

## 耐酸高珪素鑄鉄に関する研究 (I)\*

(機械的性質, 耐蝕性及び凝固収縮率に及ぼす Si 及び C 含有量の影響)

沢村 宏\*\*・田島 治\*\*\*・赤松 経一§・村中 啓人§

## INVESTIGATION ON ACID-RESISTANT HIGH-SILICON IRON (I)

(Effects of Silicon and Carbon Contents on Mechanical Properties, Corrosion Resistance and Shrinkage)

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

## Synopsis:

The effects of Si and C contents on the mechanical properties, corrosion resistance, shrinkage and microstructure of acid-resistant high-silicon irons were investigated.

The results are summarized as follows: (1) The corrosion rapidly decreases with increasing Si and the maximum resistance reaches about 15.5 pct of Si against sulphuric acid (sp. gr. 1.10) and about 14 pct of Si against hydrochloric acid (sp. gr. 1.09).

(2) In the practical alloys containing 14~16 pct of Si, the transverse strength is higher in the alloys with lower Si and higher C contents (0.6~0.8 pct), with medium Si and medium C (0.5~0.7 pct) and with higher Si and lower C (0.3~0.5 pct).

(3) The deflection is very small and the ductility seems to increase slightly as the Si content becomes lower or the C content becomes higher. (4) The micro-Vickers hardness of the  $\alpha$ -phase increases with increased Si content up to about 15 pct, above which there is very little change. (5) The shrinkage shows maximum value at the alloys containing 15.5~16.0 pct Si and the effect of C on the shrinkage is small. (6) The shape and type of graphite greatly influence the Rockwell hardness and transverse strength. The  $\eta$ -phase ( $Fe_3Si_2$ ) found in high Si alloys decreases the strength.

## I. 緒 言

Si 14~16%, C 0.5~1.0% を含有する高珪素鑄鉄は、弗化水素酸以外の殆んど総ての酸に対し著しく耐蝕性の大き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、凝固収縮率が大きく普通鑄鉄の 2.5 倍もあり、材質的見地より遺憾な点が多い。このため万能的耐蝕性を有するにも拘らず、使用範囲が局限されている。従来高珪素鑄鉄の耐蝕性に関しては数多の研究があり、充分なる耐蝕性を与えるには、Si を約 14% 以上含有せしめねばならぬとされている<sup>1)~9)</sup>。然るに機械的性質、凝固収縮率と成分元素含有量との関係については殆んど詳細な研究報告が見当らない。著者等はまず材質改善の観点より基礎的研究として Si および C 含有量が本合金の機械的性質、耐蝕性および凝固収縮率におよぼす影響について研究することにした。

## II. 試験片の製作

試験片は Table 1 の合金材料を配合して製作し配合

目標は Si 10~18%, C 0.3~0.8% とした。配合材料はアランダムで裏付けした No. 3 黒鉛るつばに 1.2 kg を入れ、クリプトル炉中で溶解し、最高溶解温度は 1450 °C、鑄込温度は 1300 °C に一定とし、Photo. 1(a) の金型を用いて作ったシェルモールド[(Photo 1(b))]に鑄造した。試験片の寸法は Fig. 1 に示す。

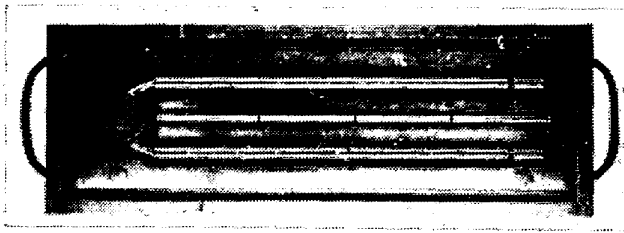
Table 1. Chemical composition of alloying materials.

	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
Ferro-silicon	0.03	75.8	0.12	0.008	0.001	0.005
Mild steel	0.18	tr.	0.32	0.009	0.030	0.026
White cast iron	3.50	0.01	0.03	0.008	0.012	0.01

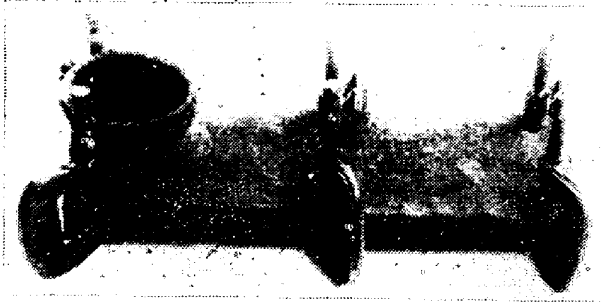
\* 昭和 29 年 10 月本会講演大会にて発表

\*\* 京都大学教授 工博 \*\*\* 共同機械製作所

§ 京都大学工学部冶金学教室



(a) Metal pattern for shell mould.



