

第 53 回講演大会講演大要

(Preprint of the 53 rd Grand Lecture Meeting of the
Iron and Steel Institute of Japan)

(1) 耐酸高珪素鑄鉄に関する研究

(IV)

(機械的性質および耐蝕性におよぼす冷却速度と焼鈍の影響)

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

(Effects of Cooling Rate and Annealing on
Mechanical Properties and Corrosion Resistance)

K. Akamatsu, et alii.

京都大学工学部	工博 沢 村 宏
共同機械製作所	理 田 島 治
京都大学工学部	工〇赤 松 経 一

I. 結 言

前報に引続いて耐酸高珪素鑄鉄の機械的性質及び耐蝕性に及ぼす冷却速度と焼鈍の影響を検討したのでその結果を報告する。

II. 試験片の作成および実験方法

第 I 報 (本誌, 第 41 年, 第 12 号) と同様の方法で溶解, 鑄造を行い試験片を作成して抗折力試験, 硬度測定, 腐蝕試験及び顕微鏡試験を行つたが実験目的に応じて変更した点を次に記す。

a) 冷却速度の影響に関する実験

使用せる鑄型は金型, シェル型, 生砂型及び 150°C に加熱せる焼型で同一溶湯をこの順序に注湯した。各鑄型の寸法及び形状は何れも第 I 報に示したシェル型と同一である。鑄造試験片は No. 80 カーボランダム廻転砥石で研磨し 200×14φ mm の丸棒に仕上げ抗折力試験片とした。硬度測定及び顕微鏡試験は抗折力試験後の試験片の破断面を研磨して行つた。腐蝕試験片寸法は 15×14 φ mm である。

b) 鑄込温度の影響に関する実験

高珪素鑄鉄の同一溶湯を鑄込温度 1350°C および 1250°C で第 I 報に示したシェル型に注湯して試験片を作成した。

別に顕微鏡組織におよぼす鑄込温度と C 含有量の影響を検討するため, 約 0.2 および 0.7% C を含有する高

珪素鑄鉄を溶解し 30×20φ mm (外径 80 mm, 高さ 110 mm, 鋼製, a) に述べた金型より急冷効果を有す) および 40×15φ mm のシェル型に 1400, 1350, 1250, で鑄込み, 溶湯の少量を 1300, 1250°C で直接水中に落下させ顕微鏡試験片を作成した,

c) 焼鈍の影響に関する実験

抗折力試験片の数を増すため使用したシェル型は第 I 報と異なり試験片部寸法は 110×9φ mm である。鑄造試験片はエレマ炉で焼鈍を行つた。焼鈍温度は 400, 600, 800°C で各温度に 4 h 保持後炉中冷却した。試験片は No. 80 カーボランダム砥石で研磨 110×8.5φ mm の抗折力試験片を作成した。抗折力試験は最大荷重 200 kg の抗折力試験機を用いて行い支点間距離は 90 mm とした。

III. 実験結果および考察

a) 冷却速度の影響に関する実験

実験結果は Fig. 1 に示す通りである。

抗折力は急冷金型試料が最も高くシェル型, 生砂型試料がこれに次いで 22~25 kg/mm² の中位の値を示し焼型試料が最も低い値を示し, 冷却速度がおそい程抗折力が低下することを示す。Fig. 2 に撓み対荷重曲線が示されている。これらはほぼ直線でありその勾配は靱性を表わすと考えられ, Fig. 2 より冷却速度が大なる程靱性が少ないことが見られる。

H_RC (ロックウエル C 硬度) におよぼす冷却速度の影響は抗折力の場合と同様急冷試料ほど高値を示す。α 相の H_MV (マイクロビッカース硬度) は金型試料のみ高値を示し他は同様の値を示している。

