

れたので試験を行なった。試験Ⅴの ^{198}Au 標識 Al は脱ガスを開始して 5min 後に添加した。Fig. 2 に実験結果を示す。試験Ⅴは 2 回繰返したが、 ^{198}Au 添加後、ともに 1min 35 sec (吸上回数 6 回) で計数率は極大値を示し、2min 20sec ~ 2min 30sec (吸上回数 9 ~ 10 回) にはほぼ定常値に達した。なお取鍋下試料の計数率はほぼ均一であつた。

3.4 Fe-Cr の溶解と混合速度

Fe-Cr は融点が高く、非常に溶解しにくいと考えられるため試験を行なった。試験Ⅵの ^{198}Au 標識 Fe-Cr は脱ガスを開始して約 2min 後に添加した。Fig. 4 に実験結果を示す。

^{198}Au 添加後 1min 29sec (吸上回数 3 回) に放射能が検出され、3min 02sec (吸上回数 8 回) 以降に計数率は測定誤差内で均一であつた。また注入時の取鍋下試料はすべて測定誤差内で均一であつた。粒度 10mm 以下の Fe-Cr は添加後約 3min (吸上回数) で均一に溶解混合すると考えられる。

3.5 Si-Cr の溶解と混合速度

DH 処理中に添加する Cr 源として Si-Cr の溶解試験を行なった。実験結果Ⅶを Fig. 4 に示す。脱ガスを開始して約 10min 後に ^{198}Au を添加したが、 ^{198}Au 添加後 2min 03sec (吸上回数 7 回) 以降では計数率は定常値に達しており、また注入時の取鍋下試料も均一な値を示した。Si-Cr は添加後約 2min で完全に溶解混合するものと考えられる。

4. 結 言

^{198}Au を固溶した Fe-Mn および ^{198}Au 封入カプセルを出鋼の際に取鍋内に投入し、取鍋より逐次採取した試料の放射能の推移から脱ガス初期の溶鋼の混合状況を調べた結果、脱ガス開始後 3min 以内、溶鋼の吸上げ繰返し数 6 ~ 7 回以内で溶鋼成分は均一に混合し、この時期に成分調節のための分析試料を採取する必要があることがわかった。

また ^{198}Au を固溶もしくは埋込んだ人造黒鉛粒、Al, Fe-Cr, Si-Cr および ^{198}Au 封入カプセルを DH 処理中に添加し、添加後取鍋より逐次採取した試料の放射能の推移から合金の混合状況を調べた結果、1 回当たりの吸上げ量 6t 以上、1min 当たりの吸上げ繰返し数 3 回程度の場合には、合金添加時期より 3min 経過後、または吸上げ繰返し数 9 回以内に、添加元素は取鍋内溶鋼に拡散し終ることがわかった。

