

論 文

UDC 621.746.27 : 620.191 : 536.421.4 : 669.14-147-412

連铸スラブの表面欠陥防止のための2次冷却
パターンについて*野崎 努**・松野 淳一***・村田 賢治***
大井 浩****・児玉 正範*****Secondary Cooling Pattern for the Prevention of Surface
Cracks of Continuous Casting SlabTutomu NOZAKI, Jun-ichi MATSUNO, Kenji MURATA
Hiroshi OOI, and Masanori KODAMA

Synopsis:

In order to prevent surface defects of a continuous casting slab, the most suitable secondary cooling pattern was developed by means of a theoretical calculation and a laboratory scale experiment on the thermal hysteresis similar to those of continuous casting slabs. Moreover, it was considered that the transverse corner cracks could be related to the presence of the precipitates which appeared in crystal grain boundaries.

1) Transverse corner cracks are caused by the precipitates of AlN which can form on the grain boundary in the austenite region at the temperatures in the range of 700 to 950°C. Especially, the AlN formation is accelerated by reheating below 700°C.

2) From the experimental results of roles of secondary cooling patterns and of temperatures at the unbending roll in slabs continuously cast, it is ascertained that the prevention of transverse corner crack is mainly related to the secondary cooling pattern, that is, a good cooling rate is less than 83°C/m in the upper part of continuous casting machine.

3) The newly-developed spray cooling pattern can also give a reduction in the longitudinal surface cracks.

1. 緒 言

彎曲型連铸機において铸造される铸片は内質的には非金属介在物の局在化および偏析などが挙げられるが、表面の問題として縦われのほかに彎曲から水平に移行する際に円弧の内側の面に引張り力が働くために発生する横われがある。铸片の冷却が最も効果的に行なわれるコーナー部にこの種のわれが発生するとコーナー横われとなり、スラブの手入負荷が大になるばかりでなく、圧延後の厚板に欠陥が残存する。

一般に 40, 50 キロ級鋼の機械特性において、700°C から 950°C の範囲で延性が低下することが見出されていることから、この種の欠陥は矯正温度を高温側もしくは低温側にすることにより軽減されるとしている¹⁾²⁾。た

例えば安齊ら³⁾は矯正点でのコーナー表面温度を 750°C の低温管理を行なっている。彼らの考えは高温引張り試験結果から 800 から 900°C 近傍で絞り値が 60% 以下に低下することに対応させ、この温度領域より低温に保持することによりわれの出現を減少できるとしている。

一般に鋼の熱間強度に関しては温度依存性や成分の影響について種々の研究がなされており⁴⁾⁵⁾、表面われに関係する温度範囲については長谷部ら⁶⁾の研究がある。彼らは普通鋼、Nb, V および Nb-V 添加鋼について絞り値におよぼす温度の影響を調べ、1000°C 以上では絞り値が 100% であった Nb, V 添加鋼は 700 から 900°C の温度領域で 50% 以下に低下することと、普通鋼では 800 から 900°C で絞り値がやや落ちるが 90% 以下には低下しないことを見出している。

* 昭和 50 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 51 年 2 月 2 日受付 (Received Feb. 2, 1976)

** 川崎製鉄(株)技術研究所水島研究室 理博 (Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp., 1-1 Kawasaki-dori Mizushima Kurashiki 712)

*** 川崎製鉄(株)技術研究所水島研究室 (Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)

**** 川崎製鉄(株)技術研究所水島研究室 工博(現水島製鉄所) (Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)

***** 川崎製鉄(株)水島製鉄所 (Mizushima Works, Kawasaki Steel Corp.)

連鑄鋼の高温延性については伊藤ら⁷⁾が調査しており 800°C 近傍で絞り値が最低になることを見出している。鋼中の Al 濃度でみると, Al がいない場合では 800°C 以下になると直ちに絞りが回復するのに対し, Al が 0.03 %以上では回復温度が 700°C を下回りかつ絞り値は 60 %程度しか回復しない。

このように連続鑄造の 2 次冷却についてまだ確立した理論がなく, 従来の高温の機械的性質に立脚したわれ防止の研究がほとんどであるので, 著者らは伝熱計算より連鑄スラブの表面温度を各ゾーンについて求める方法を考案し, この温度曲線の形状に鑄片の冷却を実験的にシミュレートして析出物の挙動を明らかにし, 連鑄鑄片の横われや縦われを減少させる 2 次冷却パターンを開発した。

2. 実験方法

2.1 表面温度の計算方法

連鑄におけるスラブの表面温度の履歴や各ゾーンでの抜熱量の挙動を予測することは表面欠陥の防止上, 必要不可欠の課題である。このため理論的に最適な冷却パターンを推定するには連鑄の操業条件よりスラブの表面温度を計算し, この表面温度を指標として最適な冷却曲線を決定するのが望ましい。この目的のためには連鑄鑄片の表面温度の解析が必要であり, 解析モデルは種々提出されているが^{8)~10)}, 今実験では著者らの一部がすでに考案した伝熱解析の方法¹¹⁾を用いて, 鑄片短辺からの抜熱を無視した 1 次元の凝固モデルから出発した。

1 次元の非定常熱伝導は(1)式で示される。使用する記号をまとめて Table 1 に示す。

$$\rho c u \frac{\partial \theta}{\partial z} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\kappa \frac{\partial \theta}{\partial x} \right) \dots\dots\dots (1)$$

換算温度 ϕ とエンタルピー H を用いると(1)式は(2)式に書き直される。

$$\frac{\partial H}{\partial z} = \frac{\kappa_d}{\rho u} \left(\frac{\partial^2 \phi}{\partial x^2} \right) \dots\dots\dots (2)$$

ここで, ϕ と H は次のように定義される。

$$c = \partial H / \partial \theta \dots\dots\dots (3)$$

$$\phi = \int_{\theta_d}^{\theta} \frac{\kappa}{\kappa_d} d\theta \dots\dots\dots (4)$$

以降の計算は H および ϕ の温度関数式と計算式の差分近似であり, これについてはすでに開発された方法¹¹⁾を踏襲する。結論のみを示せば(2)式は, m, n をそれぞれ x, z 方向の座標を示す整数として(5)式の差分形で表示される。

$$H_{m,n+1} = H_{m,n} + \frac{\kappa_d}{\rho u} \frac{\Delta Z}{(\Delta x)^2} \times$$

Table 1. List of symbols and their values.