(b) Shell mould

Photo. 1

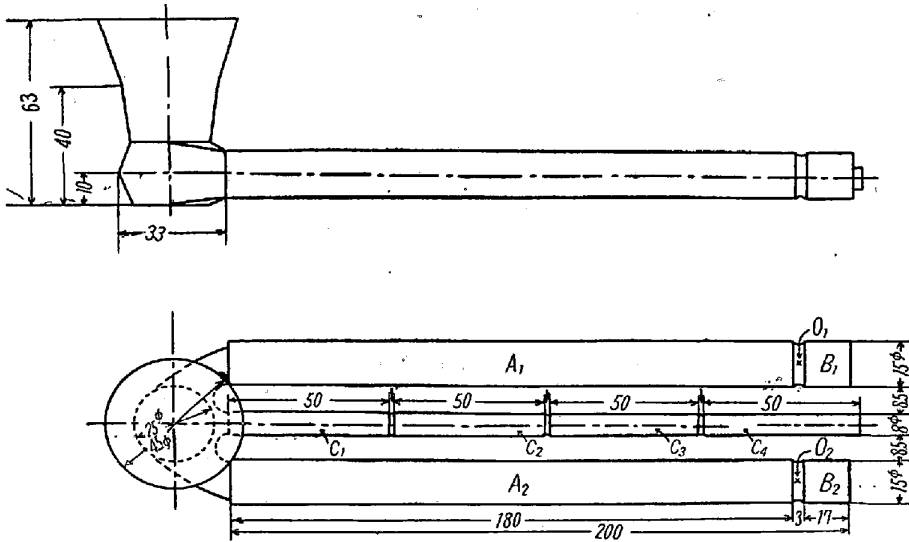


Fig. 1. Dimensions of specimen (mm)

図中 A<sub>1</sub>, A<sub>2</sub> は抗折試験片, B<sub>1</sub> は硬度試験片, B<sub>2</sub> は分析試料, C<sub>1</sub>~C<sub>4</sub> は腐蝕試験片である。シェルモールド法によれば寸法精度は高く, 抗折試験片の直径15mm に対し偏差は ±0.02mm 程度であり, 鑄造時の冷却速度も一定に保たれ実験目的に好適であつた。冷却速度については, 成分の異なる数種の試料につき Fig. 1 の試験片の O 点の中心に内径約 1.5mm の石英保護管に挿入せる直径 0.1mm の Pt-Pt·Rh 熱電対の熱接点を位置させ冷却速度を測定した結果, 冷却速度は同一成分の試験片については全く同一であり, 成分が変化しても殆んど影響を受けぬことが確められた。

全試料 112 個について Si および C は全部分析を行い, Mn, P, S は全試料から適當の間隔で選んだ試料に

ついて分析を行つた。この分析結果を Table 2 に示す。

Table 2. Chemical analysis on some picked up specimens.

Specimen number	Si%	C%	Mn%	P%	S%
1400301	13.90	0.29	0.38	0.009	0.020
1400402	14.24	0.38	0.32	0.011	0.012
1400501	14.13	0.51	0.37	0.010	0.013
1400701	14.04	0.65	0.29	0.013	0.012
1400805	13.96	0.83	0.36	0.009	0.012
1400901	14.15	0.90	0.33	0.013	0.013
1500403	15.20	0.37	0.30	0.011	0.007
1500501	14.85	0.53	0.32	0.014	0.006
1500602	15.07	0.61	0.30	0.015	0.006
1500701	14.75	0.66	0.34	0.009	0.011
1500804	14.95	0.75	0.32	0.013	0.006
1500901	15.20	0.86	0.34	0.011	0.013
1600301	16.01	0.29	0.39	0.014	0.005
1600401	16.14	0.36	0.32	0.014	0.006
1600502	16.03	0.52	0.37	0.013	0.006
1600801	16.13	0.80	0.30	0.012	0.006
1750301	17.27	0.33	0.30	0.014	0.006

