

Specimen	LS1	LS2	LS3	HS1	HS2	HS3	HS4	HS5	HS6
Si% of inside plate	0.42	0.72	0.72	0.45	0.53	0.53	0.67	0.67	0.67
Si% of outside plate	0.16	0.42	0.16	0.43	0.45	0.43	0.53	0.45	0.43

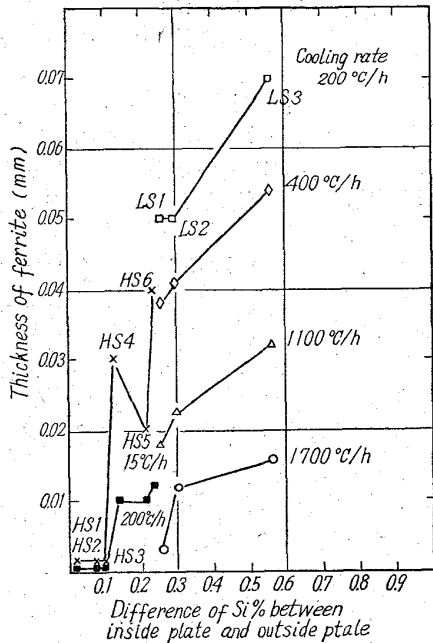


Fig. 2. Relation between difference of Si% and thickness of ferrite at various cooling rate.

ほぼ等しい濃度差においてもフェライトの厚みはかなり大きく変化している。このことはフェライトの厚みにおよぼす濃度差の効果が合金含有量によってことなることを示していると考えられる。LM1, LM2, LM3 の低濃度側の Mn 含有量はそれぞれ 0.25, 0.51, 0.76% である。

4) LM材, HM材の両者を比較すると、ほぼ同一の Mo 濃度差, 冷却速度において生成フェライトの厚みはいちぢるしくことなっている。このことはフェライトの生成に対し, C 含有量が大きな影響を与えることを示していると考えられる。

Fig. 2 は Si の場合について同様の関係を示したものである。Si の場合には高 Si 側にフェライトが形成されるが、その挙動は Mn の場合と同じであり、0.1~0.2% の濃度差において不均一変態の生ずることが確認される。Ni, Cr についても Mn と全く同様の挙動が観察される。

また、異種合金含有材たとえば Mn と Ni の各含有材を合板にして、いずれの側にフェライトが形成されるかを観察することにより、これら元素間における一種のフェライトの形成傾向をみる事ができる。Mn と Ni の場合、本実験の成分範囲内では Ni 側に若干フェライトの形成されやすい傾向が認められた。

さらに濃度差のある合板に焼入、焼もどし処理をおこなうと、炭化物の不均一分布ならびにフェライトの粗粒化の生ずる場合がある。700°C × 3h の焼もどしの場合、LM 1, 4, 5, 6 などには Mn の低濃度側にフェライトの粗粒化が認められる。粗粒化の速度は濃度差の増加とともに大きくなる。

IV. 総 括

合金濃度差 1% 以下の合板材をもちいて、フェライトの生成によつて観察される濃度差のある試料の不均一変態について検討した。フェライトの形成過程すなわち不均一変態は冷却速度, 合金濃度差, 合金含有量ならびに炭素含有量の影響を大きくうける。従つて不均一変態の生ずる合金の臨界濃度差を一般的に求めることはできないが、ここで用いた実験方法, 成分範囲 (C% は約 0.42) においては、いずれの合金元素の場合にも 0.1~0.2% が臨界値になつていられる。実際の鋼中に認められる濃度差に起因する不均一変態の臨界値としても大体上記の値が適用されると思われるが、偏析帯の中, 濃度勾配などの点で大きな相違のあることも考えられるので、さらに詳細には他の方法による検討が必要であると考えられる。

文 献

- 岡田: 鉄と鋼, 48 (1961), p. 613~614
- 古沢: 金属学会誌, 24 (1960), p. 833~836
- 大沢: 金属学会誌, 25 (1961), p. 433~436

669.14-154.4-412  
669.187.251.7-982 = 620.184 = 620  
620.192.45

(94) 真空アーク溶解による扁平鋼塊について

日本金属工業

工博 塚本富士夫・工博 須永 寿夫

野積 五郎・丸岡 利彦

日本真空技術

武井 宏真

On the Slab-Ingots by Vacuum Arc-Melting.