文 献

- 1) 加藤, 他: 鉄と鋼, 50 (1964), p. 1775
- 2) 森, 他: 鉄と鋼, 50 (1964), p. 1441

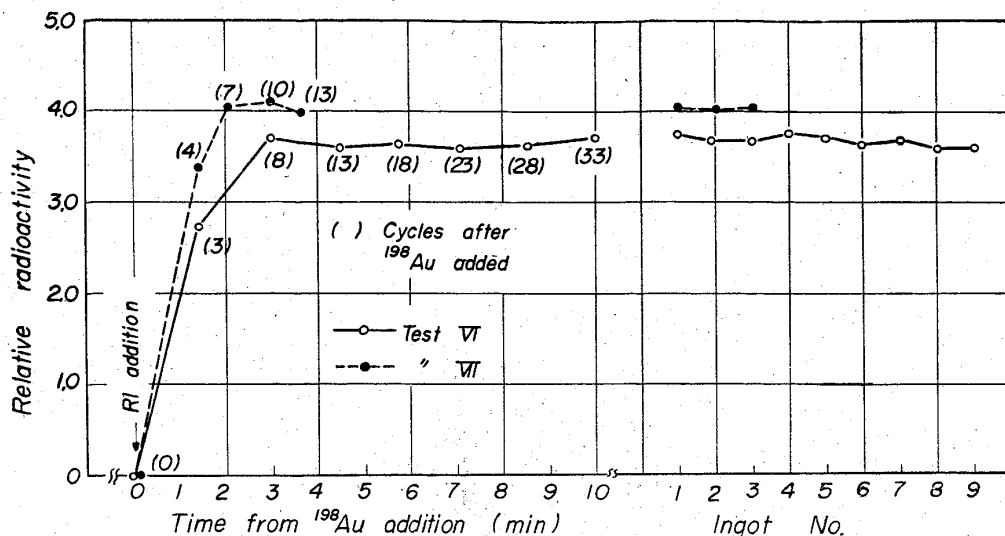


Fig. 4. Dissolution and homogenization of Fe-Cr and Si-Cr during DH treatment.

(74) 純ニッケルの連続鑄造条件と鑄片および圧延品の品質について

(鋼の連続鑄造に関する研究—IV)

神戸製鋼所, 中央研究所

鈴木 章・高田 寿・○鈴木 武
岩屋工場 中島 弘明

Effect of the Continuous Casting Conditions on the Qualities of Continuously Cast Ingot and Rolled Products of Pure Nickel.

(Study on the continuous casting of steel—IV)

Akira SUZUKI, Hisashi TAKADA,
Takeshi SUZUKI and Hiroaki NAKAJIMA.

1. 緒 言

既報¹⁾²⁾ではオーステナイト系不銹鋼のうち代表的な AISI 304 および高炭素クロム軸受鋼の連続鑄造条件と鑄片品質の関係について報告したが、本報では工業用の純ニッケル (ASTM B160-61 “A” nickel 相当材) の連続鑄造条件の鑄片品質におよぼす影響、圧延品、伸線品の品質の調査結果を報告する。

なお用いた試験装置は第 1 報³⁾で報告した垂直型鋼連続鑄造機の pilot plant である。

2. 実験方法および実験結果

2.1 純ニッケルの連続鑄造条件と鑄片品質の関係

110mm 角断面の鑄型を使用し、連続鑄造条件はオーステナイト系不銹鋼の場合を参考にして、鑄込速度 (鑄塊抽出速度) を 1300mm/min と一定にし、鑄込温度、二次冷却水量の影響を調査検討した。

供試したニッケル溶湯の代表的な化学成分を Table 1 に示す。

2.1.1 鑄込温度の鑄片品質におよぼす影響

本実験に供したニッケル溶湯は脱酸元素を多少含有しているが巨視的に純金属であるから、鑄込温度の鑄片の

Table 1. Typical chemical composition. (%)

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Fe	Al	Ti	Pb	Ni+Co
Ch. No. OK 5273	0.019	0.19	0.32	0.002	0.005	0.007	0.051	0.02	0.02	<0.001	Bal
ASTM B 160-61 (A nickel)	max. 0.15	max. 0.35	max. 0.35		max. 0.01	max. 0.25	max. 0.40				min. 99.0

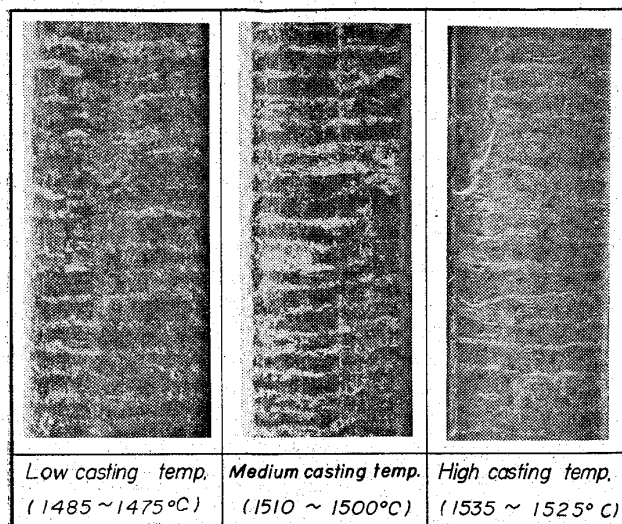


Photo. 1. Surface of continuously cast nickel ingot, (casting speed 1300 mm/min, quantity of secondary cooling water 9.7 t/hr). ($\times 1/3$) ($2/3$)

