

UDC 669.14-412-147 : 621.74.047 : 669.15'24'26-194.55
: 669.15'26-194.55 : 669.14.018.8

論 文

水平連鑄の鑄造安定性におよぼす諸要因の影響

梅田 洋一*・杉谷 泰夫*・三浦 実*・中井 健*

Effects of Various Factors on the Stability of Casting in Horizontal Continuous Casting

Youichi UMEDA, Yasuo SUGITANI, Minoru MIURA, and Ken NAKAI

Synopsis :

The horizontal continuous casting machine of 2 ton laboratory scale was installed to investigate the basic problems associated with casting round billets of carbon steels and stainless steels.

The main results obtained are as follows :

(1) Intermittent withdrawal is essential for the prevention of break out during the casting of the billets in the operation of the horizontal continuous casting without mould oscillation.

(2) For joining the mould to the tundish, the gap between the mould and the refractory nozzle of the tundish has to be minimized to prevent the molten steel penetration into the gap forming fin shape solidification shell which results in break out. Nitride refractories, e.g. boron nitride refractory, has been found to give satisfactory results.

(3) The difference of the inner diameter of the mould and the refractory nozzle has to be minimized to decrease the discontinuity of solidification morphology beneath the surface of the pull mark.

(4) The friction force between mould and solidified shell of stainless steel is larger than that of carbon steel. Nickel plating with solid particle dispersion as a lubricating agent enormously decreases the friction force between the mould and the solidified shell, which enabled casting 150~260 mm ϕ stainless steel billets.

1. 結 言

連続鑄造機の建設費低減あるいは操業性の改善の点から、機械高さを小さくする努力が多く払われてきており、水平連続鑄造法はその究極の姿として長年の間技術開発の1つの目標であつた。鑄鉄、非鉄金属を対象とした水平連続鑄造法は以前から実用化されているのに対して、鋼では一部小断面の炭素鋼ビレットに関して工業化に成功したという報告¹⁾²⁾¹¹⁾以外は、まだほとんど実用化されていないのが現状である^{3)~5)}。J. MARSH³⁾は試験的に8t取鍋から75mm~150mm ϕ ビレットあるいは95mm ϕ ビレットを製造し、石川ら¹⁾は、さらにその方式を発展させ、40t取鍋から115mm ϕ の炭素鋼ビレットを2ストランド機で鑄込み、ほぼその工業化に成功したとしている。またV. T. SLADKOSHTEEVら⁴⁾はパイロットプラント段階で、10t取鍋から200mmまでの角あるいは丸ビレットが製造可能であると報告して

いる。以上の報告によれば、鋼の水平連鑄法の鑄込み技術として次の2点が重要であると考えられる。すなわち(1)引き抜き方法、(2)タンディッシュとモールドを接続する耐火物の選定、である。引き抜き方法としてはすべて間歇引き抜きが採用されており、1min間に20サイクルから200サイクル程度までの間歇引き抜きが用いられている。引き抜きパターンは通常引き抜き一停止であるが、一部で引き抜き一圧縮の場合もある^{1)~3)}。接続耐火物としては、窒化珪素(Si_3N_4)³⁾、窒化珪素に窒化ボロン(BN)を配合したもの¹⁾²⁾¹¹⁾、あるいは詳細は不明であるが、黒鉛れんがに特殊コーティングを施したもの⁴⁾が知られている。

しかしながら従来の報告では、引き抜き方法として連続引き抜きを採つた場合に生じる現象、あるいは鑄込み安定性への影響については十分に論じられていない。間歇引き抜きにおける適正引き抜きパターンについても不明である。また接続耐火物については、酸化物系の耐火

昭和54年4月本会講演大会にて発表 昭和55年11月26日受付 (Received Nov. 26, 1980)

* 住友金属工業(株)中央技術研究所 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-3 Nishinagahondori Amagasaki 660)

物を用いた時の現象が明らかでなく、接続耐火物の形状についての検討はあまりなされていない。さらにモールド内の潤滑については全く論じられていない。

そこで筆者らは最大 2 t 溶鋼規模の水平連铸試験機を設置し、水平連铸法の安定操業に対して本質的な影響を有すると考えられた問題点について基礎的な試験を重ねた。150 チャージを越す試験の結果、最適条件を見出し、炭素鋼およびステンレス鋼丸ビレットの安定製造方法を確立するに至った。以下鋼の水平連铸法の基本的な問題点とその解決策についての試験結果を報告する。

2. 実験方法

2.1 実験装置

実験に用いた水平連铸装置の概略図を Fig. 1 に、装置の仕様を Table 1 に示す。装置の主要構成部分は、タンディッシュ、モールド、引き抜き装置である。タンディッシュは油圧モーター駆動の走行台車上に搭載されており、铸込み前はモールドと切り離されている。図には示していないがタンディッシュ上方に昇降可能な予熱用バーナーが設けてあり、タンディッシュ内部を最高 1200°C まで予熱可能である。モールドは銅製のチューブラー形状であり外部は水冷ジャケットでおおわれている。モールドは固定方式でありオンシレーション動作は行わない。また本実験では 2 次冷却用スプレーゾーンを配置していない。

引き抜き装置は油圧モーター駆動台車であつて、連続

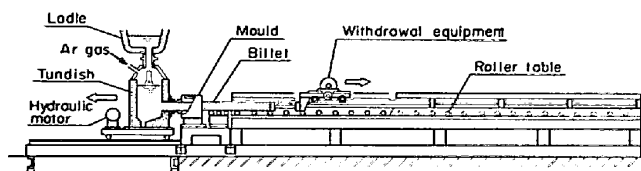


Fig. 1. Elevation view of experimental machine.

Table 1. Specification of experimental machine.

