

以上の予備実験の結果より、2種の普通鑄鉄(C 3.67%, Si 1.60%; C 3.81%, Si 2.10%)に対して実験をなし、次の結論を得た。

(1) 普通鑄鉄に完全にアルミニウム被覆をするには、900°Cで3 min. 以上、800°Cでは5 min. 以上、700°Cでは20 min. 以上の浸漬時間を必要とする。

(2) 被覆層の厚さは、浴の温度が高く、浸漬時間の長い程厚いものが出る。中間の合金層は高温の浸漬では厚くなるが、低温では長時間浸漬しても厚くならない。

(3) 浴の温度、浸漬時間が同じならば、中間合金層の厚さは、鋼・普通鑄鉄・白鉄の順で薄くなる。例えば、900°C 5 min. の浸漬では、鋼 (1.06% C) -0.14mm, 鑄鉄 -0.08 mm, 白鉄 -0.05 mm である。

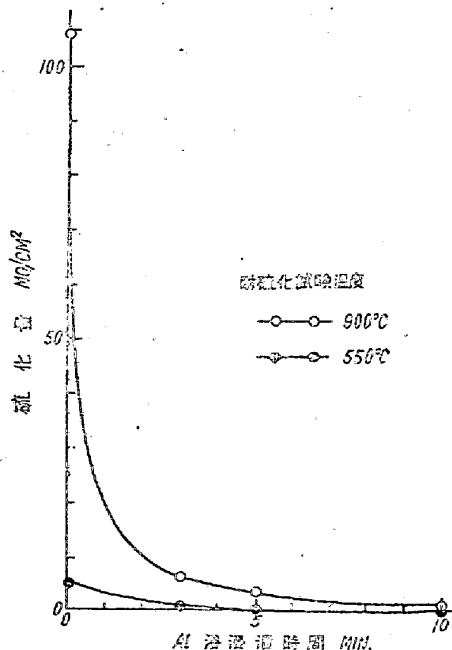
(4) 浴の温度如何によつて、被覆の表面の色に変化が認められる。

(5) アルミニウム浴と鑄鉄試片との熱容量比を変化した実験の結果、今回の実験範囲の 1:90~1:15 の間では、被覆層の厚さには殆んど変化がなかつた。

以上の他、アルミニウム浴の不純化及びアルミニウム被覆の焼鈍による中間合金層の成長について実験結果を求めた。

### III. 硫化試験

硫化試験用素材は、C 3.38%, Si 1.94%, Mn 0.37%, P 0.26%, S 0.09% の組織を有し、11×11×18 mm に仕上げたものを用いた。これを前節で得た条件によつて、900°C の浴で 3, 5, 10 min. の浸漬を行い硫



鑄鉄の熔融浸漬法によるアルミニウム被覆に関する研究

化試験の試料とした。

試料は、流速約 5 l/hr. の H<sub>2</sub>S 気流中に、900°C 及び 550°C の一定温度で 10 hr. 保持し、その重量変化を求め、これとアルミニウム浸漬時間との関係を求めた。この結果は図のごとくで、概ね満足すべきものである。

### IV. 結 言

鑄鉄をアルミニウムで被覆することは、鋼に比較すれば困難であるが、適切な前処理を行えばフラックスを使用せずとも、完全に被覆することが出来る。この場合浴温度が高ければ短時間の浸漬で充分であり、低ければ長時間の浸漬を必要とする。また浴温度高く、浸漬時間長ければ厚い被覆層が得られる。中間合金層は低温長時間の浸漬を行つても厚くならない。硫化試験の結果、アルミニウム被覆せる鑄鉄はすぐれた耐硫化性を示し、工場における長時間の中間工業的試験の結果とほぼ一致した。

#### (61). 耐酸高珪素鑄鉄に関する研究 (I)

(機械的性質及び耐酸性に及ぼす Si, C の影響)

Studies on Acid-Resisting High-Silicon Iron (I)

(Influences of Si and C on the Mechanical and Acid-Resisting Properties)

(Osamu Tajima, Lecturer, et alii.)