これによると, Mn は 0.3~0.4%, S および P は共に極く少量であり我々の引続き行つた実験からこれら三元素の影響はかかる含有量では實際的に無視できることが確められている<sup>10)</sup>。Si の分析は容量法<sup>11)</sup> によつて行い, Si 15% に対し分析誤差は 0.1% 以内であつた。試料番号は最初の 3 数字(但し試料番号 95061 および 950801 の 2 つは最初の 2 数字)は Si の概略%を, 次の 2 数字は C の概略%を, 最後の 2 数字は同一概略成分試料の区別を表わす番号である。

### III. 実験方法

#### (1) 抗折試験

抗折試験は 5t アムスラー万能試験機を使用し, 熔解量の関係上 JIS 寸法の 1/2 の試験片(直径 15mm, 長さ 180mm の丸棒, 支点間距離 150mm)で行つた。撓み量は最初荷重 20kg において, その後は 30kg 毎にダイヤルゲージで読取り, 荷重対ダイヤルゲージ読みの関係を図示し, 荷重対撓み量曲線を引き図上から全撓み量を求めた。

#### (2) 硬度試験

ロックウェル硬度計 C スケールにより測定を行つた。

#### (3) 鑄固収縮率測定

抗折試験片の実体およびそのシェルモールドの両端間の距離を測定して求めた。

#### (4) 腐蝕試験

試験片は粒度 No. 80 のカーボランダム砥石で研磨して直径約 7 mm, 長さ約 50 mm の丸棒に仕上げ浸漬試験を行つた。容器には直径 30 mm, 長さ 200 mm の大型試験管を用い, その口に還流冷却器を取り付け, 腐蝕液 50cc を入れ各容器に 1 個ずつ試験片を入れ, これを電気恒温槽中で試験温度 80°C に保ち, 試験時間は 4 時間とした。

試験液  $\begin{cases} \text{H}_2\text{SO}_4 (1:10), \text{比重 } 1.10 \\ \text{HCl} (1:1), \text{比重 } 1.09 \end{cases}$

#### (5) 顕微鏡試験

腐蝕剤には弗化水素酸 1 部, 硝酸 1 部, 水 6 部の溶液<sup>12</sup>を用い, また Marles<sup>13</sup> 等により一種のシリコカーバイドであると考えられている相を含む数試料では, この相とセメントイトとを区別するためピグリン酸ソーダの沸騰溶液を用いた。

## IV. 実験結果

### (1) 成分と抗折力との関係

成分と抗折力との関係を示せば Fig. 2 の如くである。同図によれば高 C 量 (0.7~0.8% C) では Si 9.5% で抗折力は 35~36 kg/mm<sup>2</sup> を示すが Si 量と共に漸減し, 14% にて平均 20~23 kg/mm<sup>2</sup> となり, それより 15.5% まで殆んど変化なく, 16% 以上で減少する。Si 14% 以上で値の散らばりが大きいのは靱性が極めて小さく, C 含有量が比較的高いために黒鉛の影響が大き

表われる結果と考えられる。中 C 量 (0.5~0.6% C) の場合も略々前と同様の変化を示すが, Si 9.5~12% の間では抗折力の値は前の場合よりやや低く, 14~16% の間では抗折力は略々一定で平均 21~23 kg/mm<sup>2</sup> を示す。低 C 量 (0.3~0.4% C) では Si 量は抗折力に相当影響をおよぼし Si 14% では 15~18 kg/mm<sup>2</sup> で低く, Si 量と共に急激に増加し 16% では約 24 kg/mm<sup>2</sup> に達しそれ以上 Si 量が増すと減少する。同図上に示した C 0.1~0.4% の場合に Meierling と Dennecke<sup>14</sup> が得た結果は抗折力の絶対値は別として Si 量による抗折力の変化の状態において著者等の結果とよく一致している。

以上の結果より Si 14~16% の実用成分範囲では抗折力の大きな成分は高 Si では低 C, Si が低くなるに従つて中 C 乃至高 C のものに移つて行くことが判る。

### (2) 成分と撓み量との関係

成分と撓み量との関係を各種成分の数例について Fig. 3 に示す。元来高珪素鋳鉄は靱性が極めて小さいために我々の得た撓み量は小で値の散らばりが大である。従つて撓み量と成分との間の関係は明瞭に認められないが, Fig. 3 の荷重-撓み量曲線の傾斜度からも認められる如く靱性は概して Si 量が高い程また C 量が低い程小となる傾向があると考えられる。

