

うにした。MT磁石と異方性MK磁石とのスピーカ用磁気回路を比較すると、Table 6 に示す通りである。MT磁石の磁気回路は、重量は重くなるが、性能的にはほとんど遜色は認められない。

V. 総 括

MT磁石の磁氣的性質および減磁特性についての実験結果をのべ、工業的応用について実例をあげて説明した。この磁石の磁留磁束密度は 6,000 ガウス、保磁力は 200 エルステッド、 $(BH)_{max}$ は 0.45×10^6 ガウス・エルステッドであり、MKまたはNK S磁石と Cr 鋼磁石の中間的な磁性を有し、中 Co 鋼に匹敵する。

2. MT磁石の減磁特性はすぐれており、1例をあげると、 $(BH)_{max}$ 作動点のパーミアンス係数をもつ試験片の磁化直後の測定の場合、交流減磁は 50 エルステッ

ドで 8%、落下衝撃による減磁は 500 回で 1.3%、熱減磁は 200°C で 9% である。使用前に安定減磁を行えば、経時変化はほとんどなくなる。計器用のMT磁石では 4~7% の交流減磁後 100°C 数時間の熱減磁を行えば安定化する。

3. この磁石は積算電力計、マグネッソー、モーター、スピーカをはじめ多くの用途に実用化され、すぐれた成績をえており、価格の低減、稀少元素の節約などにも大きな役割を果たしている。

終りに本論文の第1報より第3報にいたる基礎的実験に対しては木村康夫、三島通雄、田代昭の諸氏の御協力をえており、またこの合金の応用に関する実験については当社橋井社長、宮田部長、遠藤課長をはじめ磁鋼製造部の諸氏に御指導、御援助を受けた。ここに厚く感謝の意を表する次第であります。(昭和 31 年 12 月寄稿)

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 2)

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 2.)

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

Synopsis:

Already described in the previous report with the same title, Part. 1.

(Refer to p. 652, June 1957 issue of Tetsu-to-Hagané)

6月号p. 657 よりつづく

(H) Mn の影響

抗折力におよぼす Mn の影響は Fig. 4 に示すごとく Mn 約 0.5% までは普通高珪素鑄鉄と変らぬが、さらに Mn 量増加すると Mn 量とともに抗折力は低下する。撻み量は Mn 0.8~2% の範囲では 0.45~0.49 mm で普通高珪素鑄鉄よりわずかと大であるが、Mn 3~6% では 0.42~0.36 mm となり撻み量を減ずる。

H_{RC} は Mn の添加により普通高珪素鑄鉄より高くなり、Mn 0.8~5.6% の範囲で $H_{RC}=50\sim 52$ とほぼ一定値を示し、 α 地の H_{MV} は Mn 約 2% までは $H_{MV}=580\sim 620$ で普通高珪素鑄鉄と大差ないが、Mn 3% 以上では $H_{MV}=670\sim 700$ を示し普通高珪素鑄鉄より

高くなる。

1:10 H_2SO_4 に対する耐蝕性は Fig. 5 に示す通り Mn 5% までの添加により改善せられ Mn 1~2% の添加が最も良好である。1:1 HCl に対する耐蝕性は Fig. 6 に示す通り Mn の添加の影響は認められない。

凝固収縮率は Mn 2% までは普通高珪素鑄鉄と変らぬが、さらに Mn 量増加すると減少し Mn 5.6% で -4 である。

Mn を添加せる高珪素鑄鉄の顕微鏡組織は α 地および

* 昭和30年4月及び昭和31年4月本会講演大会にて発表

** 京大教授、工博 *** 共同機械製作所

† 京大工学部冶金学教室

共晶状黒鉛よりなる。これを Photo. 7-a に示す。Mn 約 1% 以上では Photo. 7-b に示すごとく α 相の境界に異相が現われ Mn 量の増加とともに多くなる。

Hurst and Riley²³⁾ によれば Mn は高珪素鑄鉄中でも炭化物安定剤として作用し、2% 以上 Mn を含む時徐冷の砂型鑄物においてもかなりの量の炭化物相が現われ、この炭化物相は 800~900°C の焼鈍で分解することを認めている。炭化物相の生成は Mn 量の増加に伴う抗折力減少の一因子ではないかと考えられる。

