

## 論 文

UDC 621.746.047 : 669.15-194

## 特殊鋼スラブの連続 casting

反町 健一\*・川原田 昭\*・浜上 和久\*  
木下 勝雄\*2・吉井 裕\*2・白石 昌司\*

## Continuous Casting of Special Steel Slabs

Kenichi SORIMACHI, Akira KAWAHARADA, Kazuhisa HAMAGAMI  
Katsuo KINOSHITA, Yutaka YOSHII, and Masaji SHIRAISHI

## Synopsis :

Recent developments of continuous casting of special steel slabs are described.

High carbon steel has been found susceptible to the formation of internal cracks and corner longitudinal cracks owing to low strength at elevated temperatures. The effect of cooling condition on the crack formation has been studied using finite element stress analysis. The formation of these cracks was prevented by increasing the stiffness of solid shell and decreasing the cooling intensity on narrow face just below the mold. The center-line segregation in continuously cast slab has been decreased without causing appreciable white bands by the improvement of electromagnetic stirring.

The use of low SiO<sub>2</sub> tundish powder was effective to reduce the oxygen content of SUS 430. The ridging of SUS 430 of continuously cast process was reduced to the same value as that of ingot process by the application of electromagnetic stirring.

The crack sensitivity of 9% Ni steel was extremely high owing to the low ductility between 600°C and 900°C and large thermal expansion with transformation. The uniform cooling, prevention of reheating, and unbending over 950°C were cleared to be important to avoid the surface transverse cracks and sub-surface cracks in the continuous casting of 9% Ni steel.

## 1. 緒 言

昭和 46 年に稼動した千葉 1 号連続 casting 機は、1 ストランド全湾曲型のスラブ casting 機 (CONCAST 社製) で、基本的仕様は、スラブ厚 : 200 mm, モールド長 : 700 mm, 湾曲半径 : 10.0 m, 機長 : 19.8 m である。1 号機は稼動当初、厚板用鋼や熱延鋼帯用鋼など一般キルド鋼を casting していたが、昭和 49 年、千葉 2 号連続 casting 機の稼動に伴い一般キルド鋼の casting は漸次減少し、ステンレス鋼、高炭素鋼、低合金鋼、高合金鋼、珪素鋼などの特殊鋼を主体に casting するようになった。

特殊鋼の casting について、ビレット、ブルームの casting に関する知見は比較的多く報告<sup>1)~4)</sup>されているが、スラブ casting に関する知見は少ない<sup>5)</sup>。さらに、ビレット、ブルームに比較し、スラブではロール間バルジングが大きく、これに伴う内部割れ、中心偏析等の内部欠陥が発生しやすい。また、特殊鋼は通常、一般キルド鋼に比較して高温の機械的特性が異なり、割れ感受性が高く、表面欠陥

が発生しやすい場合が多いと考えられる。

本報告は、特殊鋼の casting 技術の開発過程で得られた知見のうち、高炭素鋼、17%Cr ステンレス鋼、9%Ni 鋼の casting 技術について述べたものである。高炭素鋼は刃物、バネなどのように熱処理を施して使用されることが多いため、内部割れや中心偏析などのない高品質の製品が要求される。また、連続 casting に際して、コーナー縦割れが生じて問題となることがあり、この種の割れを除去するためスラブ精整工程で相当の手入工数を要し歩留り低下を招くだけでなく、著しい場合は廃片となる。

17%Cr ステンレス薄鋼板は、自動車のサッシュやトリムなどの装飾品あるいは家庭用厨房機器に用いるため、優れた曲げ特性と耐錆性が要求される。そのためには、少ない Al 量で鋼中酸素濃度を極力低減させることが必要<sup>6)</sup>である。また冷間加工に際し、リッジングと呼ばれる板表面の凹凸模様を生じやすく、リッジングは造塊材に比較し特に連 casting 材で顕著に現れる<sup>7)</sup>。

9%Ni 鋼板は LNG 等の液化ガス用タンク材料として

昭和 55 年 12 月 10 日受付 (Received Dec. 10, 1980)

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

\*2 川崎製鉄(株)技術研究所 (Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)

の需要が多く、 $-162^{\circ}\text{C}$  以下での優れた低温靱性が要求される。したがって、低温靱性を保証するため極低硫にするとともに、優れた清浄性を確保することが重要である。また、普通鋼に比較し、高温での延性が低く、 $\alpha$ - $\gamma$  変態時の寸法変化が大きいため、連铸時の割れ感受性が高いと考えられる。

本報においては、上述の点に着目しつつ各鋼種の铸造技術の開発を試みた結果について報告する。

## 2. 実験方法

### 2.1 高炭素鋼の連続铸造

連続铸造時の割れ感受性は鋼の機械的特性に依存するが、高炭素鋼の高温機械的特性が明らかでなく、割れ感受性に対する炭素濃度の影響がわからないため、低炭素から 1.0% の範囲の炭素鋼について高温機械的特性を調査した<sup>8)</sup>。

次に、実機铸造したスラブから試験片を採取し、内部割れおよびコーナー縦割れの割れ部分の組織観察を行った。これらの知見にもとづき、割れ発生相当位置における铸片の 2 次元伝熱解析と応力解析を行った。応力計算は有限要素法による弾塑性応力解析プログラムを利用した<sup>9)</sup>。凝固シェル内の温度分布を考慮した高温強度<sup>10)</sup> を用いて計算し、外部荷重として溶鋼静圧を考えた。解析結果をもとに内部割れ、コーナー縦割れの発生防止に有利な 2 次冷却方法を考察し、実機铸造試験を行った。

