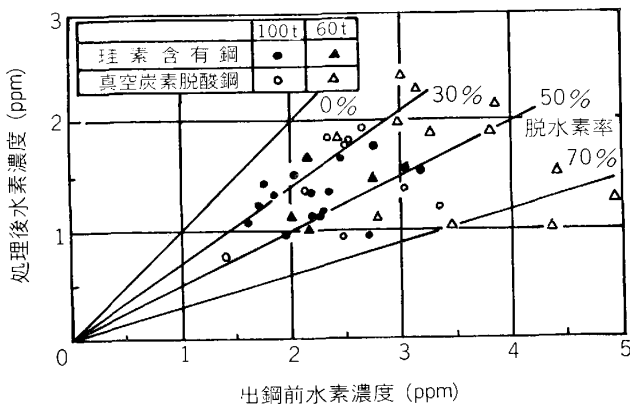


図 3-3-48 出鋼脱ガス処理による脱水素率 (岡村ら: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 2028)

軽処理法と RH-OB を組み合わせた RH-OB 軽処理により転炉の一定吹き止め炭素濃度操業が可能になった。これは、図 3-3-47 に示すように転炉吹き止め炭素濃度の目標値を 0.10% で一定とし、RH-OB で脱炭後 CO 脱炭する方法である。一定吹き止め炭素濃度操業により転炉の再吹率と耐火物原単位の減少、吹き止め Mn 濃度の上昇、吹き止め (T, Fe) 濃度減少などの効果が得られている。

RH 軽処理法に典型的にみられるように、RH と DH は、短時間で、本来の脱ガス以外にも多くの機能を果たし得る量産鋼用取鍋精錬法としてこの 10 年間多くの発展を遂げた。これに対して出鋼脱ガス、流滴脱ガスおよび真空鋳造は、主として脱ガスを目的として大型鍛鋼用の特殊精錬法として用いられている。合わせ湯で大型鋼塊を作る場合、先鍋は保持炉の役割も持つ取鍋精錬炉で脱水素、脱酸、脱硫され、保持炉を経由しない最終ヒートは出鋼脱ガス処理される。出鋼脱ガスにより図 3-3-48 に示すように 30~70% の脱水素率が得られるが、これで不十分な場合には真空鋳造が併用される。出鋼脱ガス時の炭素脱酸により  $C_i = 0.2 \sim 0.4\%$  のとき酸素濃度は

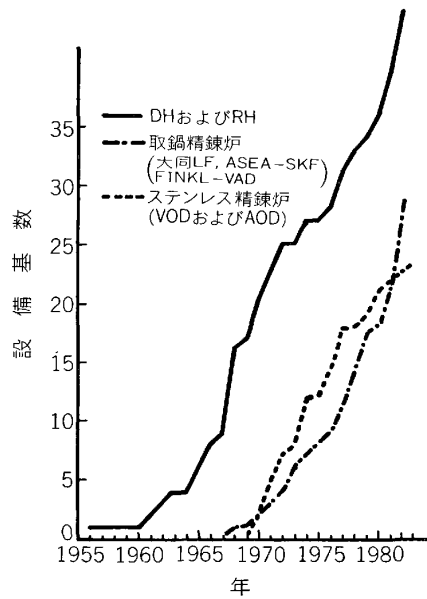


図 3-3-49 国内の主要炉外精錬設備の増加状況 (湯浅: 鉄鋼界 (1983) 12, p. 64)

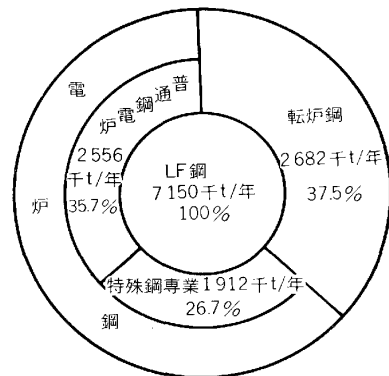


図 3-3-50 LF 処理鋼の一次溶解炉 (昭和 58 年の予測値) (湯浅: 鉄鋼界 (1983) 12, p. 64)

40 ppm 程度まで低下する。したがって、Al キルド鋼の場合、出鋼脱ガス後 Ar 攪拌しながら Al を添加すると Al 歩留りが 70% と高く、Al 濃度のばらつきも ±0.005% と小さい。また、出鋼脱ガス用の取鍋に脱硫フラックスを前置きすれば、脱硫率 50~75%、処理後  $S = 0.003 \sim 0.005\%$  の脱硫が可能になっている。

(3) ASEA-SKF, LF, VAD

国内の取鍋精錬炉設置基数の推移を、量産鋼用の DH と RH, 加熱機能を持つ ASEA-SKF 炉, LF, VAD およびステンレス精錬炉である AOD と VOD に分類して図 3-3-49 に示す。近年、AOD と VOD の設置基数の伸びが低下しているのに対し DH と RH および加熱精錬炉の増加率は高い。加熱精錬炉が急増した理由は、電気炉各社が鋼材質の高級化と還元期を加熱精錬炉に移行することによる電気炉の生産性向上のため積極的に加熱精錬炉を導入したことが挙げられる。この結果、例

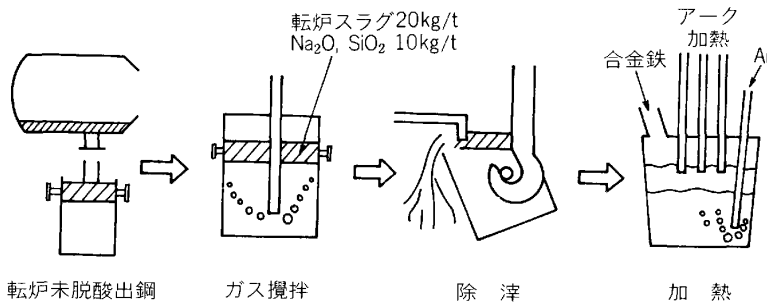


図 3-3-51 溶鋼脱りん処理フロー  
(宮脇ら：日本鋼管技報 (1983) 99, p. 12)

えば図 3-3-50 に示すように普通鋼，特殊鋼共に電気炉鋼が多量に LF によつて処理されるようになった。一方，高炉各社も極低硫に加え極低りんあるいは低窒素鋼への要求の高まりと共に転炉出鋼温度上昇の負担が非常に大きくなつたため加熱精錬炉設置の傾向にある。

LF を高級鋼溶製に使用する場合，高炉各社では RH または DH との併用，電気炉特殊鋼各社では LF に取鍋脱ガス装置を付ける場合が多い。後者の場合，加熱と真空処理を同一位置で行う方法と取鍋を台車移動させて別位置で行う方法が開発されている。

パイプ用鋼の耐水素誘起割れ性や 9%Ni 鋼の低温靱性向上などの目的で低りん鋼溶製の必要性が高まつている。また，冷延薄板の深絞り性の向上や厚板溶接部の靱性向上など低窒素鋼への要求も強まつている。加熱精錬炉は，これら極低りん鋼，低窒素鋼の溶製に非常に有効である。その 1 例として LF を用いた極低りん鋼溶製プロセスを図 3-3-51 に示す。図 3-3-51 のプロセスで，脱りんは，転炉スラグ 20 kg/t にメタ珪酸ソーダ 10 kg/t を添加し，Ar 上吹攪拌して行う。除滓，RH での脱水素（図 3-3-51 では省略）の後，脱りん処理による 30~40°C の温度降下の熱補償と合金添加のためアーク加熱する。このプロセスにより，図 3-3-52 に示すように通常溶銑を用いた場合は 50 ppm 以下，脱りん溶銑を用いた場合は 20 ppm 以下の低りん鋼が溶製できる。低りんと同時に極低硫を要する場合，図 3-3-51 において 2 度目の LF 処理で脱硫も行い，RH 脱水素処理はその後行う。脱硫処理は，脱硫用フラックスを湯面上に添加し，Ar 上吹き攪拌により行うが，図 3-3-53 に示すように脱硫率が高く処理前硫黄濃度が 30 ppm なら 5 ppm 以下の極低硫鋼が溶製できる。同図に示すように VAD でも同程度の高い脱硫率が得られ，極低硫鋼の溶製が可能である。

一方，ASEA-SKF でも，溶銑脱りん，転炉低温出鋼，出鋼脱りとリレードルによる除滓により図 3-3-54 に示すように  $P \leq 30$  ppm が可能になつた。また，CaO 系フラックスを上添加し，Ar 攪拌と電磁攪拌を併用して  $S \leq 5$  ppm に脱硫できる。Ar 攪拌により溶鋼露出面積が増すため脱水素が促進され， $H \leq 0.7$  ppm とな

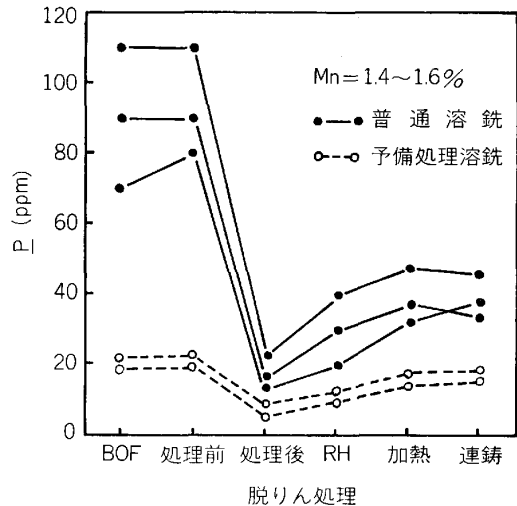


図 3-3-52 転炉～連铸間のりん濃度推移  
(図 3-3-51 の処理フローを用いた場合)  
(Y. TANI: Steel Times (1983) Nov., p. 565)

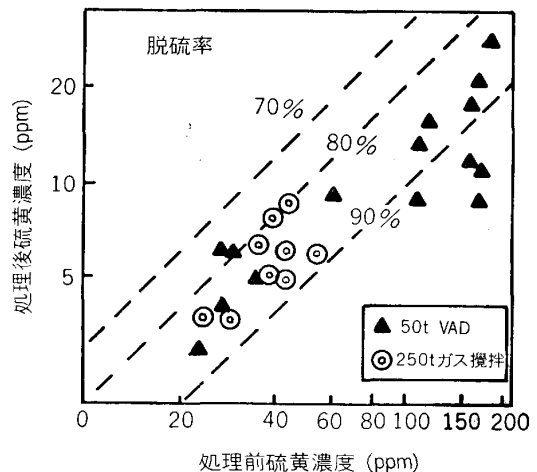


図 3-3-53 ガス攪拌，VAD 処理の脱硫率  
(川上ら：鉄と鋼，69 (1983)，A33)

る（図 3-3-54）。また，図 3-3-55 に示すように塩基性れんが取鍋を用いて ASEA-SKF 処理すると  $O \leq 10$  ppm の低酸素鋼が炭素濃度によらず溶製できる。これに対し，Ar 攪拌や DH 処理では，転炉スラグの影響で炭素濃度が下がるにつれビレット中の酸素濃度が増加する。

転炉出鋼時取鍋に流出する転炉滓は，脱酸・脱硫の妨害，復りんなどの悪影響を及ぼす。そこで必要に応じてリレードルやクラッチャーによる除滓が従来から行われ

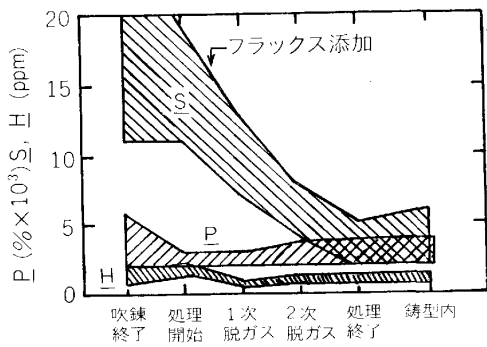


図 3-3-54 ASEA-SKF 処理による成分推移 (難波ら：鉄と鋼, 69 (1983), A37)

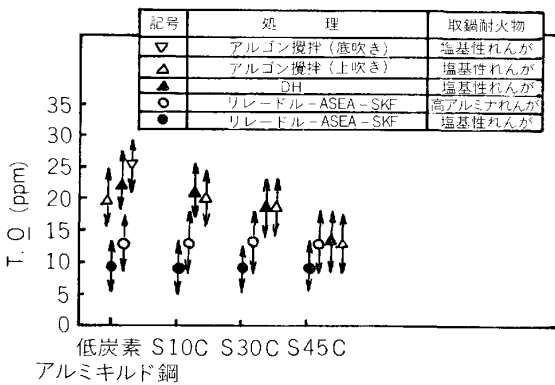


図 3-3-55 処理法によるピレット中の酸素濃度の差 (大西ら：鉄と鋼, 69 (1983), A53)

てきた。また、出鋼時にスラグに Al を添加してスラグの FeO, MnO 濃度を低下し、脱硫への悪影響を防止することも行われた。しかし、酸化性スラグを用いる脱りん・極低硫鋼の溶製の場合のように、取鍋上スラグを簡便かつ効率良く取除く必要が強まった。このため、近年真空吸上式除滓機を採用する工場が増えている。これは、取鍋スラグを真空で吸上げ、水砕処理する方法である。吸上管下端とスラグ間の距離およびスラグの粘度を適正化することによりスラグ厚みを 10 mm 以下にできスラグからの復りん量を 9 ppm 以下に低減できるといわれる。

(4) 耐火物

取鍋精錬用耐火物は、攪拌、加熱、時には真空処理などの苛酷な条件下で使用されるため損傷が著しく特にスラグラインの損耗速度が大きい。LF, VAD, ASEA-SKF 取鍋のスラグラインには、当初マグネシアクロマイトまたはマグネシアドロマイト質れんがが使用されたが最近ではマグネシアカーボンれんがを適用し好結果を得ている例も多い。取鍋下部一般壁にはマグネシアクロマイトれんがあるいは高アルミナ質れんが、敷にはジルコン質れんが、高アルミナ質れんがが用いられる。

RH 脱ガス槽では下部槽および浸漬管のライニングの

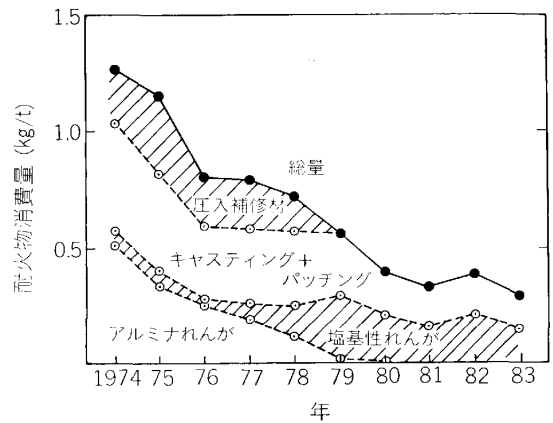


図 3-3-56 RH耐火物原単位の推移例(川鉄千葉) (森本ら：耐火物, 35 (1983), p. 59)

損耗が大きい。これらの部位には当初高温真空下の安定性を考慮して高アルミナ質れんがが主に用いられた。しかし、電極加熱と稼働率上昇により槽内温度変動が少なくなるにつれマグネシアクロマイト質れんがが用いられるようになった。れんが材質のほか、壁れんがの横ぜり型からばち型への転換などのれんが形状の改善、壁の内張り永久張りの間に粉末充てん層を設けて熱膨張率の大きなマグネシアクロマイトれんがの膨張代とするなどの施工法の改善も行われた。また、下部槽の環流管と敷部の補修方法も、熱間での圧入補修あるいは冷間での差し替え補修などがくふうされ、最近では浸漬管と環流管の溶射補修方法も実用化された。一方、地金付着を減少させるための電極加熱は、れんが稼働面の温度変化を少なくし、耐火物寿命延長に大きく寄与した。以上のような種々の対策により、図 3-3-56 に 1 例を示すように RH 耐火物原単位は最近 10 年間で急速に減少した。

DH の真空槽ライニングとして初期には高アルミナまたはマグネシア質れんがが使用されていたが 1965 年頃から槽下部には電鑄マグネシアクロマイトれんが、槽上部および浸漬管にはマグネシアクロマイト質リボンれんがが使用されている。これに築炉法や補修法の改善、電極加熱の効果なども加わり耐火物寿命は大幅に向上した。

RH, DH あるいは粉体吹込精錬用取鍋にマグネシアクロマイト、マグネシアドロマイトさらに最近ではマグネシアライムなどの塩基性れんがあるいは塩基性不定形耐火物を試用した例が報告されている。しかし、構造的スポーリング、スラグ・地金の付着のため耐火物寿命が安定せず実用化されていない。保温等設備面も含め、塩基性取鍋れんが使用技術の確立は今後の課題である。

(5) 今後の課題

これまでに説明した各種取鍋精錬プロセスを溶銑予備処理および転炉吹錬と例えば図 3-3-57 のように組み合

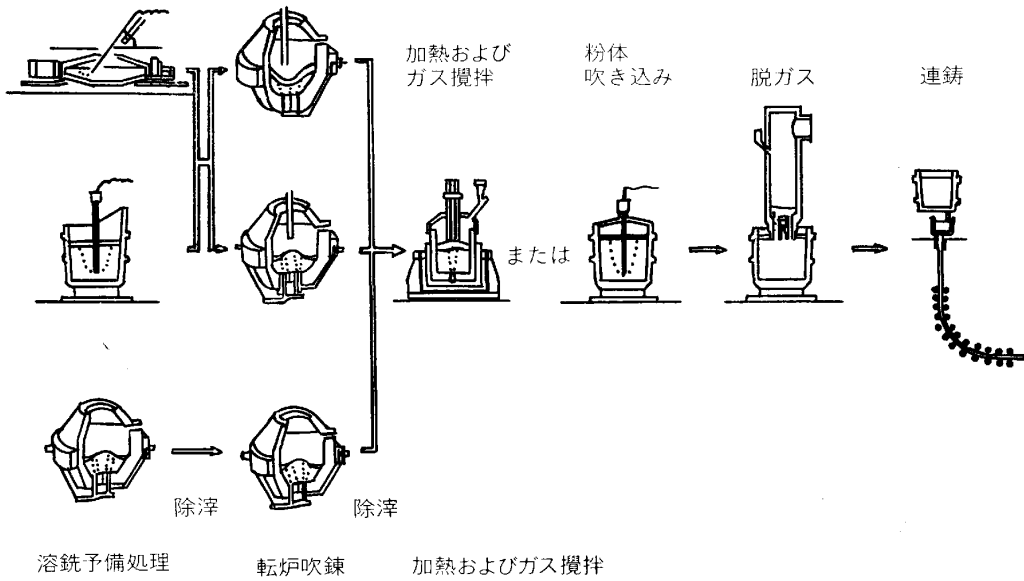


図 3.3.57 高純度鋼溶製システムの例  
(江見：第 90・91 回西山記念技術講座（日本鉄鋼協会編）（1983），p. 59）

わせることにより  $S \leq 5 \text{ ppm}$ ,  $P \leq 20 \text{ ppm}$  の極低硫・極低りんでしかも  $H \leq 1.5 \text{ ppm}$  の低水素鋼の溶製が可能になった。また、従来 RH 処理を要した鋼種の一部を低コストのフラックス処理や噴流式簡易取鍋処理で置換することが可能になった。このように、取鍋精錬技術はこの 10 年間著しく進歩し、適用範囲も広がったが今後さらに進歩が期待される分野として以下の点が考えられる。

(a) 高級鋼溶製コストの低減と処理時間の短縮

ASEA-SKF, LF, VAD などの加熱精錬炉は、RH や DH に比べて処理時間が長く、例えば図 3.3.51 に示したフローでは 2 回の LF 処理に計 62 min を要する。また、加熱精錬炉の処理コストは非常に高く、例えば ASEA-SKF の処理コストは RH のその 5.4 倍と報告されている。

高級鋼精錬工程を、図 3.3.51 や図 3.3.57 に示したように不純物元素ごとに細分化することは精錬限界を改善するには極めて有効であったがそれは同時に総精錬時間の延長と時には加熱工程の必要性をもたらした。精錬時間の短縮には各素工程の効率化、特に加熱の迅速化が必要であるがこれには限界がある。より効率良く精錬時間を短縮するには二つ以上の素工程を一つにまとめることが考えられ、特に脱ガスやフラックス処理と同時に進行する加熱方法の開発が望まれる。

(b) 低窒素鋼の溶製技術

現在の低窒素鋼溶製技術は、転炉吹き止め時の窒素濃度を下げるくふうと転炉出鋼後の窒素ピックアップを低減する対策の集積であり、脱窒処理はほとんど行われていない。ステンレス鋼では、VOD で大量ガス吹き込みす