以上を総括して Mn は H_2SO_4 に対する耐蝕性を改善する以外は高珪素鑄鉄の性質を改良しないから Mn の添加は 1% 以下に制限すべきである。

(I) Ni の影響

抗折力におよぼす Ni の影響は Fig. 4 に示す通りである。撓み量は Ni 量には余り関係せず 0.50~0.58 mm を示し、Ni の添加によつて撓み量は増加する。

H_{RC} は Ni を添加してもほとんど影響なく普通高珪素鑄鉄と変らず $H_{RC}=45\sim 47$ を示す。 α 地の H_{MV} も Ni 量に無関係にはほぼ一定値 $H_{MV}=600\sim 640$ を示し普通高珪素鑄鉄と変わらない。

1:10 H_2SO_4 に対する耐蝕性は Fig. 5 に示す通りで約 3% までの Ni の添加は耐蝕性を改善するが、3% 以上ではいちじるしく耐蝕性が悪化する。1:1 HCl に対する耐蝕性は、Fig. 6 に示され 0.2~8% の広範囲の Ni の添加により相当改善せられ腐蝕減量は約 $1.5\text{mg}/\text{cm}^2\cdot 4\text{h}$ に減少する。

凝固収縮率は Ni 0.1~4% の範囲では -2~-3, Ni 5~8% では -4~-6 で Ni の添加により凝固収縮率は減少する。

顕微鏡組織を見ると Ni 含有高珪素鑄鉄における黒鉛は概して微細共晶状あるいはバラ状でありその一例を Photo. 8-a に示す。黒鉛の形状、大きさと Ni 量の関係は明瞭でない。Ni 5% 以上を含む合金では新しい相が存在し Ni 含有量が増すにつれて増加する。これは恐らく珪化ニッケル²⁾ の一種と考えられ Photo. 8-b に示す。この珪化物の影響は抗折力の減少に現われている。

以上の結果を総括して 1.0% 以下の Ni の添加は抗折力の上昇、硫酸、塩酸に対する耐蝕性の改善等の好影響があり最適 Ni 含有量は 0.5~0.8% である。

(J) Cr の影響

抗折力におよぼす Cr の影響は Fig. 4 に示されており約 0.6% Cr において 27~28 kg/mm² の最大値を示す。撓み量は Cr 含有量に関係せず 0.51~0.54 mm で普通高珪素鑄鉄より大である。

H_{RC} は Cr の添加によつて高められ Cr 0.6~1.5% の範囲において $H_{RC}=48\sim 50$ である。Cr 含有高珪素

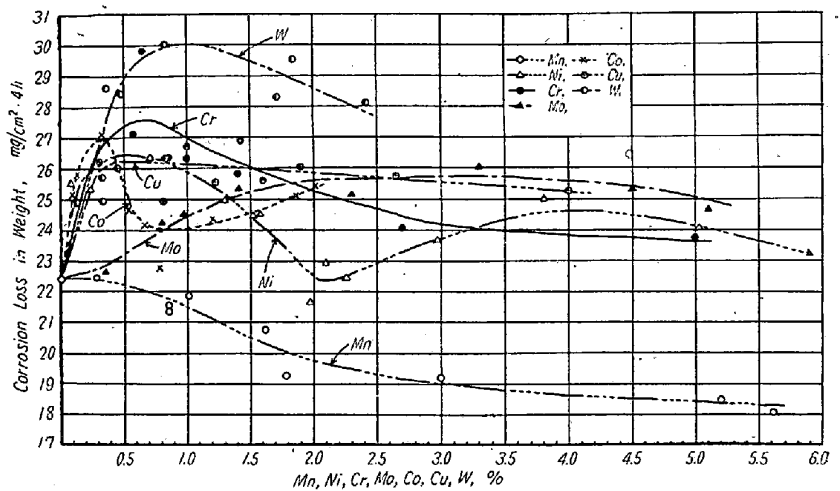


Fig. 4. Effects of alloying elements on the transverse strength of high-silicon irons, (2).