中心偏析を低減するため、千葉 1 号連铸機に設置された電磁攪拌装置を用いて、攪拌条件と铸片内部偏析との関係を調査した。

### 2.2 17%Cr ステンレス鋼の連続铸造

後述するごとく、鋼板の曲げ性、耐錆性の観点から鋼中酸素の低減を目的として調査を行い、溶鋼の再酸化の少ないタンディッシュパウダーを開発し、実機铸造試験を行った。

次に、オーステナイトポテンシャル<sup>11)</sup>および铸片内等軸晶率を変化させて、鋼板のリッジングにおよぼす影響について調査した。

### 2.3 9%Ni 鋼の連続铸造

はじめに実機铸造した 9%Ni 鋼 (C : 0.05, Si : 0.23, Mn : 0.61, P : 0.005, S : 0.002, Ni : 9.05, 単位%) のスラブ铸片から試験片を採取し、種々の割れ欠陥について組織観察を行った。

その発生原因を明らかにするため、9%Ni 鋼の高温における材料特性について調査した。

#### (1) 熱サイクル試験

高周波溶解した 100 kg の 9%Ni 鋼を割り型铸型に铸

造後、铸型を外して、2 次冷却スプレーによる 66 回の冷却-復熱サイクルを铸片に与え、割れの発生状況を観察した。

#### (2) 高温脆性および熱膨張率

試験片は、連铸および造塊スラブの表面より 20 mm の深さから切り出して、10 mm $\phi$  の丸棒に加工した。引張試験は室温から 25 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  の昇温速度で高周波誘導加熱を加え、2 min 間試験温度に保持した後に平均歪み速度 3.0 $\times 10^{-1}/\text{s}$  で行った。つぎに 5 mm $\phi$   $\times$  15 mm の試験片を作製し、差動トランスを用いて昇温過程、降温過程の熱膨張曲線を測定した。

以上の知見にもとづき、割れ発生の少ない铸造条件を考察し実機铸造を行った。

## 3. 実験結果と考察

### 3.1 高炭素鋼

#### 3.1.1 内部割れとコーナー縦割れ

Photo. 1 は、铸造速度が過大で、2 次冷却が不足した場合に高炭素鋼 (C : 0.85%) に生じたスラブ C 断面の内部割れのサルファープリントを示す。普通鋼では同一铸

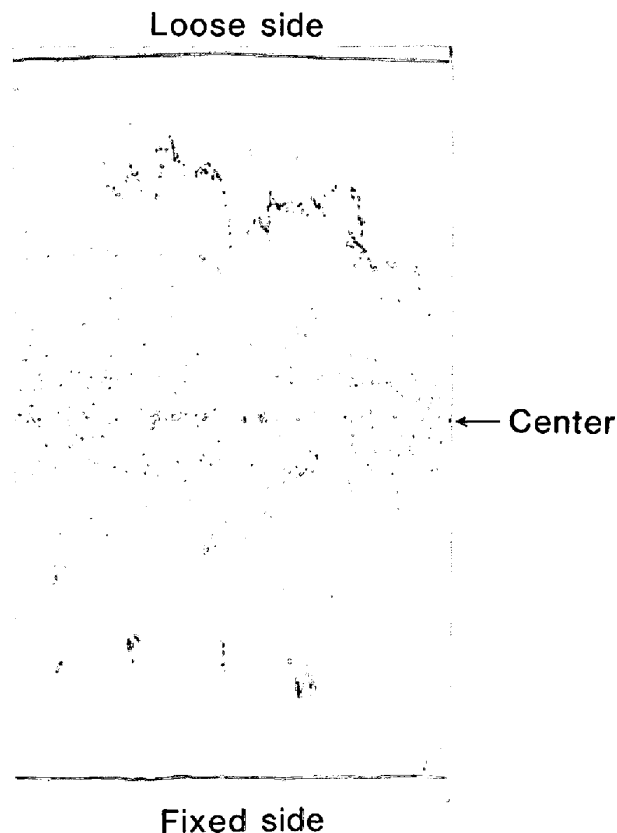


Photo. 1. Sulfur-print of high carbon steel slab. (C : 0.85%)

Thickness : 200 mm

Casting speed : 1.0 m/min

Specific amount of water : 1.3 l/kg

造条件においても内部割れは発生せず、高炭素鋼は内部割れ感受性が高いことがわかった。さらに Photo. 1 の内部割れ発生位置から、割れは2次冷却帯上部で発生していることがわかり、鋳型直下でのバルジング傾向が大きく、ロールアライメントの不整と関連して内部割れを生じたものと考えられる。

コーナー縦割れは、スラブコーナーから20~50 mm離れた長辺面に発生し、多くの場合グラインダー研磨後のカラーチェックで検出される。ミクロ観察によれば、割れは表皮下5~30 mmの範囲にわたりデンドライトの1次樹間に沿って伝播し、その中に濃化溶鋼を吸引し、部分的にポイドが形成されている。したがって、コーナー縦割れは、内部割れと同じく融点近傍の脆化に起因するものと考えられる。コーナー縦割れの発生はスラブ形状と相関がある。すなわち、スラブ短辺が凸面状のとき割れが多発し、凹面状のとき割れは発生しない。割れの発生位置がスラブ表面から30 mm以内であることから、コーナー縦割れは鋳型直下の2次冷却帯上部で発生し、スラブ短辺の冷却方法に起因すると推察される。