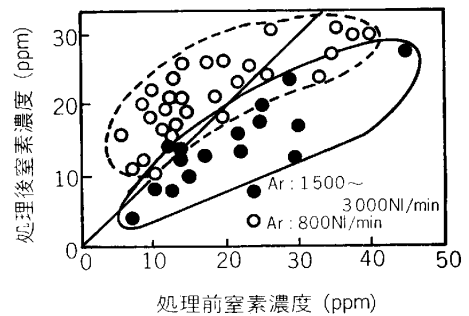


図 3.3.58 RH による脱窒効果  
(池田ら：鉄と鋼, 69 (1983), S881)

る脱窒方法が知られているが、量産鋼処理に適する RH では処理前窒素が 40 ppm 以下であるとほとんど脱窒しないとされていた。しかし、最近 RH でのガス吹き込み量を増して  $N \leq 10 \text{ ppm}$  まで脱窒した例が報告された(図 3.3.58)。この場合、脱窒効率を上げるには、Al 濃度を確保して溶鋼中の酸素活量を十分下げること、真空度を高めることが必要といわれている。このような、脱窒処理も含めた低窒素鋼溶製技術の確立が今後の課題の一つである。

(c) 極低硫、りん、炭素鋼溶製技術

現在、脱硫処理後の硫黄濃度を 5 ppm 以下にすることは可能であるが、鋳造までの過程で多少硫黄ピックアップが起こる。今後、より低硫が必要になれば、硫黄ピックアップの防止が必要となる。りんは、20 ppm という現状の精錬下限を下げるより (a) で説明した精錬コストの低減の方が当面重要であろう。一方、炭素は現在の精錬下限 15 ppm をさらに下げれば後工程のいつそうのコスト低減と製品品質向上をもたらすので引き続き活発な研究開発が必要である。

### 3.3.6 特殊溶解・精錬法†

特殊溶解・精錬法には、VIM に代表される原材料の溶解・精錬ならびに成分調整を目的とした溶解法と、VAR や ESR のように金属材料を溶解しながら水冷鋳型内で精錬、凝固させ、組織ならびに成分偏析が小さく、均質な鋳塊をつくる再溶解法とがある。これらに加えて最近ではプラズマや電子技術が進歩し、電子銃やプラズマ・トーチの高寿命化とともにそれらの出力も増大し、EBM, EBR や PEM, PER, PAM, PAR, PIM などが積極的に適用されるようになってきた。

近年における金属材料の品質の高度化、使用・環境条件の苛酷化、大形化などに対処するため、高級材料の製造に際してはこれらの特殊溶解・精錬法はいまや不可欠な技術として位置づけられている。たとえばウラン濃縮用遠心分離機の回転胴用マルエージング鋼では破壊じん性を向上させるため、O, N, S などがいずれも 10 数 ppm 以下で、しかも非金属介在物がひじょうに少なく、その大きさは 10  $\mu\text{m}$  以下であることが望ましいといわれ、1 次溶解には VIM, 2 次溶解には VAR が適用されている。またジェット・エンジン用耐熱合金では高温強度の向上をはかるため、Pb, Sn, Bi, Sb などの不純物元素をできるだけ除去し、品質に対する信頼性を確保するため、真空 2 重溶解の適用が規定されている。そのほか特殊用途用の軸受鋼、工具鋼、高速度鋼、ステンレス鋼や大形鍛鋼品などについては一般に ESR 法が適用されているが、材料特性に対する要求の高度化、苛酷化とともにますます高度な溶解・精錬技術が必要とされている。またこの特殊溶解・精錬分野における製造原価の低減も重要な問題であり、精錬効果の向上とともにスクラップの活用や歩留り向上の立場から適確なプロセス選択や合理的なプロセス設計の検討が進められている。以下、特殊溶解・精錬分野における最近の技術動向と将来の展望について述べる。

#### (1) 真空誘導溶解法 (VIM)

最近の VIM においては、誘導加熱機構に低周波を重畳して溶湯を強攪拌し、原材料、スクラップなどに由来する微量不純物元素の蒸発除去の促進、合金元素の均一化などが計られており、また従来 VIM では脱硫を効果的におこなうことはむずかしいといわれていたが、今日では石灰質ライニングの適用やフラックス処理によりす

ぐれた脱硫効果が達成されており、すでに一部で実用化されている。とくに石灰質ライニングは  $\text{Al}_2\text{O}_3$  のような脱酸生成物の除去にも効果的である。注入に際しては、溶湯の鎮静、脱酸生成物の分離、スカムの巻き込み防止などの観点から取鍋の採用も見られ、また超清浄鋼や超合金の溶製に際してはタンディッシュ内に耐火物製のせきやセラミック・フィルター (気孔率 80~90%) を設置して非金属介在物を積極的に分離・ろ過することも試みられている。

#### (2) 真空アーク再溶解法 (VAR), エレクトロ・スラグ再溶解法 (ESR)

VAR および ESR は工業化されて以来、すでに 20 年以上になり、現在では特殊溶解法の主流プロセスとなっている。最近では電極-溶湯間距離をできるだけ短くするためにアーク長を最短に制御することが指向され、従来のアーク電圧制御方式に加えて、溶湯滴下にもなる瞬間的な短絡現象によるパルスを利用した制御方式が採用されている。一般に電極間距離とパルス頻度との間には相関関係があり、電極間距離はパルス頻度の逆数に比例する。したがってパルス頻度を適正に制御することによりアーク長を最短に保つことができる。溶湯プールの流動を抑制するためには、その原因となる炉自体の給電ケーブルからの磁界発生を最少にする必要があり、給電端子を同軸配置とする構造が用いられている。

VAR では消耗電極が一般的であるが、チタン・スクラップ溶解用によく用いられる非消耗電極式 VAR が、最近では超合金などの溶解にも応用されている。さらに 1982 年には超合金などを対象にして凝固組織の緻密化、結晶粒の微細化を目的とした VADER (Vacuum Arc Double Electrode Remelting) 法が発表されている。この方法は、対向する二つの消耗電極間でアークを発生させ、融滴を鋳型内に滴下させる方法であるが、融滴の温度は融点直上で過熱がほとんどなく、きわめて微細な結晶の鋳塊が得られるといわれている。鋳型内での加熱機能がないため鋳塊の健全性に問題が残ると考えられるが、半溶融凝固あるいは急冷凝固という点で注目される。

ESR に関してはすでに 1974~1979 年にわたり、鉄鋼協会鉄鋼基礎共同研究会特殊精錬部会において基礎的および技術的研究が精力的におこなわれた。ESR は真空設備を必要としないため設備の構造も VAR にくらべると簡単で、大形化も容易なことから、大形鍛鋼材などの製造にも広く適用されている。さらに最近では超合金をはじめとした難加工性材料にも適用され、脱硫効果と凝固組織の改善により、熱間加工性のすぐれた鋳塊がつくられている。

† 真空誘導溶解法: VIM (Vacuum Induction Melting), 真空アーク再溶解法: VAR (Vacuum Arc Remelting), エレクトロ・スラグ再溶解法: ESR (Electro-Slag Remelting), 電子線衝撃溶解法: EBM, EBR (Electron Beam Bombardment (Re-) Melting), プラズマ電子線溶解法: PEM, PER (Plasma Electron Beam (Re-) Melting), プラズマ・アーク溶解法: PAM, PAR (Plasma Arc (Re-) Melting), プラズマ誘導溶解法: PIM (Plasma Induction Melting)

ESR においては、スラグの選定が非常に重要である。スラグとしては従来より、 $\text{CaF}_2\text{-CaO-Al}_2\text{O}_3$ 、 $\text{CaF}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$  など  $\text{CaF}_2$  を主成分としたふつ化物系スラグが一般によく使用されているが、電力原単位向上などの観点から  $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$  を主成分とする酸化物系スラグもかなり用いられている。

ESR の大形化に関しては、200~300 t 程度までの鋳塊では普通造塊法にくらべて凝固組織上の優位性を確保することができるといわれており、すでに西独では 160 t 鋳塊が製造されている。

### (3) 電子線衝撃溶解法 (EBM)、プラズマ溶解法 (PEM, PAM)

近年、超高温が比較的容易に得られる電子線衝撃およびプラズマ溶解法が注目され、電子技術、プラズマ技術、真空技術の進歩とあいまって鉄鋼製錬にも積極的に活用されるようになってきた。EB 法は、1950 年代より主として Nb, Ta などの高融点金属の溶解に用いられていたが、1970 年には米国で極低窒素・炭素ステンレス鋼に適用され、その後、電子銃の大出力化、性能の向上により急速に実用化されるようになってきた。従来、溶解室の真空度は電子銃保護のため電子銃内と同程度にする必要があったが、最近では電子銃内と溶解室とに別系統の真空排気系を適用することにより、電子銃内を高真空に維持したまま炉内圧  $10^{-2}\sim 10^{-3}$  mmHg で操業できる装置がつけられ、合金成分の蒸発損失、操作性などが大幅に改善され、鋼や超合金などへの適用が容易になってきた。また出力 1200 kW の電子銃が開発されており、東独においては直径 1000 mm、重量 18 t の鋼塊が製造されるなど、急速にその大形化が進められている。また最近では水冷ハース内に水冷のせきを設け、介在物等の上浮分離をはかることも検討されている。このように、EB 法は、耐火物を使わずに真空内で従来の溶解・精錬・造塊技術を可能にしたという点で一段と高級な溶解法といえよう。

EBM 法における操作真空度の範囲をもつと広げようとする試みの一つにプラズマを用いた①プラズマ電子線溶解法と②冷陰極電子線溶解法とがある (PEM)。前者はいわゆる中空陰極グロー放電によつて発生する大電流、低電圧でしかも磁氣的に閉じこめられた電子を熱源に使用する方法であり、陰極には Ta などを用い、イオン衝撃によつて  $2300^\circ\sim 2400^\circ\text{C}$  に保持し、高周波電圧を重畳して放電させる。わが国ではすでにこのような中空熱陰極を用い中程度の真空下で操業できる真空プラズマ電子線溶解法が実用化されている。後者は制御電極を有する冷陰極を使用する方法であり、おもに溶接装置などに用いられている。いずれも EBM 法では不可能な

$10\sim 10^{-2}$  mmHg 圧下で金属を溶解することができる。

真空下での溶解は設備費が高く、また合金元素の蒸発による損失が大きいという不利な面もある。したがつて場合によつては不活性ガス雰囲気中で溶解することが望ましい。そのような場合にはプラズマ・アークを用いることができる。従来の電弧炉と同様な使い方をする PAM、あるいは誘導炉(誘導加熱)と組み合わせた PIM があり、すでに 30 t 炉も操業されている。

なお再溶解法は EBR と同様に溶解・凝固を独立して制御できる PER, PAR 法がソ連、日本などで実用されている。またプラズマ・トーチも進歩し、3 MW のトーチも使用されるようになり、雰囲気制御や熱供給制御、スラグ精錬が容易にできるようになり、今後の技術展開と応用分野の拡大には大きな期待がもてよう。

以上、特殊溶解・精錬法の最近の動向を概括したが、従来からの VIM, VAR, ESR に加えて、電子線およびプラズマ技術が合金鋼や超合金の溶解・精錬に適用、実用化されつつあり、これら材料の高級化や高付加価値化に対応するため、特殊溶解・精錬法に対する期待はますます大きく、今後その応用技術の開発やスクラップの活用などが重要な課題となろう。

### 3.3.7 連続鋳造法

#### (1) 概観

連続鋳造法(以下連鋳法)における品質技術としては、まず非金属介在物の低減のため取鍋~タンディッシュ~鋳型間の断気法、大型タンディッシュの採用と適正な堰の実用化、鋳型内ではイメージンノズルからの吐出流の制御(例えば電磁ブレーキ、邪魔板などの使用により)、さらには介在物浮上のための鋳型内電磁攪拌を行うなど著しい技術的發展がみられた。

これらは溶鋼が取鍋から鋳型に流入するまでの過程での溶鋼の空気による酸化汚染を徹底して防止すると共に、非金属介在物の巻き込みを防止し、上浮除去しようとするものである。この考え方をさらに発展させ、転炉から連鋳間における精錬機能をも利用して、より清浄な溶鋼を積極的に活用している場合が多い。

次いで内部割れについては、ロールピッチの短縮、多点曲げ、圧縮力付加鋳造、二次冷却帯での強冷却法などの採用により高速鋳造下においてもほぼ満足すべき水準に到達している。

中心偏析に代表されるマクロ偏析を改善するためには、冶金的には等軸晶を増大させ、機械的には濃化溶鋼を分散させたり、バルジングや凝固収縮による溶鋼流動を防止しなければならない。この対処策として設備面ではバルジングを防止すると共に、操業面においては電磁



攪拌技術, さらにはタンディッシュ内容鋼温度制御の出現による低温鑄造法などによりほぼ解決している. 他方, 一部の高級鋼においてはセミマクロ偏析が品質性状に大きく影響を及ぼすため, その生成機構の解明を急ぐと共にいつそうの中心偏析対策が必要となろう.

表面品質については, まず湯面レベル計およびそれにかかわる湯面レベル制御技術の開発と採用が各連鑄機でなされ, これに加えて割れ発生機構の解明と, この結果に基づく最適パウダーの実用化および二次冷却制御技術, さらに溶鋼を空気酸化から防止するシール技術, 二次精錬での溶鋼造込技術など総合的な技術によりほぼ満足すべき水準に達している. これらの結果, 連鑄鑄片を全面溶削, または全面検査を行いその結果に基づいて手入れしていた時代から, 製造条件により鑄片の良否を判定し, 一部不良が予測されるもののみを排除し, 大部分の鑄片はそのまま後工程に送る時代がきている.

このような無欠陥鑄片製造技術に高温鑄片製造技術が付加され, 世界に先駆けて我が国では連鑄-圧延直送法が普及しつつあり, 例えば熱延向け鑄片のうち約 55% はこの方法を実施している. とくに高炉から与えられたエネルギーをそのまま利用し, 後に加熱することなく直接圧延するいわゆる CC-DR 法 (CC-Direct Rolling) が出現するに至り造塊法に比し連鑄法の優位性が確たるものとなつた. さらに, この製鋼から圧延の直結化に伴い連鑄技術の進歩, 圧延技術の連鑄時代への対応化, 両工程を連結した生産管理システムなどが著しく進歩した.

この連鑄-圧延両工程にわたる直結化に際し重要な幅マッピング技術については, 連鑄側での鑄造中幅変更法の実用化, さらには圧延幅移行に追従できる幅変更速度の高速化, 中間工程での幅変更法としてのサイジングミルの採用, 一方, 圧延側では幅大圧下法の導入, そしてスケジュールフリーへと大きく変貌しつつある. これら連鑄技術, 特に品質向上技術の水準向上により, 連鑄材の適用可能品種は急速に拡大した. 今日では, 各種ステンレス鋼, 電磁鋼, 高張力鋼, 耐海水鋼, 耐水素誘起割れ鋼, 9%Ni 鋼, UOE・シームレス管用鋼, 超深絞り鋼, DI 缶 (Drawn and Ironed Steel Can) 用ぶりき, 自動車向丸棒鋼, PC 鋼線, タイヤコード用鋼などほとんどが連鑄化されており, 造塊時代のリムド鋼についてもリムド代替鋼が出現するに至っている. このようにより一部の特殊なものを除き大部分の品種が連鑄にて製造可能となつたのみならず, 鋼材内部の均質性, 表面性状などの重要な品質要素は造塊法による鋼材の性質を凌駕するものが多く, むしろ需要家から積極的に連鑄材が求められている.

現在, 我が国における連鑄法の重点は品質向上に置かれているとはいえ, 生産性向上についてもまだまだ解決すべき点が多々あろう. この生産性向上については, 現在では連鑄 1 基当たりの生産高は通常, スラブ連鑄機で 20×10 万 t/月, ブルーム連鑄機では 10×10 万 t/月程度にまで向上しており, これらに寄与した要因は, ①連々鑄比率の向上, ②鑄造速度の上昇, ③稼働率の向上 (準備時間の短縮も含め), ④鑄片サイズの拡大, などが挙げられる.

特に稼働率向上については, 住金と歌山第 2 ブルーム連鑄機にて 1 カ月以上も連続して鑄造した例など, 各連鑄機共に高稼働率を達成しつつあり, 鑄造時間率 80% 以上が一つの目安となり, もう一つの重要課題であるブレイクアウトについて 10 件/年・基 以下になりつつある. このように生産性向上については一步一步向上しており, さらに高い目標に向かって挑戦する必要がある.

次いで, 連鑄機については, 垂直型, 垂直曲げ型, 湾曲型などがあるが, 近時はほぼ後の二者に収斂しており, その中で 2~3 m の垂直部を持つた垂直曲げ型が介在物浮上など多く採用されつつある.

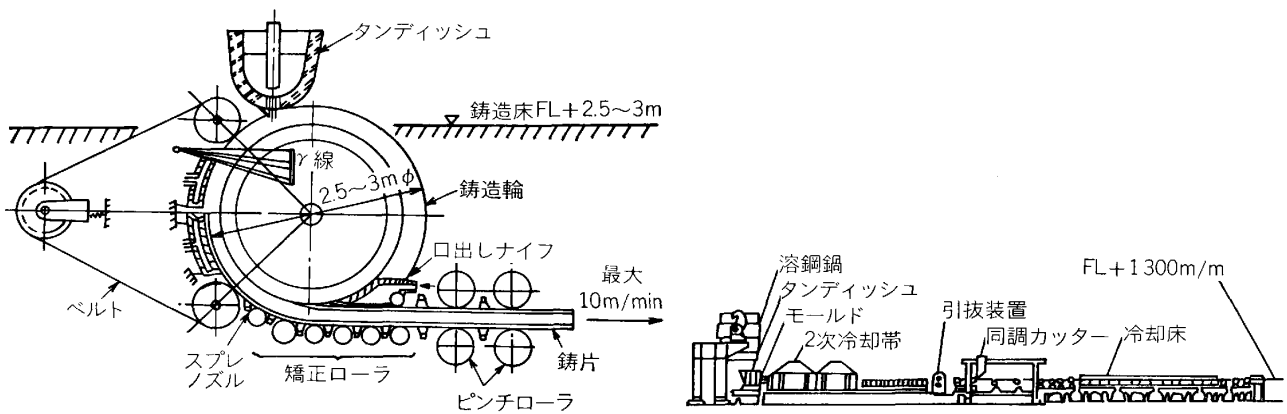
取鍋支持法としては, ターレット方式が一般化し, 高速鑄造のための 60 t クラスの大型タンディッシュ および 900 mm クラスの長尺鑄型, 表面疵改善のためのハイオンシレーションサイクルの採用, 二次冷却装置としては, 均一冷却とメンテナンスフリーの立場からの気水噴霧冷却法の採用などがある. また, 準備時間短縮のためのダミーバー上方挿入方式も多く採用されているが, 多連鑄時代には上方あるいは下方挿入の論議はあまり大きな意味を持たなくなつてきている.

また, 複数の連鑄機を有する工場では, 最後の連鑄機としての条板兼用機を採用するところもあり, これに関連してツインキャスト, トリプレットキャストも出現している.

現在, 棒線など条鋼材については, 多くは大断面で鑄造し, これにより転炉~連鑄の t/h を一致させ, そのうち分塊ミルなどを使つてブレイクダウンを行つている. しかし, この方法は造塊~分塊法を完全に連鑄法に入れ替える一段階前の連鑄~分塊法であり, 省工程, 省エネルギー, 省力面などからも圧延側からの歩み寄りも期待しつつ小断面鑄造, ブレイクダウンなし時代にまで持つていく必要がある.

これらの考え方に基づいた新しい型の連鑄機, 例えば鑄型を水平に配置する水平連鑄機, あるいは鑄型をペルトおよび鑄造論で構成する同期回転式連鑄機 (ロータリーキャスター) が近時開発実機化されてきた.