Symbol	Definition	Unit
θ	Temperature	°C
θ_s	Surface temperature	°C
θ_w	Temperature of cooling water	20°C
θ_d	Normalized temperature	100°C
C	Specific heat	cal/g°C
U	Casting speed	cm/sec
ρ	Density of steel	7.4 g/cm ³
x	Axis of direction of slab thickness	cm
z	Axis of direction of slab withdrawal	cm
κ	Thermal conductivity	kcal/m.hr.°C
κ_d	Thermal conductivity at θ_d	40kcal/m.hr.°C
κ_f	Thermal conductivity of mold powder	kcal/m.hr.°C
κ_m	Thermal conductivity of Cu mold	330kcal/m.hr.°C
κ_w	Thermal conductivity of water	0.52kcal/m.hr.°C
d_m	Thickness of Cu mold	3.8 cm
d_w	Thickness of mold slit	0.5 cm
d_f	Film thickness of mold flux	0.005 cm

$$(\phi_{m+1,n} - 2\phi_{m,n} + \phi_{m-1,n}) \dots\dots\dots (5)$$

スラブの表面 ($x=0$) とスラブ中心 ($x=x_1$) について境界条件を加味すれば(6), (7)式が得られる。

i) スラブ表面: $x=0$ ($m=k$)

$$-\kappa \left(\frac{\partial \theta}{\partial x} \right) = q_x = \frac{\kappa_d}{2\Delta x} (\phi_{k+1,n} - \phi_{k-1,n}) \dots\dots (6)$$

ii) スラブ中心: $x=x_1$ ($m=l$)

$$0 = \phi_{l+1,n} - \phi_{l-1,n} \dots\dots\dots (7)$$

(6), (7)式を(5)式に代入して $\phi_{k-1,n}$ と $\phi_{l+1,n}$ を消去すれば $m=k \sim l$ のメッシュだけで計算できる。(6)式で示されるスラブ表面からの熱流束 q_x が凝固の進行を支配するため, 伝熱の機構を鑄型内と 2 次冷却帯の二つにわけて考える。

イ) 鑄型内

$$q_x = h_{xM}(\theta_s - \theta_w) \dots\dots\dots (8)$$

ロ) 2 次冷却帯

$$q_x = h_{xS}(\theta_s - \theta_w) \dots\dots\dots (9)$$

ここで, h_{xM}, h_{xS} はそれぞれ鑄型内および 2 次冷却帯での伝熱係数であり, h_{xS} については(10)式で与えられる実験式¹²⁾を用いる。

$$h_{xS} = 2.25 \times 10^4 W^{0.55} (1 - 7.5 \times 10^{-3} \theta_w) / \alpha \dots (10)$$

Table 2. Chemical composition of sample prepared.

Element	C	Si	Mn	P	S	Al
wt%	0.18	0.37	1.33	0.020	0.017	0.039

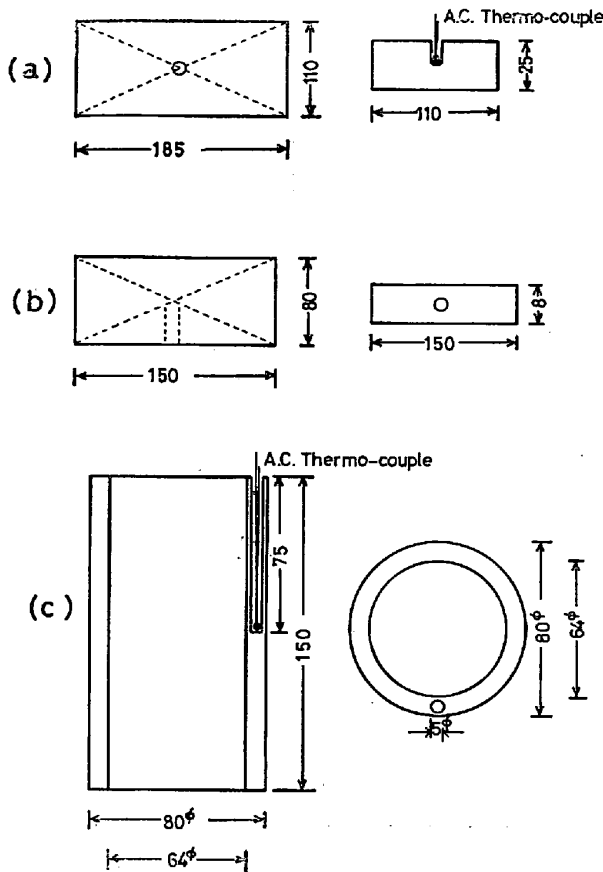


Fig. 1. Samples used in heat cycle experiment.

W は単位面積あたりの冷却水量で $l/cm^2 \cdot min$ で表わされる。 α は2次冷却スプレーが一樣にかかっている場合の冷却効率を考えた補正係数であり、ピンチロールでの鋳片表面温度の実測から $\alpha=4$ として計算を行なった。数値計算にあたっては差分幅は x 方向で 5 mm, z 方向では最初の 100 mm まで 0.5 mm, それ以降は 10

mmとした。

2.2 AlN の析出実験方法

冷却速度の変化により AlN の析出量に差が生じることが予想されるので、連铸鋳片が受ける熱サイクルを想定してシミュレーション実験を行ない析出量を比較する。

実験に供した試料は連铸製の 50 キロ級鋼スラブであり、化学成分を Table 2 に示す。試料の形状は熱サイクルのパターン別に Fig. 1 に示すような3種類とし、試料の板厚中央部には CA 熱電対を埋込み、熱履歴を温度記録計に記録した。