### 3.1.2 鋳造法の改善による割れの低減

Fig. 1 は、炭素濃度の異なる各種の鋼について高温引張試験で得られた抗張力消失温度(ZST)、延性消失温度(ZDT)および最大延性温度<sup>12)</sup>( $T_{RA-MAX}$ )を示す。ZSTは算出液相線温度( $T_L$ )と算出固相線温度( $T_S$ )<sup>13)</sup>の中間に、またZDTはほぼ $T_S$ 近傍に、さらに $T_{RA-MAX}$ は $T_S$ より約20~40°C低温側に位置している。割れ感受性の指標として $\Delta T'$ ( $\equiv ZST - ZDT$ )あるいは $\Delta T''$ ( $\equiv ZST - T_{RA-MAX}$ )<sup>8)</sup>を求めると、いずれも高炭素領域で炭素濃度とともに増加する。すなわち、連铸スラブの凝固に際し固液二相共存層は、ある固相率に達すると凝固殻として剛性をもつが、温度がZDTあるいは $T_{RA-MAX}$ に下がるまでは延性がないかあるいは低いため、割れやすい状態にある。高炭素鋼は、 $\Delta T'$ あるいは $\Delta T''$ が大きく、冷却速度が一定ならばこの状態に滞在する時間が増えるため、割れ感受性が高いものと考えられる。

上述の結果から、高炭素鋼は普通鋼に比較し内部割れ感受性が高いので、バルジングを防止する操業条件を確立する必要がある。

一方、コーナー縦割れは、2次冷却帯上部の短辺冷却方法に起因すると考えられるので、応力解析により鋳型直下凝固殻の歪み分布におよぼす短辺2次スプレーの影響を調べた。Fig. 2 はメニスカス下1 mの位置におけるコーナー近傍凝固殻の歪み分布を、短辺冷却した場合としない場合につき比較して示す。通常に短辺冷却を行

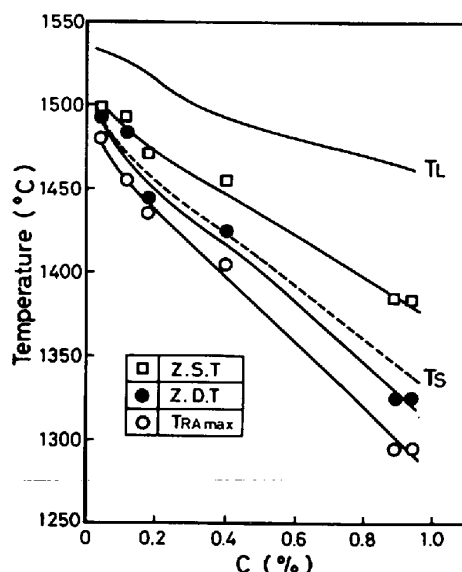


Fig. 1. Variation of high temperature tensile properties as a function of carbon content.

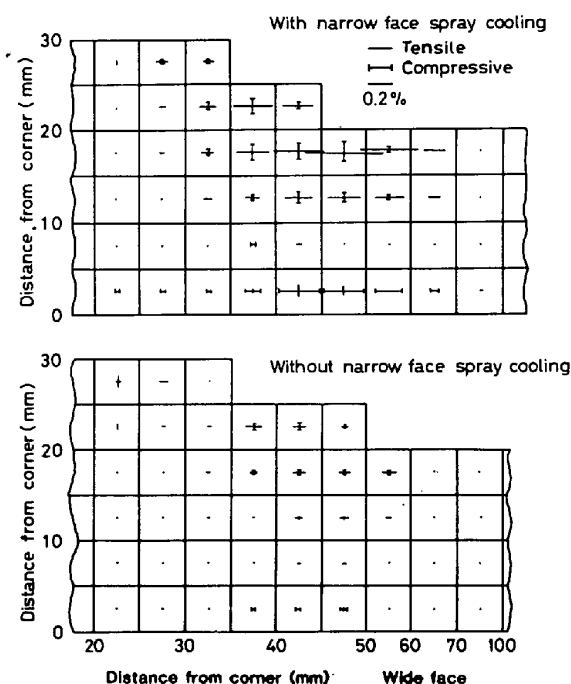


Fig. 2. Strain distributions in high carbon steel slab at the position of 1 m from meniscus. (casting speed : 0.7 m/min, C : 0.85%)

うと、コーナー縦割れの発生する相当位置で0.65%の引張歪みが発生し、普通鋼について求まる内部割れの限界歪み<sup>10)</sup>を越える。高炭素鋼の割れ感受性の高さを考慮すれば、コーナー縦割れが発生すると考えられる。しかるに短辺冷却を停止すると、縦割れの発生する相当位置での引張歪みは著しく緩和され、0.15%に減少する。したがってコーナー縦割れの発生も著しく軽減すると考えられる。

上述の短辺冷却の有無による歪み分布への影響は次のように考えられる。鑄型直下のスプレー帯でスラブ長辺面がバルジングすると、長辺の変形はコーナーを通じ短辺に影響し、短辺を凹面状に変形しようとする。その際、短辺の冷却が強く、剛性が大きいと短辺の変形が抑制され、コーナー部分が長辺面のバルジングを抑止するように作用し、長辺コーナー近傍に引張歪みが集中すると考えられる。しかるに、短辺冷却を行わず、剛性を小さくすれば、短辺は凹面状に変形し長辺コーナー近傍での引張歪みが緩和すると考えられる。前項で述べたように、コーナー縦割れとスラブ短辺形状との相関が、短辺が凸面状のとき割れが多発し、凹面状のとき割れが発生せず、上述の解釈と一致する。

以上の検討から、高炭素鋼の鑄造においては、スラブ長辺面の冷却を強化してバルジングを防止し、内部割れを低減すると同時に、鑄型直下の2次冷却帯でスラブ短辺のスプレー冷却を停止して、コーナー縦割れを低減することが重要であることがわかった。そこで、高炭素鋼

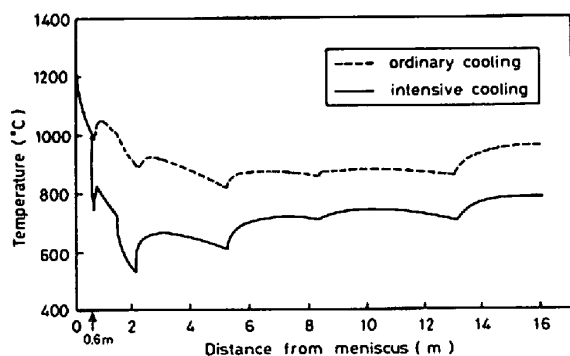


Fig. 3. Variation of surface temperature of high carbon (C : 0.85%) steel slabs.