このうち水平連鑄機の特徴としては, ①連鑄機の高さ



① ロータリー式高速連铸方式

② 水平連続铸造機 (75~150mmφピレット用)

図 3.3.59 新しい型の連続铸造機

(木村：第 69・70 回西山記念技術講座 (日本鉄鋼協会編) (1980), p. 354, p. 356)

が低く、建設費が安価、②タンディッシュと铸型は直結されているため、溶鋼の酸化が防止できる、③铸型での溶鋼静圧が高く、均一冷却が行え、寸法精度の良いピレットが得られる、④ローヘッド型のため溶鋼静圧が低く、バルジングを押えることができ、これに基づく中心偏析は少ない、などである。

これらの特徴を生かし、ブルーム・ピレット分野においてソ連、西独、英国および我が国で開発・実用化され数基ではあるが順調な操業を続けている。

今後、これらのブルーム・ピレット用としての特殊連铸機のよりいつその発展はもちろんのこと、スラブ連铸機の発展型として铸片厚みを極力薄くし、圧延工程の負荷を少しでも軽減する（できれば粗圧延機省略）薄スラブ連铸機の出現が期待されている。

連铸における計測制御については、従来のリレーやPID調節計などのアナログ計装機器に代わるマイクロコンピュータが広範囲に取り入れられ、おのおのの機器を制御しているマイクロコンピュータ群を上位プロセスコンピュータが直接統御し、自動铸造、設備監視、铸片品質判定、生産管理などを総合的に行う連铸プロセスコンピュータシステムが一般化してきている。

なお、マイクロコンピュータを使つて計測制御機器の使用は、溶鋼の初期凝固に関する铸型周辺、内部割れにからむ曲げもどし部、偏析問題および出片温度にかかわる凝固末端に集中してこよう。

これらの計測制御機器に立脚した連铸操業の自動化については、単に省力のみならず連铸の生産性向上、品質改善、さらには安全、作業環境の点でも果たす役割は大きく、その可能性の大きさは、造塊法に比して連铸法の魅力の一つである。これら連铸の自動化のターゲットとしては、取鍋～タンディッシュ～铸型間にわたる全自動制御の実現であろう。

連铸で用いられる耐火物に関しては、铸片品質の向上、生産向上のため安定した連铸操業が実現するよう種々の改良、開発が行われてきた。

この中で、タンディッシュについては、この寿命を左右する因子は浸漬ノズルの溶損と閉塞であり、前者については耐食性の秀れたジルコニアカーボン質をパウダーライン部にばかし二層成形することにより、後者については浸漬ノズル内に種々の方法で不活性ガスを吹き込むことにより著しく改善され、これらの対策により長寿命を達成し、1~2基タンディッシュ/連铸機・日の時代が近づきつつある。また、タンディッシュの内壁塗りについても耐火物の不定形化と共に自動化は進んでいる。

以上、連铸法の現状と進むべき道について概観してみたが、特に近時進歩の著しかった、①生産性向上設備技術、②品質向上技術、③工程信頼性向上技術、④圧延工程との直結化技術について以下に詳述する。

## (2) 生産性向上設備技術の現状と将来

この10年間に、連铸機一基あたりの生産量の伸びは著しいものがある。例えば、スラブ連铸機では10万t/月・基から、20万t/月・基のレベルに達している。この生産性向上対策設備技術として、①連々铸率向上技術、②高速铸造技術、③作業障害時間短縮技術、④準備時間短縮技術、⑤大断面化・多ストランド化がある。以下主なものについて詳述する。なお、これら生産性向上をささえたものとして連铸品質の向上技術の進歩があり、これについては後章で述べる。

### (a) 連々铸率向上技術

連々铸率は、生産性を左右する要因の最も大きいものであり、この向上に寄与する溶鋼鍋迅速交換方法、さらに断面形状変更技術について述べる。

#### (i) 溶鋼鍋交換方法

連铸機においては铸造中の溶鋼鍋保持装置としてレー

ドルカー、ターレットなどが用いられている。特にターレット方式は、製鋼工場内に複数基の連铸機が設置されるに従って普及してきた。ターレットは溶鋼鍋を2基保持し、溶鋼を連铸機に供給する役割と、回転により溶鋼鍋を棟間輸送する、という役目を果たしている。従って工場内においてターレットを用いることにより溶鋼供給棟と铸造棟が分離され、溶鋼供給時の物流ネックが解消され溶鋼鍋迅速交換が容易となり、連々铸率向上に役立つ。

### (ii) 断面形状変更技術

連铸機における幅変更技術は凝固過程での幅変更と、凝固後幅変更の2方法に分けられる。凝固過程での幅変更は铸型内の凝固殻厚の薄い領域での変更技術と、ストランド内の凝固殻厚が発達した領域での変更技術に分類される。このうち、ストランド内での幅変更についてはいまだハードイメージとして報告されたものは無い。まず、最近進歩の著しい铸造中の铸型での幅変更技術について触れる。本方式は図3-3-60に示すように①二段铸型方式、②幅変更治具方式(模擬短辺方式)、③铸型短辺駆動方式が挙げられる。①及び②の方式においては幅変更は铸造の一時停止を必要とし、特に①については铸型構造の複雑化をもたらしている。これらに比し③の方式は短辺部に微調整が可能な複数のアクチュエーターを備えた铸型で、铸型テーパを所定の角度に制御しながら段階的に幅変更を行うものであり、複雑な作業を必要としない。最近では、幅変更速度が60 mm/min以上に達し、短時間での幅変更が可能となり、圧延スケジュールに対して十分対応可能となつている。一方、凝固後での幅変更技術は、連铸機直後のカッター前に変更機能を有するものと、カッターの後に変更機能を有するもの

のに分類される。前者については代表的なものがインラインリダクションである。インラインリダクションについてはUS Steel社 Garyにおけるスラブインラインリダクションシステムを端緒として、国内でもブルーム、ビレット連铸機に設置されている。しかし、特にスラブにおいては、設備的にも負担の大きいミルをストランド専用を設置することは経済性の面から問題があり、その後の発展は見られていない。ブルーム・ビレットにおいてはポロシティ圧着の必要性の意味からも存続しているものもある。これに比較して、サイジングのための圧延機をカッターの後に設置し、多数ストランドより出片する铸片を目的のサイズにリダクションする方式がサイジングミル法である。この方式の特色は、複数ストランドから供給される铸片を一基の圧延機を使つて、圧下量に対する制限なく、自由に铸片幅を変更できることにあり、連铸機が大断面一定幅铸造により、安定した品質の铸片を多量に生産可能としたことである。

### (b) 高速铸造技術

#### (i) 铸型及び铸型下铸片保持方法

铸型については、①チューブラー铸型、②ブロック(削出し)铸型、③組立铸型の3種類があり、①、②は小断面ビレット及び丸ビレット、ビームブランクなどに用いられているが、大断面ブルームやスラブには、組み立て铸型が主流である。铸型長さはブルーム、ビレット用で800 mm、スラブ用では当初700 mm程度であつたものが、高速铸造指向のもとでは900 mmが一般的になつている。

高速铸造を指向する連铸機においては長尺铸型の採用と併せて、铸型直下における铸片支持装置をブレイクアウト防止のために設けている。铸型直下のガイド装置は

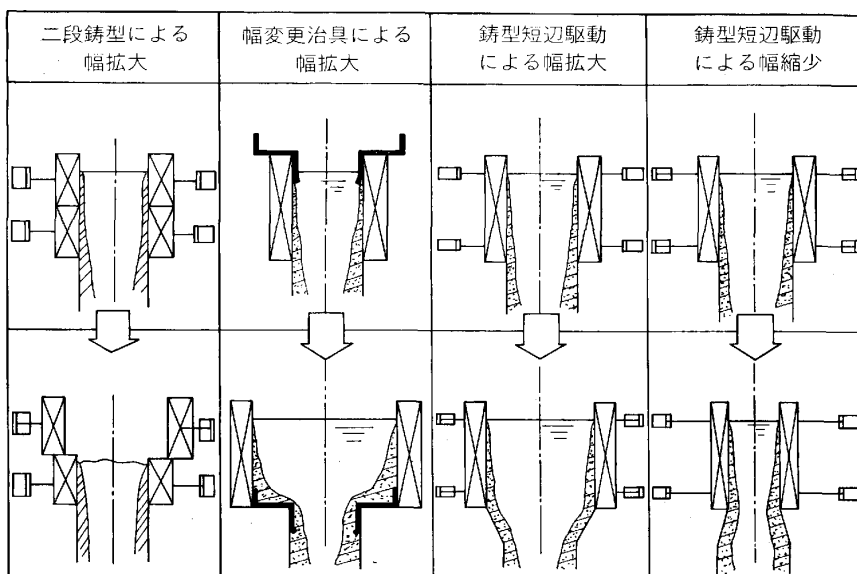


図 3-3-60 種々の铸造中幅変更法

① 鑄片の全面にわたる均一冷却，② バルジングを防止し凝固シェル内部歪み防止，③ 鑄片表面とガイド装置の摩擦を極力小さくする，④ 過酷な熱変化に耐えることなどの機能を持つ必要があり，一般的にロール方式が用いられているがさらに冷却を促進し，シェル強度を確保する目的でシューププレート，クーリンググリッドなどの面支持のものも実用化されている。

### (ii) ロールプロフィールの考え方

連鑄機の設備型式は，初期には垂直型であつたが，その後垂直曲げ型，湾曲型が実用化されてきた．近年は後二者の曲げ及び矯正方法として，矯正による歪みの集中を回避するために多点矯正方式が広く採用されている．垂直部を有する連鑄機は主に非金属介在物の浮上分離を促進する目的で設置されている．垂直曲げ型連鑄機は一般に機高が高くなり，溶鋼静圧が大きく，バルジング歪みの面で不利である．このバルジングを抑制するため，① ロールピッチの短縮，② ロールの小径化に伴うロールたわみ抑制，が可能な分割ロールが使用されている．分割数は，溶鋼静圧に対するロールたわみ量の許容限度にて決定されるが，2～5 分割が一般的である．分割ロールは垂直曲げ連鑄機のみでなく，湾曲型連鑄機にもバルジング歪みの大きい部分に採用されている．適用部位は二次冷却方法により異なるが，圧縮鑄造関連装置（後述する）が設置されていない連鑄機においては湾曲部後半から水平部にかけて分割ロールが設置されている．一方ブルーム，ピレット連鑄機ではスラブ連鑄機に比し，断面形状が小さく拘束条件が大であるため，ロールピッチは相対的に大きくなつてはいたが鑄片内部品質の向上の目的で近年これについては見直されている。

### (iii) ロール支持設備駆動系の考え方

ロール支持設備駆動系は，従来鑄片をストランドより引き抜くという観点で配置されていた．従つて，駆動系の配置は湾曲型連鑄機においては湾曲部下方から水平部にかけて配置され，また完全凝固部を油圧シリンダーによつて圧下するという前提で設計されており，一本当たりの油圧圧下力，伝達可能駆動力も大きいものであつた．しかし，高速鑄造指向の中で未凝固矯正がなされるようになるにつれ，内部歪みを緩和あるいは積極的に補償するものとして圧縮鑄造方式が開発された．通常鑄造方式と圧縮鑄造方式における駆動ロール配置を図 3.3.61 に示す．

内部割れは凝固中の固液界面近傍に引張応力が働き，固相部にき裂が生じ，濃化溶鋼が吸引された結果として現れる．この引張応力による歪みとしては，溶鋼静圧によるバルジング歪み ( $\epsilon_B$ )，ロールアライメント不整による歪み ( $\epsilon_R$ )，矯正曲げによる歪み ( $\epsilon_N$ ) があり，これ

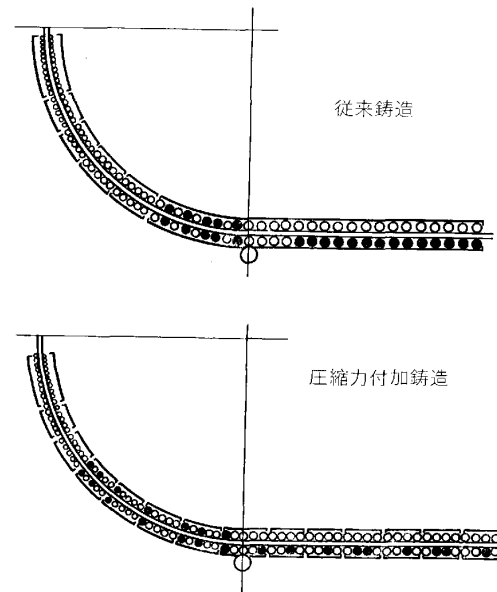


図 3.3.61 連鑄機における駆動力配置

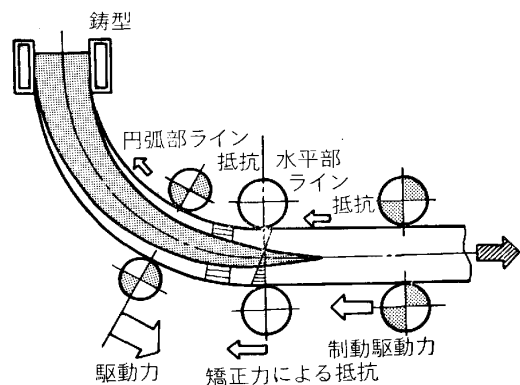


図 3.3.62 圧縮鑄造時の鑄片内力の考え方

らの歪みの合計 ( $\epsilon_T$ ) が凝固殻の耐力の限界歪み ( $\epsilon_C$ ) を起えた時に内部割れが発生しその関係は便宜的に  $\epsilon_T = \epsilon_B + \epsilon_R + \epsilon_N > \epsilon_C$  で表される．

これらのおおのの歪みのうち  $\epsilon_B$  については弾性，塑性，クリープなどの理論に基づいて，諸式が提案されている．また，有限要素法を使用した数値解析手法の発展も見られている． $\epsilon_R$ ， $\epsilon_N$  についても，従来幾可学的変形による歪みが用いられてきたが，数値モデル，プラスチックモデルによる解析が進められている．また，一般的に連鑄機内における力のつり合いは図 3.3.62 に示すようになる．鑄片に割れを発生させる引き張力を打ち消す圧縮力を矯正点にて得るために，矯正点より上流側に駆動ロールを配置し矯正点より下流側の駆動ロールにて制動力を発生させ，鑄造条件に応じて駆動力，制動力を制御することにより常に内部割れ発生の限界歪み以下の状態で鑄造を行う．最近の操業では，連鑄機内の軸力がバルジング歪みの補償にも有効であることが認識されてきており，また，ダミーバの短縮化傾向も相まつて

駆動ロールはサポートロール直下から最終引き抜き部まで完全に分散配置されるようになってきた。

### (c) 作業障害時間短縮技術

連铸機の整備技術が铸片品質に与える影響は非常に大きいものがある。通常、ロールアライメント誤差は、整備時には  $\pm 0.5 \text{ mm}$  程度で行われ、ロール取り替え基準は  $\pm 1 \text{ mm} \sim \pm 2 \text{ mm}$  で実施されている。従来のように連铸機一基当たりの生産量が少ない場合は、計画的な修理にて対応可能であつたが、生産能力の向上とともに、品質不良材の多発防止及び常時連铸機を良好なレベルに保持するために、オフライン整備、迅速部分交換の思想が定着した。

#### (i) 铸型、サポートロールの一括迅速交換化

連铸機において、ブレークアウトの発生は長い復旧時間を要することもあつて、作業障害時間の最も大きいものであつた。従来は铸型振動フレームは連铸機に固定されており、サポートロールは機内でパスライン調整を行つていた。従つて、ブレークアウトが発生すると、地金取り、铸型、サポートロールの交換などに多大な時間を費していた。それに対して、铸型及びその振動フレーム、サポートロールを一体のスタンドに組み込んで一括交換する方法が採用された。一括交換法の特色は、铸型、サポートロール系のパスラインをオフライン整備場で完全に調整し、また铸型振動が所定の振動波形を有していることを確認した上で、予備として待機させていることにある。これによつてサポートロール交換は、1h程度で終わるため、障害時間が飛躍的に短縮された。

#### (ii) 铸片ガイドロールの区分化

当初、連铸機、特に湾曲型においては、ストランドは铸型直下から矯正点近傍までのいわゆるガイドロール(エプロンロール)と矯正引き抜きを行うピンチロールゾーンに分類されていた。一般的にガイドロールゾーン

は3~6対のロールからなる区分化方式をとり、凝固の大部分がこのゾーンで完了するので、内部品質保証のために交換が容易な機構を有していた。一方、ピンチロールゾーンは铸片の矯正力を受けもつために、各ロールに油圧シリンダーを有し、矯正力の確保と、非常時における異常反力に対する設備保護の機能を果たしていた。

しかし、高速铸造が指向されるにつれて、凝固先端を水平部に延長して機端部にて凝固を完了させることが必要となつたが、従来方式のピンチロールではアライメント整備はオンラインでなされていたため、十分な整備体制を採ることが困難であつた。このため、ピンチロール部もすべて区分化したものを採用することにより、オフラインにてアライメント整備を行い、機内では若干のパスライン調整のみで高速铸造下でも铸片品質の保証が可能となつた。ロール交換装置としては、図3-3-63に示すように(a) Demag方式、(b) Concast方式、(c) スイングアーム方式がある。連铸機からの区分化されたブロックの引き出しについては、(a)は天井クレーンを用い、(b)(c)は専用の引き出し装置を設けたものである。

#### (iii) 铸型銅板の考え方

直接溶鋼に接する铸型用銅板に要求される要素としては以下の項目が挙げられる。

- ①均一な凝固殻が確保できること
- ②銅板に起因する品質欠陥を生じないこと
- ③熱応力、あるいは物理的外力により変形しないこと
- ④生産性を損ねない寿命を確保できること

このうち①は、銅板水冷法が種々検討され、スリット冷却、丸パイプ冷却方式が採用されている。最近では、湾曲型铸型のカーブに沿つた形でスリット溝が加工され铸造方向での冷却均一化が図られている。

②に関しては、銅板の銅が铸片表面に付着し、铸片表

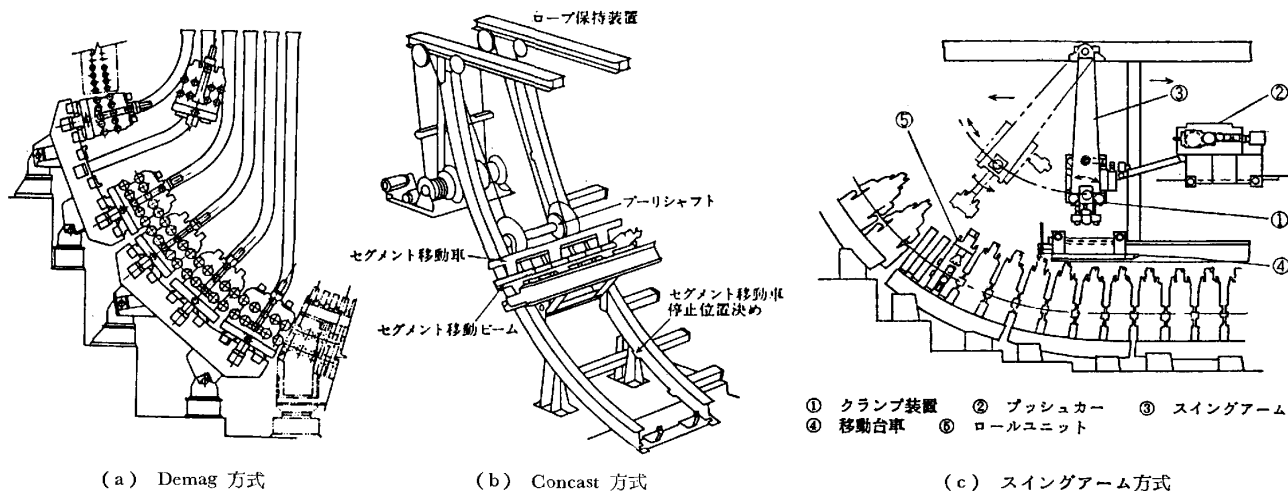


図 3-3-63 ロール交換装置の例

(IISI: A Study of the Continuous Casting of Steel (1977), p. 2.33, p. 2.34; 河原ら: 神戸製鋼技報, 29 (1977) 3, p. 30)

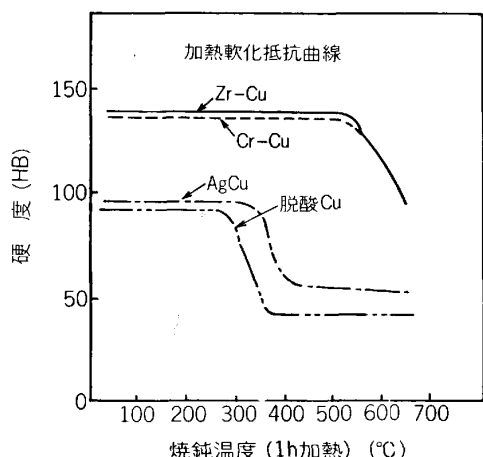


図 3-3-64 銅板材質の影響  
(小倉ら：日本金属学会会報, 19 (1980) 4, p. 274)