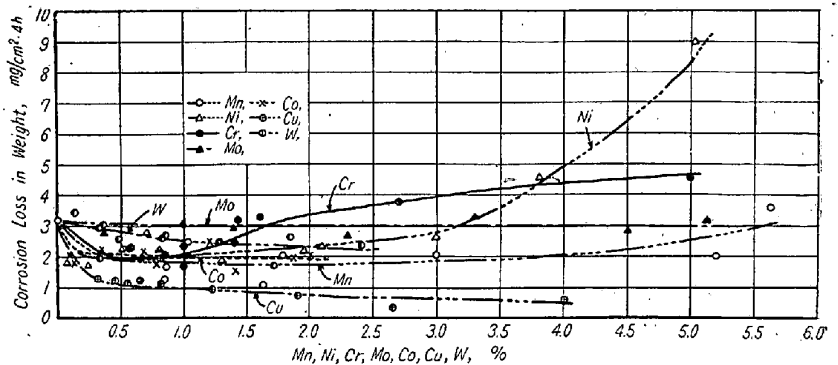


Fig. 5. Effect of alloying elements on the corrosion of high-silicon irons in sulphuric acid (1:10) at 80°C, (2).

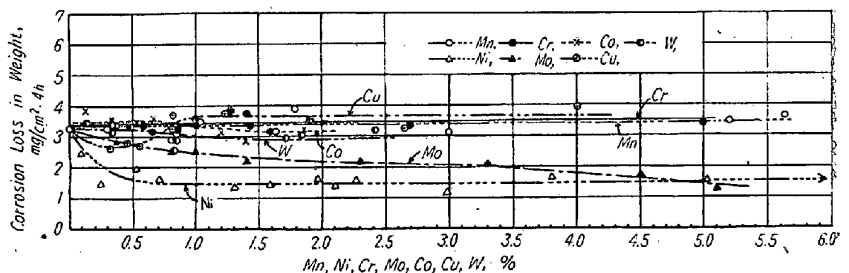


Fig. 6. Effect of alloying elements on the corrosion of high-silicon irons in hydrochloric acid (1:1) at 80°C, (2).

鑄鉄の α 地の H_{MV} は普通高珪素鑄鉄と大差なく $H_{MV}=600\sim 640$ である。

1:10 H_2SO_4 に対する耐蝕性は Fig. 5 に示すごとく Cr 0.5~1% の範囲で改善され Cr 1.5% 以上では普通高珪素鑄鉄より悪くなる。1:1 HCl に対する耐蝕性は Fig. 6 に示す通りで Cr 添加の影響は認められない。

凝固収縮率は Cr 量に関せずほぼ-1~-3 で Cr の添加により減少する。

Cr 含有高珪素鑄鉄の顕微鏡組織の特長は Photo. 9-a に示すごとく微細な共晶状黒鉛で、この黒鉛組織の微細化が機械的性質改善の一因であると考えられる。Cr 約 1.0% 以上においては Photo. 9-b に示すごとく α 粒境界に新相が現われ Cr 含有量に伴つて増加する。この相は炭化物の一種と考えられ黒鉛分布と密接な関連をもつて配列している。Photo. 9-d はこの相が一部分片状黒鉛あるいは非常に微細な粒状黒鉛に分解していることを示す。Photo. 9-b に示された炭化物相は 900°C, 5h の真空中焼鈍により Photo. 9-c に示すように黒鉛に分解した。これらの顕微鏡写真および 10% の高珪素鉄について Hurst and Riley²⁾ がえた結果から Mn や Cr のごとき炭化物安定剤を含む 15% Si の高珪素鉄において起る非常に微細な共晶状黒鉛は炭化物分解の結果として生成するものと推定される。この相の生成は 1% 以上の Cr を含む合金の抗折力低下の一因子であろう。

0.5~1.0% の Cr の添加は抗折力および硫酸に対する耐蝕性の両方を改善し、同時に凝固収縮率を減少させる点で非常に効果的である。

(K) Mo の影響

抗折力におよぼす Mo の影響は Fig. 4 に示されており Mo 約 3% まで Mo 含有量の増加とともに上昇し約 26 kg/mm² に達する。Mo 含有量がさらに増加すると抗折力は低下する傾向を示す。撓み量は 0.48~0.52 mm で Mo の添加により普通高珪素鑄鉄より大となる。