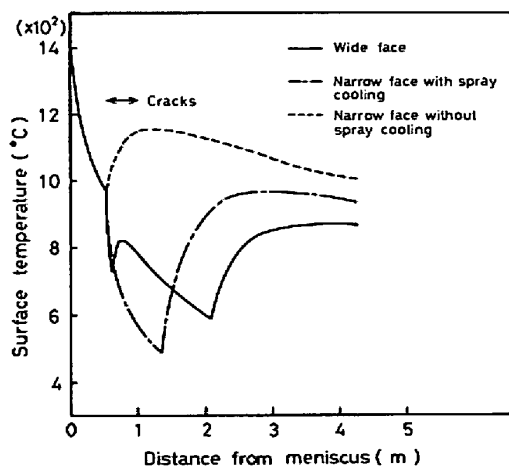


Fig. 4. Surface temperature change of high carbon steel slab along the casting direction. (casting speed: 0.7 m/min, C : 0.85%)

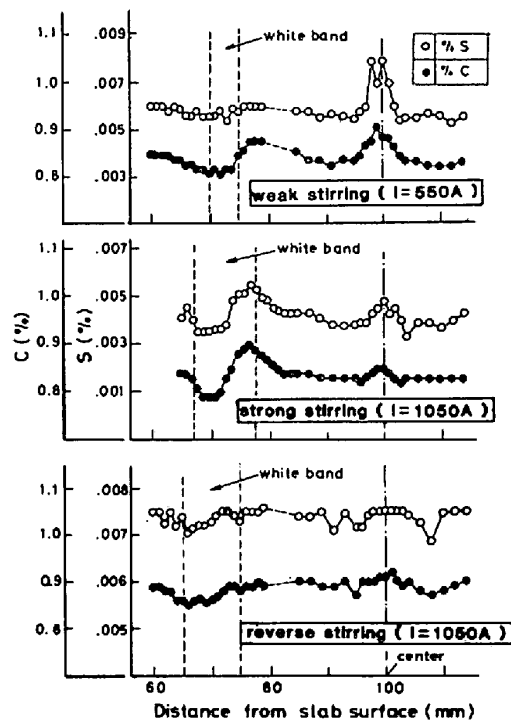


Fig. 5. Solute distribution in high carbon steel slabs stirred with EMS. (casting speed : 0.7 m/min, C : 0.85%)

の鑄造を、低鑄造速度 (0.7 m/min) と高水比2次冷却 (1.8 l/kg) で行う (表面温度推移を Fig. 3 に示す) とともに、鑄型直下の短辺冷却を停止して行い (同じく表面温度推移を Fig. 4 に示す)、内部割れおよびコーナー縦割れの発生率を著しく低減することが可能になった。

### 3-1-3 中心偏析

電磁攪拌の攪拌強度を増加すると、等軸晶が増加して中心偏析が軽減する。しかし、強攪拌により溶鋼流動が増加すると凝固前面にホワイトバンドとよばれる負偏析を生ずることが知られている<sup>14)</sup>。高炭素鋼では、溶鋼成分の均一性が重視されるため、中心偏析と同時にホワイトバンドの発生をも抑制することが重要である。

高炭素鋼 (C : 0.85%) の鑄造に際し、電磁攪拌方法を変えたスラブの成分偏析を調査して、Fig. 5 に示した。攪拌強度が小さいとホワイトバンドは軽微であるが、中心偏析は軽減しない。攪拌強度を増すと、中心偏析は軽減するがホワイトバンドが顕著にあらわれている。これに対し、攪拌を周期的に変化させることにより、攪拌強度を大きくしてもホワイトバンドは非常に軽微であり、中心偏析も軽減することを確認した。

以上に述べたごとく高炭素鋼の場合、タンディッシュ溶鋼過熱度が 30~40°C においても、30~65% の等軸晶率が得られ中心偏析を軽減することができた。

3.2 17%Cr ステンレス鋼

3.2.1 タンディッシュパウダーの開発による鋼中酸素濃度の低減

17%Cr ステンレス鋼は、鋼中 Al 濃度が高いと耐銹性が劣化する。これは、カルシウムアルミネート系の酸化物と (Ca, Mn) S 系硫化物の水溶性混合相が生成しやすくなるためである<sup>15)</sup>。しかし、鋼中 Al 濃度が低いと鋼中酸素濃度が高くなり鋼板の曲げ性が劣化する。鋼板の曲げ性は、酸素濃度のほかに介在物組成の影響をも受ける。シリケート系介在物は曲げ性を劣化するが、鋼中の Mn と Si の比:  $Mn/Si$  を調整してマンガクロマイトとすることによつて曲げ性は向上する<sup>16)</sup>。他方、 $Mn/Si$  を上昇すると製品のテンパーカラーが発生しやすくなり、結局、鋼中 Al 濃度と鋼中酸素濃度を極力低くすることが不可欠となつている。タンディッシュパウダーは、大気による再酸化防止、保温、介在物捕捉などの目的で広く使用されている。しかし、従来のタンディッシュパウダーは Table 1 に示したパウダー A のように  $SiO_2$  成分が高く、鋼中 Al と反応して溶鋼を汚染することが、調査の結果確認された。したがつて  $SiO_2$  濃度の低いタンディッシュパウダー B の開発を行い、実機铸造試験に使用した結果、パウダー A に比較して鋼中酸素濃度を 10 ppm 以上低減することができた。