### (3) 成分と硬度との関係

成分と硬度との関係は成分と抗折力との関係に類似している。Si 14~16% の実用成分範囲では低 C 量では Si 14% で H<sub>R</sub>C=40~41 であるが, Si 量と共に上昇し, 15% で 44, 16% で 50 に達する。中 C 量では Si 量による影響は上の場合に比し小となり Si 14% で H<sub>R</sub>C=43, 15% で 44~45, 16% では 46 である。高 C 量では Si 14% においては H<sub>R</sub>C=40 であるが Si 量の増加と共に硬度は著しく降下しかつ値の散らばりが大となり Si 15% で平均 35 となり 16% では更に降下する。

Fe-Si 二元系の硬度については Corson<sup>15</sup> の研究がある。これによるとロックウェル C 硬度は Si 量の増加と共に上昇し, Si 14% で H<sub>R</sub>C=50 に達し, その後は一定となる。著者等の実験結果は Corson のそれより低い値を示し, 特に高 C 量のものの値が低いのは黒鉛の影響と推定される。これを確かめるために, Si 10~17% の試験片について α 相の硬度をマイクロピッカース硬度計で測定し

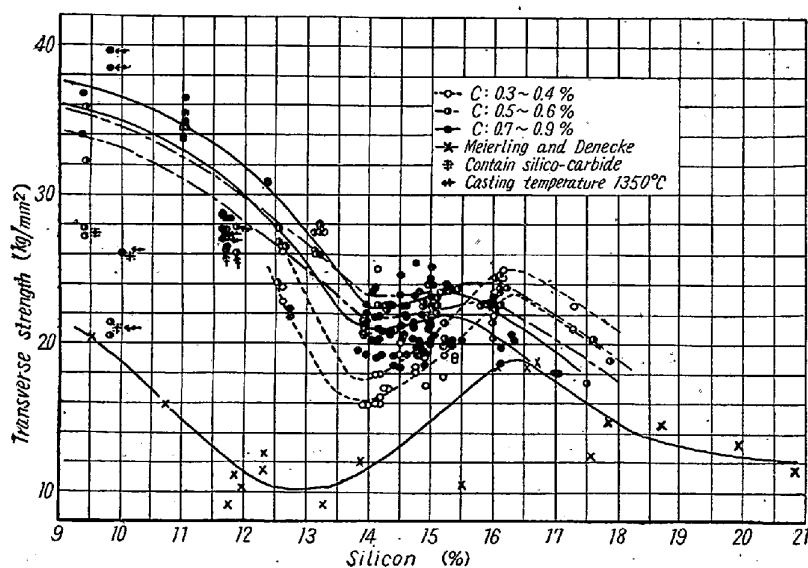


Fig. 2. Effects of Si and C contents on the transverse strength of high-silicon irons.

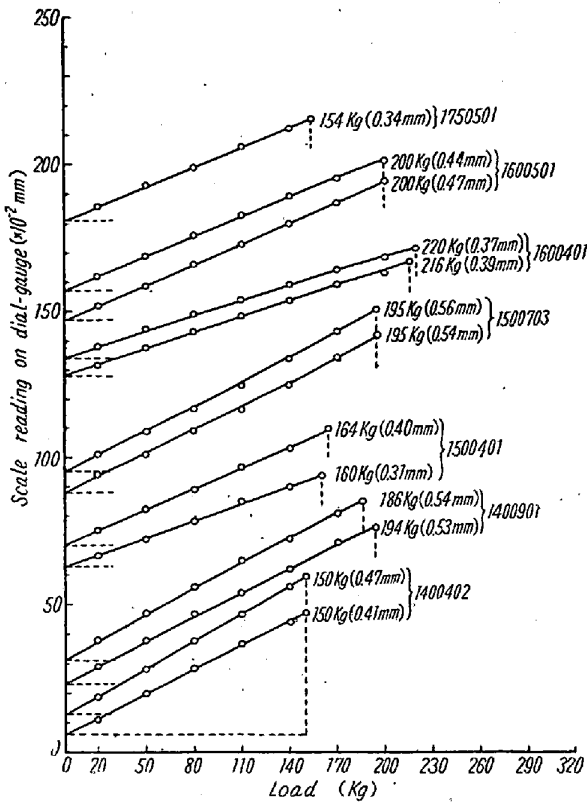


Fig. 3. Load-deflection curves.