Ladle capacity	1,2 ton
Tundish capacity	0.6 ton
Billet diameter	120~260 mm ϕ
Billet length	max. 7 m
Steel grade	Carbon steel, stainless steel
Withdrawal equipment	Hydraulic drive
Withdrawal method	Continuous, intermittent
Mould	Water cooled copper
Secondary cooling	Not adopted

的、間歇的に引き抜きが可能である。铸片の引き抜き長さは溶鋼量、铸片径によつて決まるが、通常 3 m から 6 m まで铸込んだ。

2.2 铸込み手順

铸込み前には、タンディッシュは Fig. 1 の左側の部分にあつてモールドとは切り離されており、予熱用バーナーによつてほぼ 1100~1200°C に加熱される。ダミーパーヘッドをモールド内に装着した後、タンディッシュ走行台車を移動させモールドとタンディッシュを連結する。つぎに取鍋 (1 t ないし 2 t 溶鋼) をタンディッシュ上にセットし、同時にタンディッシュ内を Ar シールする。取鍋内溶鋼温度が所定値になれば、タンディッシュに溶鋼を注入し、モールド内に溶鋼が充満した時点で引き抜きを開始する。所定の引き抜き長さになれば引き抜きを停止し铸片が完全凝固した後、タンディッシュ底より残湯を排出し、ついでタンディッシュとモールドを切り離す。

2.3 実験条件

水平連铸法の安定铸込みに対して大きな影響を有すると考えられた次の 3 項目を中心に検討を進めた。すなわち 1) 引き抜き方法、2) タンディッシュとモールド間の接続構造と接続耐火物、3) モールド内潤滑方法、である。実験条件を Table 2 に示す。また铸込んだ鋼種の化学組成を Table 3 に示す。1) の引き抜き方法については、まず連続引き抜きと間歇引き抜きの差を実験的に確認し、ついで間歇引き抜きの引き抜きパターンを種々変化させた。引き抜きサイクルとしては毎分 24 サイクルから 60 サイクルの範囲で铸込んだことになる。ただし通常の場合、0.5 s 引抜、1.5 s 停止の 30 サイ

Table 2. Experimental conditions.

Average casting velocity	0.35 ~ 1.20 m/min.
Withdrawal pattern	Continuous or intermittent
Pull time	0.25 ~ 1.0 sec.
Stop time	0.75 ~ 1.5 sec.
Withdrawal cycle	24 ~ 60 cycle/min.
Refractory nozzle material	BN, Al ₂ O ₃ -graphite Al ₂ O ₃ , ZrO ₂ , SiO ₂
Plating of mould inner surface	Cr plating Ni plating with dispersion of (CF) _n
Superheat in tundish	10 ~ 80°C
Oxygen concentration in tundish	< 0.1 %

Table 3. Chemical composition of tested steels. (wt%)

Steel grade	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	
S 20C	0.19 ~0.22	0.25 ~0.33	0.55 ~0.64	0.012 ~0.018	0.010 ~0.018	tr.	tr.	
S 50C	0.48 ~0.53	0.24 ~0.34	0.85 ~0.92	0.012 ~0.018	0.010 ~0.018	tr.	tr.	
SUS 304	0.04 ~0.08	0.45 ~0.60	1.40 ~1.60	0.010 ~0.025	0.002 ~0.004	9.10 ~9.40	18.00 ~18.70	
SUS 430	0.04 ~0.07	0.44 ~0.55	0.50 ~0.65	0.010 ~0.018	0.002 ~0.004	0.15 ~0.25	16.20 ~16.60	
SUS 321	0.04 ~0.06	0.40 ~0.55	1.40 ~1.60	0.015 ~0.020	0.002 ~0.004	9.30 ~9.60	17.20 ~17.50	Ti 0.45~0.55
SUS 316	0.05 ~0.07	0.70 ~0.85	1.50 ~1.65	0.015 ~0.022	0.002 ~0.005	12.20 ~12.50	17.40 ~17.60	Mo 2.25~2.40
SUS 310	0.05 ~0.07	0.45 ~0.54	1.45 ~1.55	0.015 ~0.022	0.002 ~0.005	19.50 ~20.40	24.50 ~25.70	
Alloy 800	0.05 ~0.07	0.48 ~0.58	1.05 ~1.20	0.015 ~0.023	0.002 ~0.004	31.50 ~33.00	19.50 ~21.00	Ti 0.38~0.42 Al 0.38~0.42
Alloy 600	0.05 ~0.07	0.30 ~0.40	0.28 ~0.32	0.005 ~0.008	0.002 ~0.003	74.00 ~76.00	14.20 ~16.00	

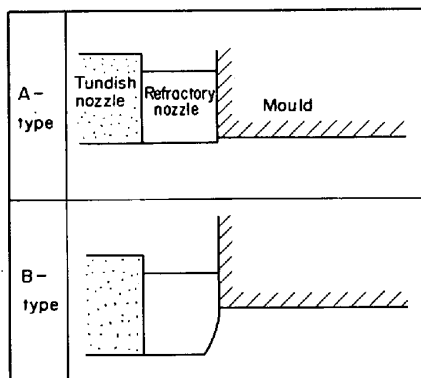


Fig. 2. Joining method between refractory nozzle and mould.

ル/min を採用した。

2) のタンディッシュとモールド間の接続耐火物の材質として Table 2 に示すように、酸化物系および窒化物系について鑄込み実験を行った。BN 質耐火物については、Fig. 2 に示すように 2 種類の形状を検討した。A 方式はモールド内径と BN 内径がほぼ同じ場合であり、B 方式は段差が大きい場合である。

以上の 1), 2) に関する実験は、Table 3 に示した供試材の中から主に S 20C, S 50C を用いて行い、鑄片径として 120~150 mm φ, 鑄込み速度として最高 1.2 m/min まで実施した。炭素鋼の鑄込みに際してはモ-

ールド内潤滑は採用せず、すべて Cr めつきのモールドを使用した。

3) のモールド内潤滑方法の検討は主にオーステナイト系ステンレス鋼を対象としており、最終的には高合金鋼のアロイ 600 を鑄込んだ。潤滑性を付与するため、Table 2 に示すように固体潤滑剤であるふつ化黒鉛 ((CF)_n) を分散させた Ni めつきを検討した。

3. 実験結果と考察

3-1 引き抜き方法

モールドのオンレーションを行わない本方式において間歇引き抜きと連続引き抜きが鑄込み安定性に対していかなる影響をおよぼすかを検討した。そのため間歇引き抜きを行っている途中で、連続引き抜きへと引き抜き方法を変化させて 140 mm φ の S 50C ビレットを鑄込んだ。Photo. 1 にその時の鑄片全長の外観と、間歇引き抜き部分、連続引き抜き部分の拡大写真を示す。間歇引き抜き時の鑄片表面には 1 回の引き抜き長さに対応したリング状のマークが認められる。以後これを引き抜きマークと呼ぶ。連続引き抜き部分の鑄片表面は平滑であり引き抜きマークは存在しない。連続引き抜きに移行してから引き抜き長さがほぼモールド長に等しくなった時、モールド出口付近においてブレイクアウトが発生した。またステンレス鋼についても同様の現象が見られた。連続