H_{RC} は Mo 約 2% までは $H_{RC}=42\sim 46$ で普通高珪素鑄鉄と変わらないが Mo 約 3% 以上では $H_{RC}=48\sim 50$ を示し普通高珪素鑄鉄より高くなる。 α 地の H_{MV} は Mo の添加により高くなり Mo 0.8~2.3% で $H_{MV}=630\sim 670$, Mo 3~5% で $H_{MV}=700\sim 720$ を示す。

1:10 H_2SO_4 に対する耐蝕性は Fig. 5 に示すごとく Mo 0~5% の範囲において普通高珪素鑄鉄とは変わらない。1:1 HCl に対する耐蝕性は Fig. 6 に示すごとく Mo の添加によつて改善される。すなわち腐蝕減量は Mo

含有量にともない Mo 約 5% まで直線的に減少し、Mo 約 5% では普通高珪素鑄鉄の腐蝕減量の 1/2 以下になる。Mo 含有高珪素鑄鉄の塩酸に対する耐蝕性については多くの文献^{10)~13)}において検討されている。

凝固収縮率は少量の Mo 添加によつては影響を受けないが、Mo 約 1.4% 以上では Mo 含有量が増すにつれて凝固収縮率はいちじるしく減少し Mo 1.4% で -3, Mo 2.3% で -4, Mo 5% で -6 を示す。

顕微鏡組織においては黒鉛は概して微細な共晶状黒鉛のみか、あるいはこれにバラ状黒鉛を混じている。Mo 1.4% 以上を含有する試験片においては Photo. 10-a に示すごとく α 粒境界に新しい相が現われ、この相は Mo 含有量の増加とともに増加し共晶状の外観を呈する。同時に黒鉛は Photo. 10-b のごとき高 Mo 合金において明瞭に観察されるように、この相によつて置換される。Hurst and Riley^{2,3)} はこの相を Mo を含有する複炭化物と推定した。著者らは、かれらと同様この複炭化物がきわめて安定であつて 1000°C における 4 時間の真空中焼鈍によつても影響を受けぬことを確めた。5.10% Mo および 4.29% Mo を含む高珪素鑄鉄にみられるこの相の H_{MV} は $H_{MV}=907$ および 927 をえた。これらの H_{MV} は α 相の硬度よりはるかに高い。

Mo 約 3% の添加は抗折力および耐蝕性をともに改善し、凝固収縮率を減少するので有効であると考えられる。

(L) Co の影響

抗折力におよぼす Co の影響は Fig. 4 に示す通りで Co 約 0.3% において 27 kg/mm² を示す。以後 Co 約 1% で 24 kg/mm² を示すまで Co 含有量とともに抗折力を減じさらに Co 含有量増加するとふたたび抗折力が増加する傾向を示す。撓み量は 0.46~0.50 mm を示し普通高珪素鑄鉄より少し大である。

Co 約 0.1% までは H_{RC} は普通高珪素鑄鉄と変らぬが、Co 0.3~0.7% では $H_{RC}=48\sim 50$ と高くなり Co 1~2% では $H_{RC}=43\sim 40$ で黒鉛片の成長のため普通高珪素鑄鉄より低い。 α 地の H_{MV} は $H_{MV}=600\sim 630$ で普通高珪素鑄鉄と変わらず Co の添加によつて影響を受けない。

1:10 H_2SO_4 に対する耐蝕性は Fig. 5 に示すごとく Co の添加によつて改善される。1:1 HCl に対する耐蝕性は Fig. 6 にみられる通り普通高珪素鑄鉄と同様である。

凝固収縮率は Co 0.1~0.3% では -1~-2, Co 0.5~2% では -3 で Co の添加により減少する。

顕微鏡組織をみると Co 0.1% 以下を含む試験片では Photo. 11-a に示すごとく黒鉛は微細な共晶状に配列している。Co 含有量とともに黒鉛の大きさが大となる。Co 0.34% 以上を含む合金では Photo. 11-b に示すごとく新しい相が現われ Co 含有量増加するにしたがいその量を増す。この相の試験片の性質におよぼす影響は確かめられなかつた。