Fujio TSUKAMOTO, Hisao SUNAGA  
Gorō NOZUMI, Toshihiko MARUOKA  
and Hiromichi TAKEI.

I. 緒 言

真空アーク溶解法によつて従来溶解されている鋼塊の形状は円筒形状のもので扁平鋼塊はその例を見ない。真空アーク溶解法で直接扁平鋼塊を製造すれば製造工程が簡略化されるとともに製造費の低減および製造歩留の向上が十分期待される。筆者らは、従来の真空アーク溶解装置を若干改良して扁平鋼塊を製造し、扁平鋼塊中の組成分布, マクロ組織および熱間加工性などの鋼塊性状調査を行なうとともに、実際に圧延して鋼板の地疵および機械試験などの確性試験を行なつた。

対象鋼種としては SUS 27 ステンレス鋼を選らび、鍛造電極および鋳造電極について扁平度 (長辺/短辺の比) = 2.33 の扁平鋼塊を製造し、扁平鋼塊が円筒形鋼塊に比し品質上何んら遜色なく、また鋼板製造上有利なことが十分期待できたのでここに報告する。

II. 真空アーク溶解

溶解は 8,000A 容量の真空アーク溶解炉に内部寸法 120mm × 280mm × 650mm 高さの水冷式扁平のつぼを取付け、60mm × 220mm × 1,650mm 高さの扁平電極を用いた。なおるつぼは鋼塊の取り出しを容易にするため

7.7/1000 の傾斜を付けまた四隅には 20mm の R を付けた。溶解条件は電流 6,000~8,000 A, 電圧 26.5~29 V である。真空度は  $1 \times 10^{-2}$  mmHg 付近よりスタートし途中グロー放電などの障害なく  $10^{-2}$  mmHg オーダーの真空度で終始した。溶解速度は溶解電流の高い方が早いですが余り差はなく  $0.49 \sim 0.52$  kg/kA/mn であつた。適正電流は溶解された鋼塊の鑄肌から見て 7,000 A が適当のように思える。真空アーク溶解による組成変動については Mn が分析値で  $0.1 \sim 0.2\%$  減少し、窒素、酸素のガス組成は電極の含有量により異なるが窒素が 3~9%, 酸素が 67~82% の脱ガス度を示した。

III. 鋼塊性状および圧延結果

(1) 真空アーク溶解前後の組成分布

真空アーク溶解前後の組成分布を鑄造電極とそれを 7,000 A で溶解した鋼塊について比較した。分析試料は電極および鋼塊の中央部を縦断し、その縦断面における 6 対称点 (中心層 3 点, 表面層 3 点) より採取した。その結果は Table 1 に示すように蒸気圧の高い Mn が電極より若干バラッキが大きくなるが、主要成分である C, Cr, Ni はバラッキが小さくなる傾向を示し、真空アーク溶解後の組成分布は極めて均一なものを得られている。

(2) マクロ組織

扁平鋼塊のマクロ組織は Photo. 1 に示すように表面層から中心部まで柱状晶がよく伸びた健全な組織である。ただ、扁平鋼塊の欠点は電弧が電極に沿った楕円状に発生するのでコーナー部の温度が低くなり、Photo. 1 (b) のように溶け込み不十分な個所を生ずることである。これについては今後検討を要するが、つば断面積と

電極断面積の断面積比あるいは溶解電流などの検討により解決されるものと思う。

(3) 熱間加工性

扁平鋼塊の熱間圧延の加工条件を求めるために高温捻回試験を行なつた。試料は圧延方向になる長辺方向より採取し、平行部の径 8 mm  $\phi$ , 長さ 40 mm l の試験片に整形した。

試験は各捻回温度に 2 h 20mn 均熱した後圧延の變形速度に近い

200 rpm の回転速度で実施した。大気溶解の鋼塊との比較をする意味で鑄造電極とそれを真空アーク溶解した鋼塊との高温捻回試験結果を Fig. 1 に示す。真空アーク溶解により熱間加工性は向上するが、加工温度条件は大気溶解と真空アーク溶解の差はない。実際に 8mm 厚さまで熱間圧延した場合従来の圧延要領で支障なく圧延でき、真空アーク溶解による扁平鋼塊の製造が円筒形鋼塊の場合よりも鋼板製造上有利なることが十分期待できた。