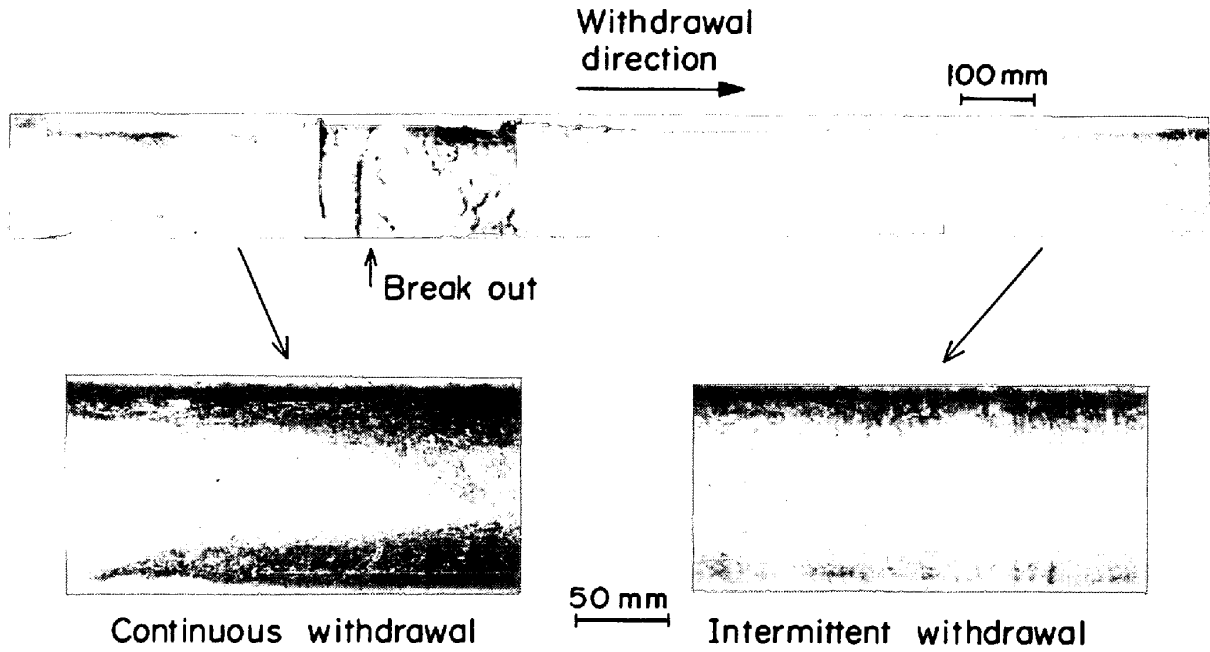


Photo. 1. Appearance of the billet which had been cast at first by intermittent withdrawal following by continuous withdrawal. (140 mm ϕ S50C billet, casting speed : 0.65 m/min.)

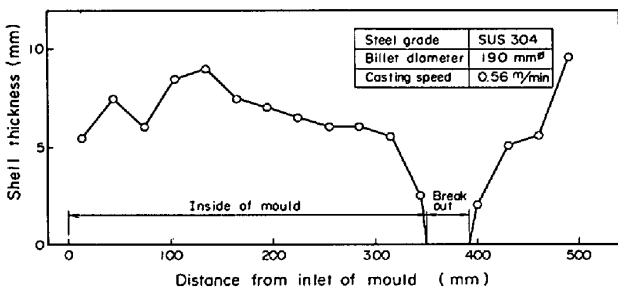


Fig. 3. Distribution of the shell thickness of the billet which had been cast by the continuous withdrawal.

引き抜きによりブレイクアウトが発生した SUS 304 ビレットについて、モールド入口から 500 mm の長さにとつてビレット上面側の凝固シェル厚分布を測定すると Fig. 3 のようになる。正常な場合とは逆に、モールド入口から遠ざかるにつれて凝固シェル厚は減少し、モールド出口付近のブレイクアウト部で極小となり、それ以後再びシェル厚は増加している。

Fig. 3 のシェル厚分布から推定すると、連続引き抜きの場合モールド入口付近の方がモールド出口部分より凝固時間が長いと考えざるを得ない。したがって Fig. 4 に示すように、引き抜かれた凝固シェルがモールド入口付近で生成する凝固シェルにつながらずにそのままモールド

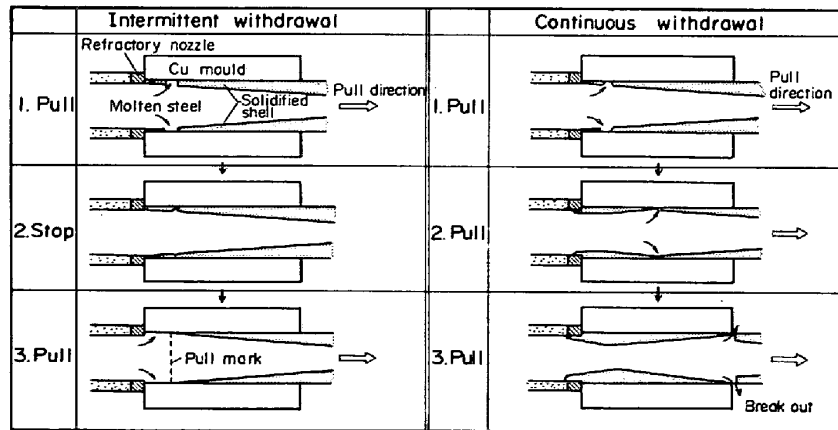


Fig. 4. Schematic illustration of the relation between the withdrawal method and the formation of solidified shell.