面にひび割れが発生する場合がある。このため鋳型表面に他材質を被覆し、表面疵の防止と、銅板の保護を図っている。被覆技術として、鋳型下部にニッケル厚めつきを施した二段電鍍法、薄ニッケル層にりん化合物とクロムを被覆したマルチコーティング法、また、ブルーム及びスラブ用の短辺には Ni 基の自溶性合金溶射法が広く採用され、鋳型寿命の延長にも効果が発揮している。

③の対策として、図 3-3-64 に示すように高温物性が著しく向上する析出硬化型の銅合金が採用され、表面温度が 350~400°C に達する高速鋳造においても、安定した鋳造が可能となった。

これら上記の技術により鋳型寿命も飛躍的に延長し、連続使用回数で 500~1000 ヒート、廃棄までの寿命は 3000~6000 ヒートに及んでいる。

(iv) 連鋳ロールの考え方

連鋳ロールは、鋳片による加熱と二次冷却水による冷却の影響を受け、かつ比較的低速回転域で使用されるため、表面に大きな熱応力が発生する。また、湿潤な環境の中で使用され腐食摩耗を起こしやすい。さらには、鋳片品質の向上のためのロールピッチの短縮を狙った小径分割ロールが採用されるようになった。このような背景の中で連鋳ロールに関して以下のような技術が開発されてきた。

- ①耐摩耗性、耐き裂伸展性に富んだロール材質の開発
- ②ロール再生使用技術の開発
- ③ロールの過熱を防止する内部、外部冷却技術の開発
- ④分割ロールを含むベアリングの寿命延長技術の開発

①, ②については、当初 1Ni-0.5Cr-Mo 鋼の鍛造ロールが使用されていたが、最近では上記母材の表層部に耐摩耗性に優れた 13Cr 系の材料を肉盛溶接、あるいはスリーブ焼ばめした複合型ロールが使用され、寿命延長に貢献すると共に、ロールの再生使用をも可能とした。

③は、特に緩冷却条件下で鋳片に二次冷却を施させずに鋳片を支持するロールに対し、外部冷却方式が実施され、ロールの過熱を防止している。

④は、ロールの曲がり、熱膨脹に対し逃げを設けた球面座付円筒コロ軸受けが採用され、長寿命化に貢献している。これらの技術は、いずれも鋳片の品質を維持しつつ長寿命化に貢献し、ロール寿命はスラブ連鋳機の湾曲部で 6000~9000 ヒート、水平部で 12000~25000 ヒートに達している。ブルーム連鋳機においても同様に、5000~20000 ヒートの寿命が得られている。

(d) 大断面化・多ストランド化

連鋳スラブ断面形状の決定は、通常以下の 3 要因でなされている。

- ①歩留向上のため極力成品寸法に近づける
- ②品質を確保するために必要な断面形状
- ③連鋳の生産性を向上させるための断面形状

このうち①は、連鋳法の最大の長所である鋳造後の圧延過程における歩留りの向上、変形エネルギー減少を狙う目的を持ち、小断面ビレット、ビームブランク連鋳、薄スラブ連鋳などがこの例に挙げられる。

②は、圧延過程での圧下比の確保、連鋳鋳造時の諸問題、特に厚みに起因する作業性の悪さから制約を受ける場合が主体である。

③は、同一機長の場合、鋳造速度に制限がなければ薄肉断面が有利であるが、一般的に鋳造速度は、ブレイクアウトの発生、品質の劣化などにより制限があり、ある厚みが決定されている。例えば、最近の 30~40 m 機長のスラブ連鋳機においては、鋳造速度 1.7~1.8 m/min を上限として 230~280 厚が一般的である(図 3-3-65)。この中で、生産性向上を計るためには、大断面化(広幅化)、多ストランド化により対処している。

(i) 成品に近い断面形状

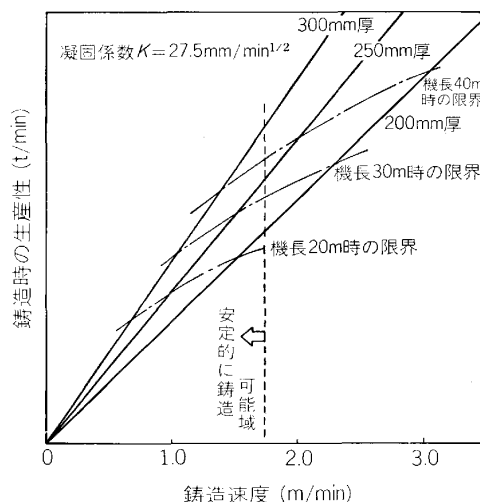


図 3-3-65 鋳造厚みと生産性

限りなく成品形状に近い鑄造断面の例として、ビームブランク連鑄機、丸形ブルーム連鑄機がその代表として挙げられよう。これらは、圧延工程での負荷軽減、歩留り向上に大きな成果をもたらし、その地位を築きつつある。なお、t/h の高い精錬炉を有する場合には、多ストランド化により対処している場合がある。

#### (ii) 多ストランド化

連鑄の特徴である成品寸法に限りなく近い鑄片を鑄造し、かつ生産性を向上させる目的で小断面多ストランド連鑄機が広く採用されており、ブルーム、ビレットではこの方式が一般的であり、8ストランド程度までの連鑄機が稼働している。スラブ連鑄では、ブルーム、ビレットに比し成品幅が大きく、1~2ストランドが採用されている。多ストランド化は、そのストランド数に応じた生産性 (t/h) の向上ははかれるが、設備費の増大、設置広さ、保繕性、要員数が多くなるなどの問題があり、転炉を精錬炉とする一貫製鉄所では、最近はあまり採用されていない。

#### (iii) 大断面化

連鑄の生産性向上をはかるため、鑄片の大断面化がはかられている。この場合

- ① 鑄造後のスリットによる断面形状の変更
- ② サイジングミル (既設の分塊工場を含む) による鑄片断面形状の変更
- ③ 圧延工程にサイズ変更機能の付与

以上の3方法が採用されている。

この場合①は、成品幅に比べ鑄片幅が数倍に及ぶ場合があり、鑄片を冷間 (温間) でスリットし、成品寸法に近づけたのち圧延されるのが一般的であった。しかし、省エネルギーの一環としての鑄片の熱間での圧延工程への供給は、冷温間スリットという点から難しく、このスリット法は今後あまり用いられないであろう。

②は、成品寸法が多岐にわたっている場合、おのおの断面寸法に合わせて鑄造サイズを変更することは、連鑄設備の複雑化、また、サイズ変更による連鑄稼働率の低下をもたらす、連鑄生産性の低下につながっている。これに対処するため、独立したサイズ変更工程を持ち、その大きな圧下量を利用して、成品寸法と独立した大断面鑄造を行い、連鑄の生産能力を著しく向上させている。例えば、ブルーム連鑄機では、大断面鑄片を鑄造し、サイジングミルまたは既設の分塊圧延機を使用してブレードダウンを実施しているのが我が国の現状である。

③の方法は、圧延工程の前段に、幅圧下可能なスタンドを設置し、連鑄鑄片を要求断面に応じて変形することである。例えば、スラブ連鑄機の場合、この方法は、連鑄機での鑄造中の幅変更技術と相まって、断面形状の集

約をはかつたものである。これは生産性の点では、②の方法に劣るものの、独立した断面変更工程を余分に必要とせず、省エネルギー効果も大きいため、各所で採用されている。

#### (3) 品質向上技術の現状と将来

連鑄法は造塊法と比べて歩留り、省エネルギー、省力等の点で優れているが、その初期段階では生産性、品質の面で劣っていた。したがってこれまでの連鑄法は生産性向上、品質向上を中心に発展してきた結果、例えば品質面では多くの品種で造塊法を凌駕するようになった。

#### (a) 基礎理論の連鑄への応用

連鑄の凝固の特徴は速度と形態にある。溶鋼は一次冷却として水冷銅鑄型により間接冷却され、つづいて二次冷却帯でスプレー水により直接冷却されるため凝固速度が造塊法に比べて著しく大きい。したがって連鑄鑄片の品質は鑄型及び二次冷却帯における凝固状態に直接左右されるため、この凝固現象を理論的に解明し制御することが極めて重要である。

#### (i) 鑄型内初期凝固現象

鑄型内での凝固は鑄片の表面性状、特に表面割れ (たて割れ、横割れ、ひび割れ等) やパウダー巻き込み疵、及び表層直下の内部割れ等に深く関係している。これらの品質欠陥を防止するためのみならず操業の安定性を確保するためにも鑄型内での凝固殻成長速度を均一に制御することが重要である。

#### (1) 凝固殻の内部応力解析

鑄型内熱流束は熱電対を埋没した鑄型を使用して実測された結果、湯面直下約 60~70 mm 付近で最大値をとり、定常状態においてその値は低速鑄造ではおよそ  $\dot{q} = (0.8 \sim 1.3) \times 10^6 \text{ kcal/m}^2\text{h}$ 、高速鑄造ではおよそ  $\dot{q} = (2.0 \sim 2.6) \times 10^6 \text{ kcal/m}^2\text{h}$  程度である。また熱流速は湯面からの距離によつて変化するため、鑄型内での鑄片の凝固成長は複雑になる。鑄型短辺に適正なテーパーを設定した場合、湯面直下の凝固殻は長辺の冷却収縮により短辺側にエアギャップが生ずる。しかし、湯面から遠ざかるとともに溶鋼静圧が加わり短辺のバルジングによる回転モーメントは長辺に伝わり長辺のコーナー近傍付近にへこみが生じエアギャップが生成する。そして、鑄型下方では鑄型内熱抽出の低下により長辺の収縮が軽減し、短辺テーパーによる絞り込みのためコーナー近傍のエアーギャップが軽減する。近年計算機を用いて鑄型内凝固殻の内部応力 (引張応力や圧縮応力) を有限要素法等により解析できるようになり、操業条件 (鑄型テーパー、鑄型冷却、鑄造速度等) の変化による内部応力の挙動を求め、鑄片のたて割れ、コーナー部横割れや表層直下の内部割れ等の割れ欠陥発生機構が明らかになつて

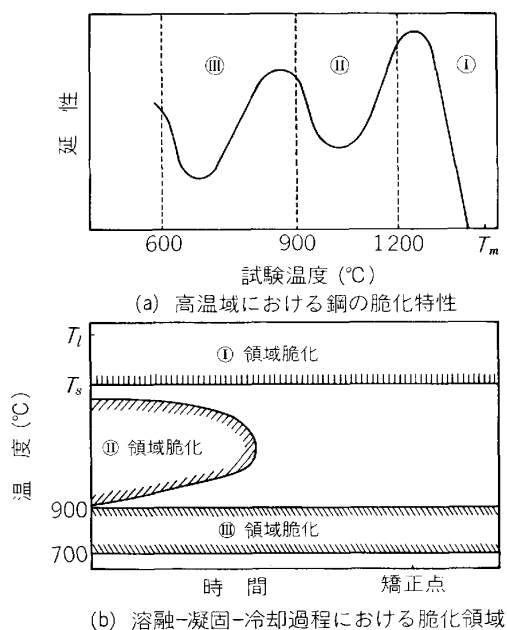


図 3-3-66 鋼の脆化領域

きた。その結果、従来定性的に考えてきた操業条件による品質欠陥が定量的に議論できるようになった。

(ii) 二次冷却帯での凝固

二次冷却帯では鋳型で形成された凝固殻を引き続き冷却し凝固成長させる。この過程で凝固殻は鋼の脆化温度領域を通過するため各種欠陥の原因となる。以下に鋼の脆化について述べる。

(イ) 鋳片の脆化理論

炭素鋼では融点から 600°C までの温度区間に図 3-3-66 に示すように三つの脆化領域 I, II, III が存在する。I 領域は融点近傍で液体が関与する破壊で、その破壊様式はグリーブル試験<sup>†</sup>での溶融材では樹枝状晶界面にて破断し、再熱材では粒界近傍が溶融し、引張応力下で粒界にポイドが発生し溶融域の拡大と同時に粒界に沿ってポイドが成長し、最終的に破断になると考えられる。

II 領域は 1200~900°C で過飽和に存在する硫黄や酸素がオーステナイト粒界で Fe-Mn 系の硫化物や酸化物の形で析出しこの条件で引張応力が働くと、延性が低下する。しかし凝固後冷却速度を遅くしたり冷却途中に保定処理をしたり、Ar<sub>1</sub> 点直下まで冷却した後再加熱をしたり、あるいは最高加熱温度を低くすると析出粒子が粗大化されたり粒内に固定され無害化される。

III 領域における脆化は粒界析出物とオーステナイト粒界に沿って生成するフィルム状の初析フェライトの粒界すべりによるものと考えられている。また、硫黄、酸素、窒素の微量元素はこの脆化温度幅を広げる働きをする。図 3-3-67 は低炭素鋼の熱間脆性に及ぼす窒素の効

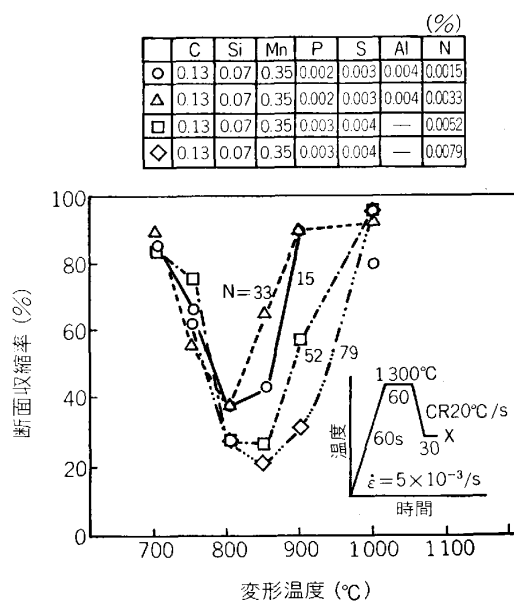


図 3-3-67 低炭素鋼の熱間脆性に及ぼす窒素の効果 (グリーブル試験) (鈴木ら：鉄と鋼, 65 (1979), p. 2046)

果の例を示す。また、高歪み速度で脆化が軽減されるのは、 $\gamma$  相の低温域でも動的再結晶が生じやすく粒界すべりを抑制するからである。

(iii) 中心部の凝固

鋳片の末期凝固時における凝固挙動はスラブ・ブルーム及びビレット共に、中心割れ及びセンターポロシティ等の品質欠陥と深く関係している。特に、中心偏析は、高級厚板やパイプ用のスラブ、高硬線用のブルーム材等にとって大きな問題である。

(イ) 凝固速度

鋳片の凝固速度は鋼種や鋳造速度、冷却条件によつて変化する。実操業においては湯面から最終凝固位置までの平均凝固係数  $k$  は、22~30 cm·min<sup>-1/2</sup> の範囲にある。一方、中心部が凝固する時、溶質の濃化や溶鋼流動によつて凝固温度や溶鋼過熱度が変化し、かつ未凝固溶鋼の体積が減少するため、厚み方向のみで考えた場合見かけ上の凝固速度が速くなり加速凝固現象を呈する。

(ロ) 凝固組織

金属の凝固組織は鋳造条件によつて決定されると同時に、鋳片品質を左右する重要な因子であり、凝固組織形成機構の把握及び制御は極めて重要である。

(ロ)-1 ミクロ凝固組織

ミクロ凝固組織は凝固時の固液界面の形態によつて決定されるが、連鋳法の場合、樹枝状晶的界面を呈していることはよく知られている。また樹枝状晶は鋳片表面に近いほど細かく、内部ほど粗くなっている。樹枝状晶的界面の形態の変化は、M. C. FLEMING らの部分凝固時間説で説明されるが、界面過冷説でも説明される。樹枝

† グリーブル試験：高温鋳片の引張試験



状品の樹間の大きさ(一次及び二次アームスペーシング)は合金元素の種類と量, 凝固条件によつて一義的に決定されるため, 樹枝状品の樹間の一次及び二次アームスペーシングを実測することで凝固条件を推定することが可能である。

#### (ロ)-2 マクロ凝固組織

マクロ凝固組織は熱流の移動方向と結晶の成長方向との相互関係で, 樹枝状品と等軸品とにわけられる。一般に連铸鑄片の凝固組織は表面より内部に向かつてチル品(細かな等軸品), 樹枝状品, 粗い等軸品の順になる。溶鋼の凝固過程では溶質の濃化現象が生じ, 中心部に発生する中心偏析, V偏析および収縮孔(センターポロシティ)等の凝固欠陥は, 溶鋼の流動現象と組織のブリッジ生成によつて発生する。特に溶鋼流動はバルジングによる鑄片の変形によるものと, 凝固収縮によるサクシオンによるものとが考えられ, 中心偏析は凝固遷移層の濃化溶鋼が中心部に押し出され濃厚偏析として生成したものである。また樹枝状品の成長界面は平坦ではないため突出した成長界面が接触したり, あるいは突出部分に等軸品が接触してブリッジを形成し, ブリッジの下方の溶鋼が凝固すると凝固収縮のためそこに収縮孔が生成する。スラブの中心割れやブルームのセンターポロシティはこのようにして生じた収縮孔の代表例である。さらに, 凝固収縮により樹枝状品間の溶鋼が下方に吸収されることがV偏析の原因であると考えられる。

近年, 耐水素誘起割れ鋼や耐ラメラティア鋼等の高級鋼の連铸材で従来問題とならなかつたセミマクロ偏析が重要視されつつある。このセミマクロ偏析は凝固末期にバルジングや凝固収縮によつて溶鋼が流動し局部的に集積した結果生成される。セミマクロ偏析における炭素やりん, マンガンの偏析度はマイクロ偏析よりも大きく, セミマクロ偏析粒の大きさに対応しているが铸造温度や凝固組織による差は顕著でない。また硬線や軌条等の高級ブルームでは炭素やマンガンの偏析による微細マルテンが問題となつている。

#### (b) 表面欠陥防止技術

近時, 省エネルギーの一つの手法として熱片直送が盛んとなつてきた。この手法を可能とするためには, 手入れが不要な高温鑄片を製造しなければならず, そのため特に表面欠陥を防止する技術が重要となつてきている。鑄片表面の欠陥には横割れ, たて割れ, ひび割れ, 及び表層介在物(ノロカミ等)や気泡欠陥等がある。これらの各種欠陥の発生形態や原因はこれまでにほとんど解明され, ここでは特に近年積極的に開発されてきた表面欠陥防止技術について以下に述べる。

##### (i) たて割れ防止技術

大部分のたて割れは鑄型内で発生し, 二次冷却帯で助長される。面中央部に発生するたて割れは鑄型内での不均一冷却に起因することが多く, 鑄型管理の強化や鑄片の面全体を均一に冷却するためのパウダーの研究が盛んである。パウダーは鑄型内凝固に密接に関係しているため, 各製造鋼種の操業条件に適したパウダーの選択が重要で, パウダー特性として鑄型と凝固殻間の潤滑性, 溶鋼の保温及び酸化防止, 浮遊  $Al_2O_3$  の吸収除去等が要求される。このためパウダー溶融プール厚みは通常 5~30 mm 程度の範囲に管理され, パウダーの均一流入性を確保するために, 粘性や融点, 滓化率等の物性を制御している。プール厚みは滓化率が大きくなると増加し, 鑄片サイズの増大や, 高速鑄造になるほど消費量が増え厚くなる。また鑄型と凝固殻との間のパウダーフィルム厚みは低粘性パウダーの使用やハイサイクルの鑄型振動を採用すると減少する。したがつて, 目標とするパウダー特性を得るためには適正なパウダー物性値領域が存在し, 鑄造速度を  $V$  (m/min), パウダー粘性を  $\eta$  (poise) とすると,  $\eta V = 1 \sim 4$  poise·m/min の範囲が最適である。

また, 従来はパウダー基材としては混合タイプが主流であつたが, 混合タイプでは混合元素によつて溶融温度が異なりパウダー全体が均一に溶解していないという問題がある。近時, この点を解消するためにあらかじめ溶融させた基材をベースに若干の組成調整用元素と炭素を混ぜたプリメルト基材が普及しつつある。このプリメルトパウダーにより安定して均一な溶融特性を得ることができる。