京都大学工学部 工博 沢村 宏

共同機械製作所 理 〇田島 治

京都大学工学部 工 赤松 経一

### I. 緒 言

Si 14~16% を含む高珪素鑄鉄は、弗化水素酸以外の殆んどすべての酸に侵されず、著しく耐酸性の大なることは、周知の如くである。然し非常に脆弱で硬く、機械加工が困難であり、鑄造時の収縮も普通鑄鉄の3倍もあり、材質的見地よりすると遺憾な点が非常に多い。筆者等は材質改善の観点より、その基礎実験として、Si 及び C が抗折力、硬度、耐酸性等の性質に如何なる影響を及ぼすかを調べた。

### II. 実験方法

#### a) 試験片作成

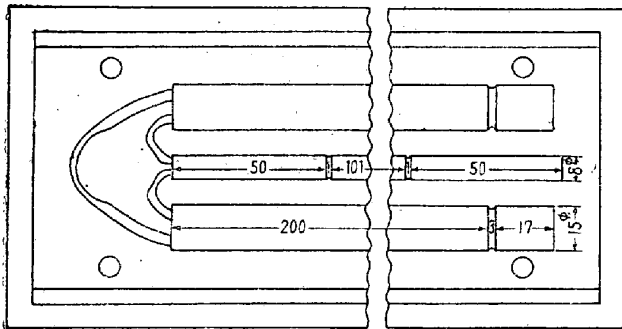
第1表に示す配合原料を使用し、Si 14~16% (0.5% 間隔), C 0.3~0.8% (0.1% 間隔) に配合し、全量1.2 kg をアランダムを内面に塗布した No. 3 黒鉛ルッポを

用いて、クリプトル炉で溶解した。

第 1 表 配合原料成分

	C	Si	Mn	P	S	Cu
高珪素鑄鐵 A	0.42	15.34	0.34	0.089	0.005	
〃 B	0.52	14.20	0.41	0.056	0.015	
フェロシリコン	0.03	75.8	0.12	0.041	0.004	
軟鋼	0.18	tr.	0.32	0.018	0.035	
白鉄	3.50	0.01	0.03	0.008	0.012	0.01

最高加熱温度は、補正せる光高温計にて 1450°C 一定とし、鑄込温度は、成分に依つて変えることなく、1300°C 一定とした。鑄型は、第 1 図に示す如き寸法の金型で作成せる、シェルモールドを使用し、第 1 図中央は、腐蝕試験片、左右二本は、抗折力、硬度、顕微鏡組織試験片である。



第 1 図 シェルモールド金型概略

b) 試験方法

抗折力試験は試験片寸法 15 mm φ × 200 mm, 10t アムスラー万能試験機の 5t スケールを使用し、支点距離 150 mm で行つた。日本標準規格では、30 mm φ, 支点距離 300 mm となつてゐるが、溶解量の関係上 1/2 の寸法で行つた。抗折力は次式より算出した。

$$\sigma = (P \cdot L / 4) \{ (d/2) / (\pi d^3 / 64) \} = 8PL \cdot (1 / \pi d^3)$$

$\sigma$ : 抗折力 (kg/mm<sup>2</sup>)     $P$ : 最大荷重 (kg)  
 $d$ : 試片直径 (mm)     $L$ : 支点間距離 (mm)