ド出口まで持ち来たされ、一方モールド入口付近で生成した凝固シェルは引き抜き方向に成長したと考えると説明できる。このように連続引き抜きの場合凝固シェルがスティッキング等によりいつたん破断すると修復されることがなく、ブレイクアウトに至ると考えられる。Fig. 4には間歇引き抜きの場合も示しているが、間歇引き抜きではたとえモールド内部で破断が生じても引き抜き停止時に破断部が修復されるためブレイクアウトに至らない。したがってモールドのオシレーションが困難な水平連鑄法において、ブレイクアウトを防止するためには間歇引き抜きが不可欠であると言える。

次に間歇引き抜きにおける適正引き抜きサイクルについて検討した。炭素鋼の初期凝固シェル厚を測定した結果を Fig. 5 に示す。Fig. 5 には 1 次元非定常伝熱計算によつて凝固シェル厚を求めた結果もあわせて示しているが、計算結果と実測値はほぼ合致している。計算結果から凝固シェル厚 D (mm) は経過時間 t (s) の関数として次式であらわされる。

$$D = 3.56\sqrt{t} \dots\dots\dots (1)$$

宮下ら²⁾は 115 ϕ の炭素鋼ビレットについて、 $D =$

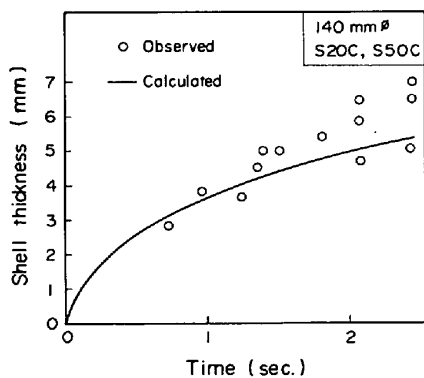


Fig. 5. Comparison of initial solidification profile between observed and calculated.

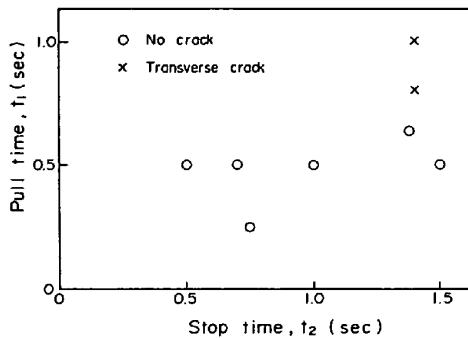


Fig. 6. Transverse crack formation on the billets experimented with various stop time and pull time.

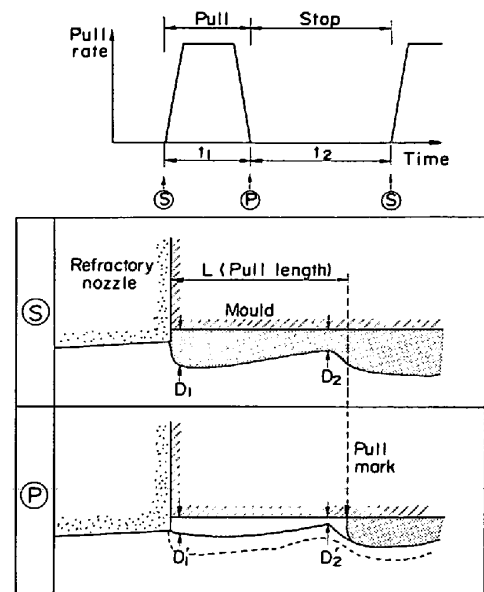


Fig. 7. Schematic illustration of withdrawal pattern and solidified shell formation.

3.40 \sqrt{t} を得ており、(1)式とほぼ対応している。本実験では通常 2s のサイクル時間を採用しているの、その時のシェル厚はほぼ 5 mm 近くになる。このように水平連鑄における初期凝固シェル生成は急速である。

間歇引き抜きにおける引き抜き時間 t_1 (s) と停止時間 t_2 (s) の関連で鑄片表面の横割れ発生状況を見たのが Fig. 6 である。ここで言う横割れは鑄片の引き抜きマーク近傍に発生するもので、その深さは多くの場合 0.5 mm 以下である。Fig. 6 から、0.8 s 以上の引き抜き時間になると横割れが発生しており、それ以下では健全な肌を呈していることがわかる。

引き抜き時間が長くなると横割れが発生する機構は以下のように考えられる。Fig. 7 に模式的に引き抜きパターンを示すが、Ⓢは引き抜き開始、ⓐは引き抜き直後をあらわしている。凝固シェルを引き抜いた直後ⓐにおいて、モールド入口部の方がモールド内部よりも凝固時間が t_1 (s) だけ長い、ⓐの段階においてモールド入口部の凝固シェル厚 D_1 は、引き抜き長さ L より少し短いモールド内部の点における凝固シェル厚 D_2 よりも大きい。停止時間 t_2 経過後のⓈの段階でも D_1 は D_2 よりも大きい。ここで $\Delta D = (D_1 - D_2)$ とすれば、(1)式より ΔD は次のようにあらわされる。

$$\Delta D = D_1 - D_2 = 3.56(\sqrt{t_1 + t_2} - \sqrt{t_2}) \dots\dots\dots (2)$$

したがって横割れが発生した引き抜きパターン ($t_1 = 1.0$, $t_2 = 1.4$ s) の場合 ΔD は 1.3 mm となり、通常の引き抜きパターン ($t_1 = 0.5$, $t_2 = 1.5$ s) の $\Delta D = 0.7$ mm とくらべて大きく、そのため引き抜き時にシェル厚のう

すい部分で横割れが発生したと考えられる。ただし Fig. 7 に示したように、シェル厚の薄い部分は引き抜きマークより少し離れた位置にあるが、これは引き抜き時に引き抜きマーク直下の凝固シェルからも凝固が進行したためであると推定される。

このように 1 回の引き抜き時間が長いほど凝固シェルは引き抜き方向にかけて不均一になりやすい。これを防止するためには停止時間を長くする必要がある。したがって引き抜き時間はできるだけ短くし、それに見合う停止時間を選ぶと、凝固シェルの不均一は軽減され安定な引き抜きが可能である。

3.2 タンディッシュとモールドの接続方法と接続耐火物

接続耐火物の材質については Table 2 に示したように酸化物系 4 種類、窒化物系は BN を選んで鑄込みを行った。酸化物系の耐火物の場合、鑄込み長さが約 1 m を超えるとすべて引き抜きマークの乱れが発生しはじめ、ついにはブレイクアウトに至るか、引き抜き抵抗が上昇し引き抜き不能になるか、のいずれかであった。BN を使用して鑄込んだ場合はきわめて安定しており、引き抜きマークの乱れはほとんど生じなかつた。Photo. 2 に代表例として、アルミナグラファイトと BN を耐火材として用いた時の鑄込み経過に伴う表面肌の変化の状況を示す。それぞれの接続構造は Fig. 2 に示した A 方式であ

