

耐熱高合金鋼管の連続鑄造技術

岩 崎 武*・岩 永 浩

（昭和63年10月31日受理）

Continuous Casting Technique Producing High Alloy,
Heat-resisting Steel Pipes

Takeshi IWASAKI* and Hiroshi IWANAGA

1. 緒 論

鋼管連鑄法が実用化されれば、製管用素材、化学プラント用ステンレス鑄鋼管等の製造に適用でき、そのメリットは莫大であると期待される。そのため、ペーラ社¹⁾、マンネスマン社²⁾、SCEC社³⁾、コッパー社⁴⁾等で研究が進められているが未だ実用化の域には達していない。これらの事情を考慮して、鋼管連鑄法を実用化すべく実用規模の試験機を製作し、HK-40材（目標成分 Ni 19~22%、Cr 23~27%、Si 1.7%以下）について鑄込試験を実施した。

この材料は主として管材に使用されるが、鑄造後の塑性加工が困難なため鑄片の形状が製品に近いこと、およびその組織が製品として使用するのに差支えないものであることが要求される。

試験装置は黒鉛中子を使用した水冷中子方法で、計11回の鑄込試験を実施したが、この方式には装置上、操業上に多くの問題があり、満足すべき結果は得られなかった。しかし、実用化

表1 タンディッシュ、鑄型、中子、二次冷却部分の特徴

鑄片寸法	内径120φ、外径160φ、肉厚20φ
引抜最大長 （設備能力）	10,000 mm
タンディッシュ	高周波誘導加熱、±45°揺動可能
鑄型	黒鉛製ライナー
中子	黒鉛製ライナー
モールド振動	縦振動、油圧駆動式（鑄型、中子同一振動）
冷却	鑄型、中子とも水冷、スプレ二次冷却あり
引抜	3段ピンチロール油圧モータ駆動
レベル制御	瞬間接点式レベル検出器

*現在東海大学第二工学部非常勤講師

に成功すればこの種の材料に対する最も合理的な鋼管製造技術となり得るので、今後の参考としてこれまでの試験結果を取り纏めて報告する。

2. 試験装置

2. 1. 装置概要

図1に鋼管連铸法装置の原理図を示す。この装置の主な特徴は表1の通りである。

以下にタンディッシュ、鑄型、中子、レベル検出器について詳細に説明する。

2. 2. タンディッシュ

タンディッシュ全体を図2に示す。右上り斜線で示したタンディッシュ枠は富士電波工業製であり、周波数3000 Hz(M-G 式)、出力30 KVA の誘導コイルを内蔵している。

上記タンディッシュ枠をモールド上部にセットしてルツボ、シリカチューブを取り付けるわけである。すなわちシリカチューブに石綿ヒモを巻き底板に持たせる。次にシリカチューブ同士のレベル、間隔をゲージで合わせてタンディッシュ枠に設けられている底穴とシリカチューブの間に耐火材 (Al_2O_3 または MgO) をシリカチューブ上端面まで充填する。その上に、ノズル穿孔後のマグネシアルツボをノズルがシリカチューブ中心に来るように合せて置き、ルツボとタンディッシュ枠との間に MgO を充填する。上部はタンディッシュ内容鋼ヘッドが一定になるようオーバーフロー湯道を成形する。

鑄込中にノズル拡大、引抜不能等によりタンディッシュから注入される溶鋼が鑄型からオー

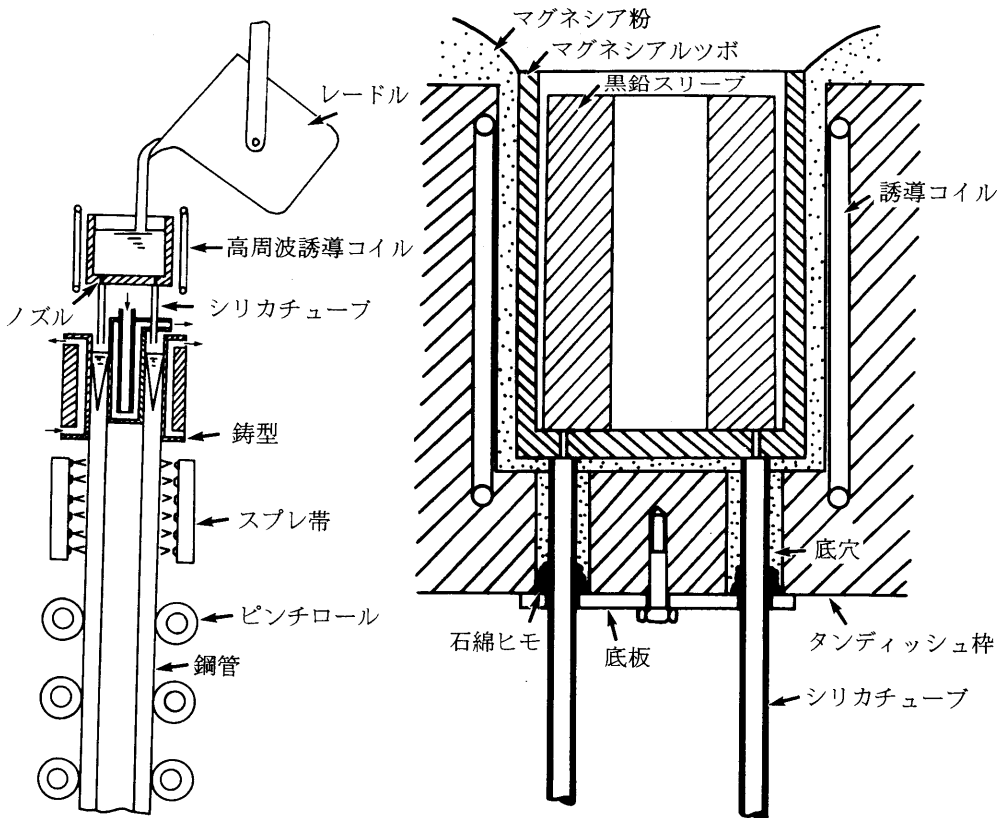


図1 試験装置の原理図

図2 タンディッシュの模式図

バーフローすることがある。このときタンディッシュからの注湯を中止するべく底板(厚さ10 mm, ステンレス板)を強制的に回転させシリカチューブを切断して注湯流を止めようとしたが底板とタンディッシュ枠との隙間からもれたり底板が溶けたりして効果はなかった。