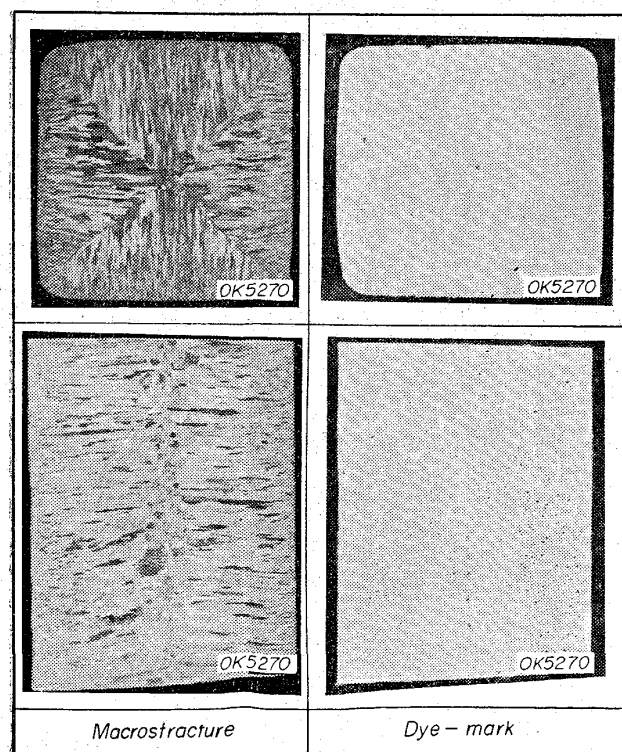


Photo. 2. Macrostructure and dye-mark of continuously cast nickel ingot. ($\times 1/4$)

Table 2. Main casting conditions in the experiment on casting temperature.

	Casting temp. ($^{\circ}\text{C}$)	Casting speed (mm/min)	Quantity of primary cooling water (t/hr)	Quantity of secondary cooling water (t/hr)
Low casting temp.	1485~1475	1300	130	9.8
Medium casting temp.	1510~1500	1300	130	9.7
High casting temp.	1535~1525	1300	130	9.7

健全性におよぼす影響は普通の鋼ほどではないが、当然のことながら casting 温度が高すぎるとラプチャーなどのトラブルが発生し易いし、低すぎるとスカムや溶滓の巻き込み、あるいはノズルのつまりなどの不都合があるので、これらの操業上の問題、铸件品質を考慮した最適 casting 温度を調査した。

主な casting 条件を Table 2 に、铸件铸肌の 1 例を Photo. 1、铸件断面のマクロ組織、ダイマークを Photo. 2 に示す。

铸造性は casting 温度のいかんにかかわらず良好であり、オーステナイト系不銹鋼の場合よりもすぐれた流動性を有している。铸件铸肌は耐酸化性の金属であるため、連铸材特有の横じわは認められるが全般的にきわめて美麗である。高温 casting の場合、局部的であるがたれ肌が認められる。中温 casting、低温 casting の場合には外觀的な欠陥はみられず良好な铸肌である。しかし、これらをクリーンインゴットにするための表面黒皮除去時において低温 casting の铸件は皮下にスカムの巻き込みが局部的に認められる。中温 casting、高温 casting では巻き込みはほとんど認められない。マクロ組織、铸件内部の健全性には casting 温度のちがいによる差はほとんどなく、Photo. 2 に示すように、いずれも数 mm 前後のチル晶につづいて柱状晶が軸心部まで発達しているが、部分的には軸心部のごくせまい範囲に粒状晶の晶出する部分があり、軸心部の収縮孔も軸心粒状晶域に点状に存在する程度である。したがって铸件の品質上最適な casting 温度は $1510\sim 1500^{\circ}\text{C}$ であり、鋼の場合の溶融温度 $+50^{\circ}\text{C}$ との考え方と一致する。

2.1.2 二次冷却水量の铸件品質におよぼす影響

鋼の場合の二次冷却水量の多少は铸件品質に大きな影響をおよぼすことが知られているが、本実験では他の条件を一定にして二次冷却水量約 10 t/hr、と 7 t/hr の両者を比較した。

Table 3. Main casting conditions in the experiment on quantity of secondary cooling water.