また, 鑄片のコーナー部に発生するコーナーたて割れには鑄型周辺の種々の操業条件が関与するが, なかでも鑄型短辺テーパの影響が大きい。今, 鑄型短辺テーパを 0.8%/m と 1.1%/m にしたときの凝固殻内の表面からの位置における有限要素法から求められた応力分布を図 3-3-68 に示す。凝固殻の表層部は鑄型の全高にわたつて圧縮応力状態にあるが, テーパー値が 0.8%/m の場合, 湯面から遠ざかるにつれてその内部は引張応力状態になり凝固前面付近では I 領域の脆化域に入り表層下割れを生じやすくなる。この割れが鑄型下端で鑄片表面まで達すると, たて割れになると考えられる。一方, テーパー値を 1.1%/m にすると湯面から 600 mm より上部では凝固殻内部は引張応力状態になるが, 800 mm では短辺テーパの絞り効果が働き凝固殻全体が圧縮状態になり, たて割れを防止できる。図 3-3-69 に中炭材において鑄型短辺テーパを増大させたときのコーナーたて割れ減少効果を示す。したがつて鑄型テーパには操業条件に適した値が存在し, 通常エアギャップを無くし, かつ若干凝固殻を押し込むように設定すべき

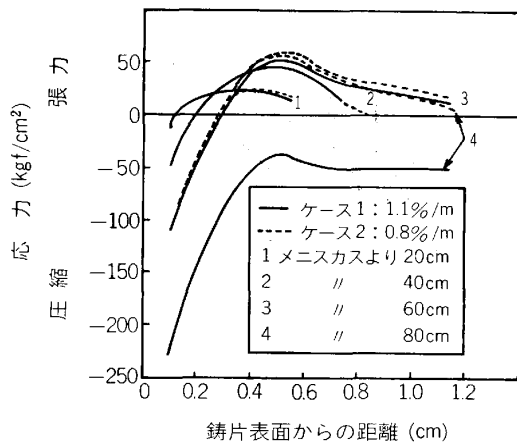


図 3-3-68 広面中央の凝固殻内における応力分布の変化  
(木下ら：鉄と鋼, 67 (1981), p. 100)

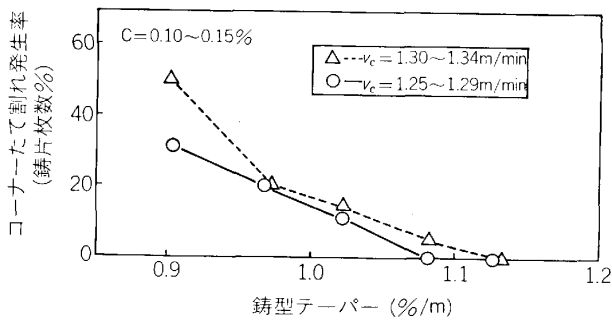


図 3-3-69 鑄型テーパとコーナーたて割れ

である。

(ii) 気泡性欠陥防止技術

気泡性欠陥であるピンホールは鑄片のブレイクダウン時や成品圧延時にヘゲ状の疵となつて現れるため、スラブやブルーム、ビレットでの手入れを余儀なくされる。

近年、従来のアルミキルド鋼に対してリムド相当鋼等の弱脱酸鋼や特殊溶接線材等の酸素富化鋼種の連鑄化の要望が強くなり、この場合鑄型内での気泡発生が問題となる。気泡発生を防止するために溶鋼の脱酸度を強化し、一酸化炭素、水素、窒素のガス発生を押さえたり、転炉では低水素吹錬、低窒素吹錬を行い、連鑄では無酸化鑄造により空気中からの窒素アップを抑制している。さらにリムド相当鋼では溶鋼中の自由酸素濃度を制御し、一酸化炭素等の気泡発生を防止して連鑄化されている。最近、鑄型内電磁攪拌装置が実機化され、凝固界面にて溶鋼を流動させ発生する気泡を積極的に離脱浮上させたり、凝固界面での気泡発生限界分圧を上昇させて気泡の発生を防止できるようになった。

(c) 内部欠陥防止技術

鑄片の内部欠陥には大別して内部割れや中心割れ、および中心偏析がある。これらの欠陥の発生形態や原因はほぼ解明され種々の対策が実施されている。以下、特に

最近重点的に実施されている中心偏析改善技術について述べる。

(i) 中心偏析改善技術

中心偏析に代表されるマクロ偏析を改善するには、冶金的には等軸晶を増大させ、機械的には濃化溶鋼を分散させたり、パルジングや凝固収縮による溶鋼流動を防止して凝固組織を改善しなければならない。中心偏析改善の考え方と対策には図 3-3-70 に示すようなものがあるが近年、特に開発された低温鑄造技術や電磁攪拌技術及び軽圧下鑄造技術について述べる。

(イ) 低温鑄造技術

タンディッシュ内溶鋼の過熱度  $\Delta T$  と等軸晶率との間には強い相関があり、 $\Delta T = 20^\circ\text{C}$  以下では高い等軸晶率が得られるが、実操業では鑄造末期に溶鋼温度の降下によりノズル閉塞等の事故が多くなる。この問題を解決し実機化している低温鑄造方法の概念を図 3-3-71 に示す。A法は鑄造初期の  $\Delta T$  の高い範囲でタンディッシュ内に冷材としてフープを連続投入したり、チップを間欠的に投入して温度を低下させて過熱度を制御する方法で、B法は最初から低温で鑄造開始し鑄造中温度が低下して操業上困難な状況になる後半に溶鋼を加熱した

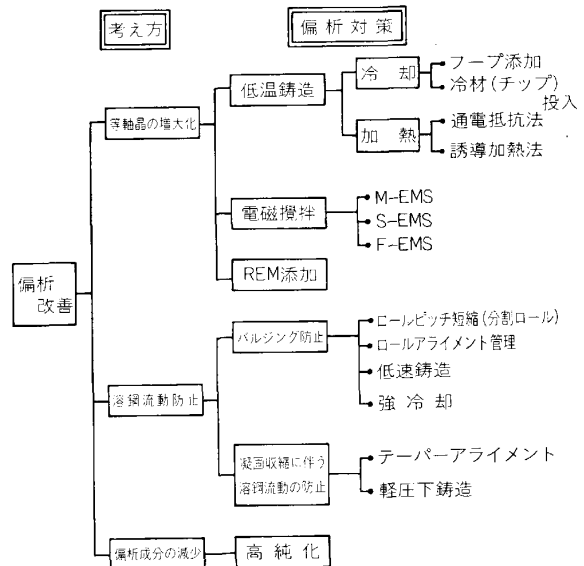


図 3-3-70 偏析改善の考え方と対策

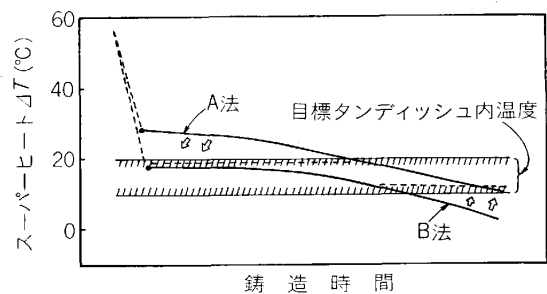


図 3-3-71 低温鑄造法の概念

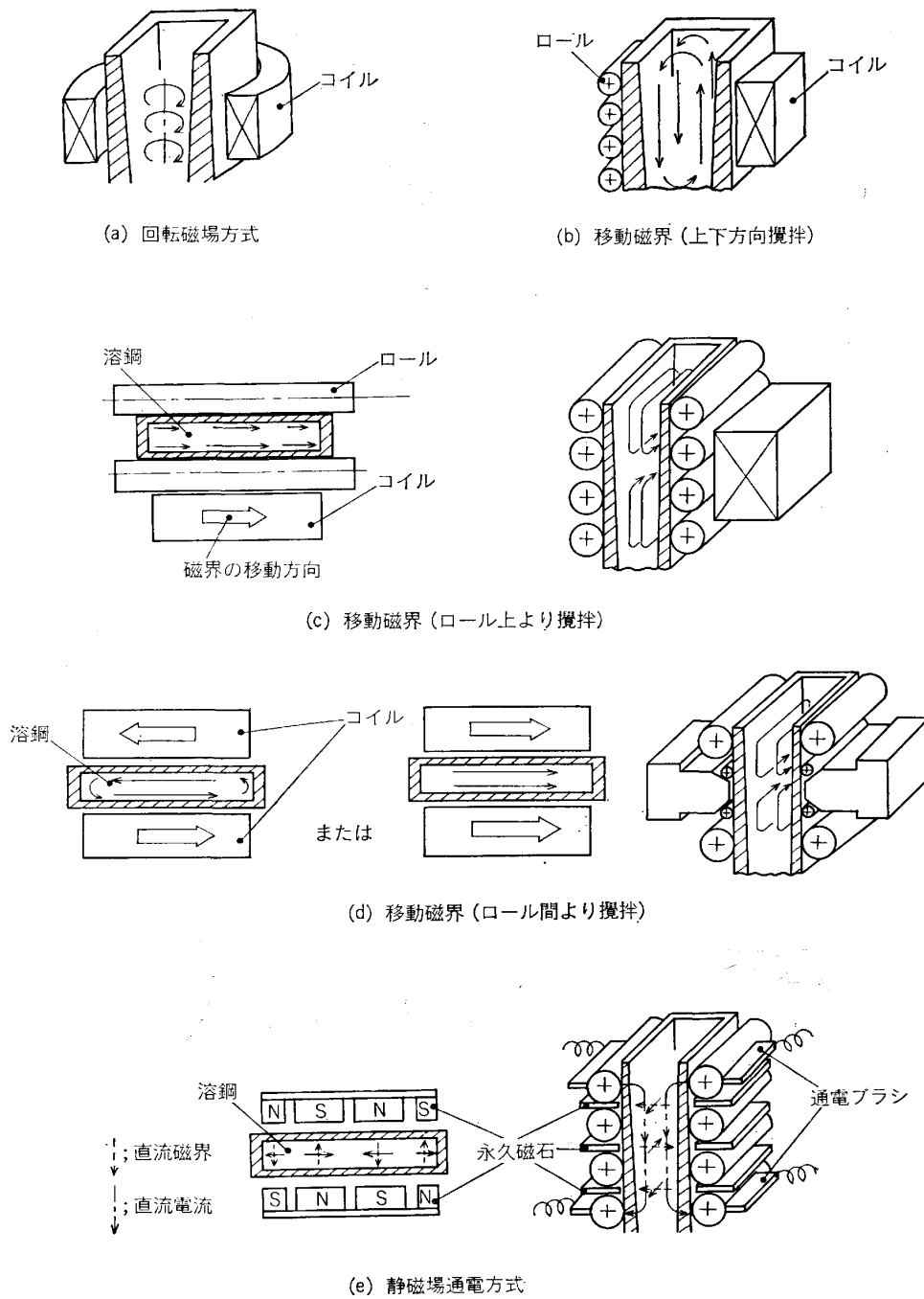


図 3.3.72 2次冷却帯に設置される各種の電磁攪拌方法  
(児玉ら：鉄と鋼，67 (1981)，p. 1050)

り、ノズル部を加熱して過熱度  $\Delta T$  を  $10\sim 20^{\circ}\text{C}$  の範囲に制御する方法である。

(ロ) 電磁攪拌技術

タンディッシュ内溶鋼過熱度  $\Delta T$  が  $20\sim 40^{\circ}\text{C}$  の温度域でも電磁攪拌装置を適用すると、等軸晶を大幅に増大させ、かつ中心部のポロシティを分散化し、中心偏析改善、介在物の分散化に効果があることがわかり、近年急速に設備開発及び実機化が行われた。

電磁攪拌装置の設置位置は鋳型内 (M-EMS) 二次冷却帯 (S-EMS) 凝固末期 (F-EMS) の3カ所に大別で

きる。M-EMSはピンホール発生の防止等による鋳片表面疵の低減効果のほかに、特にブルーム・ビレット鋳片では後述するように、多段電磁攪拌により偏析改善効果が著しく、近年実用化または試用されている。S-EMSは、図3.3.72に示すように移動磁界方式や静磁場通电方式などが実用化されている。特にブルームやビレットの高級線材や高級棒鋼の中心偏析改善に効果がある。またステンレス鋼では成品板におけるリジング防止対策として等軸晶率向上のための有効な手段となつている。

鋳片の未凝固率(厚み) 20% 以下の凝固域において、

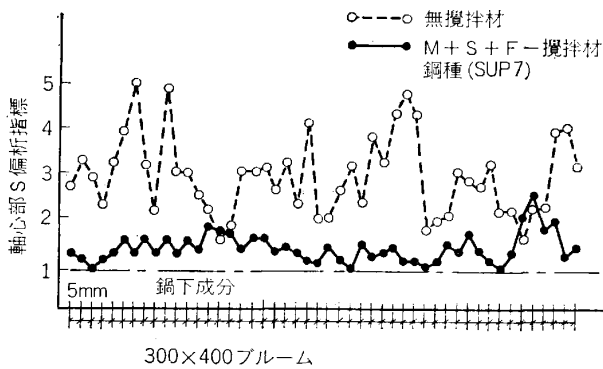


図 3.3.73 M+S+F 攪拌による軸心部 S 偏析改善効果  
(森：鉄と鋼，67 (1981)，p. 1110)

中心部の凝固収縮に伴う濃化溶鋼の流動を抑制するように F-EMS を適用すると中心偏析が改善されるとの報告がある。特にブルーム材では前出した M-EMS, S-EMS との組み合わせによる多段攪拌での効果が著しく、図 3.3.73 にばね鋼におけるブルーム铸片軸心部の硫黄の偏析状態について示す。

#### (ハ) 軽圧下鑄造技術

一方、最近耐水素誘起割れや耐ラメラティア性等の点で問題視されるようになったセミマクロ偏析対策としては、ある最適未凝固率のところまで圧下量 0.5~1.0 mm/m、総圧下量 3~5 mm 程度の軽圧下鑄造が有効で、バルジングを防止すると同時に凝固収縮に伴う溶鋼流動を防止することができ、セミマクロ偏析の粒径や偏析度を小さくすることが可能である。今後安定したセミマクロ偏析軽減効果を得るための軽圧下条件や、溶鋼過熱度条件等を検討してゆかねばならない。

#### (d) 非金属介在物減少技術

これまでは連鑄機の生産性向上のために高速鑄造や多連鑄を実施してきたが、これらの方策はいずれも介在物に起因する铸片品質の劣化を招くものであつた。一方、鋼材に対する需要家の要望する品質は年々厳格化し、特に深絞り用アルミキルド鋼や DI 缶や、高級棒鋼等ではいつそうの清浄度鋼が要望されている。問題となる非金属介在物の大きさや組成は、鋼種や脱酸法によつて異なるが、DI 缶等では 50~150  $\mu\text{m}$  程度の非金属介在物がフランジ加工時のフランジ割れ部に検出されている。また、介在物組成は  $\text{Al}_2\text{O}_3$  クラスターや  $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$  系が主体で、一部には  $\text{Na}_2\text{O}$  を含有しているものもある。つまり空気酸化等の二次酸化や転炉系スラグの混入、及び鑄型内パウダーの巻き込み等が主原因であり、非金属介在物の減少対策は転炉、取鍋精錬から連鑄に至る全工程で効率的な方策を実施しなければならない。以下に無酸化鑄造

技術やタンディッシュ内及び鑄型内での非金属介在物の除去技術について述べる。

#### (i) 無酸化鑄造技術

##### (イ) 空気による再酸化防止

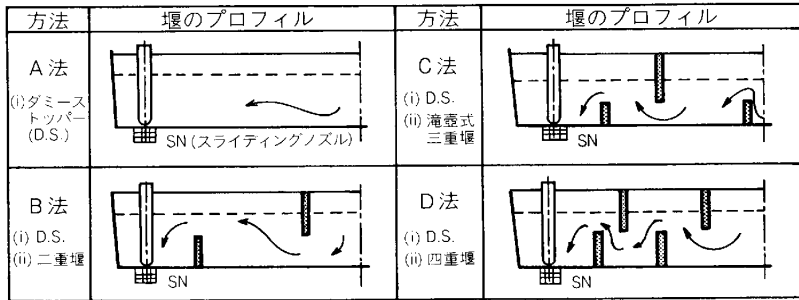
空気による再酸化を防止するために取鍋~タンディッシュ間でのロングノズルが使用され、鍋下ノズルとロングノズルの接合部では不活性ガスによるシールが実施されている。さらに取り付け部では特殊な耐火性のパッキンが使用されシール性改善のための各種くふうがこらされている。また鑄造初期にはタンディッシュや鑄型内を不活性ガスにより置換し、鑄造初期铸片の酸化を防止したり、タンディッシュとそのカバー間を完全にシールドして鑄造中も Ar 置換を実施し、雰囲気中の酸素濃度を 0.1~0.5% 程度に下げてタンディッシュ内溶鋼の空気酸化を防止している。

##### (ロ) スラグによる再酸化防止

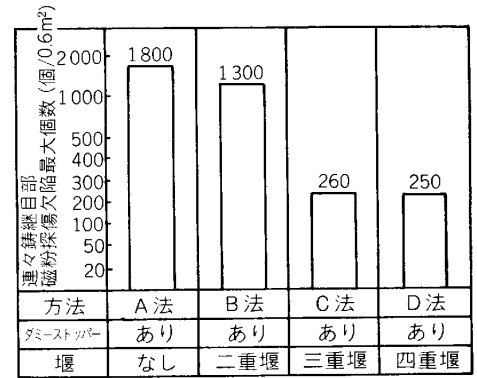
低炭アルミキルド鋼の溶製では吹き止め C が低いため吹き止め時の転炉スラグ中の (FeO) が高く酸化性の高いものとなつている。スラグ中の (T. Fe) % は吹き止め時は約 10~20% であるが、取鍋に流出した転炉スラグ中には取鍋精錬後でも 3~11% 程度含有している。この酸化性の高いスラグは鋼中 Al を酸化し  $\text{Al}_2\text{O}_3$  を多数生成させていると考えられる。スラグによる溶鋼酸化防止方策としては、転炉より取鍋へのスラグ流出を防止するスラグカット技術や、真空装置によつて取鍋内溶鋼表面に流出したスラグを吸引除去する VSC (Vacuum Slag Cleaner) 技術、また出鋼時に Al 灰や生石灰をスラグに添加してスラグ中の (FeO) 濃度を低下させ、かつスラグを固化させるスラグ改質技術等も実施されている。このスラグ改質法によつてスラグ中の (T. Fe) % は 1~4% まで低下するのがわかる。

##### (ii) タンディッシュ内非金属介在物除去対策

非金属介在物が除去される機会を出鋼後~連鑄鑄型内に至る全工程にある。取鍋内では Ar 等による気体によるバブリング等が実施されている。一方、タンディッシュ内での非金属介在物減少方策としては大型タンディッシュの採用が盛んで、スラブでは容量 70 t、ブルームでは 45 t のものが実用化されている。またタンディッシュ内には堰を設置していつそうの介在物浮上促進が図られている。図 3.3.74 に堰無しおよび複数堰の場合の水モデル試験による湯流れ状況と、連々鑄継目部の磁粉探傷欠陥個数を示す。堰無しに比べて 3 重堰または 4 重堰にすると欠陥個数は 15% 程度にまで低下する。これは二つの下堰によつてロングノズルからのショートパスを防止し、湯流れを上向流に変えるため介在物の浮上が促進されるためと考えられる。



(a) タンディッシュ内堰のプロファイルと湯流れ



(b) タンディッシュ内堰の効果

図 3.3.74 タンディッシュ内堰の設置方法による湯流れと磁粉探傷欠陥

(iii) 鋳型内非金属介在物浮上対策

鋳型内における非金属介在物減少に対する考え方は浸漬ノズルからの吐出溶鋼流速を抑え介在物が鋳片内奥深く侵入することを防止し、溶鋼内で効率よく浮上させかつ鋳型内パウダーを巻き込まないことである。たとえばタンディッシュ上ノズルや、ストッパー、あるいは浸漬ノズルから不活性ガスを吹き込み、介在物を補足しあるいは合体させて浮上、除去することも広く実施されている。

一方、パウダーの巻き込みメカニズムは浸漬ノズルからの吐出溶鋼流速が大きい場合、鋳型短辺に衝突した反転流の相互作用により渦が生じたり、あるいは反転流によつて鋳型内パウダーを巻き込むと考えられる。巻き込まれたパウダーはさらに吐出溶鋼流によつて鋳片内部深く侵入し、湾曲型連鋳機では鋳片上面の 1/4~1/5 厚部に補足され集積する。したがつて、パウダーやスラグの巻込防止対策として、反転流中の非金属介在物を除去する邪魔板方式や、浸漬ノズルからの吐出溶鋼流速に制動をかけ反転流を弱めたり、侵入深さを浅くする鋳型内電磁ブレーキ法等がある。