少量の Co の添加は高珪素鑄鉄の抗折力を高め硫酸に対する耐蝕性を改善するという好影響を示す。

(M) Cu の影響

抗折力におよぼす Cu の影響は Fig. 4 に示す通りで Cu 約 0.3~2% で 26 kg/mm^2 を示しさらに Cu 含有量増加するとその値よりわずかに減少する傾向がある。撓み量は Cu 0.3~2% では $0.53 \sim 0.57 \text{ mm}$, Cu 2.7~4% では $0.60 \sim 0.61 \text{ mm}$ で Cu の添加によつて撓み量は普通高珪素鑄鉄より大となる。

H_{RC} は Cu 含有量に応じて減ずる傾向があり Cu 0.3~2% では $H_{RC}=43 \sim 40$, Cu 2.65~4% では $H_{RC}=39 \sim 34$ である。 α 地の H_{MV} は, Cu 約 0.5% までは $H_{MV}=650 \sim 690$ を示し普通高珪素鑄鉄より高く, さらに Cu 量増加すると逆に減少し Cu 1~2% で $H_{MV}=620 \sim 610$, Cu 3~4% で $H_{MV}=550 \sim 530$ を示す。これは α 地に分散相が現われることによると考えられる。

1:10 H_2SO_4 に対する耐蝕性は Fig. 5 に示す通りで腐蝕減量は Cu 含有量の増加とともにいちじるしく減少し, Cu 0.5~1% においては普通高珪素鑄鉄の値の 1/3 の約 $1 \text{ mg/cm}^2 \cdot 4 \text{ h}$ を示す。Cu 2.5~4% では普通高珪素鑄鉄の約 1/6 の $0.5 \text{ mg/cm}^2 \cdot 4 \text{ h}$ を示し, Cu 含有高珪素鑄鉄の硫酸に対する耐蝕性は優秀である。1:1 HCl に対する耐蝕性は Fig. 6 に示す通りで Cu 0.2~0.5% では改善されているが, Cu 含有量がさらに増加すると普通高珪素鑄鉄よりわずかに低下する。Cu 含有高珪素鑄鉄の 20% H_2SO_4 および 5% HCl に対する耐蝕性の改善については飯高, 関口両氏⁴⁾により報告されている。

凝固収縮率は Cu 0.3~1% では $-4 \sim -2$ で普通高珪素鑄鉄より低く, Cu 3~4% では 0 で変らない。

試験片の顕微鏡組織によると, 黒鉛は Cu 含有量が比較的低い場合は Photo. 12-a に示すごとく微細な共晶状をなして分布している。Cu 含有量の増加とともに黒鉛は成長し Photo. 12-b に示すごとく大きいバラ状に変化する。Cu 約 0.5% 以上を含む試験片では Photo. 12-b に示すごとく一種の分散相が α 相中に現われまた

Photo. 12-c に示すごとく黄金色の Cu に富んだ相が黒鉛片にそつて現われる。いずれも Cu 含有量の増加とともに量を増す。高 Cu 含有合金において Cu に富んだ相は Photo. 12-d に示すごとく一部分 Widmanstätten 格子に配列している。このことはこの相が比較的低温でシリコフェライトから析出したことを示している。Cu 含有高珪素鑄鉄の顕微鏡組織は Hurst and Riley³⁾ によつて詳細に研究されたがかれらの結果は黒鉛の形状, 大きさに関する著者らの発見をのぞけば, 著者らの結果と一致している。Cu 含有高珪素鑄鉄の顕微鏡組織は非常に複雑で顕微鏡組織と機械的性質の関係は容易に見出せない。

高珪素鑄鉄への Cu の添加は硫酸に対する耐蝕性, 抗折力および鑄造性の見地より好ましいものと思われる。

(N) W の影響

抗折力におよぼす W の影響は Fig. 4 に示す通りで, W の添加により抗折力はいちじるしく増加し, W 約 0.8% において最大値 30 kg/mm^2 を示す。撓み量は抗折力の増加に応じて高くなり W 約 0.8% で 0.63 mm の最大値を示し, W 0.1~0.5% では $0.50 \sim 0.62 \text{ mm}$, W 1.7~2.4% では $0.53 \sim 0.49 \text{ mm}$ を示す。