3.2.2 電磁攪拌によるリッジングの軽減

リッジングの発生は、凝固組織の結晶方位に関係することが知られており、造塊材に比較し連铸材では顕著な傾向がある。精錬铸造工程におけるリッジングの軽減手段としては、1) スラブ等軸晶率の増加 2) オーステナイトポテンシャル ( $\gamma_{pot}$ ) の増大<sup>11)</sup>が考えられる。

スラブの等軸晶率を増加するにはタンディッシュ溶鋼過熱度 ( $\Delta T$ ) を  $15^\circ C$  以下に調整することが必要であるが、 $\Delta T$  を小さくするとノロ噛みなどの表面欠陥が生じやすい。 $\gamma_{pot}$  を増大するには、(1)<sup>11)</sup> 式に示すように、窒素濃度を高くすることが経済的に有利であるが、窒素濃度を高くすると鋼板の降伏伸びが大きくなる欠点がある。

$$\gamma_{pot} (\%) = 288[\%C] - 54[\%Si] + 7.5[\%Mn] + 22[\%Ni] - 18.75[\%Cr] + 350[\%N] + 338.5 \dots (1)$$

電磁攪拌の有無による等軸晶率と溶鋼過熱度の関係を整理して、Fig. 6 に示す。電磁攪拌を行うと、 $30 \sim 50^\circ C$  の溶鋼過熱度においても  $50 \sim 65\%$  の等軸晶が確保される。

一方、リッジングの程度を 5 段階で評価して  $\gamma_{pot}$  との関係を図 7 に示した。これから、電磁攪拌材は無

Table 1. Effect of tundish powder on oxygen content for 17% Cr stainless steel.

	Chemical composition (wt.%)					Basicity
	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaO	MgO	CaF <sub>2</sub>	
Powder A	37-43	4-6	37-43	5-8	4-6	0.95-1.10
Powder B	5.5	27.0	46.5	3.5	9.5	8.02

		Total Al			
		0.006%	0.007%	0.008%	0.009%
Powder A	Oxygen content (ppm)	93.0	86.0	80.0	77.0
Powder B	Oxygen content (ppm)	74.3	64.8	62.6	59.2

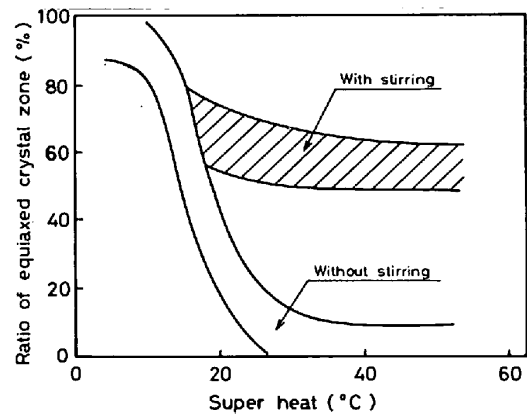


Fig. 6. Variation of ratio of equiaxed crystal zone in 17%Cr stainless steel slab as a function of super heat.

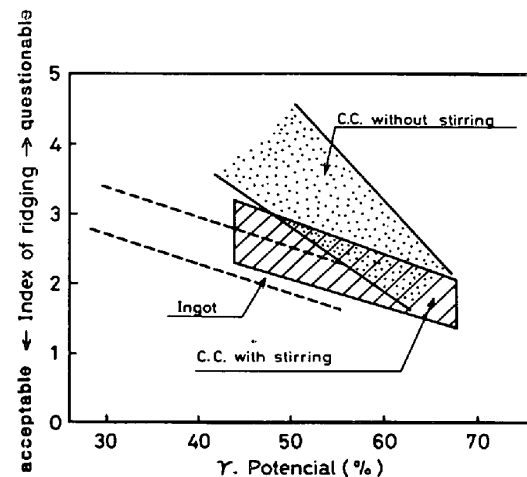


Fig. 7. Variation of ridging of 17%Cr stainless steel as a function of austenitic potential.

攪拌材に比較して  $\gamma_{pot}$  依存性が小さくなり、 $\gamma_{pot}$  の低い領域でリッジングが改善され、造塊材とほぼ同等のリッジング評点を得られることが明らかとなつた。