このタンディッシュは水平面内で $\pm 45^\circ$ 揺動可能になっている。こうした理由は引抜速度が小さいので少量注湯を余儀なくされるが、ノズル径はあまり小さくできないので本数が制限されることと、できるだけモールド内の周方向に均一な注湯を目指したことによる。

揺動範囲を図3に示す。中子はブラケットにより鑄型と一体になっているので、タンディッシュは揺動範囲全域にわたってシリカチューブが鑄型にも中子にも接触しないようにセットしなければならない。このセット作業は細心の注意を要する。しかるにタンディッシュ揺動の効果は明確でなく、ノズル4本固定式とした方が作業性がよいので後半は揺動せずに鑄込試験を実施した。

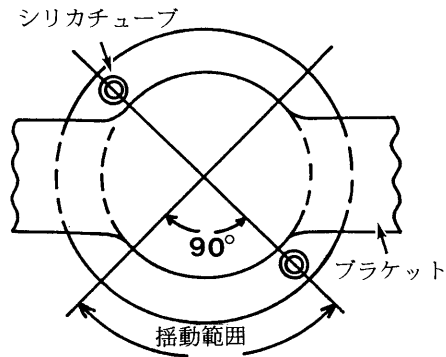


図3 タンディッシュの揺動範囲

2. 3. 鑄 型

鑄型には基礎研究結果をもとに、黒鉛を使用した。1, 2回目の鑄込試験では昭栄興業製黒鉛鑄型を、3回目から日本カーボン KK 製の黒鉛 SEG-R にて製作した鑄型を使用した。

鑄型形状を図4に示す。鑄型内面は160φストレートであり外面はテーパ加工してある。鑄

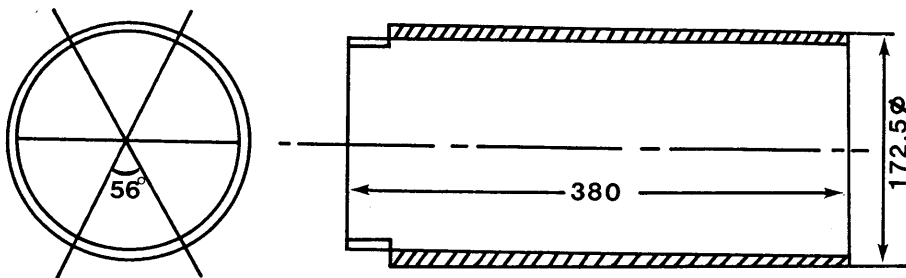


図4 鑄型形状

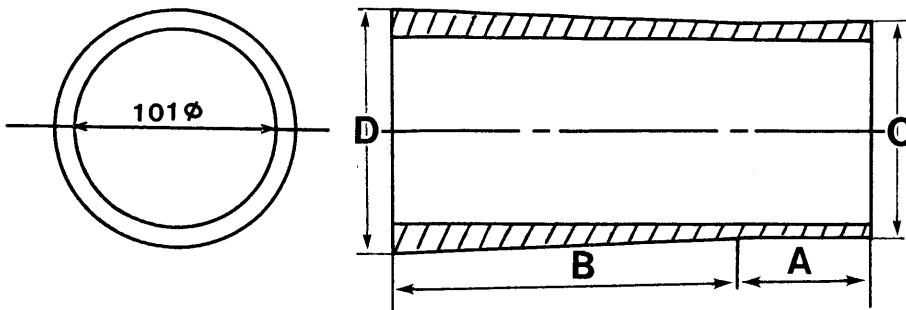


図5 中子形状

型を保持する鋳型バックプレートにもテーパ加工をし、鋳型を引張試験機を使用してバックプレート内に約2 ton の力で圧入した。

日本カーボン KK の黒鉛 SEG-R の物性値は表 2 の通りである。

2. 4. 中 子

鋳型と同じく、1, 2 回の鋳込試験では昭栄興業製黒鉛中子、3 回目からは日本カーボン KK のものを使用した。中子形状を図 5 に示す。寸法 A はストレート部、B はテーパ部を示す。B 部のテーパは基礎研究の結果から、まず $\frac{1}{25}$ で試験を進めることとし、他に $\frac{1}{50}$ の中子も製作し試験することにした。表 3 に製作した中子の種類、寸法を示す。

表 2 日本カーボン KK の黒鉛 SEG-R の物性値

比 重		曲げ強さ	圧縮強さ	引張強さ	熱膨脹率	熱伝導率
カサ	真	kg/cm ²	kg/cm ²	kg/cm ²	℃ ⁻¹	Kcal/mh℃
1.65	2.2	200	350	90	2.0×10^{-6}	120

表 3 中子の種類と寸法

テーパ	A	B	C ϕ	D ϕ
$\frac{1}{25}$	60	300	115	127
$\frac{1}{50}$	60	300	115	121

3. 試験結果

3. 1. レードル保温試験およびノズル拡大試験

長時間鋳込のためにはレードル内容鋼の保温が必要であることから、本研究においてはバーナー加熱サイフォン式レードルを採用し、溶鋼保温試験を実施した。同時に、長時間鋳込のためにはマグネシアルツボにドリル穿孔したノズルの直径が時間とともにどのように変化するかを知る必要からノズル拡大試験を実施した。