腐蝕に及ぼす冷却速度の影響は本実験の腐蝕試験の結果では認められない。

顕微鏡試験によると金型試料は微細な共晶状黒鉛, シェル型及び生砂型試料は共晶状黒鉛と片状或はバラ状黒鉛が混在し, 焼型試料は大なる片状黒鉛より成る。冷却速度大なる程黒鉛の大いさを小とする傾向及び樹枝状晶生成の傾向が大となり冷却速度に伴う抗折力, H_RC の変化はこの黒鉛組織の変化が影響をおよぼすためと考えられる。

b) 鑄込温度の影響に関する実験

抗折力は鑄込温度低い場合に僅に高い値を示し, C 含

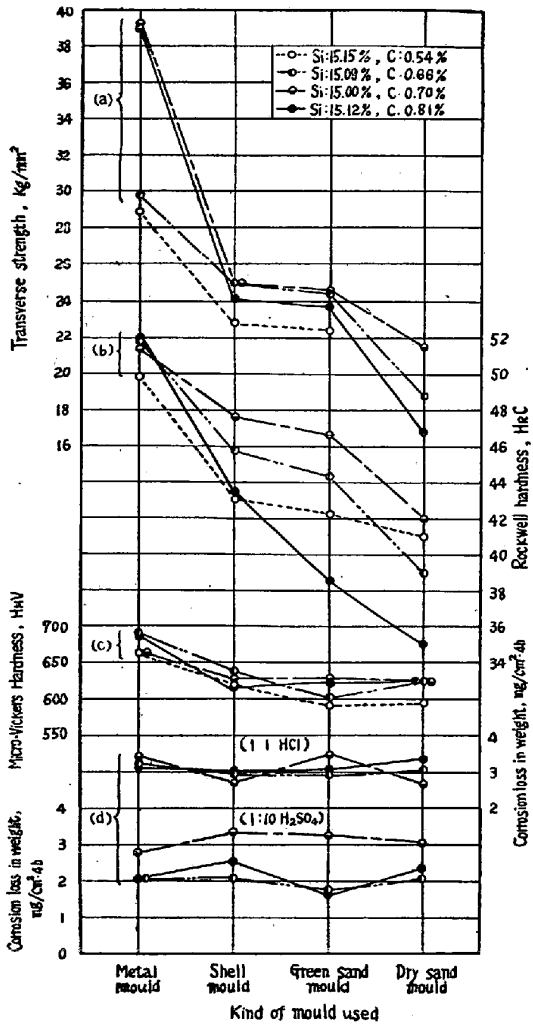


Fig. 1. Effects of cooling rate on the transverse strength (a), Rockwell hardness (b), micro-Vickers hardness (c), and corrosion resistance (d) of high-silicon irons.

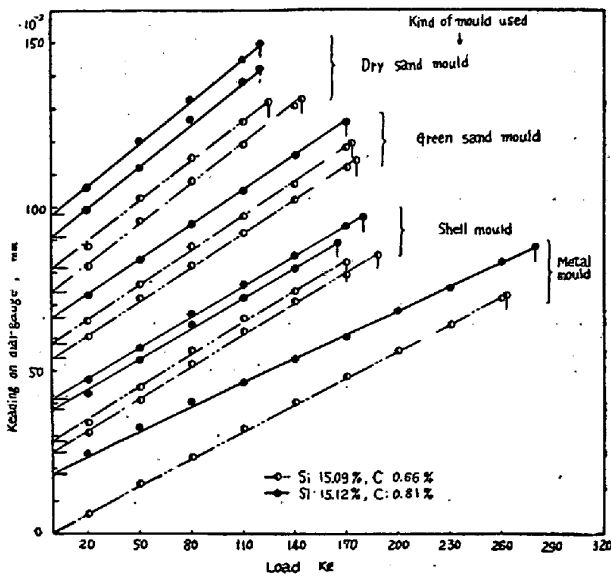


Fig. 2. Load-deflection curves.