3.3 9%Ni 鋼

3.3.1 9%Ni 鋼の表面欠陥

9%Ni 鋼を連続铸造すると以下に述べる種々の割れが

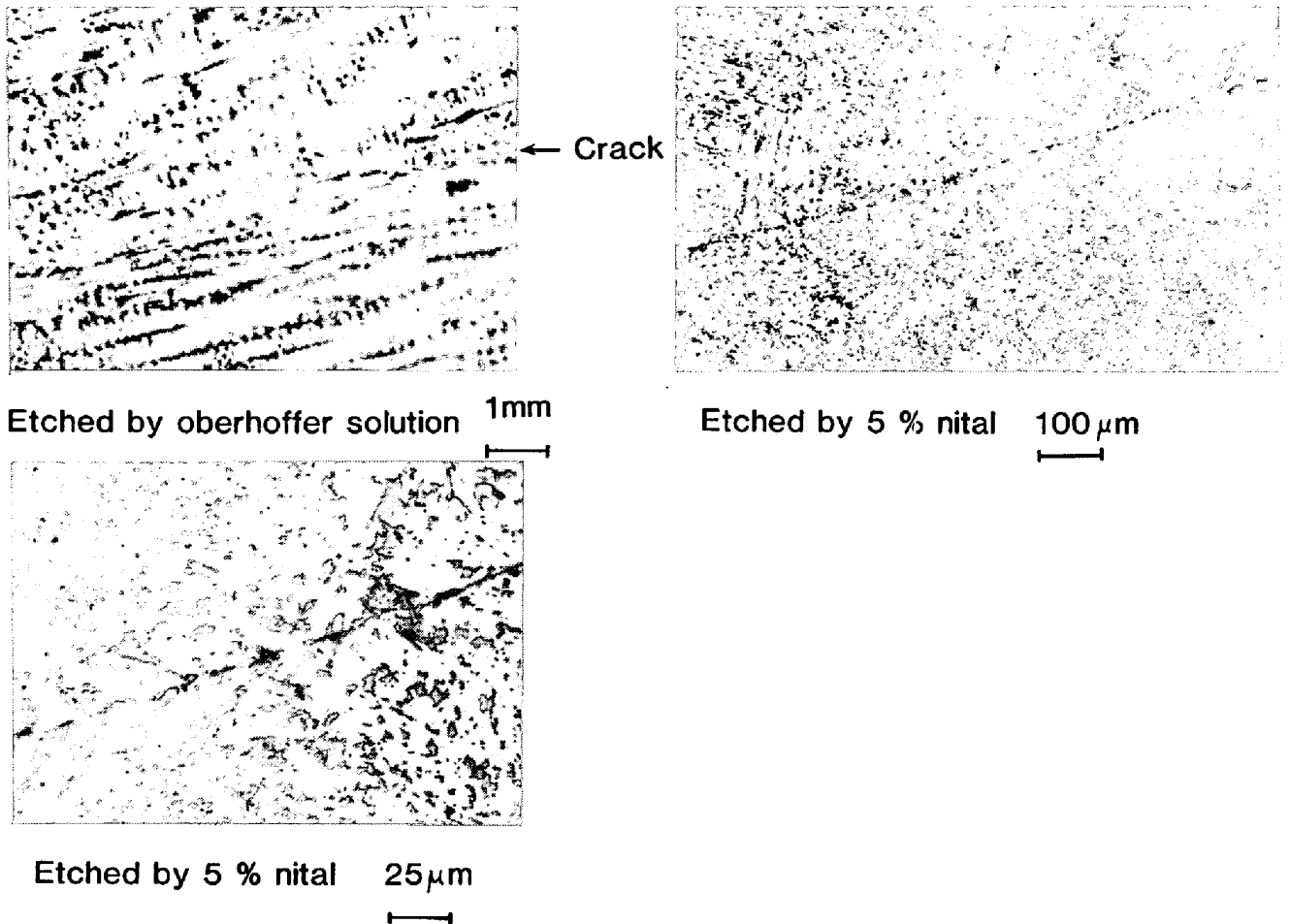


Photo. 2. Microstructure of subsurface crack of 9%Ni steel.

発生する。

(1) 表面横割れ

表面横割れは、2次冷却帯のフラットスプレー間でスラブ幅方向の水量密度の低い部位に発生し、オーステナイト粒界に沿って進展し、脱炭層およびスケール層を伴う。これにより表面横割れは、スラブ幅方向の不均一冷却に起因するものと考えられた。

(2) 表層下割れ

表層下割れは、Photo. 2に示すようにオーステナイト粒界に沿って進展し、割れ部分に脱炭層を伴わない。割れの深さは、表面から15mmに達する場合がある。

(3) コーナーカギ割れ

コーナーカギ割れは、スラブコーナーから50mm以内の長辺面上のオーステナイト粒界に沿って観察され、割れ部分に脱炭層を伴う。

### 3.3.2 9%Ni鋼の材料特性

前項に述べたように、9%Ni鋼は割れ感受性が著しく高いことが明らかとなったが、これは9%Ni鋼の特異な材料特性に起因すると推察された。そこで、9%Ni鋼

の割れ感受性の原因を明らかにするため以下の実験を行った。

1) 表面横割れのシミュレーション

割り型鑄型に鑄造し、スプレーノズルで熱サイクル試験を行つた鋼塊表面の割れ発生状況をPhoto. 3に示す。水量密度が局所的に偏在するフラットスプレーを用いると表面割れが発生し、しかも水量が増加するほど割れも増加する。この結果は前項で述べた表面横割れがスラブ幅方向の不均一冷却に発生することと一致する。一方、水量密度が均一に分布するオーバルスプレーを用いると割れは発生しない。したがって表面横割れを防止するにはスプレーノズルからの水量密度を均一に分布させスラブ表面の不均一冷却を防止することが重要である。

2) 高温脆化特性

高温引張試験により求めた9%Ni鋼の延性能と温度の関係を示した。これから、700~900°Cの低温 $\gamma$ 領域と600°Cの $\alpha$ - $\gamma$ 二相共存領域で脆化がみられ<sup>17)</sup>、分塊スラブに比較して連鑄スラブの脆化が顕著であることがわかる。