H_{RC} と W 含有量との関係は判然としないが, W 0.1~2.4% の間で $H_{RC}=41 \sim 51$ を示し普通高珪素鑄鉄と変らぬが, もしくは高い H_{RC} を示す。 α 地の H_{MV} は普通高珪素鑄鉄と変らず $H_{MV}=610 \sim 640$ で W 添加の影響は認められない。

1:10 H_2SO_4 および 1:1 HCl に対する耐蝕性は, それぞれ Fig. 5 および 6 に示す通りで硫酸に対する耐蝕性は W の添加により幾分改善されるが, 塩酸に対する耐蝕性は普通高珪素鑄鉄と変らない。

凝固収縮率は W 0.1~0.5% では $0 \sim -1$ で普通高珪素鑄鉄と変らぬが, W 0.8~2.4% では $-4 \sim -2$ に減ずる。

試験片の顕微鏡検査によれば, 黒鉛は普通 Photo. 13-a に示すごとく微細な共晶状である。W 約 0.8% 以上の合金では Photo. 13-b に示すごとく新しい相が現われこの相は黒鉛を置換する。この事実および微小硬度試験からこの相も一種の炭化物と考えられる。W 2.4% を含む試片に現われたこの相の H_{MV} は 841 であつた。この相は樹枝状組織であるため圧痕が一部分この相の上には, 一部分 α 相の上に印されたので, この新しい相の H_{MV} は 841 よりさらに高いものであると考えられ, おなじ試片中の α 相の $H_{MV}=621$ より遙かに高いものである。この炭化物相は非常に安定で真空中における

1000°C, 4時間の焼鈍によつても顕微鏡組織にはなんらの変化も認められなかつた. この炭化物は Mo 含有高珪素鑄鉄に生成する複炭化物と同様な挙動を示す.

高珪素鑄鉄に W 0.4~2.4% を添加すると抗折力を上昇せしめる利点がある.



Photo. 7-a ×180
0.85% Mn



Photo. 7-b ×1000
1.62% Mn



Photo. 8-a ×180
1.29% Ni

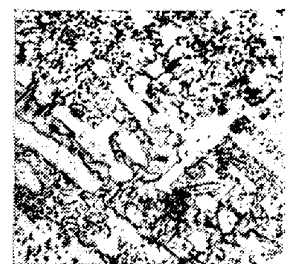


Photo. 8-b ×180
8.43% Ni

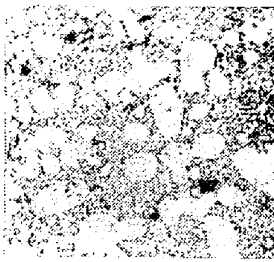


Photo. 9-a ×180
0.65% Cr



Photo. 9-b ×1000
2.69% Cr

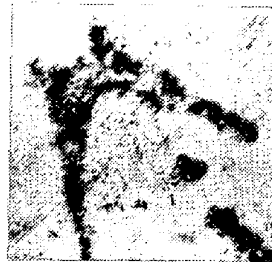


Photo. 9-C ×1000
Same field as in Photo. 9-b
after annealing.



Photo. 9-d ×400
3.50% Cr



Photo. 10-a ×400
1.40% Mo



Photo. 10-b ×400
5.11% Mo

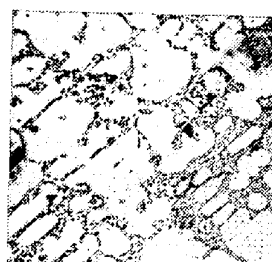


Photo. 11-a ×180
0.34% Co



Photo. 11-b ×400
1.86% Co

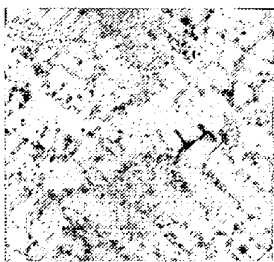


Photo. 12-a ×180
0.31% Cu



Photo. 12-b ×180
4.0% Cu



Photo. 12-C ×1000
4.0% Cu



Photo. 12-d ×1000
4.0% Cu

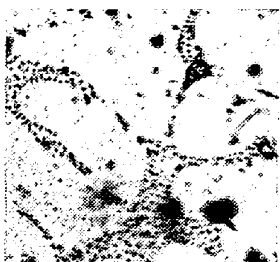


Photo. 13-a ×400
0.82% W



Photo. 13-b ×1000
1.71% W

Photo. 7~13. The microstructures of high-silicon irons containing various alloying elements.