Fig. 1 の試料(a)は冷却だけ行なうため 25 mm 厚であり、バッチ炉加熱後、冷却は炉冷とした。復熱を考慮した試料(b)は 8 mm と薄くし、急熱と急冷を繰返すことを容易にしている。この場合、急熱には加熱用バーナー、急冷にはファンを用いた。実機のロールとスプレイの交互配置を考慮して冷却と復熱を再現する実験には試料(c)を用い、高周波誘導加熱炉を用いて急速加熱を行ない、冷却は窒素ガス吹付けによる強制冷却を行なった。いずれの実験においても 1200°C で 10 min 間以上の溶体化処理を行なった後に、連铸機との対応から 25 min 程度の熱サイクルを実施した。

3. 実験結果

3.1 伝熱解析による従来の冷却パターンの表面温度

コーナー横われが多発した従来の冷却水量による表面温度の伝熱計算を行ない、そのときの冷却水、ゾーン配分を Table 3 に示し、モールド下端から矯正点までの表面温度を Table 3 と Fig. 2 に示した。モールド下端から2ゾーンまでの平均冷却速度は 150°C/m であり熱流束はモールド近傍では約 500,000kcal/m²・hr と求まり、下方に向かうほど熱流束は減少し、冷却速度変化も一定していない。1, 2 ゾーンの熱流束に比較して3ゾーン以降の熱流束は 1/3 から 1/4 低いため、3ゾーン

Table 3. Distribution of cooling water, zone length and calculated surface temperature in conventional spray cooling pattern.

Zone	distance from meniscus	Cooling water (l/min)	Heat flux (kcal/m ² ・hr.)	Calculated surface temperature (°C)	Cooling rate (°C/m)
Mold	0.63	2 500		1 250	
1	1.47	207	4.91 × 10	1 030	190
2	2.31	227	4.60 //	920	101
3	3.81	207	3.12 //	930	-45
4	5.31	143	2.62 //	930	0
5	8.31	301	2.43 //	840	30
6	11.31	137	1.69 //	900	-20
7	15.81	133	1.33 //	900	-3

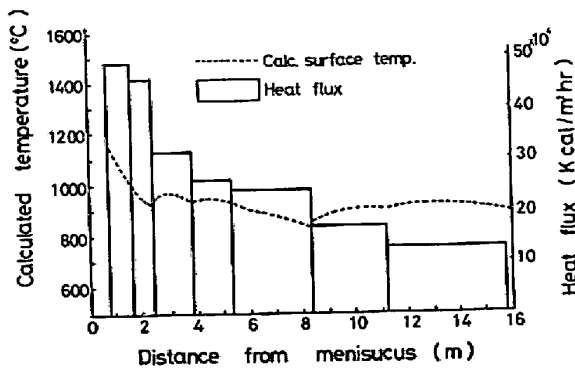


Fig. 2. Profile of surface temperature of conventional spray pattern.

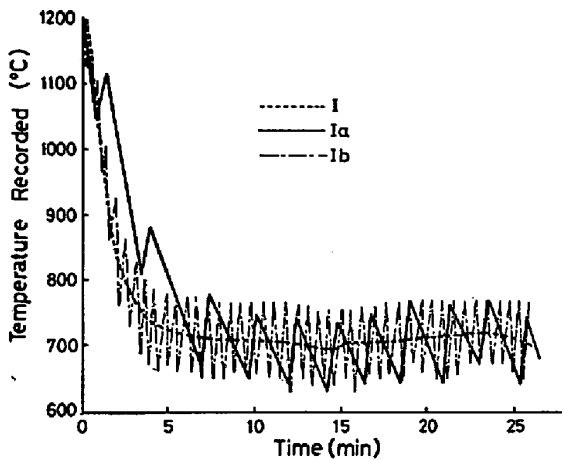


Fig. 3. Temperature curves of types I, I_a and I_b in simulation experiment.

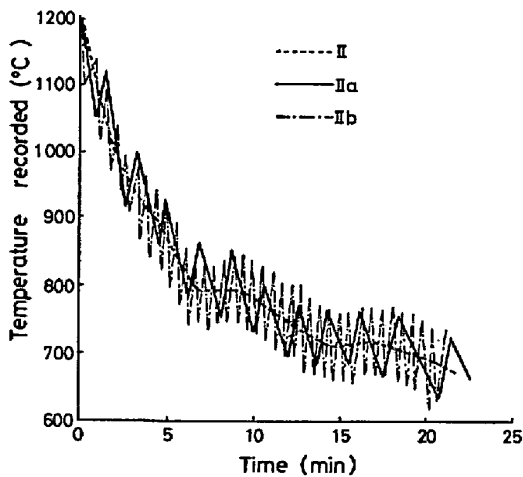


Fig. 4. Temperature curves of types II, II_a and II_b in simulation experiment.

からは復熱と冷却を繰返し、6ゾーンで再び復熱し矯正前では表面中央温度が900°Cと高目である。ゾーンごとの冷却速度で比較すると、連鑄機の上部冷却が100°C/m以上なのに反し、下部では-20から+30°C/mと復熱と冷却を繰返している。すなわち、この冷却パ

Table 4. Amount of N_{AIN} produced by heat treatment experiment.

pattern	N_{total}	N_{AIN}	$\frac{N_{AIN}}{N_{total}} \times 100$	Treatment after experiment
I	55	8	14.5	W.Q*
I_a	58	33	56.9	W.Q
I_b	50	35	70.0	W.Q
I_b	50	42	82.0	A.C**
II	56	5	8.9	W.Q
II_a	56	9	16.1	W.Q
II_b	54	17	31.5	W.Q
II_b	52	16	30.8	A.C

* water quench ** air cool

ーンでは2次冷却帯の上部側の5.31mまでの間で全スプレー水の58%を費す頭部強冷タイプである。

3.2 AIN析出のシミュレーション実験結果

熱サイクル実験は種々の冷却パターンを考慮して行ない、代表的な例をFig. 3, 4に示す。連鑄鑄型下端から急激に温度降下させた冷却パターンをI型とし、逆に連鑄機上部から矯正点に至る冷却過程をI型より緩和した冷却パターンをII型とし、この2つを基本パターンとした。添字aは基本パターンに冷却と復熱の温度変化を100°C与えた冷却パターンであり、連鑄機のロールとスプレイの交互配置を考慮して冷却と復熱を再現させた熱サイクルは添字bで示した。