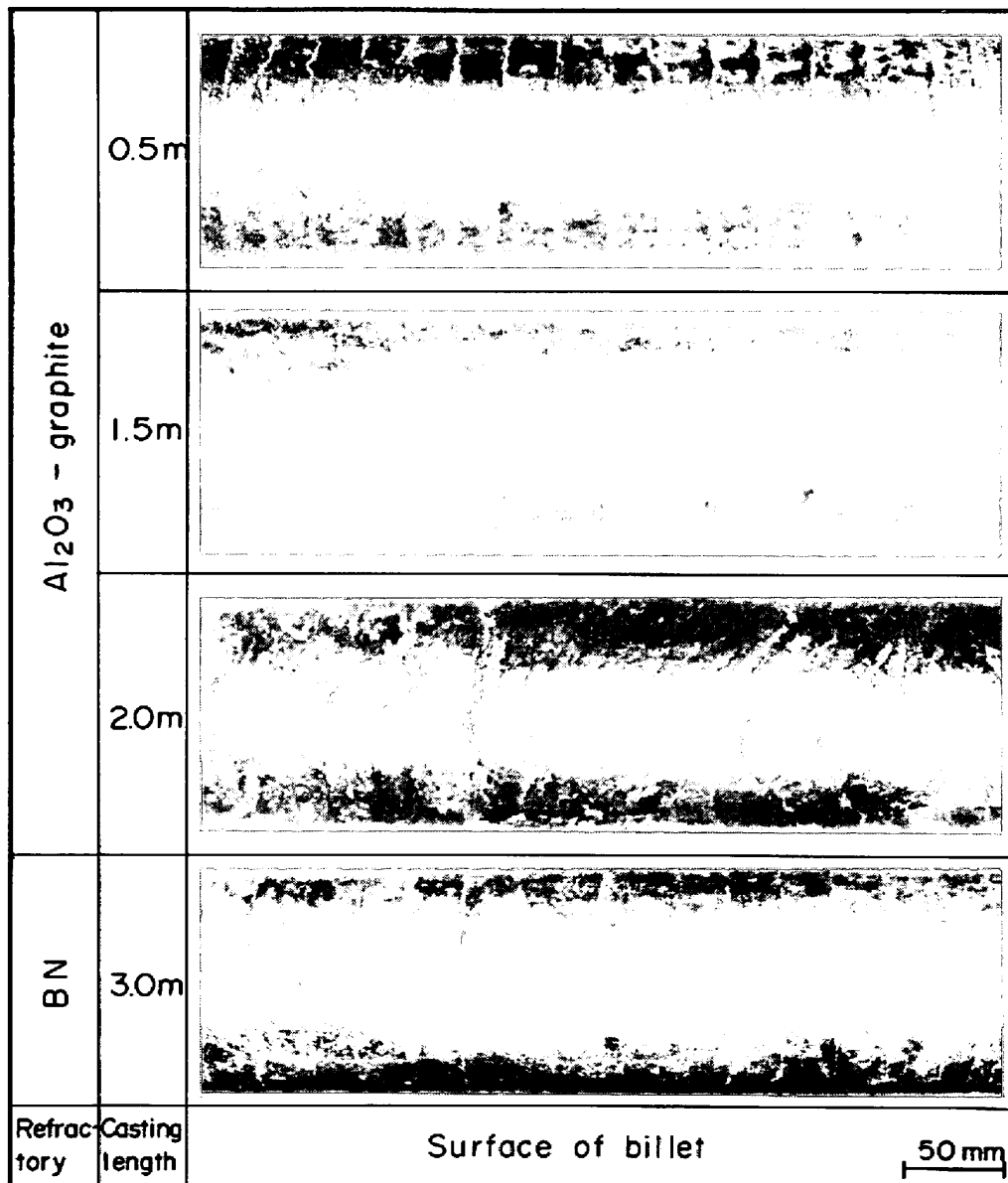


Photo. 2. Change of surface appearance with casting length. (120 mm ϕ S50C billet)

る。アルミナグラファイトを接続耐火物として使用した場合、鑄込み長さが増すと鑄片表面に引き抜きマークの乱れが生じ、1.5m 付近では一部がいわゆる2重肌(lapping)になり、2.0m 長さ付近では全面的に2重肌が生成している。この時最終凝固部のモールドと耐火材の接触部において、溶鋼が侵入してできたと考えられる幅1mm程度のバリが発生していた。

アルミナグラファイトなどの酸化物系耐火物を使用した際に見られる表面肌悪化の機構を推定するため、モールド入口部において鑄込み中のモールドの温度推移を測定した。その結果を Fig. 8 に示す。鑄片表面に引き抜きマークが正常にあらわれている部分では、間歇引き抜きに対応した規則的な温度の昇降が見られる。この温度変化は、停止中に生成する凝固シェルによつて溶鋼からモールドへの入熱量が低下し、凝固シェルが引き抜かれると再び入熱が大になるために、生じるものと考えられる。

鑄片表面に2重肌が発生すると (Fig. 8 の①), 温度は②まで下降している。これは溶鋼が周期的に流入しないで、凝固シェルがモールド入口にとどまっているために入熱が低下する状態をあらわしている。②において温度が上昇しすぐに下降しているのは、凝固シェルがいつたん持ち去られるが、その後生成した凝固シェルがモールド入口部に再び残り残されている状況を示している。以後③, ④, ⑤において同様の現象が見られる。すなわち凝固シェルがモールド内で破断を繰り返していると推定される。モールド内で凝固シェルが破断する原因は、モールドと耐火物にすき間が生じその部分に溶鋼が侵入して凝固するためと考えられる。酸化物系耐火物の場合、表面仕上げ精度に限界があり、また溶鋼との濡れがよいので、凝固シェルを引き抜く際骨材が持ち去られてすき間が生じ、それが何回も繰り返されてすき間が大きくなり、このすき間に侵入した溶鋼が凝固してシェル破断強

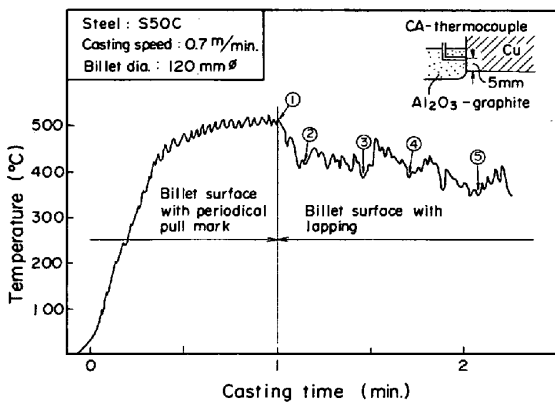


Fig. 8. Result of temperature measurement at the inlet of the mould.