Etchant: Sodium picrate at 85°C.

(Micrographs reduced to 2/3 linear in reproduction.)

V. 総 括

現在の実験範囲内においてえた結果を総括するとつぎの通りである。

(1) 適当量添加した場合に高珪素鑄鉄の抗折力に好影響をおよぼす元素はつぎのごとくである。Ni (0.7%), Co (0.3%), Cr (0.6%), Mo (3%), W (0.3%), V (0.09~0.5%), Ti (0.3%), Al (0.06%) および Cu (0.3~3%) (括弧内の%は最適含有量を示す)

(2) 高珪素鑄鉄の撓み量は、合金元素の添加によつて少ししか変化しない。概して撓み量は抗折力と平行に変化し、したがつて高珪素鑄鉄の靱性は合金元素の添加によつてほとんど改善されない。なぜならば撓みの量対抗折力の比は靱性を表わすからである。

(3) 高珪素鑄鉄の α 地の硬度は概して合金元素の添加によつて余り影響されない。それゆえロックウエルC硬度は主として黒鉛の形状と大きさによつて影響されると考えられる。Cu や Al (0.4%以上) のごとき黒鉛の成長を助長する元素はロックウエル硬度を減少する。一方 Mn, P, Cr および Mo のごとき黒鉛を微細化し炭化物の生成を助ける元素いわゆる炭化物安定元素はロックウエル硬度を上昇せしめる。

(4) 硫酸に対する耐蝕性は Mn, P, Ni, Co, Cr, V, Cu および As の添加により改善される。とくに Cu は最も良好である。Mo, W, Ti, Al は影響が認められない。Sn, S は悪影響を示す。

(5) 塩酸に対する耐蝕性におよぼす合金元素の影響は硫酸に対する場合に比し小さい。塩酸に対する耐蝕性は Mo, Ni が好影響を示し、Sn, P は悪影響を示す。他の元素は余り影響をおよぼさない。

(6) 凝固収縮率は As をのぞき合金元素の添加により減少する。

(7) 高珪素鑄鉄の顕微鏡組織におよぼす合金元素の影響を検討した。しかし顕微鏡組織と諸性質との関係は非常に複雑であつて簡単に総括することはできない。

(昭和31年11月寄稿)

文 献

- 1) 沢村 宏, 田島 治, 赤松経一, 村中啓人: 鉄と鋼, 41 (1955) 1265
- 2) J. E. Hurst and R. V. Riley: J. Iron and Steel Inst., 149 (1944-No. 1) 213
- 3) J. E. Hurst and R. V. Riley: J. Iron and Steel Inst., 155 (1947) 172
- 4) H. Morrogh: J. Iron and Steel Inst., 143 (1941-No. 1) 207
- 5) C. W. Sherman and J. Chipman: Trans. AIME, 194 (1952) 597
- 6) 沢村 宏, 盛 利貞: Memoirs of Faculty of Eng., Kyoto Univ., 14, No. 3 (1952) 129
- 7) 遠藤彦造, 森岡 進: "最近金属学大系" 第8巻 p. 165
- 8) F. A. Rohman: Chem. Met. Eng., 40 (1933) 646
- 9) R. R. Rogers and E. Blood: J. Trans. Electrochem. Soc., 74 (1938) 553
- 10) W. T. Bryan: Corrosion Handbook, John Wiley and Sons, Inc., (1948) 205
- 11) J. E. Hurst: Proc. Inst. Brit. Foundrymen 37, B46~B54 (1943~4) (Paper No. 813)
- 12) J. L. Traub: Chem. Eng., 54 (1947) 211
- 13) W. A. Luce: Chem. Eng., 61 (1954) 246
- 14) 飯高一郎, 関口: Repts. Casting Research Lab., Waseda Univ., 1 (1950) 4