

Table 2. Microstructure of MT magnet alloy.

Heat treatment	Micro structure
Chill casting	Austenite + Martensite (body center cubic)
Oil quenching	Austenite + Martensite (tetragonal body center cubic)
Aging at 300°C	Martensite (body center cubic) + Austenite (little)
" at 500°C	α -iron + Double carbide
1200°C furnace cooling	α -iron + Double carbide + Graphite

性はほとんど低下しない。しかし湯流れや焼割れを考慮すると、製品の肉厚は 5~15 mm 位が望ましい。

3. 焼戻処理における最も良い加熱温度は 300°C であり、その保持時間は 1~1.5 時間である。この磁石は従来まで铸造磁石とことなり、焼鈍によつて軟化し、機

械加工が可能となる。

4. 磁性の最もすぐれた状態における組織は、焼入によつて生じた非磁性オーステナイトの地の中に、焼戻しによつて生じた強磁性マルテンサイトの適当量が分散して存在している場合である。(昭和 31 年 9 月 20 日寄稿)

耐酸高珪素鑄鉄に関する研究 (II)*

(機械的性質、耐蝕性および凝固収縮率におよぼす添加元素の影響—その 1)

沢村 宏**・田島 治***・赤松経一†・村中啓人†

INVESTIGATION ON ACID-RESISTANT HIGH-SILICON IRON (II)

(Effects of Alloying Elements on Mechanical Properties, Corrosion Resistance and Shrinkage. -Part 1.)

Hiroshi Sawamura, Dr. Eng., Osamu Tajima, Kyoichi Akamatsu and Hirohito Muranaka

Synopsis:

The effects of Si and C, the main constituents of the alloy in question, on the mechanical properties, corrosion resistance, and shrinkage of acid-resistant high-silicon irons have already been reported by the authors¹⁾. Successively, in the present investigation, the effects of various alloying elements, i. e., P, S, V, Ti, Al, As, Sn, Mn, Ni, Cr, Mo, Co, Cu and W on these properties have been studied.

The results are summarized as follows:

(1) The elements that had favourable effects on the transverse strength of high-silicon iron were as follows: Ni (0.7%), Co (0.3%), Cr (0.6%), Mo (3%), W (0.8%), V (0.09~0.5%) Ti (0.3%), Al (0.06%), and Cu (0.3~3%). The percentage in parenthesis indicated the optimum content.

(2) The elements that promoted a growth of graphite, such as Cu and Al, decreased the Rockwell hardness, while the elements, the so-called carbide stabilizers, that diminished the size of graphite and gave favour to form hard carbide-phases, such as Mn, P, Cr and Mo increase the Rockwell hardness.

(3) The corrosion resistance to sulphuric acid was improved by additions of Mn, P, Ni, Co, Cr, V, Cu, and As. Among these elements, Cu was most effective. It was adversely affected by Sn and S. For hydrochloric acid Mo and Ni had good effects while Sn and P had deleterious effects.

(4) The shrinkage of high-silicon irons decreased by additions of all alloying elements in the present tests except As.

* 昭和 30 年 4 月および昭和 31 年 4 月本会講演大会にて講演 ** 京大教授, 工博

*** 共同機械製作所 † 京大工学部冶金学教室

I. 緒 言

耐酸高珪素鋳鉄の機械的性質、耐蝕性および凝固収縮率におよぼす主成分元素 Si および C の影響についてはすでに報告を行つたり、引続き本研究においてこれらの諸性質におよぼす P, S, V, Ti, Al, As, Sn, Mn, Ni, Cr, Mo, Co, Cu および W の各種添加元素の影響を研究した。

II. 実験方法

実験方法は前研究¹⁾と全く同様であつて、Si および C 含有量をそれぞれ 15% および 0.5~0.6% に一定にして、上記添加元素を種々の量で含有している試料について鑄造の儘の状態に抗折試験、硬度試験、凝固収縮率測定、腐蝕試験および顕微鏡試験を行つた。