試験方法を図 6 に示す。レードルをバーナーにて予熱し、高周波炉にて溶解した溶鋼をレードルに取りタンディッシュに注湯した。タンディッシュ下に秤量用鍋を挿入しノズルより流出する溶鋼を定時間受鋼し、その重量を測定してノズルからの流出量を決定した。溶鋼温度は出湯口で測定した。それらの結果を図 7, 図 8 に示す。

これらの結果からタンディッシュへの注湯開始後 20 分までは 1450℃ 以上に溶鋼温度を保持できると考えられる。またノズルからの流出量の増加率は約 1.5%/min となる。

溶鋼の保温とノズルの拡大についてはさらに研究する必要があるが、まず装置の操作方法の確立が重要と考え鋳込試験に移行した。

3. 2. 鋳込試験

3. 2. 1. 操作方法

鋳込を開始すると溶鋼はタンディッシュからシリカチューブを通してモールド内に注入される。モールドの底はダミーバーおよびダミーバーヘッドによって封鎖されているので、溶鋼はモールド内に溜まりレベルが上昇していくと同時に鋳型、中子、ダミーバーヘッドにより冷却されて凝固し、ダミーバーヘッドに固着する。レベルが下部電気接点に達するとランプが着き、

オペレータはそれにより引抜開始，すなわち引抜ロール駆動用油圧回路 on とする。引抜速度は前以て油圧モータに流れる油量を調節して計算上の引抜速度よりも遅目にしてある。レベルは徐々に上昇し，レベル検出器が作動はじめオペレータはレベル検出器からの信号を見ながらレベルをできるだけ目標位置に保つよう引抜速度を調節する。なお，引抜速度の調節は引抜ロール駆動用油圧モータに入る油量をフローコントロールバルブ開度で調節するいわゆるメータイン制御方式により行う。本装置の操業はレベルを遠隔制御することが特徴であるが，実際の鑄込作業においては期待通りの制御を行うことが困難であった。この原因については後述する。

またレードル内溶鋼をできるだけ長時間高温で保持するために，高周波溶解炉にて1700~1730℃で出鋼し速やかに本試験装置まで持ってくることにした。その間の所要時間は約8分であっ

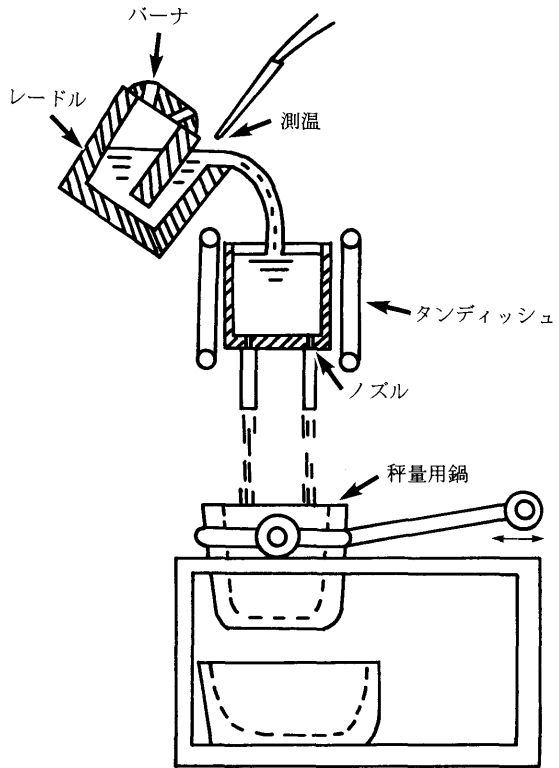


図6 溶鋼保温試験方法の模式図

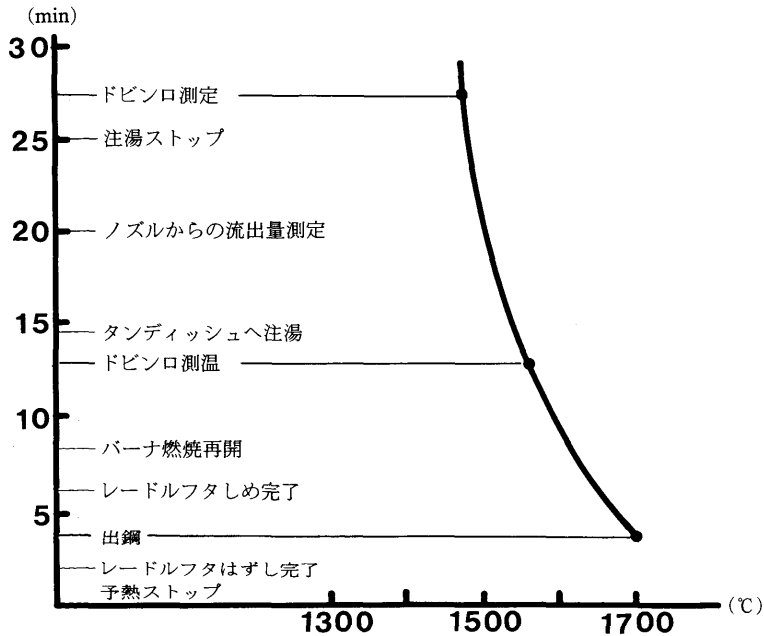


図7 経過時間と溶鋼温度との関係

た。鑄込中のレードル内容鋼の温度降下は～8℃/minで初期温度は出鋼直前の炉内温度を示しており、出鋼直後のレードル内容鋼温度はこれらの温度より約50℃低いと考えられる。(第2回試験での実測では炉内1704℃、出鋼後レードル内1658℃、その間の経過時間は4分という結果が得られた。)