Casting temp. (°C)	Casting speed (mm/min)	Quantity of primary cooling water (t/hr)	Quantity of secondary cooling water (t/hr)
1490~1470	1300	130	9.7
1480~1470	1300	130	7.1

Table 4. Mechanical properties of rolled products. (7 mm ϕ)

Specimens		Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)	Hardness (Hv)
	Hot rolled	47.5	60.1	80.4	108
	Annealed*	46.5	62.1	81.8	98
"A" Nickel**	Hot rolled	39~56	30~65	60~75	85~115

* Anneal 780°C×30min A. C.

** Corresponds to ASTM B 160-61 (Data were taken from ASM metal handbook⁴⁾)

主な鑄造条件を Table 3 に示す。鑄肌、鑄片内部の健全性ともに良好で Photo. 1 および Photo. 2 に示したと同等の品質が得られ、本実験範囲程度の二次冷却水量では連鑄性、鑄片品質ともに全く差異がない。

2.3 鑄片の圧延性および圧延品品質

前述の最適連鑄条件下で鑄造した純ニッケルの 110 mm 角鑄片 4 本 (単重約 200 kg) をそれぞれ 7 mm ϕ 線材まで圧延を行なったが圧延性はきわめて良好であった。

鑄片の二次収縮孔はオーステナイト系不銹鋼と同様、圧延比約 5 で完全に圧着し、鑄片の柱状晶は破壊されて粒状晶になる。

圧延品の材料試験結果を Table 4 に示す。機械的性質は "A" nickel と比較してまったく遜色ない。なお焼なまし後の機械的性質が圧延後のものと大差ないのは本実験が 200 kg rod のために圧延後、冷却過程において焼なまし効果が得られたためと思われる。

2.4 伸線および伸線品品質

7 mm ϕ 圧延線材の一部について 780°C×30min 焼なまし処理後、実験室的なドローベンチあるいは工業的な連続伸線機を用いて伸線を行ない、さらに伸線品の品質を調査した。

7 mm ϕ 素材は仕上り寸法 4 mm ϕ まで中間焼なまし処理を行わずに冷伸したが問題はなく伸線性は良好である。

実験室的な方法で行なった場合の伸線過程のカタサの変化を Fig. 1 に、カタサと引張強さ、伸び、絞りの関係を Fig. 2 に、伸線品の引張試験結果を Table 5 に示す。

伸線は十分に軟化した素材を用いて行なえば、減面率

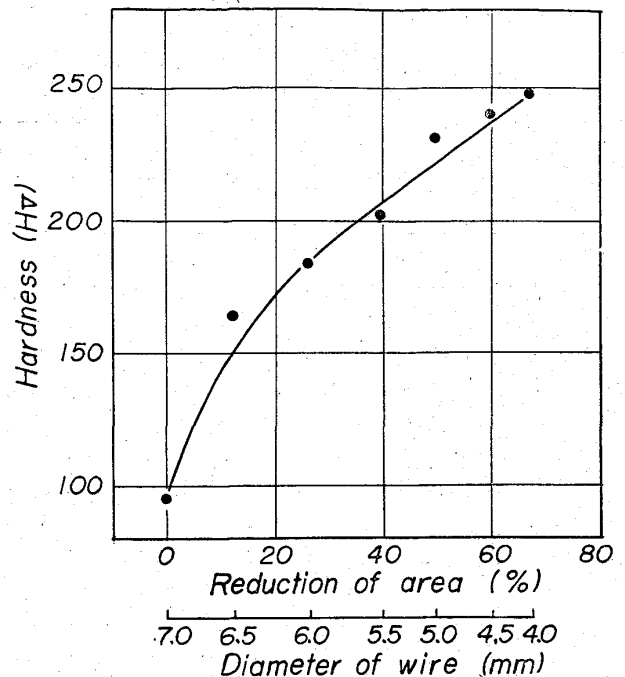


Fig. 1. Relation between hardness and reduction of area after drawing.