有量の高い試片の方がこの影響が大きく現われる。H_{RC}は鑄込温度の影響は余り認められないが、C含有量高い試片では鑄込温度が高くなるに従つて黒鉛組織の生長に起因する H_{RC} の減少が見られる。

顕微鏡組織を検討するため行つた実験結果は次の如くである。(i) 金型鑄造試料…… 顕微鏡組織におよぼすC含有量の影響は明かに観察されるが鑄込温度の影響は認められない。すなわち 14.15% Si, 0.24% C を含む試料では鑄込温度の影響に關せず α 粒界にシリコカーバイド相が存在し, 14.53% Si, 0.72% C を含む試料では鑄込温度に關せず一部シリコカーバイド, 一部微細な粒状黒鉛が存在する。樹枝状分布をする微細な粒状黒鉛は冷却中にシリコカーバイドが分解して生じたものである。Morrogh & Williams は Si 10% を含む高珪素鑄鉄に現われる過冷黒鉛は共晶凝固後に炭化物分解の結果として生成することを証明している。事実水冷された 0.7% C 試料では境界のシリコカーバイド相が増加し黒鉛が減少していることが本実験でも認められた。以上により同一溶解, 鑄造条件下では低炭素高珪素鑄鉄の方がシリコカーバイド生成の傾向が大であり第1報で示さ

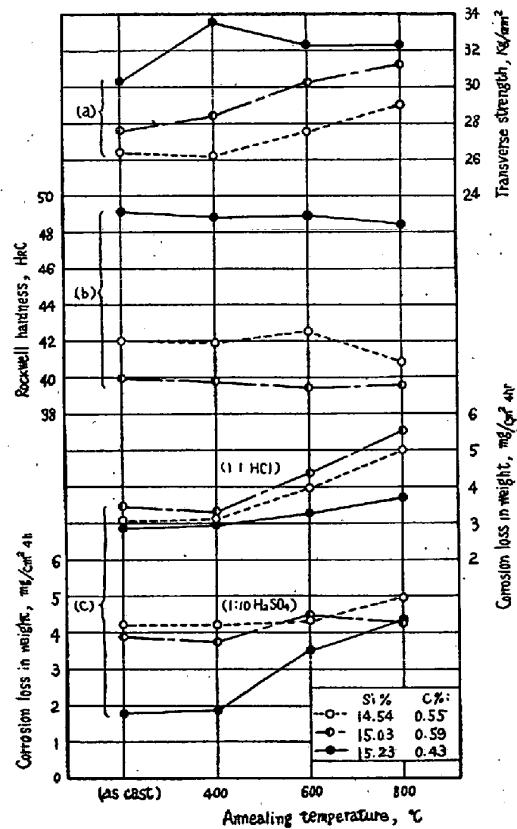


Fig. 3. Effects of annealing on the transverse strength (a), Rockwell hardness (b), and corrosion resistance (c) of high-silicon irons.

れた如く抗折力の低下の原因になると考えられる。(ii) シエル型鑄造試料……顕微鏡組織は C 含有量、鑄込温度に影響される。すなわち低炭素試料では α 粒界に微細粒或は短い片状の黒鉛が配列し黒鉛の網目の大いさは鑄込温度が高い程大となる。高炭素試料では低炭素試料の場合より鑄込温度の影響は顕著で鑄込温度が高い程黒鉛組織は粗大化する。上述シリコカーバイド相は 800°C, 4h の焼鈍では変化は認められなかつたが 1000°C, 5h の焼鈍によつて黒鉛を生成して分解した。

c) 焼鈍の影響

実験結果は Fig. 3 に示す通りで抗折力は焼鈍温度が高くなると共に僅かに増加の傾向を示し、 H_{RC} には影響が認められない。1:10 H_2SO_4 及び 1:1 HCl に対する耐蝕性は何れも焼鈍によつて悪化し焼鈍温度が高い程耐蝕性が低下する。本実験の焼鈍試料では顕微鏡組織における変化は認められなかつた。焼鈍による抗折力の増加は恐らく鑄造内部応力の除去の結果と考えられる。