3. 2. 2. 操業結果

鑄込材質はすべてHK 40である。鑄込開始とはレードルからタンディッシュへの注湯が開始された時をいう。

3. 2. 3. レベル制御

安定した操業を行うにはレベルを確実に制御することが不可欠である。制御には当然検出機構と操作機構とが必要である。本装置におけるレベル制御のための検出機構は瞬間接点式レベル検出器であり、操作機構は引抜ロールである。それらの信頼性が非常に重要となるが、残念ながらレベル検出器、引抜ロールともに信頼性が悪く、このことが鑄込失敗を重ねた原因の一つに挙げられる。

信頼性の悪い要因として、レベル検出器については、探子(タングステン棒)に溶鋼スプラッシュがかかり誤動作すること、スラグベアのため真のレベルを検出しないことが考えられ、引抜ロールについては、基準引抜速度を1000 mm/minとして設計した油圧ポンプおよびフローコントロールバルブが、実際の操業では300 mm/minで使用されたため、制御範囲から外れた運転をしたことが考えられる。すなわち油圧モータは許容最低回転数に近いところで使用することになったため容積効率が非常に低く、回転むらを発生した。またフローコントロールバルブの調整は不安定でランダムな変動が頻発した。これらについては各種対策を講じたが結局満足なものでは得られなかった。

3. 3. 鑄片について

満足な鑄片を得ることは困難であったが、11回の鑄込試験の結果として製造された鑄片について寸法計測、断面マクロ組織について調査した。

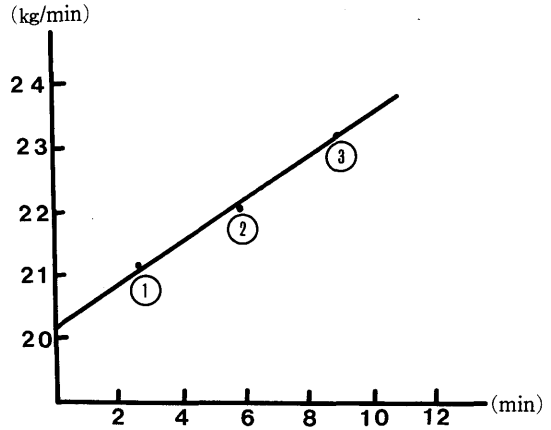


図8 経過時間と溶鋼流出量との関係

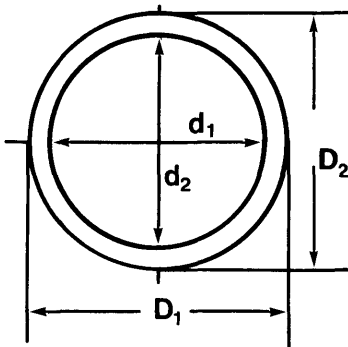


図9 鋼管内外径の測定箇所

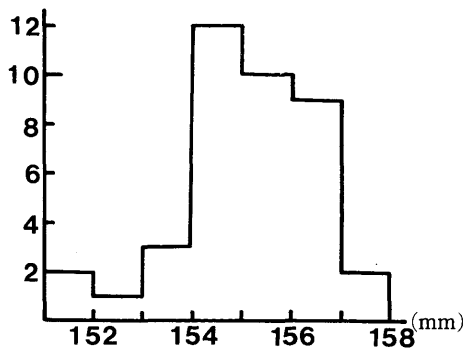


図10 鋼管外径の寸法のバラツキ

3. 3. 1. 寸法計測結果

11回の試験で得られた各铸片についてそれぞれ前, 中, 後半部から厚さ20 mm のサンプルを採取し寸法計測, マクロ組織調査に供した。内外径の測定箇所を図9示す。1個のサンプルについて直角方向に2ヵ所測定した。

図10に外径寸法のバラツキを示す。例えば外径が154 mm から155 mm の範囲にあるサンプルは12個 (D_1, D_2 含む) であることを示している。

図11 | $D_1 - D_2$ | のバラツキを示す。図12, 図13に内径について外径同様それぞれのバラツキを示す。内径差 | $d_1 - d_2$ | については内面湯もれ (垂れ付) のため1ヵ所しか内径を測定