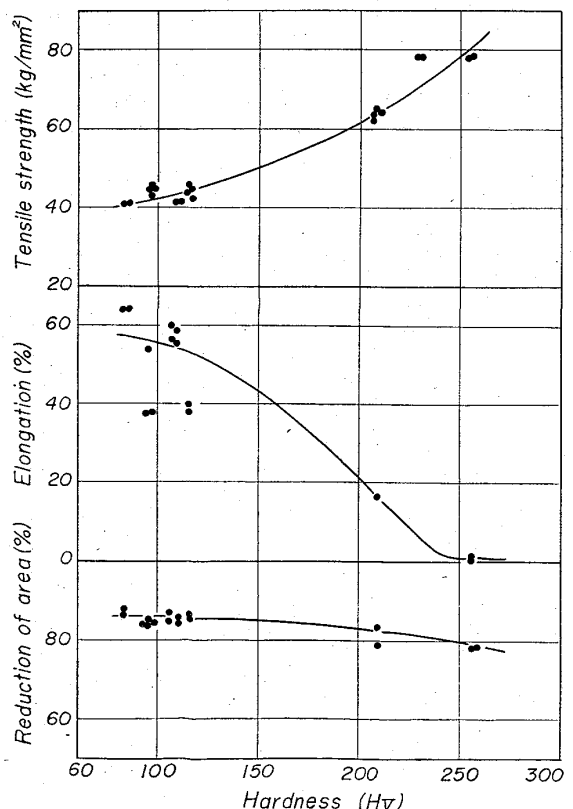


Fig. 2. Relation between tensile strength, reduction of area and hardness.

70%以上が可能で引張り強さはカタサの上昇にともなうて高くなるが、伸びは Hv 240 以上では 1% 前後まで減少する。絞りはカタサの上昇で幾らかは減少するが Hv 260 でも 75% 以上である。伸線後のミクロ組織は

Table 5. Mechanical properties of drawn wires. (4mm ϕ)

	Tensile strength (kg/mm ²)		Elongation (%)	
	As drawn	Annealed	As drawn	Annealed
Specimens	79	45	1	38
"A" Nickel*	—	35~56	—	30~50

* Corresponds to ASTM B 160-61 (Data were taken from ASM metals handbook⁴⁾)

伸線方向に繊維状を呈しているが 780°C×20min の焼なまし処理により方向性が消失し、きわめて微細な結晶になる。工業的な連続伸線機による伸線においても問題なく、伸線品の品質についても Table 5 に示すように "A" nickel と比較してまったく遜色のない品質である。

3. 結 言

垂直型鋼連続鑄造機の pilot plant を用いて、110mm 角断面の純ニッケルの連続鑄造条件と鑄片の品質の関係について調査して、すでに報告²⁾したオーステナイト系不銹鋼の品質と類似していることを明らかにするとともに連铸々片の圧延品、伸線品の機械的性質なども明らかにした。

文 献

- 1) 鈴木, 他: 鉄と鋼, 50 (1964), p. 1702
- 2) 鈴木, 他: 鉄と鋼, 51 (1965), p. 876
- 3) 井上, 他: 鉄と鋼, 50 (1964), p. 447
- 4) ASM Metal Handbook, 1 (1961), p. 1118

(75) 北日本特殊鋼における連続鑄造について

北日本特殊鋼, 八戸工場

工博○小池伸吉・日景 徹

Continuous Casting at North Japan Special Steel.

Dr. Shinkichi KOIKE and Tooru HIKAGE.