た。その結果を Table 3 に示す。これによると  $\alpha$  相の硬度は Si 10% から Si 量の増加に伴って徐々に上昇し 14% で止まらず Si 約 15% 近くまで上昇し以後略々一定となっている。この実験と後述の顕微鏡組織の検討よりロックウェル C 硬度は黒鉛の量、形状、分布により

大いに影響を受けることが明らかとなった。なお Si 16% 以上になれば  $\eta$  相 ( $\text{Fe}_3\text{Si}_3$ )<sup>16)21)</sup>—以前は  $\text{Fe}_3\text{Si}_2$  と考えられていた<sup>17)20)</sup>—が現われる。この  $\eta$  相は試料 1750301 においてマイクロビッカース硬度 894 を示し、同試料の  $\alpha$  相の硬度 640 より遙かに高いことが判明した。またシリコカーバイド相は試料 1000501 で測定せる結果 739 を示し同試料の  $\alpha$  相の硬度 534 より遙かに高いことが明らかとなった。

(4) 成分と変固収縮率との関係

成分と変固収縮率との関係を Fig. 4 に示す。収縮率は Si 9.5% から 14% 附近まで C 量に無関係に約 2.0% で殆んど一定であり 14% 以上では Si 量と共に増加し、Si 15.5~16.0% において平均 2.7% を示し、極大となる。この極大値は C 量が多い程高 Si 側へ移る。この結果より Si 14~16% の合金では低 Si の Si 14.0~14.5% のものが収縮率が小さい。

(5) 成分と耐蝕性との関係

成分と耐蝕性との関係を Fig. 5, 6 に示す。本実験範囲内における耐蝕性に対しては、Si が大なる影響をおよぼし C の影響は殆んど認められない。硫酸に対する耐蝕性は Si 10% 以上において Si 量の増加に伴って急激に増大し約 15.5% で極大に達し以後は殆んど一定となる。塩酸に対する耐蝕性は同様な傾向にあるが、その Si 量による上昇は硫酸の場合程急激でなく、Si 約 14% において極大となり、以後は殆んど一定となる。

Table 3. Micro-Vickers hardness of  $\alpha$ -phase, silicon-carbide phase and  $\eta$ -phase of high-silicon iron.

Specimen number	Chemical composition		Micro-Vickers hardness (Load=50g)	
	Si%	C%	$\alpha$ -phase	Silico-carbide phase and $\eta$ -phase
950601	9.40	0.62	494, 494, 501	Silico-carbide phase 739. 739
950801	9.37	0.84	509, 509, 494, 501	
1000501	9.82	0.51	524, 524, 540, 532, 549	
1250601	12.52	0.64	557, 540, 549	
1400301	13.90	0.29	557, 532, 566, 575	
1400402	14.24	0.38	593, 603, 603, 613	
1400501	14.13	0.51	584, 566, 603, 566, 557	
1400701	14.04	0.65	575, 603, 603, 593	
1400901	14.15	0.90	623, 593, 613	
1500403	15.20	0.37	633, 644, 644, 655	
1500602	15.07	0.61	633, 644, 623, 584, 633, 633	
1500701	14.75	0.66	633, 623, 623, 613, 633	
1500804	14.95	0.75	655, 633, 633, 644	
1500901	15.20	0.86	633, 623	
1600301	16.01	0.29	633, 613, 633, 644	
1600605	16.08	0.60	644, 633	
1600801	16.13	0.80	644, 644, 644	
1650702	16.32	0.69	633, 633, 623, 633, 607	
1750301	17.27	0.33	644, 633, 644	$\eta$ -phase 894, 894
1750501	17.47	0.48	644, 633	

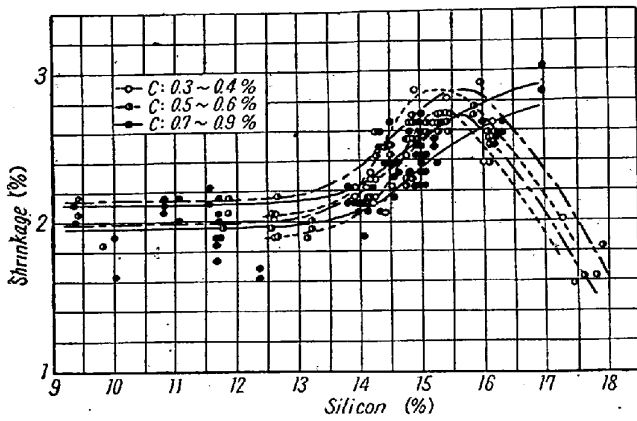


Fig. 4. Effects of Si and C contents on the shrinkage of high-silicon irons.