また、浸漬ノズル吐出孔の鋳型内溶鋼への浸漬深さの決定は重要であり、浸漬深さが浅すぎるとパウダーを巻き込み、一方、深すぎると溶融からの熱供給が減少しディッケル<sup>†</sup>を発生したり、パウダーの溶融性を悪化させ操業困難や表面及び内部の欠陥を生ずる。

さらに、鋳型内の溶鋼湯面が急激に変動したり、あるいは大きく変動すると、湯面部における凝固殻の生成や、パウダーの流入状態が変化したり溶鋼の湯流れが変わりノロカミ等の表層介在物欠陥が発生しやすくなる。図 3.3.75 に湯面変動速度と鋳片中の介在物個数との関係を示す。湯面の変動速度が大きくなると、表層下 13 mm 以内で介在物の量が急激に増加するのがわかる。こ

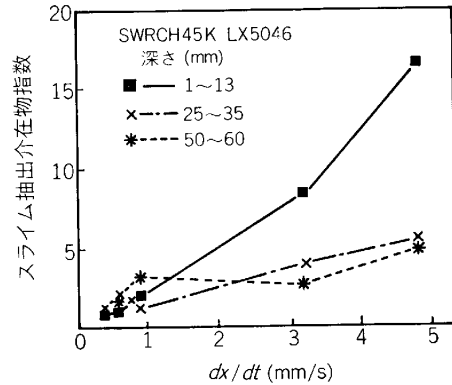


図 3.3.75 湯面変動速度と介在物

のように、パウダー巻き込みや、鋳片表層部の介在物対策として鋳型内溶鋼の湯面レベルの安定化が必要で、最近、 $\gamma$ 線や熱電対、電磁気式等のセンサーを用いた湯面レベル制御計による自動注入が実機化され、湯面レベルは極めて安定し、無欠陥鋳片製造のための重要な技術の一つとなつている。

一方、2 m 以上の垂直部を有する連鋳機では介在物の浮上促進に効果があるため、垂直型及び垂直曲げ型の連鋳機型式の長所も見直されつつある。

(e) 高温鋳片製造技術

表面欠陥や内部欠陥の無い無欠陥鋳片製造技術が向上するにつれて、従来のように鋳片を検査・手入れのために常温まで冷却する必要がなくなつてきた。したがつて省エネルギーの観点より直接圧延温度に近い連鋳片を製造することが望まれている。

(i) 高温鋳片製造技術の考え方

高温鋳片を得るためには図 3.3.76 に示すように、①鋳片代表寸法、②経過時間、③鋳片表面熱伝達率、④鋼の物性値、⑤溶鋼温度の五つの操作因子があるが、現実的に操作できるのは②と③である。その結果、凝固完了点位置と凝固完了点での断面内平均温度が決定され、

<sup>†</sup> 鋳型内溶鋼表面付近で凝固した地金

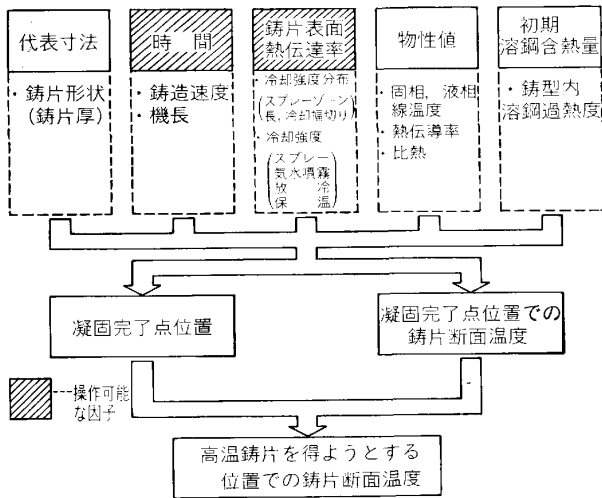


図 3.3.76 鑄片温度に影響を与える因子一覧

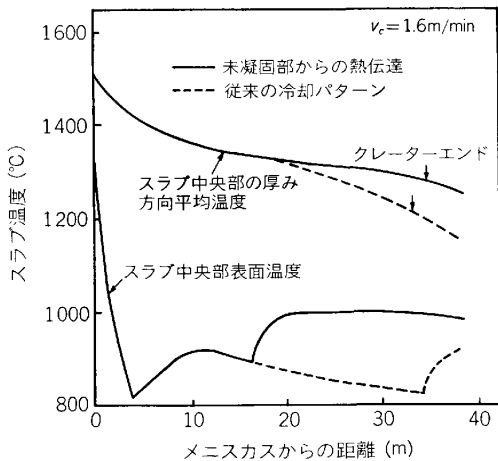


図 3.3.77 未凝固部からの熱伝達

そして高温鑄片を得ようとする位置での温度が決定される。鑄片表面からの熱伝達率を小さくするためには、気水噴霧冷却にて冷却速度を緩冷却側に制御する必要がある。また凝固完了後の保温も重要となってくる。

(ii) 凝固完了点位置について

高温鑄片を得るためには凝固完了点位置は機内で可能な限り遅らせるほど良い。例えばスラブ鑄片では機内凝固が必須なので連鑄機機端で完全凝固させることが必要で、ブルームやピレットのようにバルジング等による品質の悪化が認められない断面形状では凝固完了点位置を切断機直前までもつてゆくのが高温鑄片を得る上で有効である。凝固完了点に影響する鑄造因子は、固相液相線温度が一定の場合、鑄造速度、二次冷却強度、冷却水温、鑄込温度などである。湯面から凝固完了点までの距離は鑄造速度が大きくなるほど、また二次冷却が低比水量になるほど長くなる。近年、凝固完了点の位置検出技術や

位置制御技術の確立により凝固完了点位置を任意に制御することが可能となりつつある。

(iii) 冷却履歴について

高温鑄片を得るためには鑄片の表面からの抽出熱量を制御して凝固完了時点における鑄片中心と表面との温度勾配を極力小さくすることが重要である。つまり冷却履歴が高温鑄片製造に大きく影響している。最も高温鑄片を得るための冷却履歴は図 3.3.77 に示すようにある一定の凝固率(含熱量)のところから、凝固潜熱による復熱を利用しながら熱伝達係数をできる限り小さくして(例えば外部強制冷却を停止、さらには保温して)凝固させる方法(未凝固復熱法)である。また復熱を開始するまでの冷却強度は、熱伝達係数を大きくして、凝固殻の早期促進を図り、これにより湯面から凝固完了点までの距離を短くすることができる。未凝固復熱法においては冷却帯を短くし、復熱帯を長くすると、凝固完了時点の鑄片平均温度は上昇する。その冷却帯長さ短縮による温度上昇代は、冷却帯長さが短くなるほど減少し、また高速鑄造になるほど減少する。以上はスラブの幅中央部のように、端部の影響を無視できる場合(例えば鑄片幅が厚みの3倍以上)に適用できる。これに対して放熱面積と溶鋼含熱量との比が、これよりも大きいスラブの端部、あるいは、小断面鑄片の場合には、凝固完了時点の鑄片温度の履歴はほぼ同じ傾向であるが、温度レベルが異なるため、未凝固復熱を開始する位置をより湯面側に位置させることが必要であり、このためには鑄片幅等に対して冷却帯幅を相対的に変更する制御方法がある。

(iv) 保温の考え方

凝固完了時点で高温鑄片を得るためには、ある一定量凝固が進んだ時点から鑄片表面からの熱伝達係数をできる限り小さくし、以後鑄片を復熱させることが有効であることは先に述べたが、凝固完了後のように鑄片内部からの復熱が期待できない場合、あるいは未凝固域があつても凝固潜熱による復熱と放熱の比が大きくなつてくるような場合(例えば鑄片端部)鑄片を保温することが有効である。連鑄機内で保温した場合には、放射及び自然対流による鑄片表面からの総括熱伝達係数は鑄片表面と保温層表面の距離により異なる。現実的には、総括熱伝達係数として、 $h=5\sim 30 \text{ kcal/m}^2\text{h}^\circ\text{C}$  程度にすることが可能で  $h=30 \text{ kcal/m}^2\text{h}^\circ\text{C}$  程度を確保すれば、保温効果は機内の鑄片内部の温度分布に対し図 3.3.78 に示すようになる。また凝固完了後からの温度降下は鑄造速度が  $1.6 \text{ m/min}$  の場合  $h=30 \text{ kcal/m}^2\text{h}^\circ\text{C}$  のとき  $4^\circ\text{C/min}$  程度である。

(v) 気水噴霧冷却法

高温鑄片を製造する場合の冷却方法には、①幅及び鑄

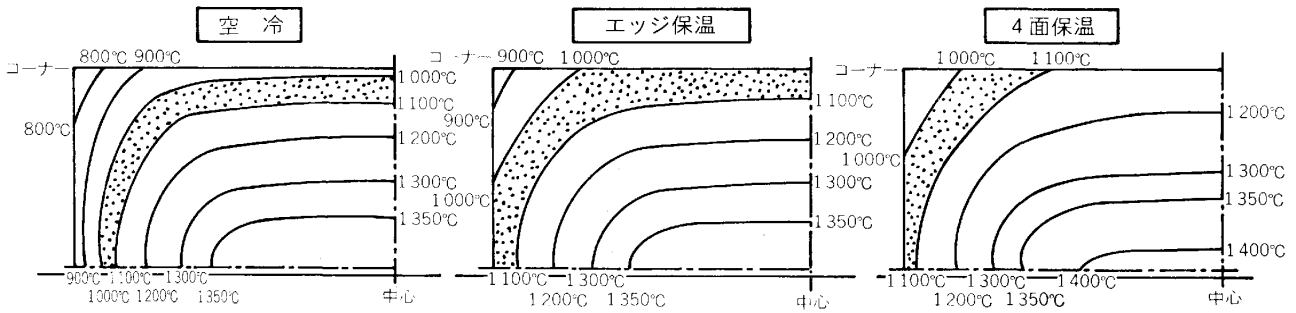


図 3-3-78 連鑄機内における保温効果

造方向均一性, ②可変幅の大きい冷却能, ③ノズル本数が少なく詰まりなどが無い良好な保水性などが要求される. これらを満足させるため冷却水に空気を付加し, 低水量域でも空気の圧力エネルギーにより吐出速度を確保する気水噴霧ノズルが使用されている. この方式を大別すると気液流の衝突による外部混合方式, ノズル内で気液を混合させる内部混合方式等があり, 現在では省スペース, 冷却能範囲, メンテナンス性の観点等から後者が主流となっているが, 今後両方式の発展が期待される.

(4) 工程信頼性向上技術

最近の連鑄操業における単位時間あたりの生産量は, 極めて大きなものとなっている. そのため工程の突発的な異常等による損失の程度も飛躍的に増大している. 加えて, 後工程との直結化により工程時間に対する信頼性の精度も厳しくなってきた.

連鑄工程の信頼性は, ①生産量に対する信頼性, ②品質に対する信頼性, ③工程時間に対する信頼性より成っている. それぞれの信頼性を向上させるためには, 連鑄設備, 操業の企画段階, 設計段階, 製作段階そして運転段階を包含した形でのライフサイクルコストミニマムを考えねばならない. 運転段階の信頼性は, 大別して設備診断, 鑄片診断, プロセス診断に分けられる(図 3-3-79).

(a) 設備診断技術

(i) オフライン設備診断

連鑄設備は, 設備劣化の統計データを基に, 2週間から1カ月おきに, 約 8~24 h 程度の定期修理日を設けて, 診断, 保全が実施されている. その場合, 機械要素, 駆動機械へのマシンチェッカー等を用いた振動法等による診断, ロール関係の摩耗, クラック診断, またそれらにより構成された連鑄機本体のアライメントの精密測定が行われている.

(ii) オンライン設備診断

定期的な診断に対して, 定まった診断保全間隔を設けずに, 操業中に設備を診断する方法も行われ, 電気, 機械・油圧系等の個々の構成設備については, 常時故障監

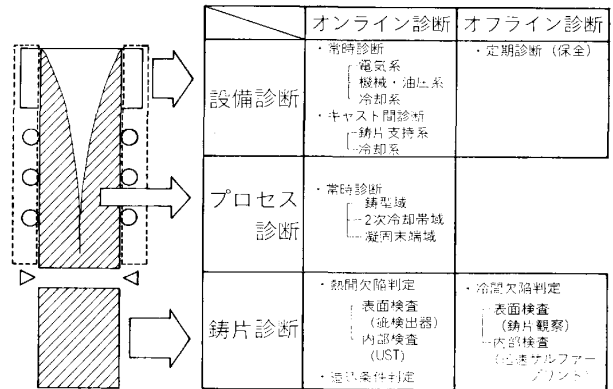


図 3-3-79 工程信頼性向上のための診断技術

視が行われている.

鑄片品質に直接影響を及ぼす, 支持・冷却等の設備については, 突発的な異常を検出するため, 鑄造間隙時等で診断が実施されていることが多い. 支持装置系の中で, ロール関係については, ロール間隔, ロールアライメント, ロール回転状況などが, 差動トランス, 渦流センサー等によるロール変位の測定から判断されている. 冷却系の中では, 2次冷却帯でのノズル詰まり検出が行われている(表 3-3-13).

(b) 鑄片診断技術

生産量や時間に対する信頼性は, 直接的に認識することが可能であり, 信頼性の向上には主にその阻害要因の予知, 予防が主体となるが, 品質に対する信頼性は品質そのものを認識することから始まり, その意味で, 鑄造された鑄片を診断する方法が, 最も直接的である. 広義での品質の診断は, 寸法形状の診断と鑄片欠陥の診断とに分けられる. 以下鑄片欠陥の診断について述べる.

(i) オフライン (冷間) 鑄片診断技術

冷間鑄片欠陥判定は, 抜取検査として現在も一般的に実施されている. 各種表面欠陥については黒皮のまま, あるいは, 表面を溶削して目視観察が通常行われている.

冷間表面疵自動探傷装置としては, ビレット用に渦流

表 3.3.13 オンライン設備診断の例

ロ ー ル 系			
ダ ミ ー バ ー 設 置 式			自 走 式
ロール間隔測定	ロールアライメント測定	ロール回転測定	ロール間隔・アライメント・回転測定
差動トランスにより上下間隔を測定する	相隣接する3本のロールを使って、両端ロールに対する中央ロールの変位を測定	ロールに接触して回転させる摩擦板を設け、ロールの回転を検出	変位センサーは、電磁式で、鑄型上の測定スタンドから吊るされて、約2hで自走しながら間隔、アライメント、回転を検出
冷 却 系			
ダ ミ ー バ ー 設 置 直 接 式		間 接 式	
光学法	圧力法	圧力変化法	
ガラス板への噴流の衝突部と非衝突部で、光の反射率が異なることにより検出 (光の反射率 $\propto$ 水の密度)	ピエゾ圧電素子を幅方向に並べて圧力の強さを検出する	流量に対する基準圧力との偏差により検出する (51個中2個以上 可能)	

法や磁気法（漏洩磁束探傷，蛍光磁粉探傷）による各種の装置が実用化されており，疵検出能に関しては，深さ0.3mmの割れ疵まで検出可能となつてきている。

内部欠陥に関しては，鑄片の端部からサンプルを切り出して切断面を研削して，サルファープリントを採取する方法，あるいは，鑄片のまま切断面を研削して行う迅速サルファープリント判定法が，一般的に行われている。

(ii) オンライン（熱間）鑄片診断技術

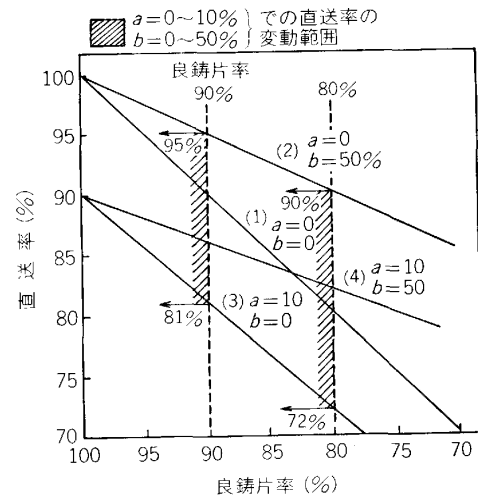
直結化を行う場合に，一品ごとに鑄片を診断するためには，冷間での診断は不可能になり，熱間での欠陥検出技術が必要となつてくる。

(イ) 熱間鑄片診断の考え方

熱間鑄片診断により，鑄片の欠陥を判定する場合には，良鑄片製造率（黒皮のままで圧延可能な鑄片の割合）と鑄片診断器の疵過剰判定率，疵見逃し率の関係が重要となつてくる。例えば良鑄片製造率が100%に近い場合には，鑄片診断はプロセスの異常判定用として意味を持ち，90%前後の場合では，鑄片一品ごとの判定をしないと，圧延する不良鑄片が10%にもなるため，疵過剰判定率・見逃し率共に0%近傍の精度が要求される。80%以下の場合には，有力な鑄片診断が行えても，直結リジェクト率が大となり，直結化は事実上できなくなる。この場合には，鑄片品質向上技術を再考しなければならない(図 3.3.80)。

(ロ) 熱間疵検出装置

熱間疵検出装置の具備すべき条件は，①連続して移動する高温鑄片が，検査可能なこと，②疵の位置が指摘可能なこと，③疵の種類を見分け，グレード判定可能なこと，④情報の高速処理による結果のフィードバック，フィードフォワードが可能なることである。



$$\text{過剰判定率} = \text{過検出数} / \text{検査した疵なし枚数} = a$$

$$\text{見逃し判定率} = \text{見逃し枚数} / \text{疵あり枚数} = b$$

$$\text{直送率} = Y(1-a) + (1-Y)b$$

$$\text{危険率} = \frac{(1-Y)b}{Y(1-a) + (1-Y)b}$$
 Y: 良鑄片率 (黒皮のままで圧延可能な割合)

図 3.3.80 疵検出能が良鑄片率と直送率の関係に与える影響

熱間疵検出装置は現在は，主に表面欠陥の検知を主体としており，方式としては光学式，渦流式，誘導加熱式などがある。検出能は，割れ系については深さ2~4mm以上，長さ10~30mm以上で，ピンホールについては径2~3mm以上で，皮下1mm程度までが可能となつている。内部欠陥検出に対しては，現在まだ開発段階にあるものが多く，実用化までは至っていない。その中で一部電磁超音波による方法が，鑄片の最終凝固収縮孔検出用として開発されており，超音波エネルギーの向上や，不感距離の減少等が可能となれば適用範囲は非常に拡張されるであろう。



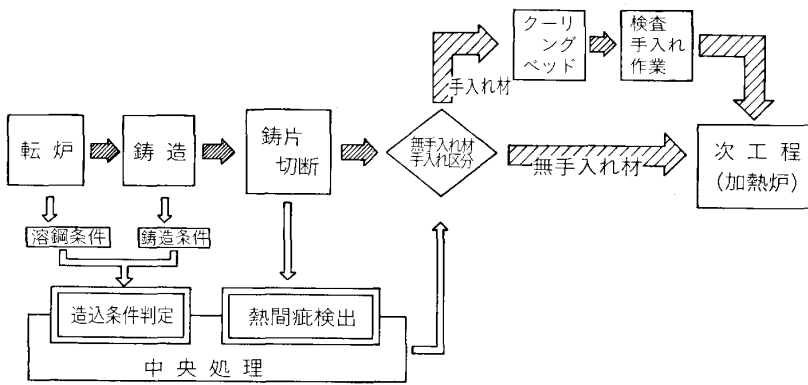


図 3.3.81 鑄片診断フロー例

表 3.3.14 プロセス診断の例

鑄 型 内 域		鑄 型 直 下 域
振 動 法	抜 熱 法	鑄 片 形 状 法
鑄型オンレーションメインシャフトのひずみの変化により検出	鑄型鋼板埋設の熱検知センサーによる抜熱変化により検出	コーンケーブ量測定により鑄片の凝固遅れ比を検出
凝 固 末 端 域		
ロ ー ル 変 位 ・ 反 力 法		電 磁 超 音 波 法
凝固完了前と完了後のロール間隔と油圧力の関係により検出		電磁超音波の液相、固相間での伝播速度差を利用して検出

(ハ) 造込条件による判定法

熱間疵検出装置による鑄片診断において、判定能（疵過剰判定率，疵見逃し率）が、目標とする水準に達していない場合、あるいは、ライフサイクルコスト的に問題がある場合で、かつ良鑄片製造率が 90% 以上の水準にあるような場合には、一般に造込条件による判定法が取られている。