1. 結 言

1963年北日本特殊鋼八戸工場は隣接する日曹製鋼八戸工場より砂鉄を原料とする電気炉鉄の供給を受け、純酸素転炉あるいは電気炉により特殊鋼を溶製し連続鑄造ビレット、スラブを製造する目的で設立され、1964年2月連続鑄造機の完成により全製造設備の建設を完了した。

連続鑄造機は Junghans-Mannesmann-Böhler 式である。この方式^{1)~4)}は非鉄金属の連続鑄造の先駆者であり、かつもつとも早くから鋼の連続鑄造の研究を始め成功した S. JUNGHANS のデーターをもとに西独 Mannesmann 社を母体とする連続鑄造研究グループと、これとは別にオーストリーにおける Böhler 社を母体とするグループとが相互に技術的協力を行ない共同して連続鑄造法の完成発展に尽力しあい Mannesmann

社では主として普通鋼について Böhler 社では主として特殊鋼について開発しており、この共同研究により確立されたものである。

この方式の特徴は開発初期より鑄造鋼片の品質を考え冶金学上、鑄造技術上の原則である低温溶鋼を一定の低速度で鑄造する方法を採用していることであり、したがって複数ストランドによる鑄造が多い。

北日本特殊鋼における連続鑄造機は、この方式を採用したわが国における第1号機で西独 Demag 社の製作によるものである。1964年2月21日に初鑄造を行なつてから現在までに多くの鋼種の鑄造を行ない、その圧延材、鍛造材の材質試験を実施し、なおまだ一部は続行しているが、最近にいたり純酸素転炉、連続鑄造の工程による低炭素および高炭素鋼ビレットの製造を開始した。ここに連続鑄造の操業開始より現在にいたるまでの操業経過について報告する。

2. 設 備 の 概 要

製鋼工場のレイアウトを Fig. 1 に示した。10t 純酸素転炉あるいは 10t 電気炉で溶製された溶鋼は、転炉鋼は受鋼台車により電気炉鋼は取鍋台車により連続鑄造ヤードに運搬し 30t クレーンにより鑄造床まで釣上げ鑄造を行なう。連続鑄造機はビレットの場合2ストランド、スラブの場合1ストランドの鑄造ができる。設備の主要諸元を Table 1 に示した。

3. 操 業 経 過

3.1 製鋼作業

純酸素転炉あるいは電気炉における製鋼法は一般造塊を行なう場合と同様で、何んら異なる所はないが、鑄造温度を適正にするためには転炉および電気炉鋼それぞれの場合について出鋼時および取鍋運搬時の温度降下を考慮しなければならなかつた⁵⁾。すなわち調査の結果はつぎのようであつた。

転炉鋼一出鋼時 80~90°C 取鍋運搬時 50~60°C

電気炉鋼一出鋼時 15~25°C 取鍋運搬時 35~45°C

Fig. 2 に転炉鋼の場合の温度経過例を示した。

3.2 鑄造作業

溶鋼はまず取鍋よりタンデイシュに注入し、ノズルよりあらかじめダミーバーが据付けられている鑄型に鑄造する。使用タンデイシュノズル径は 20~30mm ϕ である。鑄型に溶鋼が満たされると所定の速度で引き抜かれ、溶鋼はタンデイシュストッパーで鑄造速度に合うよう流量を加減して注入される。ダミーバーはピンチロール通過後斜めに降ろし鑄造ビレット (あるいはスラブ) のピンチロール通過後切り離して落下させ、ビレットは垂直に下降せしめる。鑄型冷却水およびスプレー冷却水

Table 1. Design characteristics.

Billet size	175, 165, 115, 90 mm ϕ
Slab size	750×150 mm □
Machine speed	max. 5 m/min
Casting speed	0.8~3.0 m/min
Mould ocillation	max. 150 r.p.m
Ocillation hight	max. 20 mm
Cutting length	max. 4500 mm
Ladle capacity	15 t
Tundish capacity	800 kg