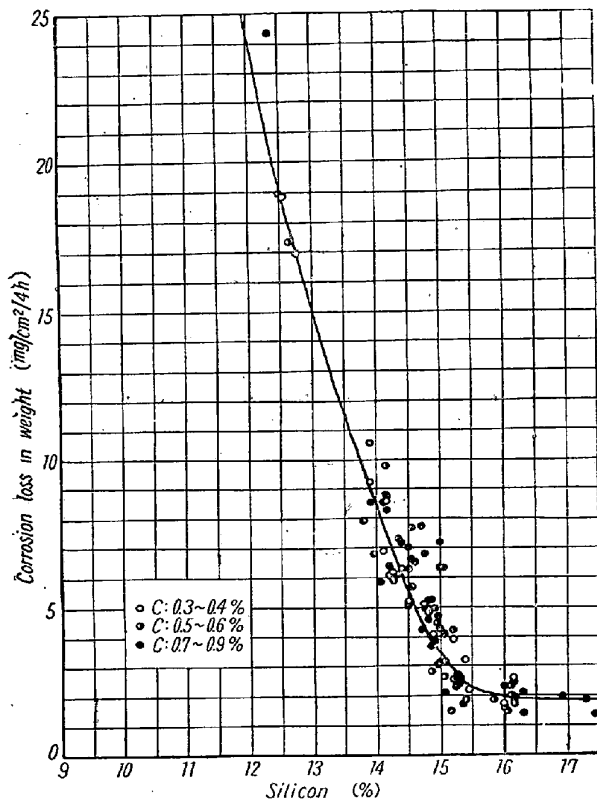


Fig. 5. Effects of Si and C contents on the corrosion of high-silicon irons in sulphuric acid (1:10) at 80°C.

#### (6) 顕微鏡組織の検査

Si 10~18%, C 0.3~0.9% を含む試料につき鋳造のままの顕微鏡組織を観察するに、Si 約 16% 以下では、Photo. 2 (a) に示す様に  $\alpha$  相と黒鉛とより成り、Si 約 16% 以上においては Photo. 2 (b) に示すように更に  $\eta$  相 ( $\text{Fe}_3\text{Si}_3$ ) の存在が認められる。故に高珪素鋳鉄の物理的、化学的および機械的性質は (1)  $\alpha$  相の本性、(2) 黒鉛の量、形状および配列、(3)  $\eta$  相の有無の 3 因子によつて決定されるものと考えられる。

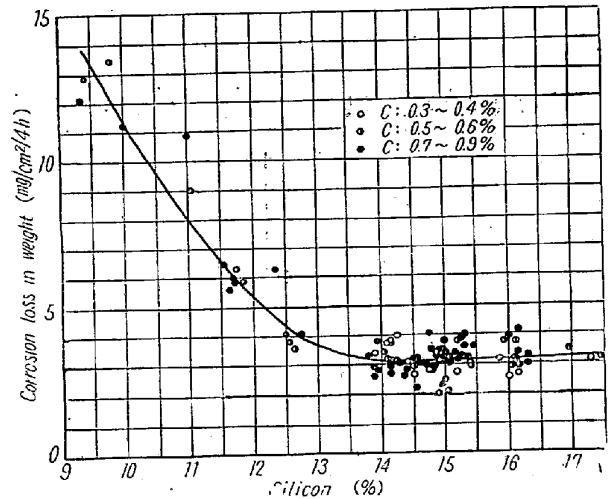
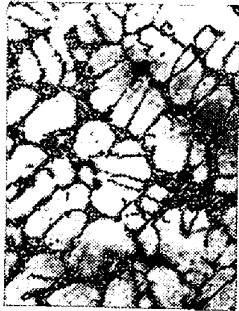


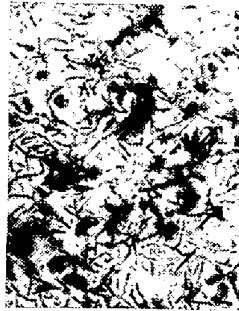
Fig. 6. Effects of Si and C contents on the corrosion of high-silicon irons in hydrochloric acid (1:1) at 80°C