III. 試験片の製作

試験片は Table 1 の合金材料を配合し前実験と全く同様の方法で製作した。すなわち溶解温度および鑄造温度をそれぞれ 1450°C および 1300°C に一定とし、熔湯をシェルモールドに鑄造した。試験片の形状、寸法、仕上げ方法はすべて前実験と同様である。合金元素の添加方法はつぎの通りである。電解ニッケルおよび低炭素フェロモリブデンは主原料と共に最初から坩堝中に装入して溶解し、それ以外の合金材料は最高加熱温度 1450°C に達した時に熔湯中に投入したが特に Ti, Al, As および Sn はフォスフォライザーを使用して熔湯中に押し込んだ。その後熔湯を充分に混合、攪拌し約 15 分間炉中に保持してから鑄造した。

IV. 実験結果および考察

各種元素を添加した際比較の基準となる普通高珪素鋳鉄の諸性質は前報¹⁾に報告されているが、Si 14.7~15.2%, C 0.5~0.6% の成分に関する値を示しておく。抗折力=22~23 kg/mm², 撓み量=0.43~0.46 mm, ロックウエル C 硬度 (以後 H_{RC} と略記する) =43~45, マイクロピッカース硬度 (以後 H_{MV} と略記する) =610~630, 1:10 H₂SO₄ に対する腐蝕減量=3.0mg/cm²·4h, 1:1 HCl に対する腐蝕減量=3.3mg/cm²·4h, 凝固収縮率は Si および C 量によつて相当大きく影響されるので前報¹⁾ Fig. 4 を参照し、つぎの例に示すような方法で比較した。例えば元素を添加した試料の Si%=14.9 C%=0.5~0.6 の時は普通高珪素鋳鉄の凝固収縮率は前報¹⁾ Fig. 4 より 2.51~2.70% の範囲内にあるので、元素添加試料の凝固収縮率がこの範囲内にあるときは変化なしとして O という記号で示し、この範囲より大なる時は 2.70% より 0.1, 0.2...% 増加毎に +1, +2... という記号を附し、小なる時は 2.51% より 0.1, 0.2...% 減少毎に -1, -2... という記号を附することにする。

(A) P の影響

抗折力におよぼす P の影響は Fig. 1 に示す通りで P 約 0.4% までは影響を示さぬが、P がさらに増加すると悪影響を示す。撓み量は P 0.045~0.4% の範囲内では 0.50~0.55 mm で普通高珪素鋳鉄より少し大であるが、P 含有量が増加すると減少し P 0.70% では 0.38 mm になる。

H_{RC} は P 約 0.4% まで 40~45 で普通高珪素鋳鉄と変わらないが、P 約 0.4% 以上では H_{RC} は増加し P

Table 1. Chemical composition of alloying materials.

Ferro-alloys							
Materials		C%	Si%	Mn%	P%	S%	Cu%
High silicon iron A		0.42	15.34	0.36	0.009	0.006	0.024
High silicon iron B		0.52	14.20	0.43	0.011	0.014	0.024
Ferrosilicon		0.03	75.8	0.12	0.008	0.001	0.005
White cast iron		3.50	0.01	0.03	0.008	0.012	0.010
Ferro-phosphorus		0.051	0.23	0.15	25.0	0.005	0.32
Ferrosulphur		—	0.07	0.60	0.053	31.1	0.07
Ferrochromium	Cr, 63.60	0.07	0.29	tr.	0.033	0.019	0.12
Ferromolybdenum	Mo, 60.61	0.044	2.36	0.088	0.079	0.067	1.47
Ferrotungsten	W, 80.02	0.08	0.04	0.02	0.026	0.006	0.046
Ferrovanadium	V, 42.58	1.25	2.91	0.32	0.111	0.067	0.19
Pure Metals							
Manganese (electrolytic)		99.9 %		Aluminium (electrolytic)		99.996%	
Nickel (electrolytic)		99.56%		Copper (electrolytic)		99.9 %	
Cobalt		98 %		Tin (electrolytic)		99.9 %	
Titanium (kroll process)		above 99.3 %		Arsenic		99 %	

0.7% では $H_{RC}=50$ に達する. α 地の H_{MV} も H_{RC} 同様 P 約 0.4% までは変らずさらに P 量増加すると H_{MV} も増加し P 0.7% で $H_{MV}=700$ である.