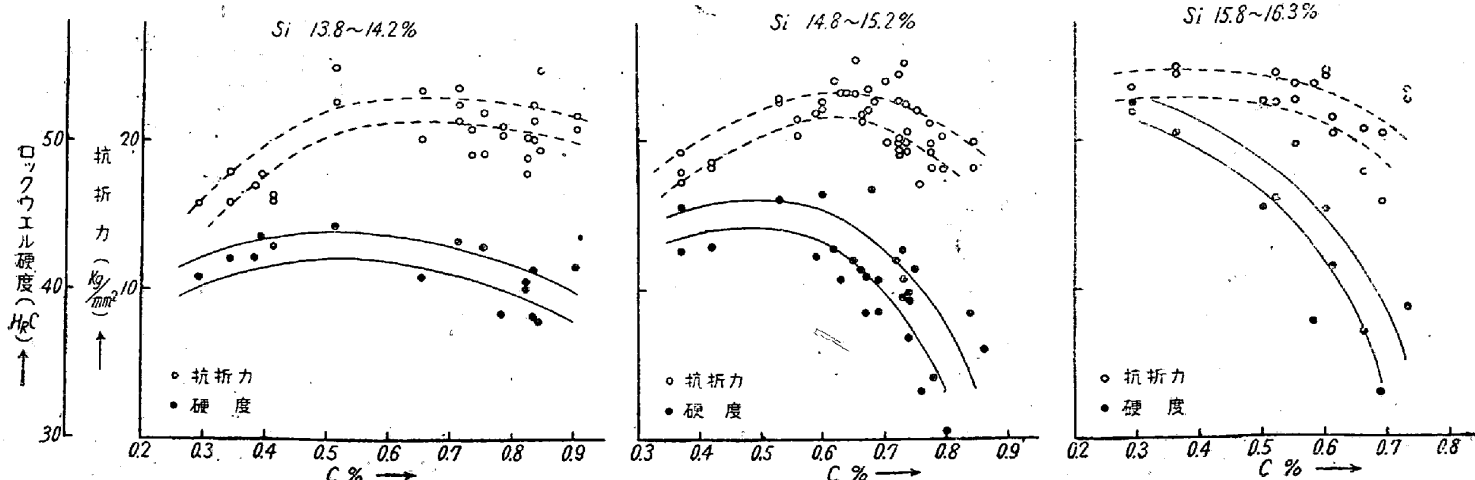
硬度試験は、ロックウェル硬度計 C スケールで行つた。腐蝕試験は、試験片を粒度 No. 80 グラインダーで表面仕上げし、試片面積測定後ベンゼン、アルコール、エーテルの順に清浄し、秤量後、上部に水冷コンデンサーを取付けた試験管中に入れ、腐蝕液が完全に試片を浸漬する様にする。腐蝕液は、1:1 HCl ( $d=1.09$ ), 1:10 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> ( $d=1.10$ ) で、該試験管は 80°C 一定の恒温水槽中に支持され、4 時間後試料を取り出し、清浄後秤量し重量減少を求め、単位表面積当り 4 時間の腐蝕減量を求めた。

III. 実験結果

a) 抗折力及び硬度に及ぼす Si, C の影響。

結果の代表例を第 2 図に示す。

抗折力については、Si 14~15.5 % の範囲では、第 2 図の Si 13.8~14.2 % 及び 14.8~15.2 % の例で示される様に、C 0.3~0.6 % 位までは C が増加するに従い抗折力が増加し、0.7 % 以上でその値の散らばりが大となり、0.8 % 以上では抗折力が低下する傾向を示す。Si の高い 15.8~16.3 % では、C 0.3~0.65 % 附近まで殆んど変化なく、C がそれ以上では抗折力は急激に減少する。合金の組成が H. Hanemann, H. Jass<sup>1)</sup> の Fe-Si-C 三元平衡状態図に示された  $\alpha$ -e (FeSi) 共晶線に近づくに従つて、抗折力が低下する傾向が認められる。之を C を一定として見れば C 0.3~0.5 % では Si が増加するにつれて抗折力は大きくなるが、C 0.5~0.6 % では Si が増加しても殆ど変化がなく、C 0.7~0.9 % では Si の高いものは、急激に抗折力が低下するのである。



第 2 図 抗折力及び硬度に及ぼす Si, C の影響

硬度については、略抗折力と同様の関係が見られる。即ち C 一定とする場合、低 C の側では、Si が増加するにつれて硬度が増すが、Si の高い 16 % 附近では、C % が増加するに従い著しい硬度減少を現わす。

以上の結果を顕微鏡組織より考察する。多くの Fe-Si 二元平衡状態図及び H. Hanemann, H. Jass の Fe-Si-C 三元平衡状態図より考えると Si 15 % 附近迄の低 Si 側では、シリコフェライト ( $\alpha$ ) + 黒鉛の組織であるが、Si 16 % 以上の合金では更に  $\theta$  相 ( $Fe_3Si_3$  或いは  $Fe_3Si_2$ ) 又は  $\epsilon$  相 ( $FeSi$ ) の析出が起り得る。本実験では  $\theta$ ,  $\epsilon$  相は殆ど認められなかつた。黒鉛の形状、大きさ並に分布状態が組成に従つて相当著しい差違を示し之が抗折力や硬度に影響を与えていると考えられる。