造込条件判定法とは、これまでの知見から品質と密接な関係のある操業データをプロセスコンピュータにより、リアルタイムに収集し、総合判定を行う方法である。直結化プロセスにおいては、造込条件判定法のみで、後工程へ鑄片を供給している場合と、熱間疵検出装置と併用している場合（図 3.3.81）、あるいは、抜き取りによるオフライン鑄片診断と併用している場合等がある。

(iii) 熱間疵除去法

鑄片欠陥を熱間で除去することが可能であれば、欠陥鑄片を直送圧延工程からリジェクトする必要はなくなる。熱間疵検出装置、あるいは造込条件判定結果による疵除去には、表面疵に関してホットスカーファァーが適用されている。

一方、プロセスあるいは、設備個有の特質として、欠陥発生率がかかなり高く、常時熱間疵除去を行つているものがある。例えばガスカッターで鑄片を切断した場合

に、切断端面に生じる溶着バリ等である。このバリの除去方法としては、ガスカット時に、酸素を吹きながら追従させて溶かす方法及びメカニカルに除去する方法がある。後者は、搬送スラブ端部が通過する際に昇降自在のバイトにより、掻き取る方法である。また、熱間ショットブラストを、水平連鑄機のコールドショットマーク除去用として用いている例もある。

(c) プロセス診断技術

プロセス診断の特徴は、直接的に連鑄機内の熱間鑄片の状態を診断しようとするもので、欠陥と密接な関係のある部位に、センサーを設置し診断を行う。そのため、フィードバックに要する時間が短く、また、異常のメカニズム解明にも効果的であると言える。プロセス診断は、表面品質、ブレークアウト等に関係の深い鑄型周辺域、内部割れ、表面割れ等に関係の深い 2 次冷却帯域、中心偏析、中心割れ等に関係の深い凝固末端域に分けられる（表 3.3.14）。

鑄型周辺については、鑄型-鑄片間の摩擦を振動機構を介して検出する方法、鑄型-溶鋼間の抜熱状況により検出する方法、鑄型直下の鑄片形状により検出する方法などがある。2 次冷却帯域については、現在はバルジング歪み、矯正歪み、あるいは圧縮鑄造の效果に大きく影響を与える鑄片シェル剛性の決定因子である鑄片温度の

測定に留まつている。温度計としては、放射温度計、光温度計が一般的であるが、CCD（電荷結合素子）を利用したものや、デステリング装置をそなえたものもある。凝固末端域については、従来は、未凝固末端の検出そのものが、伝熱計算やトレーサー添加、高速鋳打ち法等のオフラインの方法に頼っていたが、最近では電磁超音波の液相、固相伝播速度差を利用した方法や、ロール反力を利用した方法が開発されている。

以上のプロセス診断技術は、設備診断による方法と、鋳片診断による方法の接合点であり、今後、重要な意味を持つた診断技術となるであろう。

### (5) 圧延工程との直結化技術

#### (a) 直結化の概念

省エネルギーを考える場合、①プロセスの改善による所要エネルギーの減少、②排出エネルギーの有効回収がある。製鉄所におけるエネルギーの利用形態は約60%が有効熱であり、残り40%が排熱となつている。この排熱の中で最も大きいものが固体頭熱であり、次いで排ガス頭熱、冷却水頭熱がある。連鋳工程と圧延工程との直結化は、連鋳鋳片の固体頭熱を有効に利用し、連鋳-圧延間での冷却加熱パターンを改善しようとしたものである(図3-3-82)。さらに、直結化は省エネルギーのみならず、製鉄プロセスにおける連続化という観点において、在庫の減少、製造工期の短縮というような意味も大きい。

直結化を行うための技術的な課題としては、①無欠陥鋳片製造技術、②工程間マッチング技術、③高温鋳片製造・供給技術、④工程信頼性向上技術などがある。

#### (b) 工程直結時における考慮すべき点

##### (i) 直結化におけるメタラジ

鋳造鋳片をいつたん常温まで冷却し、再加熱する冷却法に比べて、直結化の場合は、鋳造後鋳片は高温のまま

加熱炉へ装入、あるいは圧延されるため、その熱履歴は、メタラジ的にAlN、Nb(CN)等の析出物の挙動に影響し、鋼の機械的性質を左右する。一般的には、鋳造から緩冷却して固溶維持をはかる温度経路と、積極的に析出をはかるためにAr<sub>3</sub>点以下で保持する温度経路がある。ただしその場合、AlN析出については低温のオーステナイト域でAlNを粒界に析出させたまま、熱間変形を加えた場合には、脆化による割れの問題を生じることには注意しなければならない。

一方、凝固後短時間で直接圧延を行うダイレクトローリング時には、凝固からの熱履歴と化学成分により決まる熱間変形回復曲線が存在し、凝固からの冷却速度のコントロール、また、P、S、トータル酸素等の不純物元素量も合わせてコントロールすれば、1150~1200°Cの高温より、直接圧延しても割れの生じないことが明らかになってきた。

##### (ii) 工程マッチング技術

冷片法においては、製鋼-圧延工程間の異なる製造ロットの組み替えを行うために、鋳片置場をバッファとして使用していたが、直結化においては、基本的に、(連鋳機からの出片順)=(圧延機での圧延順)であるため、両工程間マッチング効率向上技術として、以下のものが必要となつてくる。

##### (イ) サイズマッチング技術

サイズマッチング技術は、幅変更機能を付与するか、あるいは、圧延のスケジュールフリー化が考えられる。幅変更機能として、現在多く用いられている方法が、鋳型幅変更法、サイジングミル法(専用圧延機、分塊圧延機)、大型VSB(縦型カリバーロール)などである。エネルギー面では、変形エネルギー、熱損失エネルギー共に鋳型幅変更法が有利であり、生産性の面では、少数大断面で生産可能な幅大圧下法が有利である。また、圧延

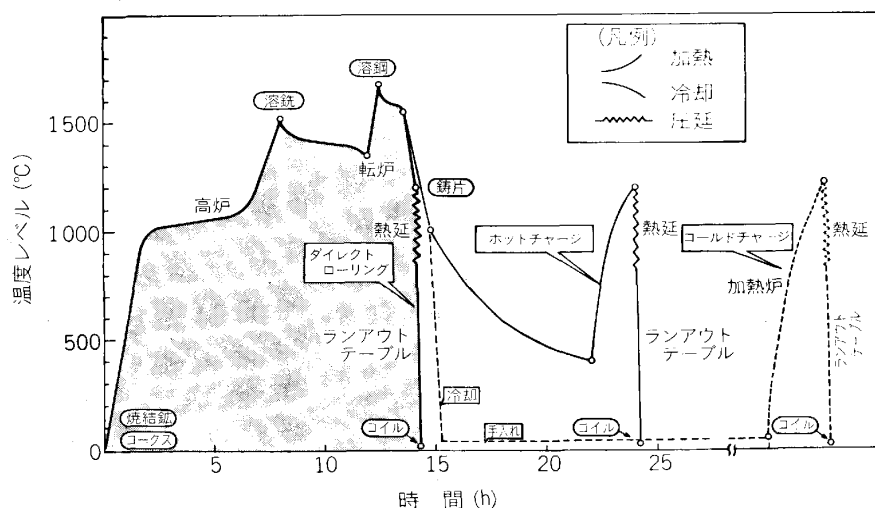


図 3-3-82 一貫温度レベル推移 (ホットストリップ系列)

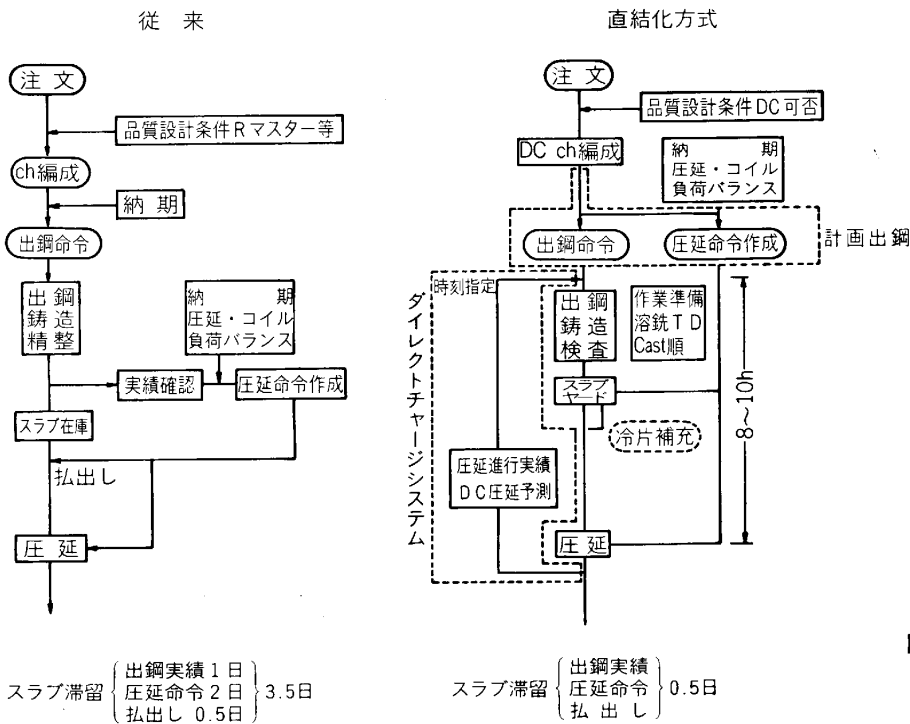


図 3-3-83 直結化における工程管理方式 (高井ら: 製鉄研究(1981) 304, p. 13708)

工程でのスケジュールフリー化は、サイズマッチング規制を大きく緩和するものであり、今後適用拡大されていくであろう。

(ロ) 生産速度 (t/h) マッチング

t/h マッチングとは、製鋼-圧延間のマクロ的な t/h が一致している中での両工程間の t/h 変動をいかにミクロに同期させるかということである。例えば、製鋼-熱延を同期させる方法として、( casting width ) = ( product width ) とすることがあり、また、製品厚の薄い物と厚い物を交互に並べかえて行う圧延等も行われている。

(ハ) スケジュールマッチング技術

従来方式では、 casting実績を見た上で圧延命令が発行されていたが、直結化の場合、出鋼命令と圧延命令が同時に発行される (図 3-3-83)。そして実行調整は、チャージ単位と、 casting単位でのマッチングの2段階であり、チャージ単位の実行調整は、圧延の進捗実績から、以降の出鋼開始予定時刻を予測して計画変更などを行うものであり、 casting単位での実行調整は、 casting出片順及びタイミングの調整である。

(iii) 高温 castingの後工程への供給と加熱

連 casting機単体での高温 casting製造については前述したが、圧延工程との直結化を考える場合には、両工程間の条件を考えることが必要となる。

castingの温度は、 castingの含熱量と表面からの放熱率と、その搬送時間に左右される。 casting表面からの放熱率を小さくするためには、保温が前述したように重要であり、時間については、搬送時間が短いほど有利となる (図 3-

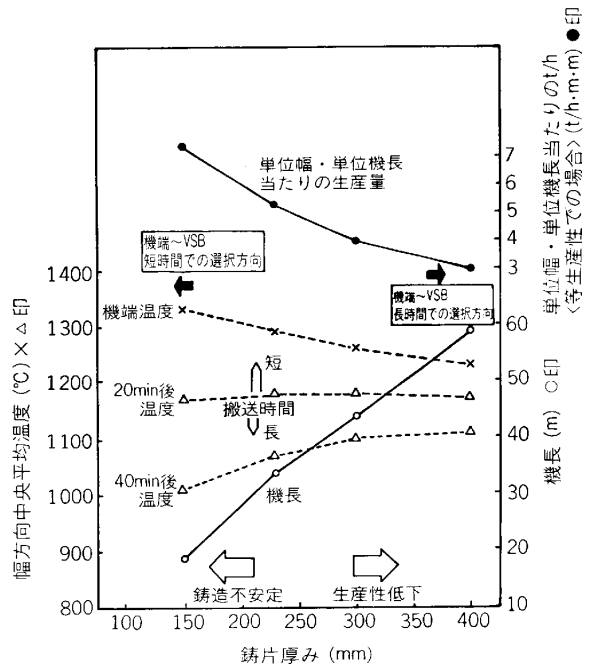


図 3-3-84 スラブ連 casting機における casting厚み- casting温度-機長-生産性の関係

3-84)。搬送時間を短くするためには、高速搬送、あるいは連 casting機-圧延機間の距離を短くすることが有効となる。圧延工程への受渡し時の温度について、たとえばスラブ連 casting機の場合で考えると、連 casting機端から圧延工程までの時間が短い、つまりその間の放熱量が小であるほど、凝固完了時点で厚み方向温度差の小さい薄肉の方が有利となり、放熱量が大である場合には、含熱量に対する放熱面積の小さい厚肉の方が有利となる。

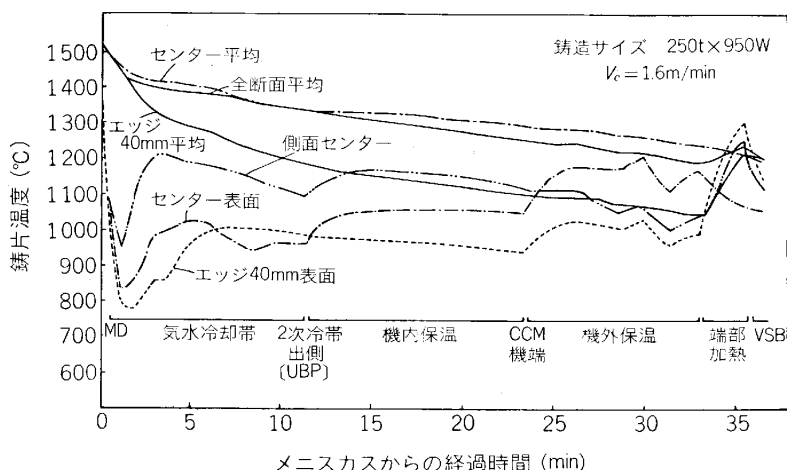


図 3.3.85 ダイレクトローリングにおけるメニスカス～VSB 温度推移

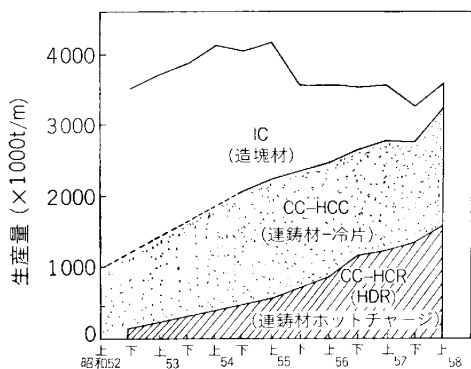


図 3.3.86 熱延系における直送化の推移 (全国合計)

圧延工程に供給された铸片に対しては、ホットチャージを行う際には、装入铸片温度によつて炉効率最大の最適炉長があり、装入温度が高いほど、最適炉長は短くなる。そして、ダイレクトローリングの場合とは、铸片温度と抽出温度とが等しい場合で炉長 0 m と見なすことができる。図 3.3.85 に、スラブ連铸機を熱延工場に直結して設置し、誘導加熱装置により端部を加熱してダイレクトローリングを行つている場合の温度推移を示す。

(c) 直結化の現状と省エネルギー

ホットチャージの先駆的役割は、1973年、鋼管鶴見のスラブ連铸機によつて果たされ、厚板無手入スラブ中約40% (約40000t/月) のホットチャージ処理を行つている。それ以降、各社においてホットチャージ化は飛躍的に進み、複数連铸機と複数圧延機との直結も開始され、また、幅調整機能としてサイジングミルを工程間に配した方法も開始された。ダイレクトローリングは、1981年に新日鉄堺において開始された (全熱延向スラブ中約90%、約90000t/月)。

最近の直送化の推移は、過去5年間で急速に発展しており、現在対連铸铸片比で熱延系で約55% (図3.3.86)、厚板系では約50%に達し、直結化時代をむかえたと言

えるであろう。たとえば、熱延系においては、同期化の量的レベルは月産20万t以上の規模にまで達しているところもある。铸片切断完了から加熱炉装入までのトラックタイムは平均10~15hであり、装入温度は平均300~500°C程度となつている。直結化の対象率は、平均75%に達しており、計画段階での組込不可による落ちと実行段階での铸造異常等による落ちを合わせて、約20%程度である (実行率55%となる) が、適用率で95%以上とはほぼ全鋼種、実行率も85%以上となつているところもある (図3.3.87)。

省エネルギーについては、直結化率と一貫加熱エネルギー (加熱炉+復熱炉+部分加熱装置等) の関係は図3.3.88に示すとおりで、比例減少関係にあり、一方、熱片装入温度の上昇についても一貫熱エネルギーは直線的に減少するが、減少率はある温度以上になると、しだいに鈍化していく。これは、いわゆる加熱炉の諸元 (たとえば炉長) によつて決定される限界で、この領域以上になると迅速部分加熱装置による方式が有利となる。エネルギー原単位低減効果は、スラブ連铸と熱延の直結化率70%のホットチャージの場合、冷片法をベースとして、装入温度400~600°Cで約10~15万kcal/t、部分加熱

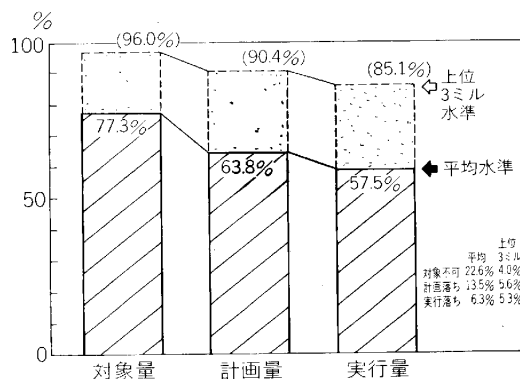
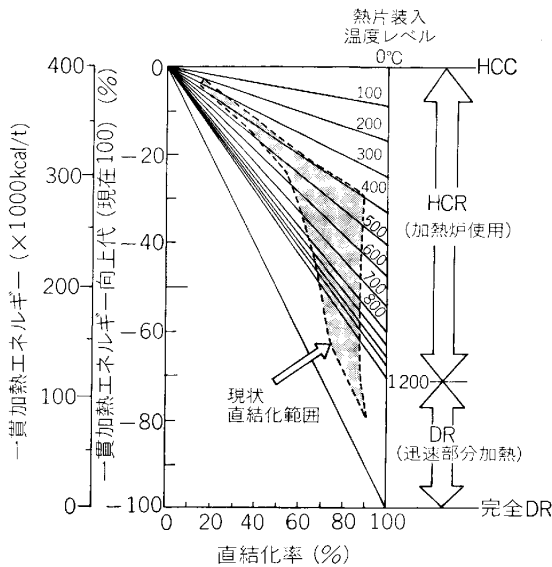


図 3.3.87 直結化における計画落ち、実行落ち (熱延系全国合計昭和58年上半年期)



一貫エネルギー (加熱炉+保熱炉+部分加熱装置)  
 図 3.3.88 直結化率と一貫エネルギーの関係

装置付きダイレクトローリングでは約 25 万 kcal/t の省エネルギーが可能である。歩留り面においては、加熱炉でのスケールロスが少なくなるため 0.5~1.0% の向上がみられる。

以上は、スラブ系の直結化について述べたが、一方、H形鋼用素材については、ビームブランク連铸機からのホットチャージが行われている。さらに、連铸スラブからもH形鋼製造が可能になったことにより、ブルーム段階と大形圧延段階の2ヒート法から、大形加熱炉へ直送する1ヒート化が一般的となり、ほぼ全量ホットチャージ化されるに至っている。シームレスパイプ用素材、棒鋼線材用素材においては、ブルーム、ビレット連铸機からホットチャージ化が行われているが、率は低い。ただし、鋼管京浜のシームレスパイプ向けのブルームが、ほぼ全量ホットチャージされているのは特記に値する。このように直結化は開始されて約 10 年を経た現在、着実な進展を示しながら、ダイレクトロールまで普及してきており、今後の設備操業技術の充実により、さらに発展していくであろう。

3.3.8 造塊法

粗鋼生産量の大半が連続铸造法によつて造塊される状態において、鋼種ならびに形状、生産量の多様性から、高級大型鍛造用鋼塊、極厚鋼板用鋼塊の製造法として普通造塊法はなくてはならない方法といえる。