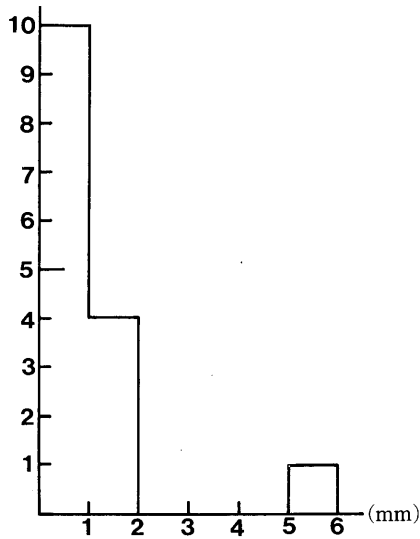


図11 外径のバラツキ | $D_1 - D_2$ | とサンプル数

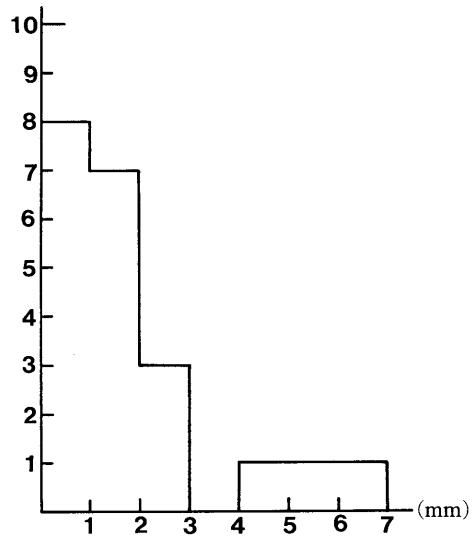


図12 内径のバラツキ | $d_1 - d_2$ | とサンプル数

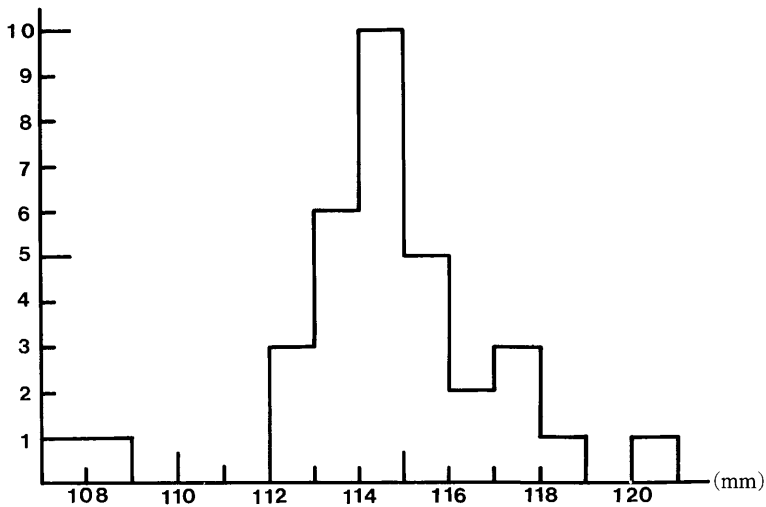


図13 内径の寸法に対するサンプル数

していない場合がある。

以上の結果から、鑄型寸法160φに対して鑄片外径155φとすると収縮率は3.12%、伸び尺は32.2/1000となる。

3. 3. 2. 鑄肌およびマクロ組織

代表的な内外面鑄肌を図14に示す。内面には湯シワ、垂れ付等が見られる。外面はオッシレーションマークが明瞭に見られるが鑄片によってはオッシレーションマークのない部分もある。オッシレーションマークの深さは0.2~0.5mm程度である。

次に代表的な横断面マクロ組織を図15(a), (b), (c)に示す。(a)は柱状晶が全域に発達しておりリフォーマチュープ等の高温用材料に適した凝固組織をしている。(b)はタンディッシュ揺動の効果を明瞭に示すものでノズル直下部は柱状晶が多くみられるがノズルから直接注湯されない部分は結果的に鑄込温度が非常に低くなったことに相当しチル晶が生じている。(c)は全体的に鑄込温度が低い場合に相当し、ほぼ全域が等軸晶となっている。



(a)



(b)

図14 (a)鋼管の外壁, (b)鋼管の内壁と鑄肌

4. 問題点と考察

4. 1. 操業上の問題点と考察

実用化研究という見地からすれば第一に安定した操業が要求される。しかし、これまでの11回の鑄込試験においては安定操業が達成できず、従って鑄片に関する品質上の検討を加えるに至らなかった。操業が不安定であった原因として次のことが考えられる。

- (1) レベル制御が確実でなかったこと。

前述のごとくレベル検出器の信頼性が乏しかった。すなわち、スラグ層の存在する状態でのレベル検出試験を実施し、信頼性を確認しておく必要があった。

最も望ましいことはレベルを肉眼で直視できるようにすることであり、装置構成的には少しの改造で可能なので次の機会にはレベル直視方式にしたい。

- (2) 中子テーパが適正でなかったこと。

ノズル個数が有限にもかかわらず均一テーパでよいかどうか。さらにテーパはなくてもフラックスさえ充分に入ればよいのではないかなど、中子に関する問題は山積している。このことはピレット、スラブ連続に比較して管連続が未だ世界中で実用化され得ないのは