実験を行なった6種の冷却パターン別の N_{total} と N_{AIN} は熱電対の埋込み位置から採取し、それらの分析結果をTable 4に示す。Fig. 3, 4に示した単純冷却のI, II型ではAINの析出は起こらず、冷却と復熱を3min間隔で単純冷却曲線の±50°Cを上下させた I_a 型は実機と同程度のAINが析出している。しかし I_a 型と同様の冷却と復熱を繰返してもAINの析出容易温度領域の下限温度、すなわち、700°C以下からの復熱を行わずに熱サイクルを繰返した II_a 型では N_{AIN} が9ppmしかなく、したがって連鑄機の上部での冷却速度が100°C/m以下の弱冷型の方がAINの析出防止に対し有利であることが明らかとなった。また、従来の冷却パターンでは表面欠陥の発生率が高かったことはAINの析出と密接な関係にあることが示唆された。

実機に対応させた I_b , II_b 型のシミュレーション実験ではさらに明瞭となつて、 I_b 型では N_{AIN}/N_{total} 比は70%に対し II_b 型では半分以下の31.5%の析出しかない。加えて、熱サイクルの終了後に試験片を放冷処理した場合は I_b 型では水冷に比較して14%の析出増加があるが、 II_b 型の場合では空冷と水冷による差はまったくないことが判明した。

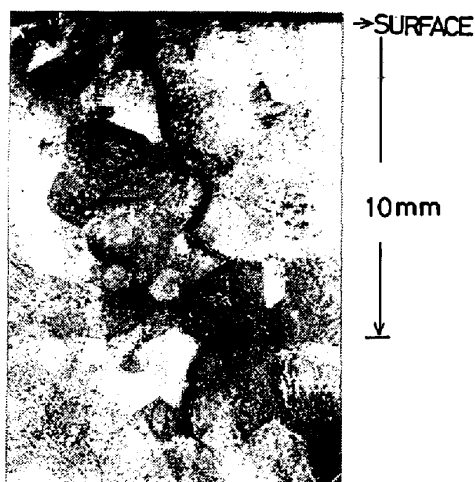


Photo. 1. Microscopic observation of transverse corner crack.

3.3 ゾーンごとの冷却と復熱

コーナー横われは Al が 0.02% 以上の鋼種に現われ矯正時に引張り力を受ける鱗片の上面側に発生しやすく、下面側の発生はほとんどない。検鏡結果から Photo. 1 に示すように結晶粒界でわれており、内部酸化や脱炭組織が検出されないことから AlN 起因のわれと推測される。

冷却は上、下面とも同等に行なわれるので AlN の発生には差はないが、上面側は引張り力を受けるため下面側よりわれ発生率が高い。

われ近傍の AlN の存在は飯田ら¹⁾によつてすでに認められており、著者らもわれ近傍の析出物を 2000 から 10000 倍の電子顕微鏡観察で確認した。

冷却パターンによる欠陥発生の大筋を把握するため、操業要因の影響について 50 キロ級造船用鋼の 216 ヒートを対象に重回帰分析を行なつた。スラブ 1m 当たりのコーナー横われ個数 Y は (11) 式によつて与えられた。

$$Y = -1.98X_1 - 4.30X_2 + 265.98X_3 - 552.71X_4 + 307.09X_5 - 171.85X_6 + 36.72 \dots\dots\dots (11)$$

ここで、 X_1 : モールド使用回数

X_2 : クーリング・プレートジャケット温度差

X_3 : 2 ゾーンのスプレー比水量

X_4 : 4 ゾーンのスプレー比水量

X_5 : 3 ゾーンと 4 ゾーンのスプレー比水量の

和

X_6 : 5 ゾーンのスプレー比水量である。

(11) 式から連铸機の上部での冷却を強化したりあるいは下部冷却を弱冷にすることはコーナー横われの発生を招きやすいことが判明した。前述の伝熱解析にもとづく従来の冷却パターンの表面温度推移は連铸機の冷却ゾー

ンごとの冷却と復熱を問題にしたわけであるが、ロールとスプレーの繰返しによる局所的な冷却と復熱の AlN 析出におよぼす影響を調べた。

シミュレーション実験の補足として、今 AlN の析出が一番多かつた I_a 型冷却パターンを变形し、25 min 間の熱サイクルを 15 min に短縮した場合と、冷却と復熱の温度差の $\pm 50^\circ\text{C}$ を $\pm 25^\circ\text{C}$ に変更した実験を行ない、記録温度を Fig. 5 に、その際の N_{total} と N_{AlN} の分析結果を Table 5 に示した。同表には I_a 型と比較して示してあるが、保持時間を 15 min に短縮すると I_a 型に比べ 40% 程度しか析出がなく、冷却と復熱の振幅を 1/2 にすると約 60% 程度しか AlN の析出はないことが判明した。これより AlN の析出には冷却と復熱の温度差と繰返し数が効いている。また同じ繰返し数であっても 700°C 以下からの復熱過程がなければ AlN の析出を極めて低く抑制できることも判明した。

3.4 実機における冷却と復熱の振幅

実機におけるロールとスプレーの繰返しによる冷却と復熱の挙動を計算により推定した。計算方法は 2.1 節で述べたが、補足項目として、

- 1) ロールによる抜熱はないものとする。
- 2) スプレー水はロール間にのみかかるとし、スラブ幅方向のかかり方は均一とする。

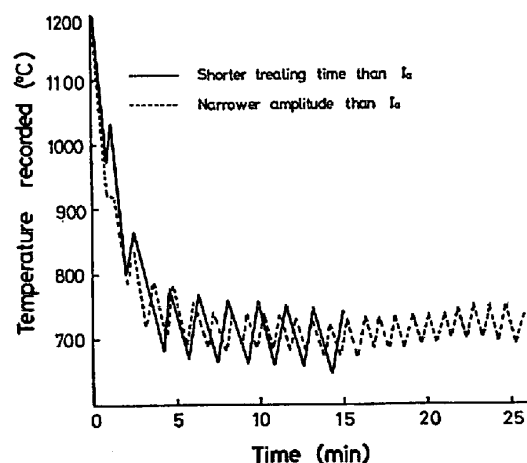


Fig. 5. Modifications of type I_a cooling pattern.