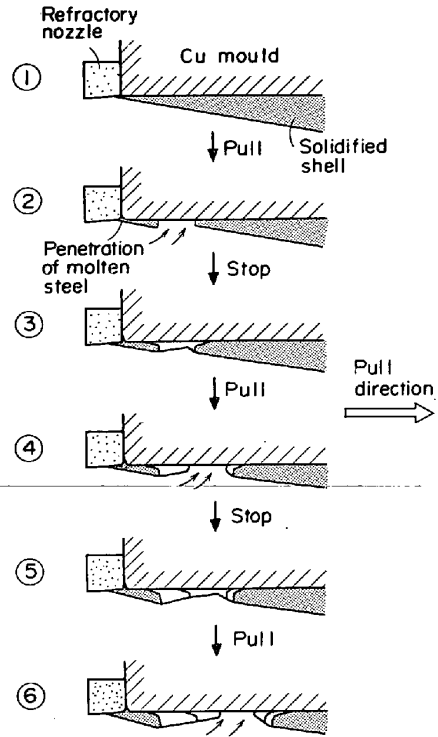


Fig. 9. Formation mechanism of the lapping.

度以上の抵抗を持つようになると全面的に破断が生じると推定される。Fig. 9 にこのように溶鋼がさしこんで2重肌が生成する機構を模式的に示す。したがつてこの接続部にすき間を発生させないことが必須条件である。BNは仕上げ精度がよく、しかも溶鋼との濡れが悪いのですき間は発生せず、安定した鑄込みが可能であつた。

つぎに耐火物の形状について検討した。Fig. 2 に示したA, B 両方式の接続構造を有する BN 質耐火物によつて鑄込んだ結果、鑄片表面性状としてA方式の場合表面にモールドと耐火物の半径差に相当する段差が見られ、B方式の場合表面には段差はなく、一見したところ良好な肌であつた。しかしながら引き抜きマーク近傍の鑄片縦断面凝固組織を観察すると、Photo. 3 に示すものが得られた。A方式では引き抜きマーク直下に不連続な凝固組織は見られないが、B方式では引き抜きマーク直下に通常のデンドライト成長方向とほぼ直角な方向に成長したデンドライト組織が見られ不連続部が存在している。

B方式で見られる凝固組織不連続部の生成機構は次のように考えられる。Fig. 10 に模式的に示すように、引き抜き停止時間に BN 上で生成した凝固シェルが引き抜かれると、その凝固シェルが起点となつて通常のデンドライト成長方向の直角な方向に凝固が進行すると推定される。この不連続部は耐火物上で発達した凝固シェルであるため、空隙があつたり、マイクロポロシティが生成し

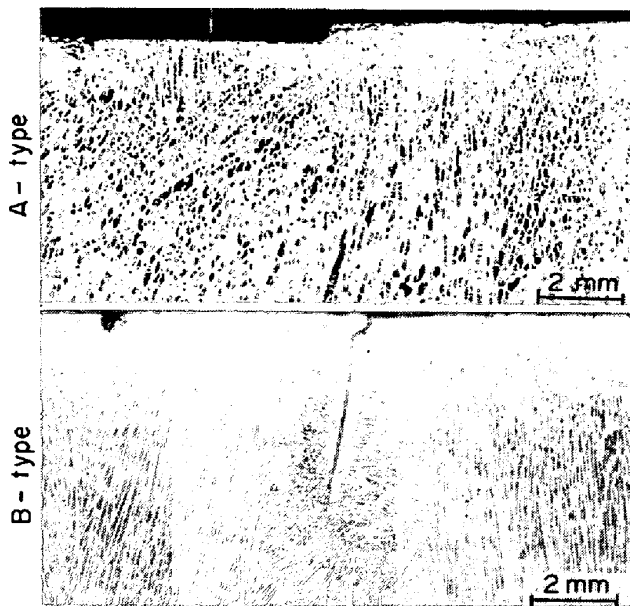


Photo. 3. Relation between the shape of refractory nozzle and the solidification structure in the vicinity of pull mark.

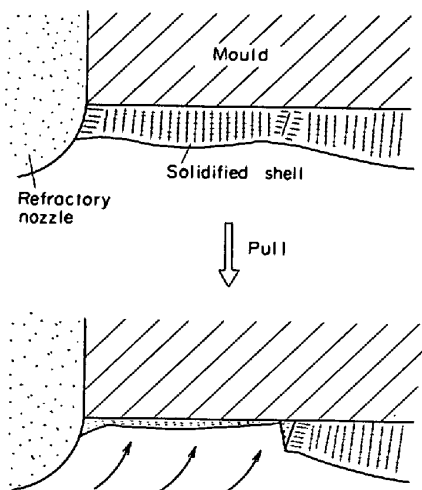


Fig. 10. Formation mechanism of solidification structure in the vicinity of pull mark.

たり、また硫化物系の介在物が見られるなど、鋳片の品質上好ましくないと考えられる。したがってこの不連続な凝固組織の発生を軽減するためには、A方式のごとくモールドと耐火物の段差を小にするか、引き抜きサイクル時間を短くする対策が有効であると思われる。

3.3 モールド内潤滑方法

SUS 304 ビレットを引き抜いた時の引き抜き抵抗力推移を S50C と比較して Fig. 11 に示す。引き抜き抵抗力の測定は、引き抜き台車に接続されているダミーバーの表面に歪みゲージを貼付し、鋳込み中連続的に記録することにより行つた。SUS 304 ビレットでは、モールド