(4) 非金属介在物および地疵

非金属介在物の顕微鏡観察による清浄度測定では A<sub>2</sub> 系介在物の減少が大きく、粒の大きさ、数において減少の傾向を示している。しかし電極中の介在物は A<sub>2</sub> 系介在

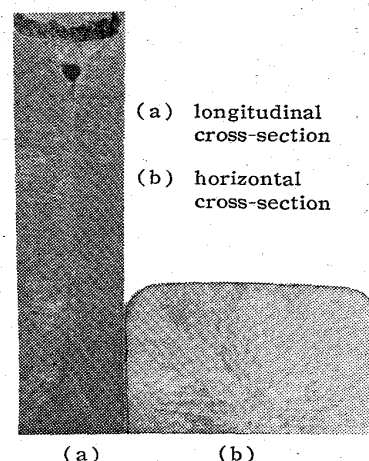


Photo. 1. Macrostructure of slab-ingot.

Table 1. The distributions of chemical composition in the casting electrode and the vacuum arc-melted slab-ingot.

Sample No.	Chemical composition (%)									Remarks
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	N	O	
A*— 1	0.077	0.56	1.20			9.02	18.46	0.050		} Surface layer } Center-axis layer
2	0.078	0.57	1.21			9.02	18.45	0.052		
3	0.077	0.57	1.20	0.027	0.010	9.02	18.42	0.051	0.017	
4	0.075	0.57	1.21			9.02	18.44	0.051		
5	0.076	0.56	1.21			9.09	18.46	0.050		
6	0.082	0.57	1.22			9.10	18.45	0.053		
$\bar{x}$	0.0775	0.567	1.208			9.045	18.447	0.0510		
S	0.0024	0.005	0.007			0.035	0.014	0.0010		
V**— 1	0.071	0.58	1.09			9.06	18.45	0.045		} Surface layer } Center-axis layer
2	0.068	0.58	1.10			9.06	18.44	0.046		
3	0.068	0.58	1.09	0.030	0.010	9.05	18.47	0.047	0.003	
4	0.068	0.58	1.09			9.05	18.47	0.047		
5	0.070	0.58	1.11			9.06	18.46	0.047		
6	0.066	0.57	1.04			9.05	18.46	0.045		
$\bar{x}$	0.0688	0.578	1.087			9.055	18.458	0.0462		
S	0.0017	0.002	0.022			0.005	0.011	0.0009		

A\* : Casting electrode.

V\*\* : Vacuum arc-melted slab-ingot.

Table 2. Mechanical properties.

Electrodes	Direction to Rolling	Tensile strength kg/mm <sup>2</sup>	Yield strength kg/mm <sup>2</sup>	Elongation %	Rockwell hardness Bscale
Forging Electrode	Horizontal	64.5	28.0	64.5	81
	Vertical	63.5	27.2	65.0	
Casting Electrode	Horizontal	58.5	23.5	68.0	78
	Vertical	58.0	23.0	67.0	
SUS 27P		>52	—	>50	<90

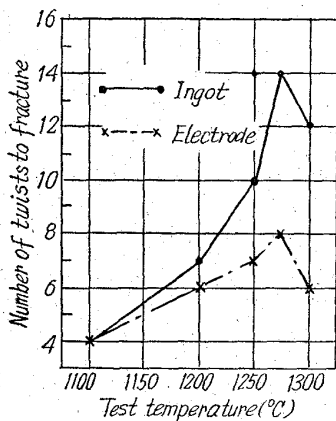


Fig. 1. Hot-twist ductility of casting electrode and vacuum arc-melted slab-ingot.