Table 5. Effect of repetition of heat cycles on AlN formation.

Key of Fig.	cooling pattern	N_{total} (p.p.m)	N_{AlN} (p.p.m)	$\frac{N_{\text{AlN}}}{N_{\text{total}}} \times 100$ (%)
	I_a	58	33	56.9
—	shorten $> I_a$	59.5	13.5	22.7
.....	$I \pm 25^\circ$	58.0	19.0	33.6

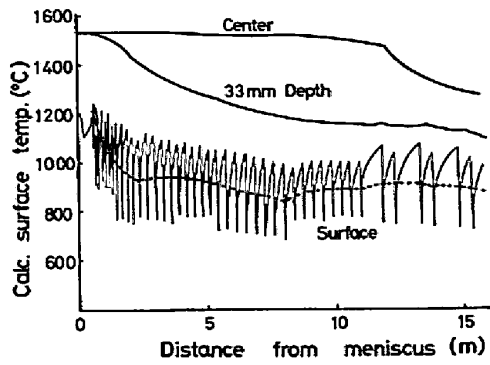


Fig. 6. Effect of roll pitches on surface temperature of continuous casting slab.

3) スプレー水のかかる部分の熱伝達係数 h_{sp}^{local} はゾーン内平均と(12)式の関係が成立するとする。

$$\sum_{\text{ゾーン内}} l_{sp} \cdot h_{sp}^{local} = L \cdot h_{sp}^{average} \dots\dots\dots (12)$$

ここで l_{sp} はロールとロールの間のスプレー帯長さ、 L は2次冷却帯の全長、 $h_{sp}^{average}$ は2.1節で示したゾーンに一樣に水がかかるとしたときの熱伝達係数である。計算においてメッシュは厚み方向に対して5.5mm、長さ方向に対しては2mm間隔とした。

計算結果を Fig. 6 に示す。スプレー冷却による冷却と復熱の繰返しは表面から33mm深さでその影響はほとんど消滅するが表面での冷却と復熱は鑄型直下の2次冷却帯で $\pm 100^\circ\text{C}$ の範囲であり、溶鋼湯面から3m以降では $\pm 200^\circ\text{C}$ の急激な温度変化を呈している。

3.5 連鑄機上部冷却の表面欠陥におよぼす影響

AIN起因のコーナー横われは矯正点での表面温度を結晶粒界脆弱温度域に入らないように避ければ発生が少ないことが報告されている³⁾。しかしながら今まで述べてきたように上部の冷却速度、表面温度が主にAINの生成と関連し、この部分での冷却をコントロールすることによって表面欠陥の発生をかなり減少させ得ることが予想されるので、矯正温度と冷却パターンのいずれが表面欠陥に対し支配的かを以下の実験により確認した。

- X法：頭部強冷かつ下部も強冷する冷却パターン (シミュレーション実験のI型に類似)
- Y法：モールドから8mまでは従来型冷却としそれ以

Table 6. Spray water and calculated surface temperature in X, Y and Z patterns.

Pattern	X		Y		Z	
	l/ min	°C	l/ min	°C	l/ min	°C
Mold	2 000		2 000		2 000	
I	356	1 020	356	1 020	180	1 100
II	430	940	402	950	280	1 020
III	500	870	409	960	370	960
IV	550	830	340	900	470	870
V	566	800	607	840	607	850
VI	566	800	566	800	319	880
VII	566	770	566	770	334	880

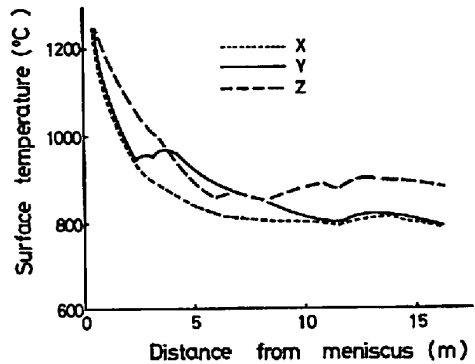


Fig. 7. Surface temperature of X, Y and Z patterns.

降は下部強冷を行なう方法

Z法：Y法とは逆に頭部を弱冷にし下部では従来型冷却パターンに沿う冷却方法

これら3方法のスプレー流量と計算による表面中央温度を Table 6, Fig. 7 に示す。

3.5.1 X, Y, Z冷却パターンの実験と結果

50キロ級鋼の220mm厚スラブを用いて各方法について4ヒートの合計12ヒートの実機実験を行なった。調査はコーナー横われ発生個数、コーナー部、幅中央部

Table 7. Experimental results of secondary spray patterns of X, Y and Z.

Cooling Pattern	No. of Corner Cracks per Slab	Corner		Center		Surface Temp.	
		N_{AIN}	N_{AIN}/N_{total}	N_{AIN}	N_{AIN}/N_{total}	Corner	Center
X	38	45 ppm	72.7%	36 ppm	62.1%	700°C	870°C
Y	50	43	73.6	32	58.2	700	875
Z	0	29	54.5	5	9.6	740	950

の光高温計による表面温度の測定およびスラブ鑄片のAIN分布に関して行ない、その結果をTable 7に示す。

頭温足温型のZ法ではコーナー横われはまったく発生しなかつた。これに対し頭部を強冷にする冷却法のX, Y法はそれぞれスラブ当たり平均 38, 50 個の発生をみた。矯正点でのスラブコーナー温度はコーナー横われの発生したX, Y法では 700°C 程度であるのに対し、コーナー横われの発生がないZ法では 740°C を示し、前者に比較すると 30°C 以上の高い温度で推移している。さらに3つの冷却法によるコーナー部のAIN量についてみると、 N_{AIN}/N_{total} 比でX, Y法が 73% の値を示すのに反し、Z法では 54.5% であり頭部弱冷パターンは約 20% 析出が少ない。