1:10 H_2SO_4 に対する耐蝕性は Fig. 2 に示すごとく P の添加によつて改善される. 1:1 HCl に対しては Fig. 3 に示すごとく P の少量の添加によつても悪影響があり腐蝕減量は増大する.

凝固収縮率は P 量のいかに係わらずほぼ -2 で P の添加により減少する.

P を添加せる高珪素鑄鉄の顕微鏡組織を見ると, 黒鉛は普通高珪素鑄鉄に見られるごとく, 概して共晶状およびバラ状で存在する. Hurst and Riley²³⁾ によれば, P は炭化物安定剤として作用し高珪素鑄鉄に 0.2% 以上添加すると砂型鑄物の試験片において, α 相境界に炭化物燐化物複合体を生成し, α 地内に燐化物の分散相を生成するとしている. 本研究では上記と試験片の溶解, 鑄造条件が異なるけれども同様の結果を得ている. 炭化物複合体は $PO \cdot 055\%$ を含有する試験片に初めて微量に現われ, P の増加につれてこの相が増加し, 上記分散相が α 地内に析出し, 黒鉛片が可成りの率で炭化物燐化物複合体によつて置換されているのを Photo. 1-a, b に示す. P 0.4% 以上の試験片の抗折力, 撓み量の減少および硬度の上昇は α 相の境界に可成りの量で存在する炭化物燐化物複合体に帰因すると考えられる.

結果を総括すると, 0.4% 以下の少量の P は H_2SO_4 に対する耐蝕性の改善, 撓み量の増加という好影響もあるが, HCl に対する耐蝕性の減少, 抗折力の減少ということより実際的には, 0.05% 以下に制限すべきである.

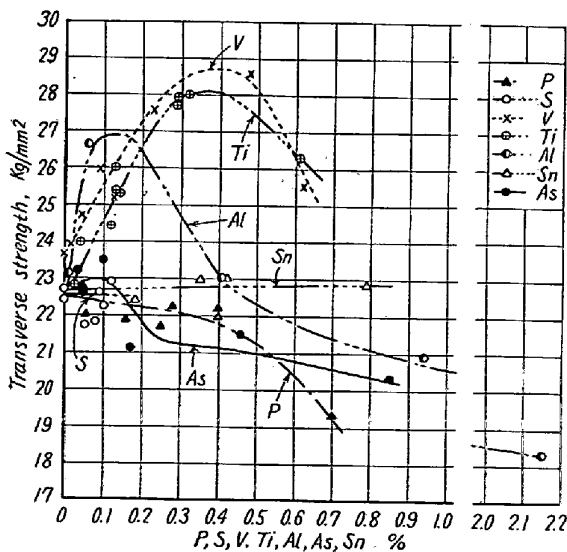


Fig. 1. Effects of alloying elements on the transverse strength of high-silicon irons, (1)

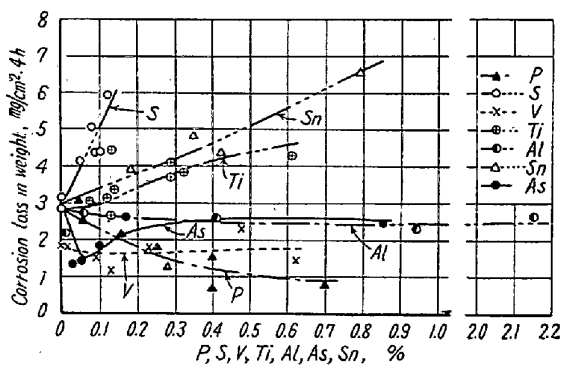


Fig. 2. Effects of alloying elements on the corrosion of high-silicon irons in sulphuric acid (1:10) at 80°C, (1).