Si 14~15.5 % の範囲では、C 0.3~0.4 % で比較的小さい片状黒鉛が現われ、C 0.5~0.6 % では概して所謂ばら状黒鉛となり、C がそれ以上になると上記  $\alpha$ - $\epsilon$  共晶線まで黒鉛の形状が大となつて行く。Si の高い、16 % 附近では、黒鉛の形状はばら状黒鉛から更に C が増加すると形状が大となつて行き星状又は塊状黒鉛を混える。要するに C % 増加すると黒鉛の量を増し、形状も大となるが、低 Si のものでは、C の増加の影響が少く高 Si となるに従い C 増加の影響が著しくなる。上述の高 Si, 高 C 成分の抗折力及び硬度の低下は、この黒

鉛の影響と考えられる。ばら状黒鉛組織のものは、概して抗折力が高い。又二三比較的低 C 試料で、極めて微細な黒鉛が網目状に分布せる過冷共晶黒鉛組織のものが現われ、抗折力、硬度共に高く、撓みが低いのであるが、之は冷却速度の影響と考えるので、引続き検討することになつている。

b) 耐酸性に及ぼす Si, C の影響

結果を第 3 図に示す。Si の影響は見られるが、C は判然としなかつた。

文 献

- 1) H. Hanemann u. H. Jass: 東北大學理科報告, 本多記念號 (1936) 798.

(62) 耐熱鋼の長時間クリープ試験について (II)

(Long-Time Creep Test on Heat-Resisting Steels. (II))

Takeshi Akutagawa, Lecturer, et alii.

東京大学工学部教授工博 ○芥 川 武

" 講師 藤 田 利 夫

商船大学機関科 竹 村 数 男

I. 緒 言

第 1 報に於て、長時間クリープ試験に就いての試験機本体、温度調節装置、伸び測定装置等及び本試験装置に依る 2, 3 の実験結果を述べた。

本報は、これ等装置の一部改良と、18-8 不銹鋼の実験結果を述べる。

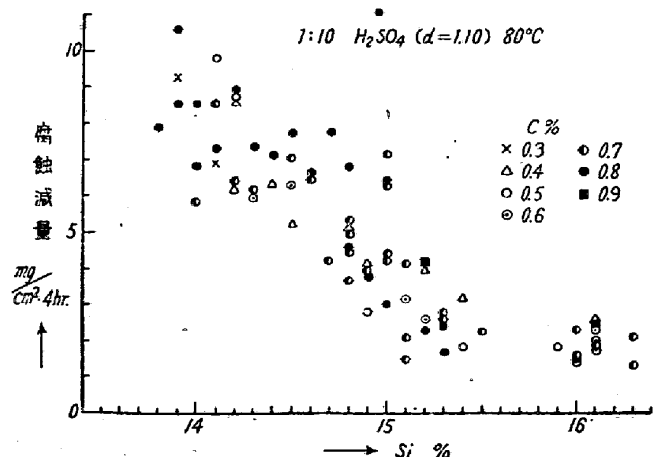
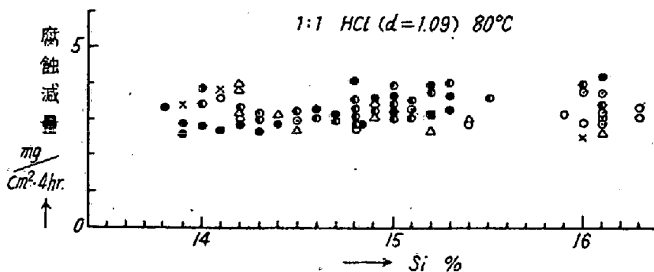
II. 試験装置の改良

(1) 自動電圧調節器。

第 1 報に述べた磁気増巾型のものは、性能は良いが、試験機の増設 (計 8 台) に伴い、容量不足となつたので 15 kVA の単相誘導電圧調節器を採用し、各試験機の電気炉へは、変圧器を通して、130 V~200 V まで適當なる電圧を与え得る様にして居る。

(2) 自動温度調節器

電子管式自動温度調節器の信頼性を高める為、電子管の数を減じ、しかも感度の低下をきたさない様に改良した。この回路図を第 1 図に示す。即ち本調節器の電圧増巾管には、6SL7GT, 1本を使用し、制御管には 6SQ7, 継電器管には 6V6 を使用して居る。継電器の接点は、長時間安定なる様に設計し、連続 100,000 hr. の使用に



第 3 圖 耐酸性に及ぼす Si, C の影響