この差は中央部において一層顕著となり、3方法ともコーナー部に比較して幅中央部はAINが少なくなっているが、とくにZ法ではコーナー部の平均が 54.5% に対し、鑄片中央部では N_{AIN} が 5ppm であり、 N_{AIN}/N_{total} 比でも 9.6% と極端に少なく、粒界を脆弱にするAINが他法に比べ 1/5 から 1/7 少ないことから縦われにも有利であることが予想される。以上の結果より矯正点温度のみを重視したX, Y法ではコーナー横われの発生があり、矯正温度よりは2次冷却帯での冷却パターンに注目したZ法はコーナー横われの発生がないことから、連鑄機上部での強冷は冷却と復熱を繰返し起こさせ、かつFig. 6に示したように700°C以下からの復熱となる可能性が高い。以上のことから連鑄機上部での冷却が鑄片の表面欠陥発生を左右するので、これらを考慮する冷却パターンの重要性が認識された。

4. 表面欠陥防止のための2次冷却パターン

モールドおよびモールド直下の2次冷却を強化すれば凝固厚みの不均一をおこしやすく、また粒界を脆弱にするAIN生成を容易にする傾向にあり、このような場合には熱応力のためにわれ発生を伴いやすい。Fig. 2に見られたように従来の表面温度曲線はゾーンごとに復熱が著しく、凝固シェルの均質な成長に好ましくない。しか

も連鑄機上部で強冷となり冷却速度が早くなっているのので、700°C以下からの復熱の可能性が高いと考え、今まで述べてきたシミュレーション実験や伝熱解析の結果を取り入れ、表面温度変化のできるだけ小さい冷却パターンを作製することを試みた。

すなわち、従来冷却法による冷却速度の解析結果をもとに熱流束と表面温度を、

イ) 頭部冷却ゾーンの冷却速度を 100°C/m 以下に抑え、熱流束は 70 000kcal/m²·hr 減らす、

ロ) 下部冷却ゾーンでは冷却速度を 10~20°C/m にし、熱流束は 30 000~50 000kcal/m²·hr 増加する。

のように修正した。

次に、鑄片表面温度はゾーンごとで復熱を起こさず漸次冷却するように設定し、熱流束と表面温度の関係から(9)式を用いてスプレーゾーンにおける伝熱係数を求め、さらに(10)式の関係から単位面積当たりの冷却水量が決まり、これからゾーンごとの冷却水量を決定した。得られた冷却水量をもとにして再計算した表面温度曲線と熱流束をFig. 8, Table 8に示す。

計算によつて求めた新規の冷却パターンをその形状から平滑型と名づけ、従来の冷却パターンとの比較でみると、

- a. 0.63 から 4m 間では従来型の方が強冷で表面温度が平滑型よりも最大 100°C 低い。

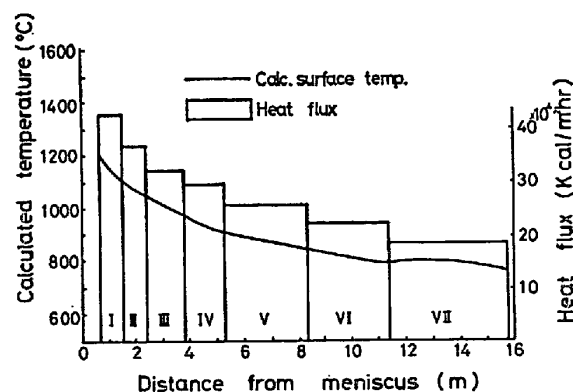


Fig. 8. Calculated surface temperature of "gently-sloping" spray pattern.

Table 8. Calculated results of "gently-sloping" secondary cooling pattern.

Zone	Heat flux (kcal/m ² ·hr)	Surface temp. (°C)	Calculated cooling water (l/min)	Calculated surface temp. (°C)	Cooling rate (°C/m)
1	4.3 × 10 ⁵	1 140	90	1 110	125
2	3.7 //	1 060	118	1 045	65
3	3.2 //	970	190	970	50
4	3.0 //	910	190	905	43
5	2.6 //	850	321	840	22
6	2.3 //	800	289	800	17
7	1.9 //	775	319	770	6

Table 9. Comparison of transverse corner cracks between conventional and "gently-sloping" spray pattern.

Cooling pattern	Slab size	No. of heats	Transverse corner cracks per two slabs	Observed corner temperature
Conventional	220×1575	17	87.8	800°C
Gently-sloping	220×1575	16	0	730

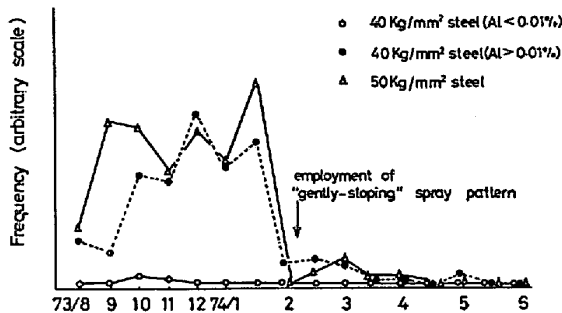


Fig. 9. Trends of frequency of transverse corner cracks on continuous casting slab after employment of "gently-sloping" spray cooling pattern.

- b. 4 から 15.8m 間では前項 a とは逆転し、平滑型は冷却速度が平均 $18^{\circ}\text{C}/\text{m}$ と強化されている。
- c. 矯正点直前のスラブ表面中央部での温度は従来型 900°C 、平滑型は 770°C と大きく異なっており後者の方が結晶粒界脆弱温度領域に対し有利である。
- d. 平滑型は従来型に比較してゾーンの継目での復熱がまったく抑えられた冷却パターンである。

なお、従来型と平滑型の冷却水配分が異なることに起因する最終凝固位置は 50 キロ級鋼の固相線温度を 1466°C とすれば、前者がメニスカスから 12.0m、後者は 12.5m となり両者の差はほとんどない。