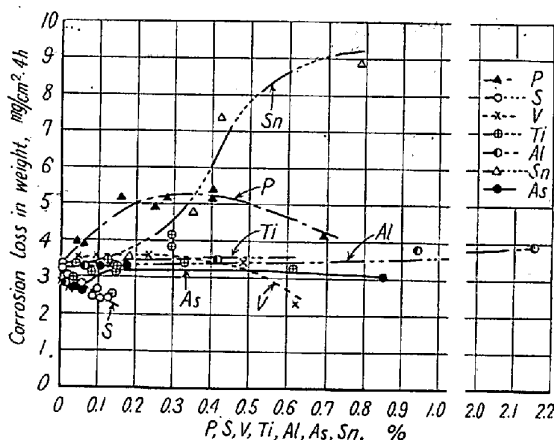


Fig. 3. Effects of alloying elements on the corrosion of high-silicon irons in hydrochloric acid (1:1) at 80°C, (1).

(B) S の影響

Fig. 1 より抗折力におよぼす S の影響は S 0.05~0.12% の範囲で余り認められない. 撓み量は 0.50~0.55 mm で普通高珪素鑄鉄より大である.

H_{RC} および H_{MV} はそれぞれ 40~45, 600~620 で普通高珪素鑄鉄と余り変らない.

1:10 H_2SO_4 に対する耐蝕性は Fig. 2 に示すごとく S 量の増加に伴つて腐蝕減量が直線的に増加するので悪化する.

1:1 HCl に対する耐蝕性は Fig. 3 に示すごとく普通高珪素鑄鉄より幾分改善されておるようであるが, ほとんど変らない.

凝固収縮率は S 0.052% まで普通高珪素鑄鉄と変わらず, S 0.081% の -1 から S 0.12% の -3 まで S 添加量にしたがつて減ずる.

S を添加した高珪素鑄鉄の顕微鏡組織を見ると, S 量の高い試料では黒鉛はバラ状の可成り粗大な片状で存在

し, Photo. 2 に示すごとく α 結晶粒の所々に一部分黒鉛片と結合して硫化マンガン粒子が存在している. 灰色のこれらの小結晶⁴⁾は S 含有量とともに数および大きさを増す. 本実験において高珪素鑄鉄浴への S の添加が非常に困難で S の歩留りが非常に小さいことが観察された. これは Si の S の活量におよぼす影響に帰することができる. 例えば Si 15%, C 0.6%, Mn 0.3% および S 0.01% を含有する高珪素鑄鉄を考えてみよう. Sherman and Chipman⁵⁾ によればこの高珪素鑄鉄浴の S の活量係数 f_s は次式で与えられる.

$$f_s = f_s' \times f_s^{(Si)} \times f_s^{(C)} \times f_s^{(Mn)} \text{ or} \\ \log f_s = \log f_s' + \log f_s^{(Si)} + \log f_s^{(C)} + \log f_s^{(Mn)}$$

記号 f_s' は与えられた S% における Fe-S 二元合金中の S の活量係数を表わし, 記号 $f_s^{(Si)}$ は三元 Fe-S-Si 合金の S の活量係数と f_s' との比を表わす. 記号 $f_s^{(C)}$, $f_s^{(Mn)}$ は $f_s^{(Si)}$ と同様のことを意味する. 1600°C におけるこれらのデータ⁵⁾によれば

$$\begin{aligned} \text{S } 0.01\% \text{ に対して} \dots \log f_s' &= 0.00 \\ \text{Si } 15\% \text{ に対して} \dots \log f_s^{(Si)} &= 1.7 \\ \text{C } 0.6\% \text{ に対して} \dots \log f_s^{(C)} &= 0.10 \\ \text{Mn } 0.3\% \text{ に対して} \dots \log f_s^{(Mn)} &= -0.01 \end{aligned}$$

ゆえに $\log f_s = +1.8$, $f_s = 63$ ただし Si 15% に対する $\log f_s^{(Si)}$ の値は文献⁵⁾における Si 9% 以下に対する曲線を外挿して求めたものである. この結果この合金における S は同%同温度において Fe と S のみを含有する浴における場合の 63 倍の逃散圧を有することを意味する.

高珪素鑄鉄の S 含有量は硫酸に対する耐蝕性に悪影響をおよぼすから 0.05% 以下に制限しなければならない.