さて Si 10~14% の範囲で起る抗折力の低下と耐蝕力の著しい上昇とは主として  $\alpha$  相の本性に起因すると考えてよからう。抗折力と耐蝕性におよぼす C 含有量の影響は小さくその顕微鏡組織を検するに ASTM<sup>15)</sup> の分類法による黒鉛の型および大きさは D-7 (type D, size 7) を表わす。以下同様) 或いは D-8 で殆んど一定しているからである。かかる  $\alpha$  相の連続的な性質の変化は前述のマイクロピッカース硬度測定値の変化にも表われており、Fe-Si 系<sup>16)20)21)</sup> 或いは Fe-Si-C 系<sup>17)</sup> 平衡状態図からも予想できる。しかし Fe-Si 二元系には、Si 14.34% に重格子  $\text{Fe}_3\text{Si}_3$ <sup>19)21)</sup> が存在することが確認されており、また  $\alpha$  相の Si 限界が常温から 600~800°C までの間において 15.2%<sup>16)</sup> 乃至 16%<sup>20)21)</sup> 附近に存在するのでこれらの諸点では何等かの性質の不連続性が起る可能性がある。著者等の実験結果からは、これらの諸点に対応する性質の変化は明確ではないが、抗折力、凝固収縮率、耐蝕性或いは  $\alpha$  相の硬度等の諸性質が Si 14% 附近から大なる変化を示していることは注目値する。

次に Si 14% 以上の試料につき顕微鏡組織を検するに Si 14% においては、低 C 量では黒鉛は概して E type であつて抗折力は低く、16~19kg/mm<sup>2</sup> を示し、中 C の C 0.5~0.7% では概して D-6 乃至 8 という非常に微細な共晶状黒鉛であつて (Photo. 2 (a)) 抗折力は高く、19~25kg/mm<sup>2</sup> を示す。更に C が高くなると、ばら状 (B-4 乃至 6) や片状 (A-5) が D-type に混合しており、抗折力は少し降下し、かつ値のばらつきが大きくなる。Si 15% においても C 量に従つて黒鉛の型と大きさが上と同様に变化するが、黒鉛の粗大化が少



(a) Specimen 1400701,  
Etchant: HF+HNO<sub>3</sub>.



(b) Specimen 1600801,  
Etchant: HF+HNO<sub>3</sub>.



(c) Specimen 1000501,  
Etchant: Sodium Picrate.

Photo. 2. Microstructure of the high-silicon iron castings.

し低Cで始まり、C 0.8% 以上では塊状黒鉛が認められて抗折力が少し低下する。更に Si が高くなつて Si 16% になると、低Cの C 0.3~0.4% で黒鉛は微細な共晶状 D-8 となり、抗折力、硬度が共に高く、C が増すにつれて、ばら状、片状、塊状黒鉛と変化し、抗折力と殊に硬度の低下が著しい。Si 16% 以上になると、Photo. 2 (b) に示す如く、 $\eta$  相 ( $Fe_3Si_3$ ) が現われ、Si 量の増加に従つて  $\eta$  相は増加し、脈状をなして連絡してきて抗折力が低下する。

ロックウェル硬度は黒鉛によつて著しく影響され、黒鉛形状の D-8 のものは硬度高く、大きいばら状 (B-5) や片状 (A-5) 等のものは硬度低く、かつ測定値の散らばりが大きい。

Si 約 10% を含む 2, 3 の試料においては Photo. 2 (c) に示す如く、別の組織が得られた。これは沸騰せるピクリン酸ソーダで腐蝕したのであるが、この網目状の相はセメントタイトの如く強くは着色(黒変)されない。この相は抗折力、撓み量を減少させ、硬度を上昇させる。この相はマイクロピッカース硬度計で硬度を測定すると 739 で、シリコフェライト地より遙かに硬いから多分 1 種の炭化物と考えられる。Fe-Si-C 系においてセメントタイト以外にピクリン酸ソーダで着色されない炭化物或いは C を含有する相の存在することは著者の 1 人沢村<sup>22)</sup> により低 Si の Fe-Si-C 系において確められ、また最近 D. Marles<sup>13)</sup> は Si 2.5~7.0% の合金にこれを認め、Hurst と Riley<sup>23)</sup> は Si 15% の合金の急冷組織にその存在を認めている。

## V. 総 括

高珪素鑄鉄の機械的性質、耐蝕性および凝固収縮率におよぼす Si と C 含有量の影響を一定の溶解、鑄造条件の下で製作せる試料について研究した。本実験範囲で得られた結果を総括すると次の如くなる。