1050°C × 30mn 水冷の熱処理を施し機械試験をした結果は Table 2 に示す通りで JIS 規格を満足した靱性の良い値が得られた。

IV. 結 言

従来の真空アーク溶解炉に水冷式偏平るつばを取付け、偏平電極を使用して偏平鋼塊を製造し種々の調査を行なった結果、コーナー部の溶け込みに若干問題を残したが、真空アーク溶解法による偏平鋼塊の製造は可能であることが実証でき、円筒形鋼塊に比し鋼板製造上價格的に有利でしかも品質的に何んら遜色のない鋼塊が得られることがわかった。

546,72-31 = 546,3-31 = 536,77  
541,134.4

(95) 鉄酸化物ほか各種金属酸化物の標準生成自由エネルギー

(高温における酸素濃淡電池の研究—Ⅲ)

東京大学工学部

工博 松下 幸雄・○後藤 和弘

Standard Free Energies of Formation of Iron Oxides and Other Metal Oxides.

(Study on oxygen concentration cells at high temperature—Ⅲ)

Yukio MATSUSHITA and Kazuhiro GOTO.

物が大部分をしめ、A<sub>1</sub>系およびB系介在物は微量でその減少は判然としない。

8mm 鋼板について3段削りによる肉眼的な地疵測定を行なった結果は、地疵は皆無で従来 A<sub>2</sub>系介在物に起因すると考えられていた地疵は認められなかった。

(5) 機械的性質 8mm 鋼板の圧延に平行および直角方向から試料を採取し

I. 緒言および測定原理

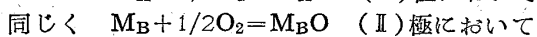
通常使用されている鉄鉱石には鉄およびその他の不純物は一般に酸化物として存在している。溶鉱炉、平炉および転炉などによる鉄鋼製錬法は鉄鉱石中に含有される不純物を選択的に酸化あるいは還元して最後に鉄分のみをとり出す作業に他ならないが、この場合最も重要なことは各種酸化物の標準生成エネルギーであると考えられる。

すなわち、一定の酸素分圧、および温度において、ある金属酸化物は還元されるが他の金属は逆に酸化されるというような基本的なデータを与えるのが標準生成自由エネルギーの値であることは周知のことであろう。もちろん実際の鉄鋼製錬反応は複雑であり必ずしも標準状態の酸化あるいは還元反応がおきていないし、また工業的に重要なことはそれらの反応の kinetics に他ならないであろう。

しかしながら、製錬反応の熱力学的基礎となつている、各種酸化物の標準生成自由エネルギーを精度よく測定することは学問的にもまた工業の見地からも大切なことと考えられる。著者らは前報のごとき固体電解質 ZrO<sub>2</sub> · CaO を使用した酸素濃淡電池の手法にて数種の金属酸化物の標準生成自由エネルギーを下記のごとき電池を組み立てて500°C ~ 1300°C の温度範囲にわたつて測定した。

- (1) Pt · Ni · NiO/ZrO<sub>2</sub> · CaO/Cu · Cu<sub>2</sub>O · Pt
- (2) Pt · Ni · NiO/ZrO<sub>2</sub> · CaO/Fe · FeO · Pt
- (3) Pt · Ni · NiO/ZrO<sub>2</sub> · CaO · Pt · FeO · Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>
- (4) Pt · Ni · NiO/ZrO<sub>2</sub> · CaO/Pt · Ca<sub>2</sub>O · CaO
- (5) Pt · Ni · NiO/ZrO<sub>2</sub> · CaO/Sn · SnO · Pt
- (6) Pt · Ni · NiO/ZrO<sub>2</sub> · CaO/Pb · PbO · Pt
- (7) Pt · Ni · NiO/ZrO<sub>2</sub> · CaO/Ta · Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub> · Pt
- (8) Ni · Pt(I) · NiO/ZrO<sub>2</sub> · CaO/Mo(O) · Pt(II)/ZrO<sub>2</sub> · CaO/Mn · MnO · Pt(III)/ZrO<sub>2</sub> · CaO/FeO · Pt(IV) · Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> (四極電池)
- (9) Ni · Pt(I) · NiO/ZrO<sub>2</sub> · CaO/Mn · Pt(II) · MnO/ZrO<sub>2</sub> · CaO/Fe · Pt(III) · FeO/ZrO<sub>2</sub> · CaO/Cu · Pt(IV)Cu<sub>2</sub>O (四極電池)

上記のごとき酸素濃淡電池の両極における平衡酸素分圧は次のごとき化学反応式により一定温度では決つた値を示す。



故に酸素濃淡電池の平衡可逆起電力 E は次式のごとく