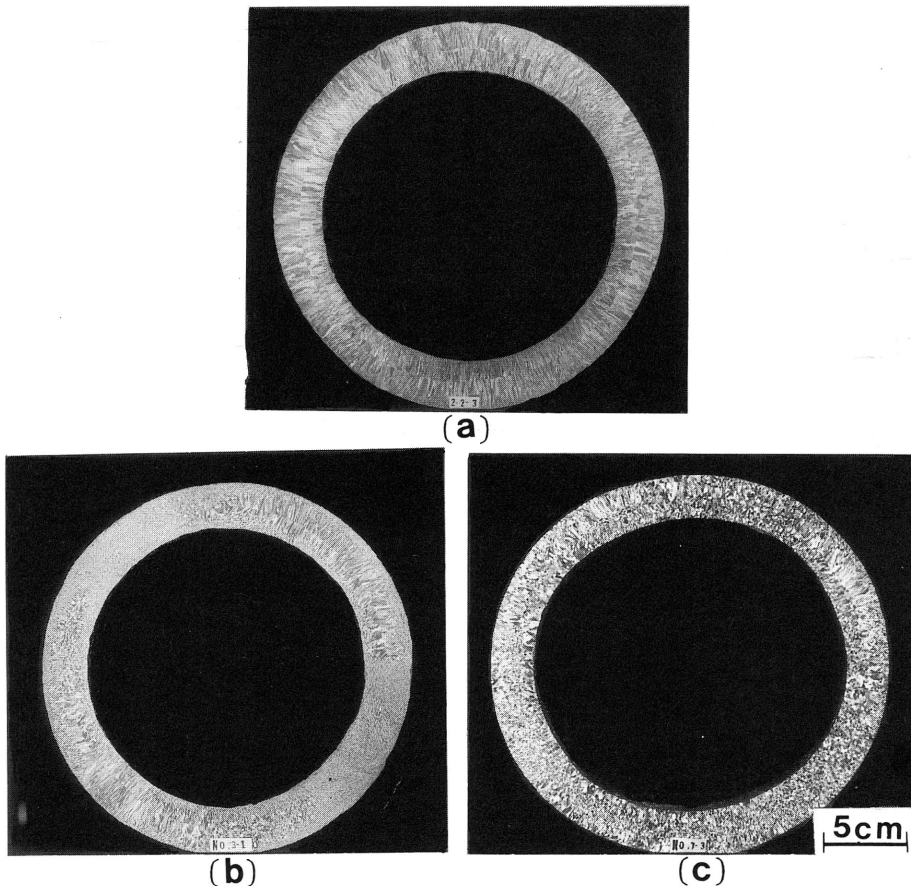


図15 鋼管の横断面のマクロ組織，(a)柱状晶が発達している。
(b)柱状晶とのチル晶が生じている。(c)等軸晶が全域に存在している。

中子の問題であることを考えると当然であり、(1)のレベル制御に比してより本質的な問題である。

今後、中子テーパの改善、形状の改善（例えば凹凸断面を有する中子）等基礎研究が必要である。

(3) 引抜速度微調整ができなかったこと。

設計標準と実際の使用範囲とが異なったために前述のごとく微調整ができなかった。油圧系統に改良を加えることにより微調整を可能にする必要がある。

表4 鋳型と中子の温度上昇と熱流束

	温度上昇℃	熱流束 Kcal/m ² h
鋳型	4	7.1 × 10 ⁵
〃	2	3.5
中子	10	5.3
〃	5	2.7

(4) モールドへの注湯がうまくいかなかったこと。

外径160φ、肉厚20 mm の製品に対してノズル個数が4個なのでモールド内周方向に均一注湯することが困難であり、従って周方向温度分布も均一ならず凝固殻の発達も不均一となりブレークアウト発生の一因となったと考えられる。

均一注湯のためにはノズル個数を増加すればよいが、ノズル径は高周波加熱をしてもち2.5φ⁵⁾より小さくすることは実用的ではなく、今後は、モールド上部を拡大して保温効果を持たせる等の手段で凝固殻の均一発達を計っていかねばならない。

4. 2. 凝固殻の発達状況の推定

鋳造において対象が連鋳であろうとダイカストであろうと、凝固の進行状況を把握することは鋳型設計、冷却条件決定等について重要な意義がある。本試験では R. I. 等による実測ができなかったので計算により推定した。

計算条件：鋼管を無限平板とみなし、一次元問題とした。境界条件は熱流束一定とした。

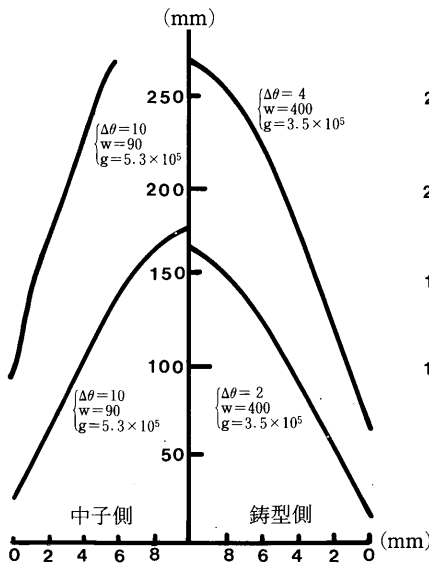


図16 凝固殻の発達状況。シェル厚さとメニスカスからの距離

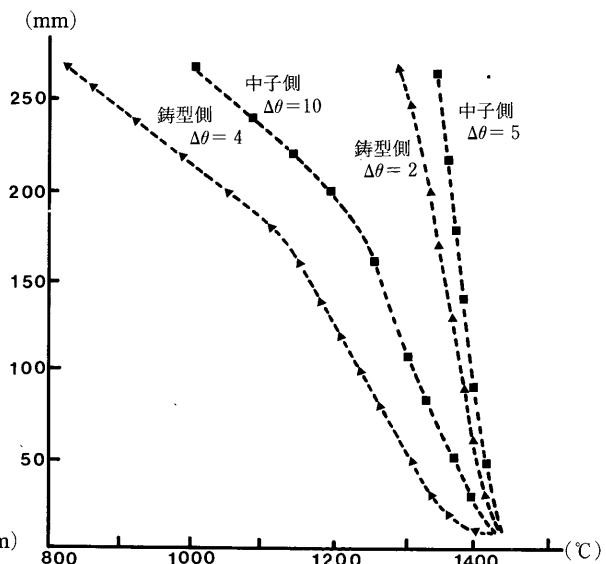


図17 メニスカスからの距離と表面温度との関係

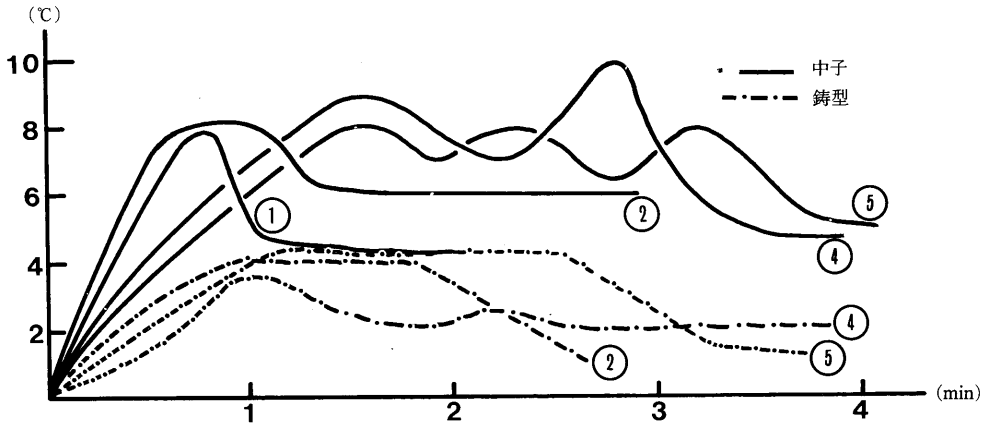


図18 铸込後経過時間と温度上昇

インプットデータ：铸込温度（1450℃）有効铸型長（270mm）引抜速度（320mm/min）熱流束（冷却水温度上昇測定結果を表4に示す）

図16に凝固殻の発達状況，図17に铸片表面温度を示し，図18に冷却水温上昇測定結果を示す。

4. 3. マクロ組織について

凝固組織が決定される条件の調査，換言すれば望ましい組織を得るための铸造条件の確立は実用上非常に重要なことである。

凝固組織は铸込温度と冷却速度（冷却強さといった方が適当か）により決定されると考えてよい。本試験において冷却強さは一定と考えれば铸込温度の差によるマクロ組織の変化が定性的に観察できる。例えば第4回試験における铸片から図19のごとくサンプルを切り出しマクロ組織をみると図20のようになる。