4.1 平滑型冷却パターン採用による表面欠陥の減少

平滑型冷却パターンの実験を 16 ヒート行ない、代表スラブ 2 枚に出現したコーナー横われ個数の平均と、同時期に铸造した従来型冷却パターンによる 17 ヒートの欠陥発生率を Table 9 に比較する。平滑型冷却パターンの採用によりコーナー横われの発生を完全に防止できた。ヒート単位のコーナー横われ発生率の昭和 48 年 8 月から昭和 49 年 6 月までの推移を Fig. 9 に示す。平滑型冷却パターンを採用した昭和 49 年 2 月以降ではわれ発生率が著しく減少できている。

さらに、縦われはパウダーの選択やモールド内冷却が適正でない場合に、凝固シエル厚みが不均一となつて応力の集中を受け発生する。また凝固シエルの強度を低下させる成分として S, Al があり、Al が 0.01% 以上で

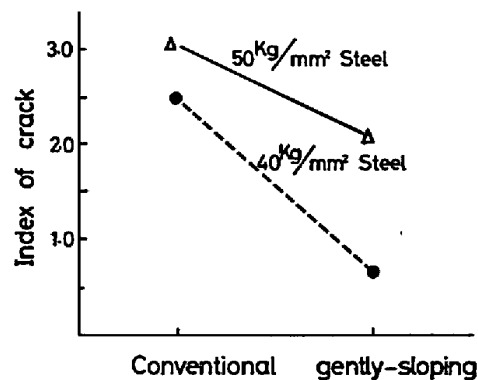


Fig. 10. Decrease of longitudinal surface cracks by use of "gently-sloping" spray pattern.

われ発生は急増する。本実験の平滑型冷却パターンの 40 キロ級鋼および 50 キロ級鋼におよぼす縦われ発生傾向を調査し縦われ発生指数を Fig. 10 に示した。再鋼種とも縦われ指数が大幅に減少している。平滑型冷却パターンによれば凝固シエルの厚みの変動が少なく、しかも AlN の析出が少ないために横われのみならず縦われも減少させる効果があることが確認された。

5. 考 察

5.1 従来の研究の展開

連铸における鋳片表面欠陥のうちコーナー部に現われる横われは円弧型の連铸機では矯正を余儀なくされるため、従来から発生しやすい傾向を有していた。このため防止法についての研究が行なわれているが、一般的に連铸機実機での冷却水量を増減し矯正時の温度を変更する考え方は種々の鋼種の比較的高温域における機械特性、とくに伸び、絞り注目した研究によつて支持されている場合が多い。

冷却関係については GROSSKURTH ら¹³⁾は 9.8m 半径の連铸機で細粒化した一般構造用鋼を铸造した場合、50 キロ鋼ではコーナー横われが多いのに対し、40 キロ級鋼ではコーナー近傍に横われが出やすいことを示している。これは高温脆化に基づいており、脆化領域を避けるため高張力鋼は 0.6 l/kg の比水量で 2 次冷却水のスプレイパターンを作成している。彼らによれば高温の脆化

域は1200°Cから開始し800°C以下では絞りが回復しているが回復の温度は鋼種によって差が現われている。連铸機の場合はモールドの直下で1100°C程度の表面温度であり矯正点までのほぼ全域が脆化域となるためスプレイ冷却水を減少し高温矯正によってわれを防止しようとする根拠に乏しい。GROSSKURTHら¹³⁾とは反対に多量に冷却水を使う冷却方法としてはSCHMIDTら²⁾の研究がある。彼らによると1.0 l/kgから1.6 l/kgに冷却水量を増加させるとわれによる格落率は9.5から2.5%へ減少した。粒成長を阻止するだけではコーナー横われを防止できずむしろスラブ表層に細粒の γ 結晶を作るようにし、このためには $\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$ の繰返しの変態が効果があることを述べている。そのためにはスラブ表面温度を矯正点近傍で300°Cほど復熱させて A_{c3} 温度を越えることによつて結晶粒の微細化が可能であり、この方法によりコーナー横われを防止できるとしている。

伊藤ら²⁾はAl無添加鋼でも800°Cで絞り値が50%以下になるとしており、この点同鋼種についての長谷部ら⁹⁾の研究とは異なり、変態脆性が考えられるが、AINの存在しない場合の脆弱温度域は800°C代のみに限られており、脆弱温度域は極めて狭い。

以上述べてきたように鋼の高温強度に基づき矯正点のみの冷却方法を重視し、析出物と関連させた冷却方法については皆無であった。したがつて、今回著者らが注目したAIN生成の他にNbC、NbN、 V_4C_3 なども粒界析出することによつて連铸スラブ表面温度範囲で脆化をもたらすことが考えられる¹⁴⁾からNb、V添加鋼はこれらの析出物との関連で冷却パターンを検討する必要がある。

5.2 AINの生成

今まで考察してきたように、従来の研究は連铸スラブ表面温度範囲で析出するAIN析出物との関連で冷却法を検討しておらず、著者らはこの点に関し、連铸の温度履歴を再現した実験室的研究と実機操業を踏まえて連铸の2次冷却法を検討してきた。

飯田ら¹⁾によればAINの析出は冷却過程と昇温過程では析出量に差が現われている。すなわちFig. 11に示すように1200°Cからの冷却過程のみの場合には800°Cまでの温度範囲内ではAINの析出はほとんどなく、全窒素量に対するAIN中の窒素は10%代であるのに反し、室温からの昇温過程では700°Cに到達すると40%の析出があり、さらに800~900°Cではおよそ90%程度が析出している。

今実験の連铸スラブの熱履歴をシミュレートした熱サイクル実験からも全く同様なことがいえて、前述したように単純冷却のみの場合には析出量は10%代であり、復

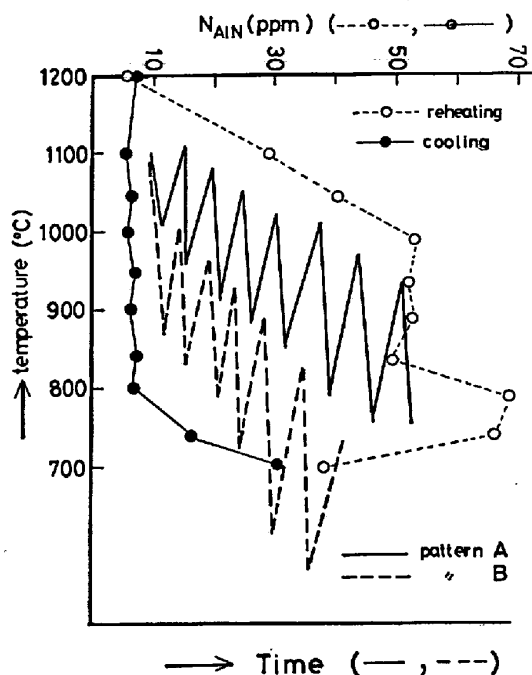


Fig. 11. Schematic representation of surface temperatures in top region of spray zone with relation to precipitation of AlN owing to IIDA et al¹⁾.