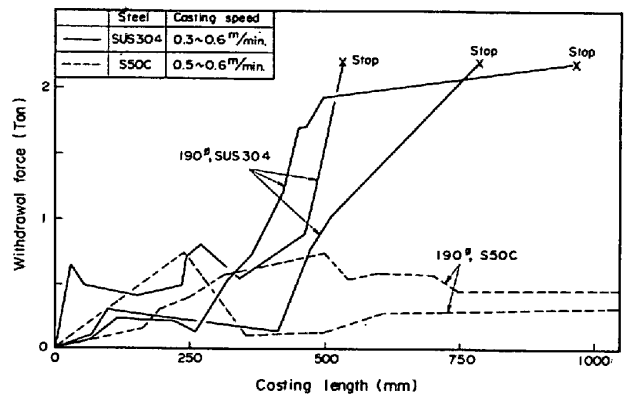


Fig. 11. Change of withdrawal force during casting. (Cr plated mould)

ドを出た直後から引き抜き抵抗が上昇し、いずれも引き抜き長さが約 1 m 以内で引き抜き装置の引き抜き力の限界を超え引き抜き不能となつた。これに対して S50C ビレットは引き抜き抵抗が 0.5 t 程度と低い。SUS 304 における引き抜き抵抗上昇の原因については後の考察で触れるが、モールド内における摩擦抵抗が炭素鋼よりも格段に高いと考えられ、したがって SUS 304 などのステンレス鋼を安定に鋳込むためには、モールド内潤滑が不可欠であることが判明した。

水平連鋳法はその構造上モールドは大気に開口していないため外部から潤滑剤を供給するのは困難である。さらに液状の潤滑剤はモールド内で気化してモールド上部に集積するため、固体潤滑剤を使用する必要がある。固体潤滑剤を適用したモールド内潤滑構造も一部知られているが⁶⁾、構造的に複雑であり、しかもモールド全面にわたって潤滑性を保証できないので、実用性は薄いと考えられる。そこでモールド内面のめつき中に固体潤滑剤を分散含有させる方式を試みた。

固体潤滑剤としては、めつき液とのなじみが良好なふつ化黒鉛 ((CF)_n) を選び、この粉末をめつき液の浴中で強制攪拌しながら電解めつきを実施した。このようにして作られた複合めつきの断面をミクロ的に見たのが

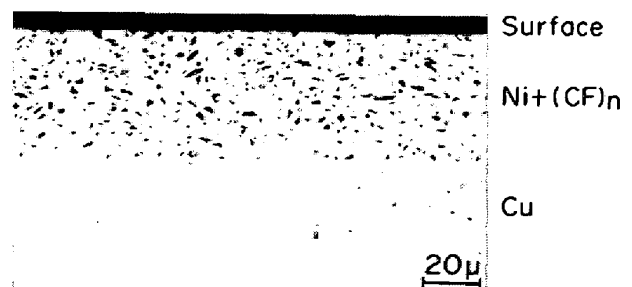


Photo. 4. Micro-section of Ni plating layer with dispersion of graphite-flouride.

Photo. 4である。1~2 μm のふつ化黒鉛がほぼ均一にマトリックスの Ni に分散している。

この複合めっきの潤滑性を調べるため、バウデン式摩擦試験機によつて摩擦係数を測定した。その結果を、Niめっき、Crめっきと比較して Fig. 12 に示す。常温における摩擦係数は通常めっきと比べて大差はないが、300 °C になるとその差が大きく、Crめっき、Niめっきの摩擦係数はそれぞれ 0.95、0.65 であるのに対して、Ni+(CF)_nめっきは 0.1~0.2 と低い。このことから高温においてふつ化黒鉛含有めっきは潤滑性があると言える。

実際にこの複合めっきをモールド内面に施して鑄込み試験を実施した。引き抜き抵抗力の推移を Fig. 13 に示す。ふつ化黒鉛含有の Niめっきの場合引き抜き抵抗力は 0.5 t 以下の低い値であるが、Crめっきモールドを

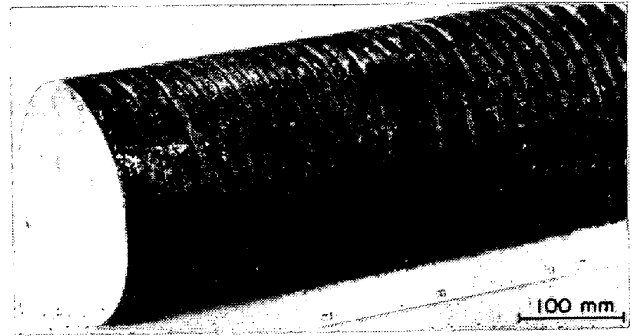


Photo. 5. Appearance of SUS 304 billet.

用いて鑄込んだチャージの引き抜き抵抗は、0.5~2.0 t の範囲にあつて全体的に大きい値をとり鑄込みは不安定であつた。

このように固体潤滑剤を含有させた自己潤滑モールドの開発によりステンレス鋼丸ビレットの安定鑄込みが可能となつた。得られた SUS 304 ビレットの外観を、Photo. 5 に示す。

つぎに Crめっきのモールドを用いてステンレス鋼を鑄込んだ場合に見られる引き抜き抵抗力上昇について若干の考察を加える。

引き抜き抵抗力 F は一般に、(1)モールド内面と鑄片間の摩擦抵抗、(2)引き抜き時の慣性力、(3)ローラー類の摩擦抵抗、から成つている。本実験の場合鑄片長さが 6 m 以下であるから(2)、(3)については無視できる。したがつて F は次式であらわされる。

$$F = P \cdot \mu_m \quad \dots\dots\dots (3)$$

P : モールドと鑄片間に働く力

μ_m : 鑄片とモールド内壁の摩擦抵抗

また P は(4)式であらわされる。

$$P = \gamma H + P_d \quad \dots\dots\dots (4)$$

γ : 溶鋼の比重

H : タンディッシュ内容鋼高さ

P_d : 鑄片の変形によるモールドへの押し付け力

(3)式から引き抜き抵抗力上昇の原因として、 P と μ_m の 2つの因子が考えられる。以下おのおのについて検討する。

引き抜き抵抗力上昇の要因として P であらわされる鑄片からモールドに作用する力についてはつぎのように考えられる。(4)式で示したように P は溶鋼静圧と鑄片変形による押し付け力から成つていると推定される。溶鋼静圧は凝固シェルの強度が低い初期凝固部においてのみ有効であり、したがつて鑄片変形による押し付け力が支配的であると考えられる。オーステナイト系ステンレス鋼は一般的に収縮率が多い。SUS 304 について実際に測定すると、1400 °C から 1200 °C における収縮率は、3.0

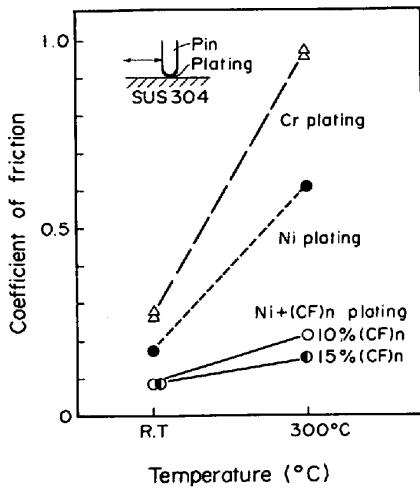


Fig. 12. Coefficient of friction of the respective plating layers.