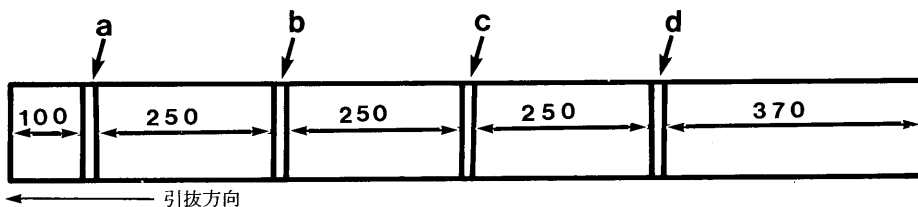


図19 引抜方向とサンプル個所との関係

図16～18によりモールド出口において铸片はほぼ完全に凝固しており，クレータ底は中子側に寄っていると推定される。表面温度については，air gap の発生を考えた場合，熱流束一定の条件下の計算は信頼性が薄いが，図18に示したごとくそんなはずれの結果ではない。

図20(a)は铸込初期でありレードル内溶鋼はタンディッシュ，シリカチューブを通過中に奪熱され铸込温度は非常に低くなりほぼ全域がチル晶となっている。(b)ではタンディッシュ，シリカチューブによる溶鋼からの奪熱は少なく铸込温度は高いので柱状晶がよく発達している。以下(c)，(d)と徐々に铸込温度が低下している。これはもちろんレードル内での温度降下に相当する。これらの関係を定性的にグラフ化すると図21のようになる。均一組織を得るためにはレードル保温あるいはレードル容量 up が必要である。

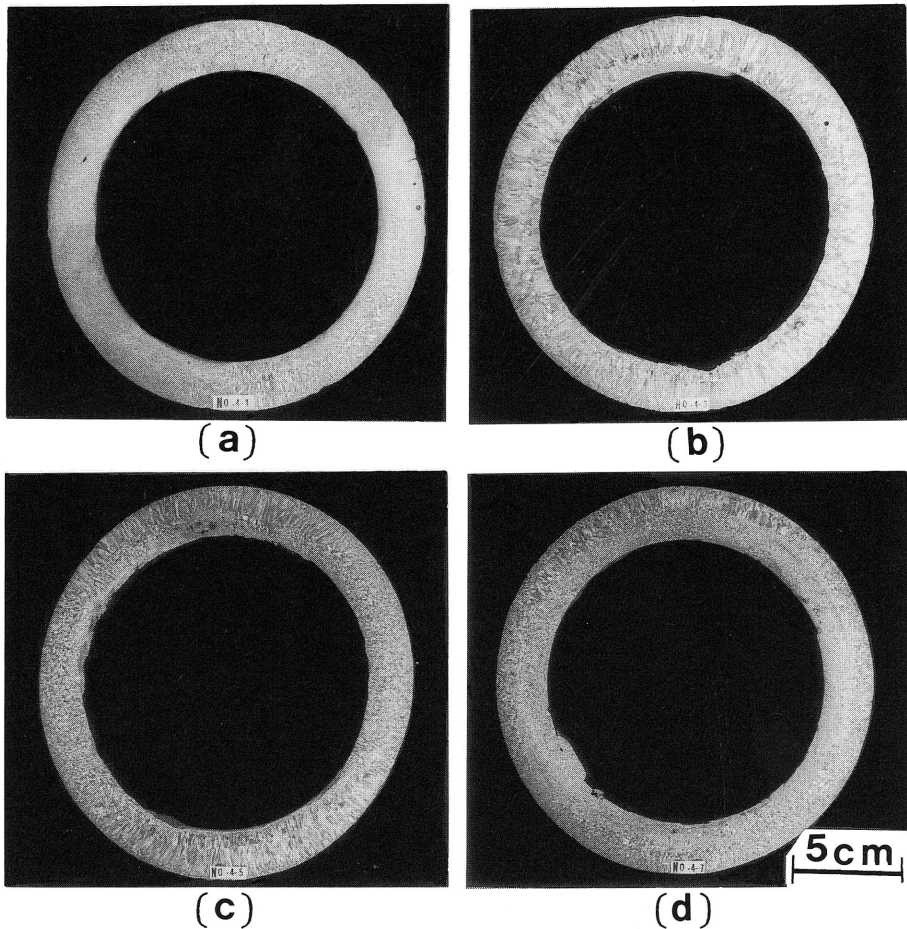


図20 図19に示したサンプルのマクロ組織。(a)チル晶, (b)柱状晶が見られる。
(c)(d)铸込温度低下域の領域

4. 4. ミクロ組織について

実験に用いた铸品の板厚中央付近の顕微鏡組織を図22に示す。組織は、凝固特有のセル状を示しており、エッチングされにくいオーステナイトと、エッチングされやすいフェライトの二相よりなるが、一部でフェライトの存在しない領域が認められた。

図23はこの位置の元素の偏析状況を見るために超高速広域マルチアナライザ (Comprehensive Multi Analyzer) で Cr, Ni および Fe の濃度をカラー表示の二次元マップで示したものである。