(文献省略)

(2) 球状黒鉛鑄鉄の基礎的研究 (XVIII)

— 黒鉛球状化におよぼす Mn の影響 —

Fundamental Studies on Spheroidal Graphite Cast Iron (XVIII)

— Influence of Mn on the Formation of Spheroidal Graphite —

R. Ozaki, et alii.

京都大学工学部

工博 森田志郎・工〇尾崎良平
工 倉井和彦・ 森 甲一

Mg 処理により球状黒鉛鑄鉄を製造する場合において Mn の黒鉛球状化におよぼす影響についての従来発表された研究によれば、約 3% Mn 含有までは悪影響はないといわれている。(例えば鈴木久実: トヨタ技術, 7 (1954) p. 213)

一方 Mn のオーステナイト安定作用を利用して、無

Ni 非磁性鑄鉄の研究 (谷村瀧: 鉄と鋼, 30 年 (1944) p. 186) 或はオーステナイト可鍛鑄鉄の研究 (堤信久: 鉄と鋼, 37 年 (1951) p. 480 或は山田良之助他 2 名: 金属学会講演概要, 昭和 31 年 10 月 p. 59) 等が行われているので、本研究においては更に約 15% Mn の如く高 Mn まで含有させた場合の Mn の黒鉛球状化におよぼす影響について研究を行った。

実験材料

原料鉄鉄には Table 1 に示す如く不純元素含有少く残留 Mg 約 0.045% で完全に黒鉛球状化することを確めたスエーデン鉄 (SD) を使用し、Mn 量の調整にはフェロマンガンまたは電解マンガン、Si 量の調整および接種にはフェロシリコンを、Mg 処理には他元素の混入をさけるために金属 Mg 地金を使用した。

実験方法

試料溶製はクリプトル電気炉で No. 3 黒鉛坩堝を用い、約 1450°C で原料鉄約 500g を装入溶解し、溶鉄温度約 1450°C でフェロシリコンおよびフェロマンガンを加え、Si 量を目標量より約 0.3% 低く、また Mn 量を所要量に調整し約 20 分後に溶鉄温度を約 1400°C とし、黒鉛製ホスホライザーを用いて Mg 処理を行い約 2 分間保持後除滓し、-28~+35 メツシュのフェロシリコンの Si 量で約 0.4% を接種、約 1 分保持して約 1350°C 前後で 2cm ϕ × 7cm の約 500°C 加熱砂型に鑄造し同時に厚さ約 2mm の金型試料 (分析用) および Mg 分光分析用試料として 5mm ϕ の金型試料を鑄造した。

上記の溶製砂型試料は頭部より約 1.5cm にて破断し顕微鏡検査に供した。溶製した試料成分は約 2% Si 系列では約 3.7~4.4% C, 約 0.4~12.5% Mn で約 4% Si 系列では約 3.4~3.9% C, 約 7~12.5% Mn で、約 6% Si 系列では約 3.1~3.5% C, 約 7~11% Mn である。

(i) 約 2% Si 系列の場合:

黒鉛球状化の完全な試料 (Mg > 0.045%) では Mn 含有量の増加に伴つて、牛眼組織のフェライト環は減少し約 1% Mn まではセメントイトは出現しないが、それ以上約 1.7% までは炭化物とフェライト環が共存し、約 1.8% Mn 以上ではフェライト環は消失し炭化物は増加

Table 1

	C%	Si%	Mn%	P%	S%	Cu%	Cr%	Ti%	V%	As%	Al%	Mo%	Te%
Swedish pig iron	4.16	1.09	0.464	0.027	0.014	0.008	0.006	0.009	0.005	0.015	0.010	0.004	0.0004
Ferro-manganese	7.1		77.8										
Ferro-silicon		77.0									2.40		