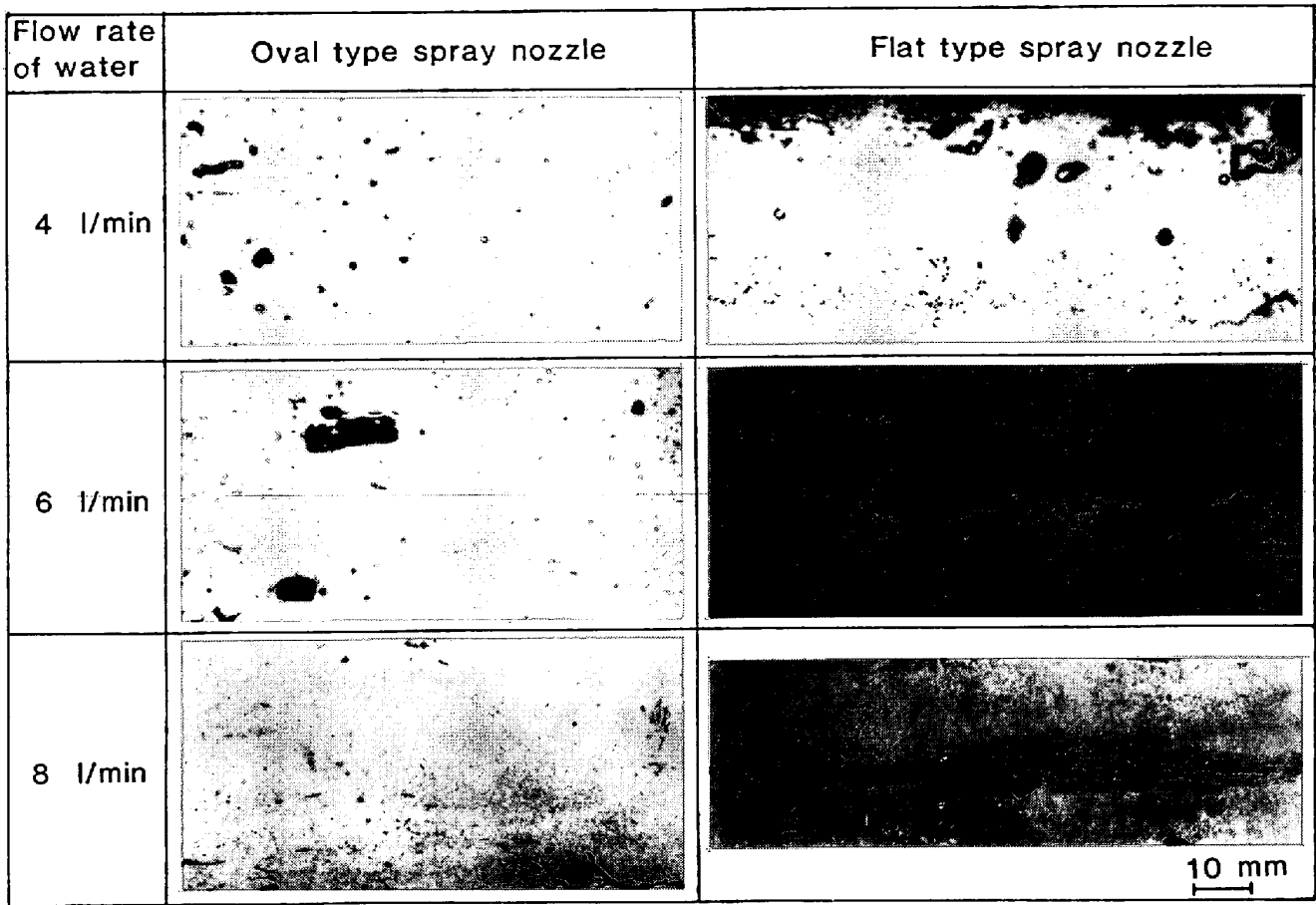


Photo. 3. Effect of nozzle type and water flow rate on crack formation in laboratory tested 100 kg ingot of 9%Ni steel.

3) 変態時の膨張と収縮

9%Ni 鋼の熱膨張曲線を Fig. 9 に示した. 普通鋼に比較して  $\alpha$ - $\gamma$  変態時の膨張, 収縮量が約 1.5 倍と大きいことが特徴的である.

3-3-3 鑄造方法の適正化と割れの低減

これらの調査結果から, 9%Ni 鋼は  $\alpha$ - $\gamma$  変態時の寸法変化が大きく, 600~900°C の範囲で脆化を伴うため,

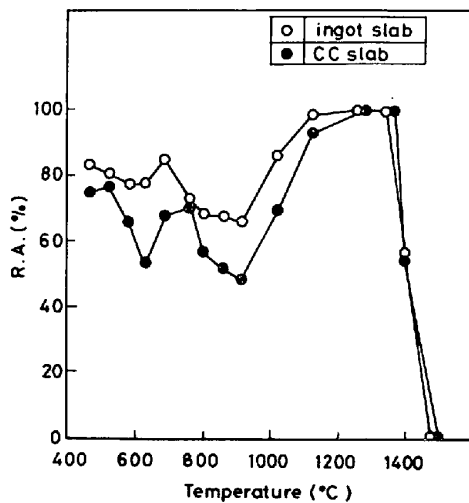


Fig. 8. Variation of reduction of area of 9%Ni steel as a function of test temperature.

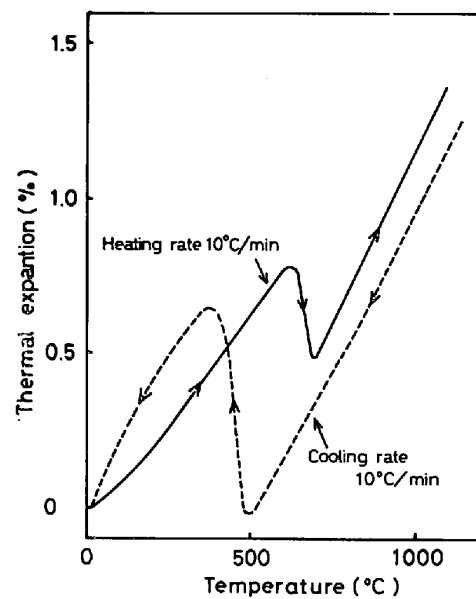


Fig. 9. Thermal contraction and expansion of 9%Ni steel at  $\alpha$ - $\gamma$  transformation.

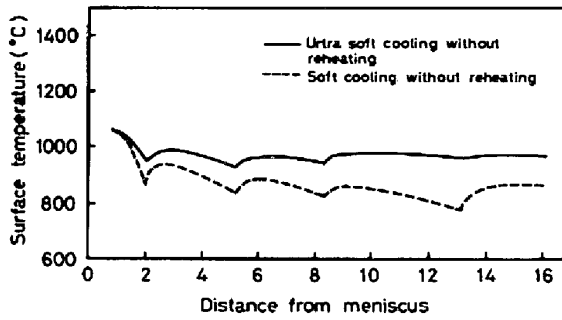


Fig. 10. Effect of secondary cooling pattern on surface temperature of 9%Ni steel.