(C) V の影響

V の影響を検討した試料の Si 量は 15.3~15.5% であったので, 各性質の比較の基準となる元素を添加せぬ Si 15.3~15.5%, C 0.5~0.6% の高珪素鑄鉄に関する値をとくに示す. 抗折力 = 23~24 kg/mm², 撓み量 = 0.50~0.53 mm, $H_R C = 43 \sim 45$, $H_M V = 620 \sim 630$, 1:10 H₂SO₄ に対する腐蝕減量 = 2mg/cm²·4h, 1:1 HCl に対する腐蝕減量 = 3.0mg/cm²·4h

抗折力におよぼす V の影響は, Fig. 1 に示すごとく V 約 0.4% までは V の添加に応じて抗折力を高め, V 約 0.4% で極大値 29 kg/mm² を示し, さらに V 量増加すると抗折力はその極大値より減少し始める. 撓み量は V 0.09% までは 0.50~0.53 mm で普通高珪素鑄鉄と変らぬが V 0.1~0.5% では, 抗折力の増加と平

行して撓み量を増し約 0.60 mm を示す.

$H_R C$ は V の添加によつて少し低下し V 0.04~0.62% の範囲で $H_R C = 39 \sim 42$ である. V 約 0.4% まで $H_M V = 620 \sim 640$ で普通高珪素鑄鉄と変らず一定であるが, さらに V 量増加すると減少し V 0.5~0.6% では $H_M V = 570$ である.

1:10 H₂SO₄ に対する耐蝕性は Fig. 2 に示すごとく V の添加でごく僅か改善されるようであり, 1:1 HCl に対しては V 約 0.5% までは普通高珪素鑄鉄と変らず V 0.5% 以上では耐蝕性は改善されるようである. (Fig. 3 参照)

凝固収縮率は V 0.4% までは -1~-3, V 0.4% 以上では -4 で, V の添加によつて減少する.

V 0.1% 以下を含む試料の顕微鏡組織では少量の共晶状黒鉛を伴つたバラ状黒鉛組織を示すが, 抗折力の高い V 0.2~0.5% を含む試料では黒鉛組織は Photo. 3-a に示すごとく微細な共晶状である. V 0.1% 以上を含む試料では Photo. 3-b に示すごとく今一つ別の相が現われ V 含有量に伴つてその量を増す. この相は恐らく一種の炭化物であろう. この相は非常に安定で真空中 900°C, 5h の焼鈍でもなんらの変化をも越さなかつた.

V 0.3~0.4% ではほとんど耐蝕性の低下を起さずに機械的性質を改善しかつ凝固収縮率を減少するから V 0.3~0.4% の添加は有用であると考えられる.

(D) Ti の影響

抗折力におよぼす Ti の影響は Fig. 1 に示すごとく V の影響とほとんど同様である. 撓み量は Ti 0.03% で 0.52 mm, Ti 0.3% で約 0.60 mm に達し Ti 量とともに増加し Ti 0.3~0.6% ではほぼ一定で約 0.60 mm を示す.

$H_R C$ は Ti 0.04~0.10% では $H_R C = 36 \sim 40$ で普通高珪素鑄鉄より低いのが Ti 0.1% 以上では $H_R C = 47 \sim 50$ で幾分高い. $H_M V$ は Ti 量に余り関係せず $H_M V = 560 \sim 600$ で普通高珪素鑄鉄より α 地の硬度は低い.

1:10 H₂SO₄ に対する耐蝕性は Fig. 2 に示すごとく Ti の添加により徐々に悪化する. 1:1 HCl に対する耐蝕性は Fig. 3 のごとくで 0.6% までの Ti の添加によりほとんど影響を受けない.

凝固収縮率は Ti 量にかかわらずほぼ -1~-2 で普通高珪素鑄鉄より僅かに減少する.

Ti 含有高珪素鑄鉄の顕微鏡組織では黒鉛は概して非常に微細な共晶状であるが, 時としてこれにバラ状あるいは長い片状を伴つている. 0.05% 以上の Ti を含有