近年における普通造塊法の技術的進歩の特色として次のような点を示すことができる。

その一つは凝固理論の発達により鋼塊の性状を向上させるための各種の方策が実操業に適用され、その成果を

あげつつあることが指摘される。その代表的なものは逆V偏析、V偏析といった、いわゆる、マクロ偏析の軽減策が実用鋼塊に積極的にとりこまれてきたことであり、さらには凝固収縮にともなうマイクロシュリンケージの低減策が鋼塊内の凝固形態の把握により、铸型設計、押湯設定に対し実用化されてきたことにみられる。

(1) マクロ偏析軽減技術と造塊法

マクロ偏析のうち、鋼塊軸心部に発生するV偏析に関しては凝固過程における加速凝固域の凝固収縮にともなう濃化溶鋼のサクション効果によるものとされ、鋼塊の铸型形状、中でも主として、高径比、テーパのコントロールによつてこれを軽減するような铸型設計がなされてきている。

V偏析と並んで最も一般的なマクロ偏析である逆V偏析に対しても積極的な生成機構の解明が行われ、実験室的な再現試験にもとづいた逆V偏析の発生に関する臨界条件が(1)式のように提示され、

$$\epsilon \cdot R^{1.1} \leq \alpha \dots\dots\dots (1)$$

ここに  $\epsilon$  : 冷却速度 (°C/min)

$R$  : 凝固速度 (mm/min)

$\alpha$  : 鋼種によつて変化する定数

逆V偏析軽減のための鋼塊凝固条件の設定に理論的な背景を与えるものとなつている。

一方、逆V偏析の低減に関して、特に大型鍛造用鋼塊の製造において、真空炭素脱酸法、いわゆる、VCD法の効果が実用的に研究されてきた。特にSi含有量の低下による固液共存領域における濃化溶鋼の流動に関する実証的な解明にもとづき大型鍛造用鋼塊の造塊に対してその適用が拡大されてきた。各鋼種への適用とその効果について表 3.3.15 にまとめて示す。

さらにV偏析低減にみられる凝固条件の検討は鋼塊軸心部に発生するマイクロシュリンケージ、いわゆる、ザクの低減法の実用化へと発展してきた。図 3.3.89 は 90t の Ni-Mo-V 鋼塊の铸造状態における超音波探傷試験結果を示したもので、ザクにより超音波の反射波が消滅してしまう領域  $V_y$  が、鋼塊軸心部に存在することがわ

表 3.3.15 VCD 効果におよぼす鋼種の影響

鋼 種	適用した鋼塊 (t)	効果
炭 素 鋼	220, 250, 400	小
Cr-Mo 鋼	90, 140, 180	小
Mn-Ni-Mo 鋼	35	中
Ni-Cr-Mo-V 鋼	75, 105, 120, 140, 180, 220	大
Ni-Cr-Mo-V 鋼	400	中
12 Cr 鋼	90	中

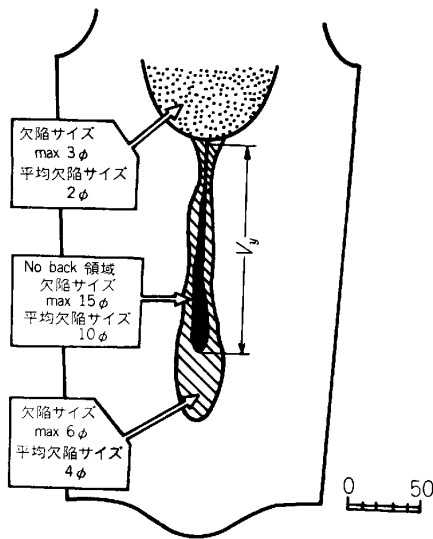
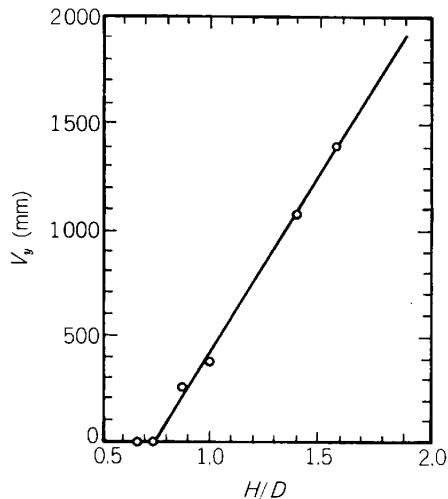


図 3-3-89 鑄放し 90 t 鋼塊の超音波探傷成績

図 3-3-90  $V_y$  におよぼす高径比  $H/D$  の影響

かる。この領域の凝固条件を鑄型の高径比との関係で整理したものが図 3-3-90 であり、高径比を小さくすることにより大型ザクの発生領域を軽減することができる。ザクのコントロールに関しては鑄型の高径比のみでなく、テーパの効果も検討され、これを極小化するための冷却条件、凝固前面の形態に対する検討が積極的に行われてきた。このような鑄型形状、押湯条件の最適化技術は大型鍛造用鋼塊、極厚鋼板用鋼塊などで従来必須とされてきたザク圧着工程の省略または短縮に大きく寄与できるようになってきている。

一方、鋼塊の成分偏析に関する問題は根源的なものとして技術改善の対象であり、基礎的な研究が続けられてきている。しかし、特に普通造塊法の対象となる大型鍛造用鋼塊や、極厚鋼板用鋼塊に対しては、成分偏析はマイクロ偏析、結晶生成、凝固過程中的凝固遷移層を含む残留溶鋼の流動状態、対流、結晶沈降、熱的状態の推移、その他の要因をも含む非常に複雑な凝固現象の集大

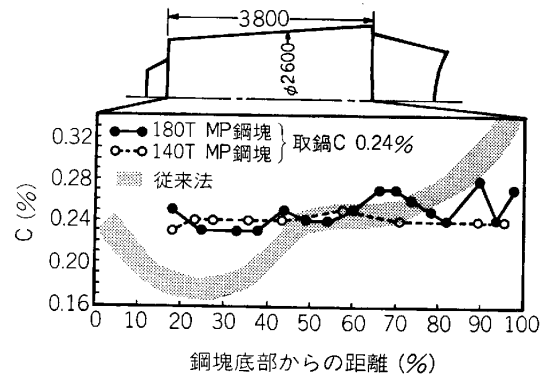


図 3-3-91 鋼塊軸心部での炭素の偏析

成の結果であり、理論的には未解析のものがほとんどである。

成分偏析の機構にかかわらず、工業的にはこれを軽減する技術が開発され適用されてきた。そのうちの代表的なものが凝固の途中で母材溶鋼よりも低 C の溶鋼を差湯する、いわゆる、AP 法 (After Pouring 法) であるが、差湯溶鋼の脱ガス効果に一体真空鑄造鋼よりも不利な点があつた。その後、複数基の溶解炉を使用した大型鋼塊の製造には、各炉で C 差をつけた、いわゆる、MP 法 (Multiple Pouring 法) が AP 法の欠点を補って開発された。図 3-3-91 に MP 法によつて鑄込まれた 180 t ならびに 140 t 鋼塊の軸心部の C 量の変化を示すが、比較的均一な C の分布が得られている。MP 法の偏析低減効果に対してはその有効性を認めないとする調査結果もあり、現在の段階では現象論的な域を出ていない。

### 3.3.9 特殊鑄造法

軽薄短小のすう勢の中で、例えばエネルギー関連の諸設備は今なお重厚長大化への動きが強い。造塊法によつてつくられる大型インゴットは、分塊、圧延、鍛造などの加工を経て、これらの材料に供せられるが、近年精錬による清浄化の要求に加えて、成分偏析、ザク、非金属介在物などのない健全な鋼塊製造が強く要求されている。これらのニーズに答えるため従来法と異なる新しい鑄造技術が、この 10 年の間に開発され、工業的規模で実施されるようになってきた。以下にこれらの特殊鑄造法について述べる。

#### (1) 一方向凝固鋼塊鑄造法

逆 V 偏析は凝固時に排出される低密度の溶質濃化溶鋼が浮上集合して生成すると考えられている。その低減策として低密度溶質元素の低減、鋼塊の高径比 ( $H/D$ ) の低減、冷却強化などが有効である。

一方向凝固鋼塊は図 3-3-92 に示すように  $H/D$  を 1 以下とし、鑄型側面には発熱あるいは断熱ボードを用

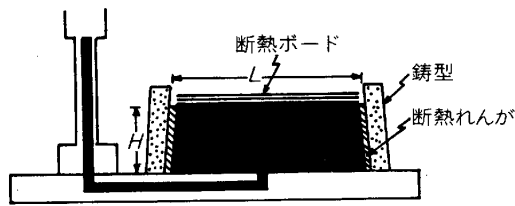


図 3.3.92 一方向凝固鋼塊の製造方法  
(野村ら: 鉄と鋼, 65 (1979), S 697)

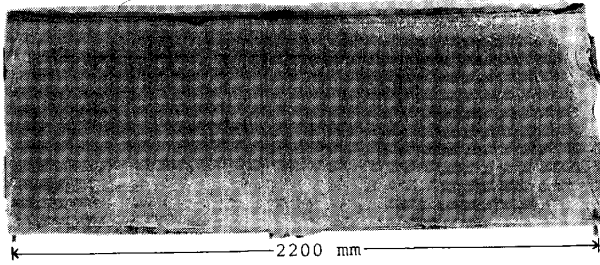


写真 3.3.1 一方向凝固鋼塊のマクロ組織 (45 t)  
(中田ら: 鉄と鋼, 69 (1983), p. 1433)

い、また頭部には十分な保温剤を添加して、頭部および側面からの凝固を抑制し、冷却は底部からのみとして凝固を進行させ製造する。凝固界面を底部から上方へ成長させるので、溶質濃化溶鋼の浮上方向と凝固界面の進行方向が同一になり、凝固前面で溶質濃化溶鋼がストリーク状に捕捉されるのを防止できる。さらに  $H/D$  減少の効果も加わって、一方向凝固鋼塊では逆V偏析を軽減できる。本鋼塊の凝固組織は写真 3.3.1 に示すように、デンドライト主軸が底部から上方へ向けて垂直に成長しており、逆V偏析線は頭部側面近傍の限られた部分にしか発生しない。また通常鋼塊にみられる軸心部の加速凝固域がないのでザクは著しく減少する。凝固は平坦に進行し、沈殿晶の発生もわずかであることからマクロな成分偏析は比較的少ない。溶質濃化溶鋼は最終的には頭部へ集まり、また頭部には保温剤などの混入もあるため、そこは製品には向かない。このためガス切断あるいは機械切削による頭部除去が行われており、これが歩留りあるいはコストに大きく影響する。

一方向凝固鋼塊は鋼塊重量 80 t まで造られており、製品の機械的性質、溶接性などの材料試験結果も良好で圧力容器用等の極厚鋼板として、その適用がはかられつつある。

(2) 回転铸造法

冷延用ワークロールの製造法の一つに回転铸造法がある。その铸造は図 3.3.93 に示すように回転盤の上に定盤、铸型を設置し、それらを回転しながら溶鋼を上注ぎして行われる。铸型の回転は約 100~120 rpm で凝固完了まで継続する。冷延用ワークロールは冷延技術の向上に伴って高品質が求められ、高合金化の傾向にある一

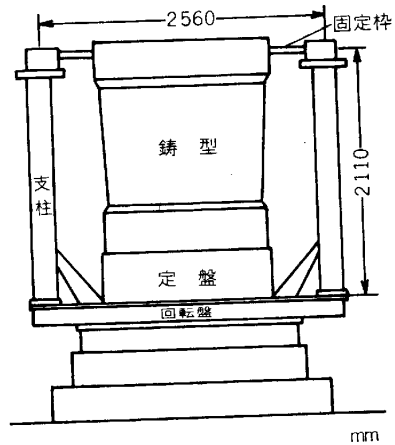


図 3.3.93 回転铸造製置  
(泉川ら: 铸鋼と鍛鋼 (1980) 333, p. 12)

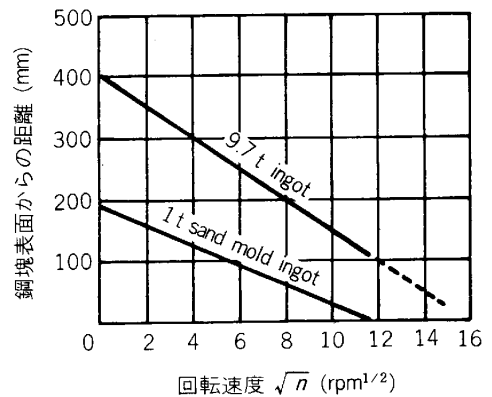


図 3.3.94 逆V偏析出現域と回転速度の関係  
(泉川ら: 铸鋼と鍛鋼 (1980) 333, p. 12)

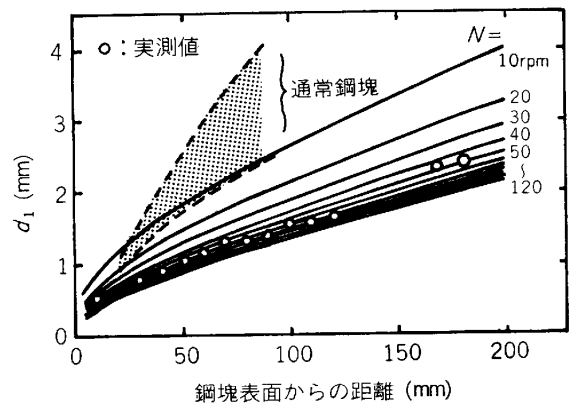


図 3.3.95 デンドライト一次アーム間隔と回転速度の関係  
(木下ら: 鉄と鋼, 69 (1983), S 1026)

方、高合金化に伴って逆V偏析が発生しやすくなっており、その軽減が必要である。また、ぶりきのような薄ゲージの冷延では粗大なデンドライトがロール表面に模様となつて現れるためデンドライトの微細化をも計らねばならない。ワークロールは高有効径化により内部まで使用されるので鋼塊内部まで逆V偏析、粗大デンドライト

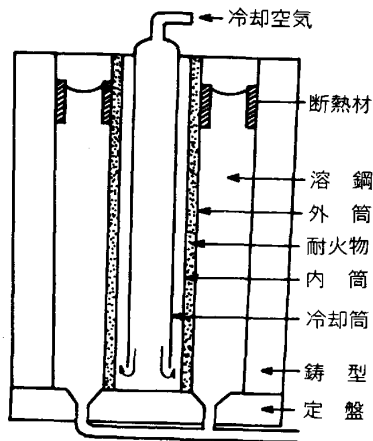


図 3.3.96 中空鋼塊製造法  
(飯田ら：鉄と鋼, 66 (1980), p. 211)

のない健全な鋼塊が求められている。

溶鋼に回転を与えると凝固時に排出される低密度の溶質濃化溶鋼は回転軸方向に移動する。したがって、鑄型中心を回転軸とした時、凝固進行方向と溶質濃化溶鋼の運動方向が同一となり、一方向凝固鋼塊の場合と同様逆V偏析を低減できる。図 3.3.94 に逆V偏析の出現域と鑄型回転速度  $n$  の関係を示す。 $n$  が増すと逆V偏析は中心近くまで減少する。

容器内の液体を加熱した際の対流の発生限界は臨界 RAYLEIGH 数で評価されるが、この考えを回転鑄造のデンドライトに適用し、デンドライト一次アーム間隔  $d_1$  を回転速度  $n$  と凝固シェル厚の関数として求め、図 3.3.95 の関係が得られている。計算は鋼塊径 1 m の 0.85% C-3.0% Cr 鋼について行われたが、その結果は実測値と良い一致をみている。デンドライトは  $n$  の増加とともに著しく微細化するが、 $n$  が 100 rpm を超えるとそれ以上の改善効果は小さい。これらの結果は逆V偏析を軽減し、デンドライトの微細化を計るのに現行の 100~120 rpm の回転が最適であることを示している。

回転鑄造法により最大 18 t 規模のワークロール用鋼塊が製造されており、本法は ESR と並ぶ代表的製造法となっている。

### (3) 中空鋼塊鑄造法

圧力容器用等の円筒部分の素材として、中空鋼塊が用いられている。通常鋼塊を用いて円筒の素材を造る従来法では鋼塊を据え込んで軸芯部をポンチで打ち抜いた後、穴ひろげまたは絞め付けを行う工程があり、多数回の加熱と鍛造を必要とする。中空鋼塊ではこれらを省略できるので、鍛造加熱時間の 51%、鍛造時間の 44% を削減し、鍛造歩留りを 15% 向上させ得る。

図 3.3.96 に中空鋼塊鑄造法の代表例を示す。鑄型内に中子を設け、下注ぎにて注入し、そのまま凝固させる。中空鋼塊では鑄型と中子の両面から冷却するので通

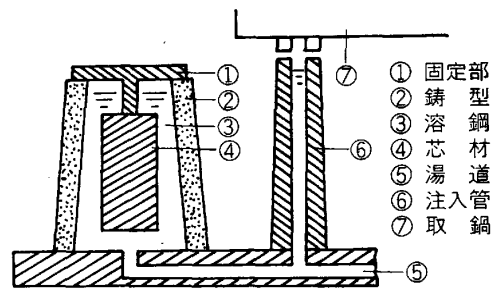


図 3.3.97 クラッド鋼の造塊法  
(川原田ら：鉄と鋼, 63 (1977), S542)

常鋼塊に比べて凝固完了時間は短い。凝固末期の未凝固部分が通常鋼塊では軸芯上に線状で存在するのに対し、中空鋼塊では円筒状で存在する。そのため中空鋼塊では溶質濃化溶鋼が分散して凝固することになり、中子側からの冷却効果も加わって最終凝固部での成分偏析は軽微となる。また、凝固末期の加速凝固の程度も中空鋼塊では小さく、発生するザクは軽微であり、鍛錬比 2 程度で容易に圧着できる。さらに通常鋼塊の軸芯を抜いて円筒素材とする従来法では鋼塊内面に逆V偏析線が現れるが中空鋼塊ではそれを回避できる。これは反応容器等で製品内面にステンレスを複層溶接する際に発生する UCC (under clad cracking) 欠陥の防止に非常に有効である。

中空鋼塊の鑄造において中子の果たす役割は大きく、中子構造の工夫により、注入時の溶損防止、鋼塊の凝固収縮時に発生する内表面割れ防止、鋼塊内質改善のための凝固制御が計られている。現在では 200 t を超える中空鋼塊が製造され、その用途も品質レベルの高い発電用原子炉本体の圧力容器にも広がっており、製品の大型化、品質の高級化にも十分対応した技術となっている。

### (4) 鑄ぐるみ法によるクラッド鋼の製造

ステンレスクラッド鋼をはじめとして、軟鋼と高炭素鋼の組み合わせなど多種多様なクラッド鋼が製造されている。クラッド鋼は二層あるいは三層からなり、異なる鋼種の特性を相補って合わせ持つ付加価値の高い新材料として、またそれぞれの特性を維持したまま高価な合金の使用を低減した経済的な新材料として、注目され幅広い用途に使用されている。

鑄ぐるみ法は図 3.3.97 に示すように、鑄型内に芯材となる鋼塊を設置し、そのまわりに組成の異なる溶鋼を注入凝固させ、複層の鋼塊を得る方法であり、製造工程が単純なため、低コストで量産できるのが特長である。本法で問題となるのは芯材と衣材のはく離である。鑄込み時に溶鋼と芯材の界面にスカムが付着すると、両者の接着性を著しくそこなう。スカム付着防止策として炭化水素系樹脂、硼弗化樹脂、あるいは亜鉛板が用いられ、



ともに注入溶鋼と接触して激しくガスを発生し、同時にスカムを除去する。スカム付着量は注入速度と関係することも知られており、スカム付着防止剤の使用と同時に最適注入速度も選ばねばならない。

鑄ぐるみ法によつて 20t 規模のクラッド鋼が製造されており、本法は爆着法、圧延圧着法、肉盛溶接法と並ぶ代表的なクラッド鋼製造法となつている。

以上、過去 10 年間に登場した代表的特殊鑄造技術 4

例を概観した。この中の 2 例は溶鋼に働く体積力と凝固速度の方向を平行にすべくくふうしており、また他の 2 例は、冷やし金の装入方法にくふうを凝らしている。特殊鑄造というものの、その原理はきわめて単純明快なものといえよう。今後も製品々質への厳しい要求とあいまつて種々の鑄造法が試みられるであろうが、工業的規模で実施されるプロセスは単純明快な、ごく限られたものとなろう。