Table 2. Manufacturing conditions and slab defects of 9% nickel steel.

Item	Step	1	2
Casting condition	Secondary cooling pattern	Soft cooling without reheating	Ultra soft cooling with minor reheating
	Casting speed	0.75 m/min	0.90 m/min
Casting condition	Super heat	45°C	30°C
	Spray nozzle type at secondary cooling zone	Flat type	Oval type
Soaking process		Ordinary heating	Slow heating
Defects of slab		Facial transverse crack Sub surface crack Corner crack	No defects

Table 3. Steel grades cast at Chiba No. 1 caster.

Classification	Steel grade	
Ferritic stainless steel	SUS 430	
Martensitic stainless steel	SUS 410, R410DH, SUS 420J1, SUS 420J2, HCS 18, SUH 409, R409SR,	
Austenitic stainless steel	SUS 304,	
High carbon steel ( $C \geq 0.50\%$ )	SAE1050-1060, S50C, S55C, SK5, SK4, SKS5, SKS51,	
Low alloy steel ( $C < 0.50\%$ )	Cr-Mo steel	SCM415, SCM435, SCM440, SAE4130,
	Mn-Cr steel	SMNC 3, SAE5046,
	Ni-Cr-Mo steel	SNCM220, SAE8615, SAE8617, SAE8620,
	Mn steel	SAE1041, SAE1041M,
High alloy steel	9% Ni steel	

スラブ厚さ方向および幅方向の冷却不均一による熱応力と部分的過冷による変態応力の複合効果によつて、種々の表面欠陥を生じやすいものと考えられた。

上記の知見にもとづき、9%Ni鋼の実機製造時に、2次冷却にオーバースプレーを用いスラブ幅方向に均一冷却を行うとともに、2次冷却帯全領域にわたり冷却水を絞つた超弱冷としてスラブ表面温度を950~1000°Cの範囲に保持し(Fig. 10)、スラブ矯正時に9%Ni鋼の脆

化域を避ける2次冷却方法を確立した結果、これらの表面欠陥は著しく低減した。さらに、Table 2に示すように、タンディッシュの溶鋼過熱度の低減による均一な凝固の確保、スラブ加熱時の徐熱などの操業改善を計り無欠陥スラブの工程的製造が可能となつた。

以上述べてきたように千葉1号連铸機の铸造は、特殊鋼での鋼種拡大を逐次達成し、多岐にわたる特殊鋼の铸造技術を確立してきた。これまでに铸造実績のある鋼種をまとめてTable 3に示した。

#### 4. 結 言

千葉1号連铸機における特殊鋼スラブの铸造技術の開発過程において得られた知見を、高炭素鋼、17%Crステンレス鋼および9%Ni鋼に関して述べた。得られた結果は以下のとおりである。

1) 高炭素鋼は高温での割れ感受性が高く、強度も低いので内部割れやコーナー縦割れが発生しやすいが、低铸造速度、高水比2次冷却および铸型直下の短辺冷却停止などの操業改善を行つて割れを防止した。また、攪拌を周期的に変えて電磁攪拌を行うと、中心偏析が軽減し、しかもホワイトバンドの発生が軽微であることを確認した。

2) 17%Crステンレス鋼の耐錆性と曲げ性を同時に確保するには、 $SiO_2$ 成分の低いタンディッシュパウダーを使用して、 $SiO_2$ の還元反応による溶鋼の汚染を防止することが有効である。17%Crステンレス鋼のリッジングは、電磁攪拌を行うことにより造塊材と同等の水準になる。

3) 9%Ni鋼は割れ感受性が高く、表面横割れ、表層下割れ、コーナーカギ割れが生じやすいが、スラブの幅方向の冷却の均一化、2次冷却帯における復熱防止および脆化温度を避けた冷却方法の改善により、表面欠陥を防止した。

#### 文 献

- 1) 山本全作: 第19回西山記念技術講座, 昭和55年9月, p. 1
- 2) 中谷元彦: 同上, p. 211
- 3) 伊藤幸良: 同上, p. 259
- 4) 山田桂三: 同上, p. 289
- 5) 星 記男, 青山芳正: 鉄と鋼, 60 (1974) 7, p. 821
- 6) S. P. ODER: Electric Furnace Proc., 18 (1960), p. 334
- 7) M. ARAKAWA, S. TAKEMURA, and T. OOKA: Proc. of ICSPPI, (1971), p. 860
- 8) 北岡英就, 木下勝雄, 江見俊彦: 川崎製鉄技報,



- 12 (1980) 3, p.497
- 9) K. SORIMACHI and A. GRILL: Int. Journal for Numerical Method in Engineering, 14 (1979), p. 499
- 10) K. SORIMACHI and J. K. BRIMACOMBE: Ironmaking and Steelmaking, (1977) 4, p. 240
- 11) 大橋延夫: 京都大学学位論文
- 12) 鈴木洋夫, 山口重裕: “鋼の熱間変形能” シンポジウム「鉄鋼の高温変形挙動」, 鉄鋼基礎共同研究会高温変形部会編, (1979), p. 132
- 13) 平居正純, 金丸和雄, 森 久: 学振 19 委, 第 5 回凝固現象協議会資料, 凝固-46 (1968 年 12 月)
- 14) H. JACOBI and R. STEFFEN: Stahl und Eisen, 98 (1978) 22, p. 1179
- 15) 木下 昇, 大橋延夫, 竹田元彦: 鉄と鋼, 57 (1971) 13, p. 2152
- 16) S. YANO, K. NAKANISHI, H. OOI, K. FUJIMOTO, Y. MIHARA, and S. IWAOKA: Trans. ISIJ., 16 (1976), p. 258
- 17) 鈴木洋夫, 西村 哲, 山口重裕: 鉄と鋼, 65 (1979) 14, p. 2038