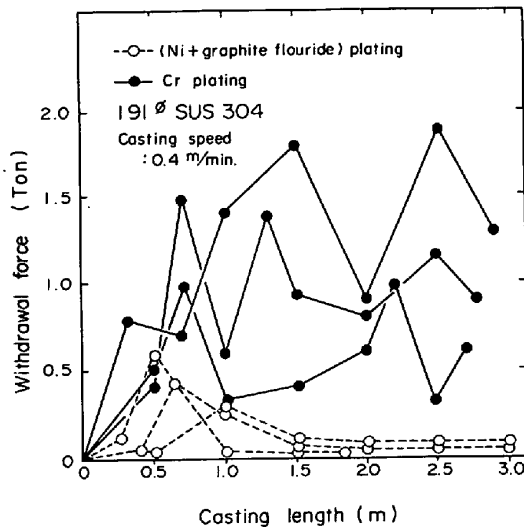


Fig. 13. Withdrawal force during casting of stainless steel.

$\times 10^{-3}/^{\circ}\text{C}$ となり、炭素鋼における $1.7 \times 10^{-3}/^{\circ}\text{C}$ よりも約 2 倍大きい。そのためモールド内において不均一接触が生じると鋳片は変形しモールドと強く接する部分ができる。したがって引き抜き時に抵抗力が上昇することは十分予想される。しかしモールド内での鋳片の変形は複雑な挙動をとっており定量的な取り扱いが困難である。

また摩擦係数 μ_m については以下のように考えられる。

2つの物体が平面的に接触している場合、おのおのの微少部分は凝着しているとすれば、摩擦力は凝着をせん断する力であり、したがって摩擦係数はその材料が持つせん断力に比例し、基体の硬さに反比例することが知られている⁹⁾。

モールド内面における摩擦係数に適用して考えると、基体は Cr めつきで共通であり、したがって炭素鋼とステンレス鋼のせん断強さの違いにより摩擦係数が異なる。1300°C におけるおのおのの引張強度を代表値とすれば、SUS 304 は 1.23 kg/mm^2 、炭素鋼は 0.2 kg/mm^2 という報告⁹⁾があり、SUS 304 は炭素鋼より約 6 倍程度大きな高温強度を有している。したがって高温におけるステンレス鋼の摩擦係数は炭素鋼より大であると推定される。しかしながら高温におけるステンレス鋼の摩擦係数については実測値がほとんど見られず今後の検討が必要である。

4. 結 言

鋼の水平連続鋳法の基本的な問題点を明らかにし、炭素鋼、ステンレス鋼丸ビレットの安定製造方法を確立するために 1~2t 溶鋼規模の試験機を設置し、多くの試験を重ねてきた結果、以下のことが明らかとなった。

(1) モールドのオシレーションを行わない本方式ではブレイクアウトの完全防止のために間歇引き抜きが必要である。

(2) モールドとタンディッシュの接続方法において接続部にすき間を生じさせないことが必要であり、窒化物系耐火物、たとえば BN、により安定した鋳込みが可能である。その際引き抜きマーク直下の不連続な凝固組

織の発生を軽減するためには、モールドと耐火物の内径の差はできるだけ小さい方が望ましい。

(3) ステンレス鋼は炭素鋼と比べてモールド内における摩擦抵抗が高く無潤滑では安定した鋳込みが困難である。そのためモールド内面に固体潤滑剤を分散させた Ni めつきを施し自己潤滑性を持たせたところ安定してステンレス鋼の鋳込みが可能となった。

以上の結果を踏まえて本方式の実用化を図るべく 10 t AOD を対象とした実験機を設置し、現在試験操作中である¹⁰⁾。

終わりに本研究の発表を許可されました住友金属工業(株)取締役中央技術研究所長西岡邦夫博士、ならびに実験の遂行に協力された中央技術研究所の各位に感謝します。

文 献

- 1) M. ISHIKAWA, A. HONDA, and T. ANZAI: Trans. ISIJ, 20 (1980), p. 570
- 2) 私信 (宮下芳雄, 宮原 忍, 田口喜代美, 広瀬 猛, 石川 勝, 水岡誠史: 学振 19 委員会第 3 分科会凝固現象協議会提出資料, 19 委-10258, 凝固 280 (1980 年 5 月 21 日))
- 3) J. MARSH: Steel Times, June, (1971), p. 515
- 4) V. T. SLADKOSHTEEV, A. I. MANOKHIN, and O. A. SHATAGIN: Steel in USSR, April, (1977), p. 208
- 5) 私信 (梅田洋一, 杉谷泰夫, 中井 健, 石原和雄, 阪根武良: 学振 19 委員会第 3 分科会凝固現象協議会提出資料, 19 委-10284, 凝固 287, (1980 年 9 月 24 日))
- 6) 特開昭 51-18927, 「水平連続鋳造装置のモールド内潤滑構造」
- 7) C. W. BRIGGS: Metallurgy and Metallurgical Engineering, (1946), p. 169
- 8) 津谷裕子: 固体潤滑ハンドブック (松永正久 監修), (1978), [幸書房]
- 9) 青山芳正, 星 記男: 西山記念技術講座, 「鋼の連続鋳造技術の最近の進歩」(1976), p. 220
- 10) 石原和雄, 阪根武良, 福島佳春, 小玉 宏, 小泉孝, 杉谷泰夫, 中井 健: 鉄と鋼, 66, (1980), S746
- 11) 宮下芳雄, 宮本 明, 伊藤雅治, 田口喜代美, 小谷野敬之, 本田 旭: 鉄と鋼, 67(1981) 8, p. 1387