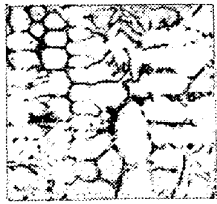


Photo. 1-a ×180
0.16% P

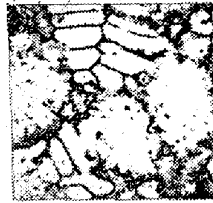


Photo. 1-b ×180
0.70% P

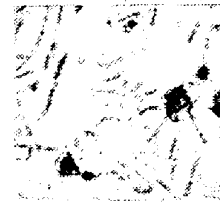


Photo. 2 ×400
0.10% S

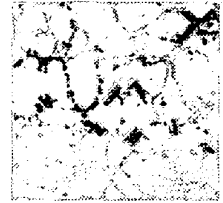


Photo. 3-a ×180
0.48% V



Photo. 3-b ×1000
0.62% V



Photo. 4 ×180
0.29% Ti



Photo. 5-a ×180
0.01% Al

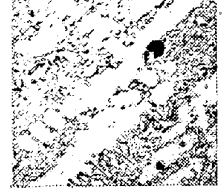


Photo. 5-b ×180
0.06% Al



Photo. 5-c ×180
0.94% Al



Photo. 5-d ×180
2.15% Al

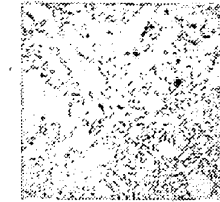


Photo. 6-a ×180
0.029% As



Photo. 6-b ×180
0.85% As

Photo. 1—6. The microstructures of high-silicon iron containing various alloying elements. Etchant: sodium picrate at 85°C.
(Micrographs reduced to 1/2 linear in reproduction)

する合金には Photo. 4 に示すごとく非金属介在物と考えられる二、三の相恐らく Ti の炭化物、窒化物あるいは酸化物であろうと思われるものが現われる。これらの相は Ti 含有量に伴い増加する。

高珪素鉄に添加された 0.1~0.3% という少量の Ti は耐蝕性を悪化せずに抗折力を上昇する点で効果的である。

(E) Al の影響

抵抗力におよぼす Al の影響は Fig. 1 に示す通りで Al 約 0.1% までは Al 量とともに上昇しさらに添加すると急激に抗折力が降下する。撓み量は Al 0.06% で 0.64mm まで増加し Al 0.06~0.94% では 0.64~0.61mm であるが Al 2.15% では 0.52mm に低下する。Al 添加高珪素鉄の撓み量は普通高珪素鉄の撓み量より一般に大である。

H_{RC} は Al 含有量増加につれて低下し Al 1~2% では $H_{RC}=34\sim35$ になる。α地の $H_{M\dot{V}}$ は Al 添加によつて影響を受けず $H_{M\dot{V}}=600\sim630$ である。

Fig. 2 および Fig. 3 より 1:10 H_2SO_4 および 1:1 HCl の耐蝕性におよぼす Al の影響はほとんど認められない。

凝固収縮率も Al 添加の影響はなく、普通高珪素鉄

と等しい値を持つ。

試験片の黒鉛の形状および大きさは Al 量と一定の関係があると思われる。Al 量 0.06% 以下では Photo. 5 a, b に示すごとく微細な共晶状を示し、Al 量増加とともに黒鉛は大となり片状となる。すなわち Al 0.4% では共晶状および片状黒鉛、Al 0.9% 以上では Photo. 5 - c に示すごとく片状黒鉛のみ、Al 約 2% では Photo. 5-d に示すごとく大きい片状と星状黒鉛が見られる。Al 約 2% を含む合金では新しい相が黒鉛に接して現われている。Al 0.1% 以上における抗折力および H_{RC} の低下は黒鉛の大きさの成長によると考えられ、星状黒鉛と新しい相を含む Al 2.15% の試料では抗折力とはとくに低い。少量の Al の高珪素鉄への添加は抗折力を増加する好影響がある。

(F) As の影響

Fig. 1 に示すごとく As 0.1% までは抗折力に影響をおよぼさぬが、さらに添加すると抗折力は急激に低下する。撓み量は As 量に無関係に 0.53~0.57mm を示し、As の添加は撓み量を大にする。

As 0.029~0.10% で $H_{RC}=40\sim41$, As 0.17~0.85% で $H_{RC}=36\sim39$ で H_{RC} は As 量とともに減少する。As 0.029% で α地の $H_{M\dot{V}}=585$, As 0.1~0.46