熱過程を考慮すると70%代程度の析出があり、本実験と飯田らの実験結果は一致している。

AINの析出については(13)式がDARKEN¹⁵⁾によつて

$$\log[\%Al] \cdot [\%N] = -7400/T + 1.95 \dots (13)$$

与えられており、実験に用いたAl、Nの濃度から平衡計算した場合800°Cで150ppmのAIN生成があることから最も析出が多いときでも平衡値に対して約50%の析出であると見做せる。

今、Fig. 11に示す2つの冷却パターンA、Bがあるとし、連铸機上部で緩冷却するAパターンでは、ロールとスプレイの交互配置でも700°C以下からの復熱がないのに対し、逆に連铸機上部で強冷却するBタイプの場合には700°C以下からの復熱となる機会が多いためAINの析出が容易になる。非金属介在物の増殖や消滅過程はオストワルド成長によつて説明され、今実験のAINの析出過程についてもこの考え方が適用される。すなわちBタイプの冷却のように700°C以下に急冷され、その際発生したAINの核が一部復熱により溶解するが、臨界核より大きいものは未溶解で残り、これが次の冷却時の核として働くためAINの析出が容易になつてることが考えられる。このことから凝固殻の薄い、連铸モールドを出たばかりの時期で、AINの析出が多ければオーステナイト結晶粒界は脆弱となり表面欠陥の起点となる。したがつて、コーナー横われと同様に縦われ発生傾

向が Al 濃度の増大とともに影響を受けやすくなるのは前述の AlN の溶解度積からも Al が高いほど AlN の析出が容易であることに基づいている。

連铸機の場合、矯正点における鑄片表面温度を 700°C 以下にするか、900°C 以上にして脆弱温度域を避ける 2 つの方法が考えられて来たが、冷却パターンで AlN の析出量が異なることから、析出を抑えれば矯正点でのコーナー横われは鑄片表面温度がかりに脆弱域にあつても問題はなく、連铸機の上部冷却は A タイプの冷却パターンが望ましいという結論が導かれる。

6. 結 語

連铸スラブの表面欠陥の発生防止を目的として、2 次冷却パターンおよび析出物の影響について調査した。連铸の 2 次冷却法についての従来の研究は鋼の高温強度に立脚し、AlN 析出物との関連で冷却法を検討しておらず著者らは連铸の温度履歴を再現した実験室的研究と実機操業を踏まえて連铸の 2 次冷却法を検討した。

1) 連铸スラブの表面欠陥の多発した冷却パターンによる鑄片表面温度を伝熱解析から求めたところ、モールドから 2 ゾーンまでの上部冷却が 150°C/m であり、下部では復熱と冷却を繰返す頭部強冷タイプであった。

2) 鑄片の冷却を実験室的にシミュレートして、6 種の冷却パターンの熱サイクルを与え、 N_{total} と N_{AlN} の分析を行なった結果、AlN 析出は頭部強冷タイプに多くかつ冷却と復熱の繰返し数に依存することが判明した。とくに 700°C 以下からの復熱過程により析出が顕著になる。

3) 矯正温度と冷却パターンのいずれが表面欠陥に対し影響が大きいかを確認するため、3 つの冷却パターンを実機に適用して、コーナー横われと AlN の生成を調

査したところ矯正点温度を重視した 2 方法ではわれ発生があり、 N_{AlN}/N_{total} が 0.73 であり、一方連铸機上部冷却を弱冷にした冷却法ではわれ発生が皆無であり、 N_{AlN}/N_{total} は 0.54 であつた。

4) 上記結果と操業要因の解析から連铸機上部冷却の強化はコーナー横われ発生が顕著となることを見だし、理想的な熱流束と表面温度を仮定してゾーンごとの復熱を防止した新しい平滑型冷却パターンを開発した。

5) 平滑型冷却パターンの採用によつてコーナー横われの発生を完全に防止できたばかりでなく縦われの出現をも大幅に減少できた。

文 献

- 1) 飯田, 守脇, 上田, 垣生: 鉄と鋼, 59(1973), S 89
- 2) L. SCHMIDT and A. JOSEFSSON: Scand. J. Met., 3(1974), p. 193
- 3) 安斎, 山下, 宮下, 阪本, 菅, 角南: 鉄と鋼, 60(1974), p. 973, 60(1974), S 37
- 4) C. J. ADAMS: Proc. Nat. O-H Comm., (1971), p. 290
- 5) G. KOMMA, G. VOGT, and K. WUNNENBERG: Iron Steel Eng., (1973), June, 68
- 6) 長谷部, 古賀, 矢村, 筋川: 鉄と鋼, 58(1972), S 221
- 7) 伊藤, 撰待, 作本: 鉄と鋼, 61(1975), S 132
- 8) E. A. MIZIKAR: Trans. Met. Soc. AIME, 239(1967), p. 1749
- 9) 森山, 鞭: 鉄と鋼, 54(1968), p. 1127
- 10) 川和, 永岡, 根本: 鉄と鋼, 56(1970), S 268
- 11) 松野, 中戸, 大井: 鉄と鋼, 60(1974), p. 1023
- 12) 島田, 三塚: 鉄と鋼, 52(1966), p. 1643
- 13) N. GROSSKURTH, M. HATER, and B. REDENZ: Concast Meeting (1973, Nov.)
- 14) 江見, 中戸: 私信
- 15) L. S. DARKEN: J. Metals, 3(1951), p. 1175