(1) 耐蝕性は Si 量の増加に伴つて著しく増大し、H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>(d=1.10) に対しては Si 15.5% で極大値に達し、HCl(d=1.09) に対しては Si 14% で極大値に達する。

(2) 抗折力は Si 10~14% では Si 量と共に減少するが、Si 14~16% の範囲では大きい変化はない。

(3) Si 14~16% の範囲では抗折力は低 Si では比較的高Cの 0.6~0.8% で高く、高 Si では比較的低Cの 0.3~0.5% で高く、中位の Si 量では中位の C 0.5~0.7% で高い。

(4) 撓み量は非常に小さく、靱性は僅か乍ら Si が低い程また C が高い程増加する傾向がある。

(5) Si 14% 以上ではロックウェル C 硬度は高Cのもの程低く、Si 量が高くなる程この C 量の影響が大となる。これは黒鉛の影響なることを顕微鏡組織と  $\alpha$  相のマイクロピッカース硬度測定とにより確めた。

(6) 凝固収縮率は Si 15.5~16.0% において極大を示す。収縮率におよぼす C の影響は小さい。

(7) 黒鉛の形状、分布は抗折力、硬度に影響を与え微細な共晶状黒鉛の組織を有するものは抗折力、特に硬度が高い。Si 量が増加する程黒鉛の形状の粗大化は低Cのものに起り、これにより抗折力特に硬度は低下する。高Cのものに現われる塊状、星状の黒鉛および高Siのものに現われる  $\eta$  相 ( $Fe_3Si_3$ ) は共に抗折力を減少させる。

以上の結果より、本実験の条件下においては、次の結論が得られる。

耐酸高珪素鑄鉄では、特に耐蝕性に重点をおく場合は Si 15.5~16.0%, C 0.4~0.5% の成分が適当と考えられるが、脆弱性および凝固収縮率等を考慮すれば、実用的な成分範囲としては、Si 14.5~15.0%, C 0.5~0.7% が適当と考えられる。(昭和 30 年 7 月寄稿)

## 文 献

- 1) O. L. Kowalke, Trans. Am. Electrochem. Soc., 31 (1917) 205
- 2) E. H. Schulz u. W. Jenge: Z. f. Metallk., 18 (1926) 379
- 3) W. Dennecke: Giesserei, 25 (1928) 307
- 4) 遠藤彦造, 中川清: 金属の研究, 5 (1928) 301
- 5) R. Wasmuht: Angew. Chem., 45 (1932) 567
- 6) W. E. Schreck: Giesserei, 24 (1937) 561
- 7) 村上武次郎, 佐藤竜猪: 日本金属学会誌, 2 (1938) 91
- 8) J. E. Hurst: Proc. Inst. Brit. Foundrymen, 37, B46~B54 (1943~4) (Paper No. 813)
- 9) 飯高一郎: 早稲田大学鑄物, 1 (1950) 4
- 10) 未発表
- 11) 多田格三, 小野隆男, 梶原武: 日本金属学会分科会報告 XIII, 12
- 12) J. E. Hurst and R. V. Riley: J. Iron and Steel Inst., 155 (1947) 172
- 13) D. Marles: J. Iron and Steel Inst., 158 (1948) 433
- 14) T. Meierling u. W. Dennecke: Giesserei Z., 15 (1928) 381
- 15) M. G. Corson: Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng. 80 (1928) 249
- 16) M. C. M. Farquhar, H. Lipson and A. R. Weill: J. Iron and Steel Inst., 152 (1945—No. 2) 457
- 17) H. Hanemann u. H. Jass: 東北大学理科報告 本多記念号 (1936) 793
- 18) ASTM, A 247~47
- 19) G. Phragmén: J. Iron and Steel Inst., 114 (1926) 397
- 20) 村上武次郎: 東北大学理科報告, 10 (1921) 79: 16 (1927) 475
- 21) 大沢与美, 村田孝: 日本金属学会誌, 4 (1940) 228
- 22) 沢村 宏: 京都大学工学部紀要, 4 (1926) No. 4 159
- 23) J. E. Hurst and R. V. Riley: J. Iron and Steel Inst., 149 (1944~No. 1) 213

## 正 誤

号数: 昭 30~11 月号

論題: 実用特殊鋼の炭化物の電解分離による研究 (I)

頁 : 1192. Photo 2.

(b) の写真は (c) の写真

(c) の写真は (d) の写真

(d) の写真は (b) の写真に訂正す

各写真右下の (1/2 contracted) 或いは (1/2) は不要