% で $H_MV=530\sim 550$, As 0.85% で $H_MV=506$ となり α 地の硬度も As 量とともに低下する。

Fig. 2 および 3 より腐蝕減量は 1:10 H_2SO_4 , 1:1 HCl とともに As 0.03~0.05% の含有で最小値を示し、耐蝕性は少量の As の添加によつて改善される。

凝固収縮率は As の添加によつて影響を受けない。

As 0.1% 以下の顕微鏡組織では黒鉛は微細な片状あるいはバラ状であり As 量とともに大きさを増し Photo. 6-a に示すごとく大きいバラ状となる。As 約 0.2% 以上では新しい相が現われ Photo. 6-b に示されている。As 0.1% 以上の合金に起る抗折力の減少は恐らく黒鉛の大きさの成長と第 3 相の出現に起因すると思われる。Fe-C-As 系⁶⁾ では As の α 固溶限は大きく As 0.85% でも固溶しているから、この相は Si 約 15% で Fe-C-As 系に添加されたため As の溶解度を減じ As を含む相として析出したものと考えられる。

少量の As は耐蝕性の点では高珪素鑄鉄に好影響を有するが、0.1% 以上の As は強度を減ずるから許容さ

れるべきでない。

(G) Sn の影響

Fig. 1 より抗折力におよぼす Sn の影響は認められない。撓み量は 0.4% 以上の Sn の添加により 0.50 mm を示し、普通高珪素鑄鉄より僅かに大である。

Sn 0.1~0.8% 添加せるとき $H_{RC}=46\sim 50$ で普通高珪素鑄鉄より少し高く、 α 地の硬度は Sn 0.1~0.4% では $H_MV=610\sim 620$ で普通高珪素鑄鉄と変らず Sn 0.8% では $H_MV=690$ と高くなる。

Fig. 2 および 3 に示すごとく 1:10 H_2SO_4 , 1:1 HCl に対する耐蝕性は Sn の添加量とともに悪くなる。

Sn 0.1~0.8% を含む高珪素鑄鉄の顕微鏡組織では微細な共晶黒鉛組織が見られる。

Sn を含有する高珪素鑄鉄を鑄造すると凝固の際湯の表面に酸化錫と思われる膜を形成し、この膜は Sn 量の増加につれて厚くなる。このため凝固収縮率は測定できなかった。Sn は高珪素鑄鉄の耐蝕性および鑄造性に有害である。(昭和 31 年 11 月寄稿)

黒鉛るつぼ内の鉄鋼試料の測温*

米 田 登**

TEMPERATURE MEASUREMENT OF IRON AND STEEL SAMPLES IN A GRAPHITE CRUCIBLE FOR GAS ANALYSIS

Noboru Yoneda

Synopsis:

For the purpose of measuring of the accurate temperature of gas extraction in the gas analysis in iron and steel, the effective emissivity of samples was determined. It was found that the emissivity should be calculated approximately by the size of the graphite crucible used in the analysis.

I. 緒 言

鉄鋼における化学変化、特に高温における化学平衡の測定とか、鉄鋼のガス成分の測定などにおいて温度は非常に重要な因子の一つであり、とくに同試料内の酸素または窒素成分の形とか、型とかは、たとえば Table 1 に挙げたような抽出分解温度の僅かな差によつて決定しているのでなおさらである。この測定に熱電対温度計、光高温計、輻射高温計、光電管式高温計、色高温計等、種々考案研究されているが、これらのうち熱電対を使用するものを除いては、すべて完全黒体に対する補正、す

なわら測温物質の輻射率なるものが必要である。

従来鉄および鉄合金の輻射率は多くの研究者によつて測定されており、古くは Bidwell¹⁾ (1913) が H_2 中で $1520^\circ\sim 1800^\circ C$ の範囲で測定し鉄の輻射率は 0.36~0.48 なる結果を出している。Bürgress²⁾ (1917) はやはり H_2 中で $1530\sim 1571^\circ C$ の範囲で測定し 0.37 なる結果を出しかつこの際 C, Ni, Mnなどを加えてゆきその 1% 程度までは鉄の輻射率に影響のないことを報

* 昭和 31 年 10 月本会講演大会にて発表

** 日立製作所中央研究所