写真からわかるようにオーステナイト ((a)において青色) では Cr が減少し, Ni および

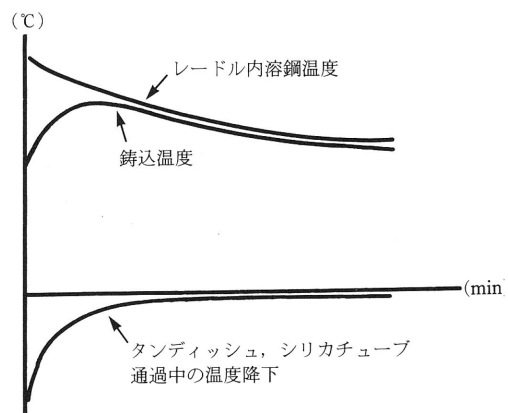


図21 時間経過に対する温度変化

Fe が増加しており、その濃度がそれぞれ26%、18%および56%前後と推定された。

一方フェライトでは、Cr が増加し Ni および Fe が減少しておりその濃度は42%、18%および40%前後であった。

以上のようにミクロ的にも、一部でフェライトの存在しない領域が存在するなど、均一組織を得るには、さらに改善が必要である。

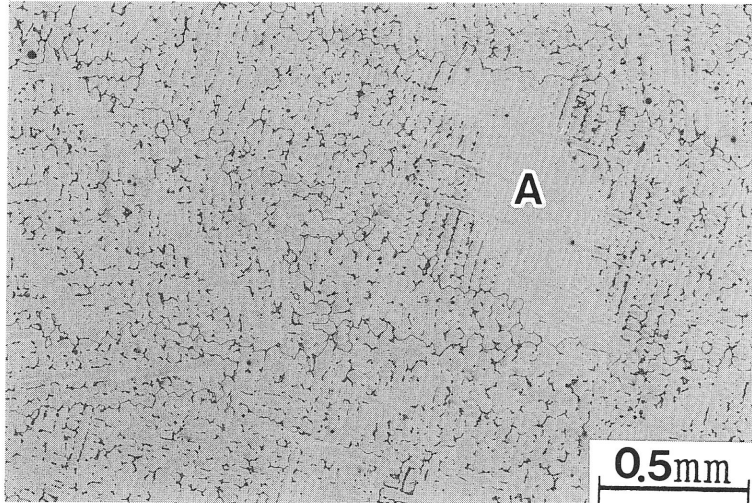


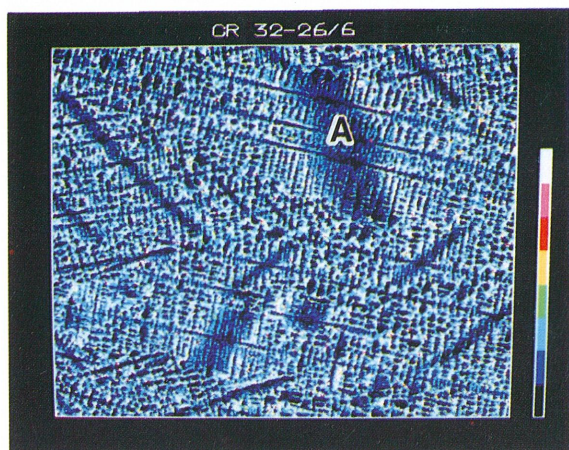
図22 铸片の板厚中央付近の表面組織を示す光顕写真

謝 辞

本研究を行う際、铸片組織の分析の測定に大変便宜を計って下さいました三菱重工株式会社長崎研究所の上原勝景課長、広松一男氏に心から感謝致します。

参 考 文 献

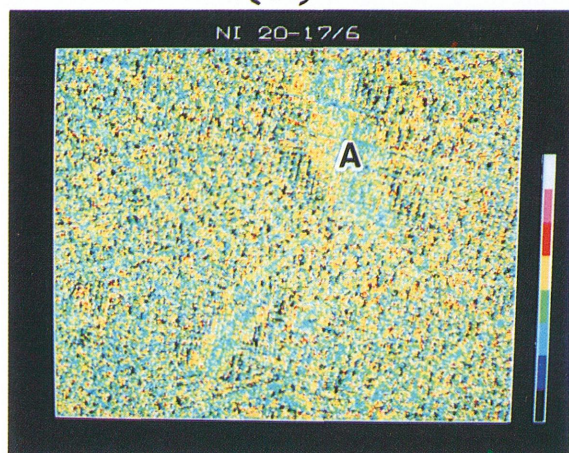
- 1) 特許公告 昭和42-18989
- 2) 特許公告 昭和46-5942
- 3) 特許公告 昭和40-10564
- 4) 特許公告 昭和43-28802
- 5) 武藤等：細流注湯法の研究：長研報告 2402670A



(a)

段階	色	濃 度	面積率
+	white	32以上	9.2
1	mazenda	32	2.4
2	red	31	3.0
3	yellow	30	4.3
4	green	29	8.3
5	cyan	28	16.2
6	blue	27	25.3
-	other	26以下	31.3

Cr:Max 50.8 Ave 27.7 Min 4.2



(b)

段階	色	濃 度	面積率
+	white	20.0以上	0.0
1	mazenda	20.0	0.6
2	red	19.5	8.3
3	yellow	19.0	28.5
4	green	18.5	33.5
5	cyan	18.0	14.6
6	blue	17.5	4.5
-	other	17.0以下	10.0

Ni:Max 20.3 Ave 18.0 Min 0.1



(c)

段階	色	濃 度	面積率
+	white	43.0以上	17.6
1	mazenda	43.0	10.9
2	red	42.5	10.7
3	yellow	42.0	10.1
4	green	41.5	8.8
5	cyan	41.0	7.7
6	blue	40.5	6.2
-	other	40.0以下	28.0

Fe:Max 45.8 Ave 40.8 Min 0.9

図23 超高速広域マルチアナライザーによる Cr, Ni, Fe の二次元マップ