

## 論 文

## 耐酸高珪素鑄鉄に関する研究 (III)\*

(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)

沢村 宏\*\*・田島 治\*\*\*・赤松 経一†

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

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

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

## Synopsis:

The effects of the cooling rate and annealing on the mechanical properties and corrosion resistance of castings of acid-resistant high-silicon iron were studied.

The variations in cooling rate bring about great changes in graphite structure and influence mechanical properties but hardly the corrosion resistance. It seems that the annealing of castings is important only with respect to the relief of internal casting stress.

## I. 緒 言

前報<sup>1)2)3)</sup>においては Fe-Si-C 系高珪素鑄鉄の機械的性質、耐蝕性および凝固収縮におよぼす種々の合金元素の影響を検討するため試験片の形状、寸法ならびに熔解鑄造の条件を一定に保って実験を行った。本合金の地の組織は  $\alpha$ -鉄であり  $\alpha$ - $\gamma$  変態は起らず、したがって冷却過程は普通鋼鑄鉄よりも簡単である。しかし本合金の黒鉛組織は冷却速度によつて大いに影響され、また極端に急速な冷却が行われるとシリコカーバイド相が生成される<sup>4)</sup>ことが知られている。熱処理による本合金の材質改善は、Fe-Si-C 系<sup>5)</sup>の平衡状態図からはほとんど期待できないが、焼鈍は本合金の大なる凝固収縮に起因する鑄造応力の除去に意義がある。そこでこれらの諸点について実験を行った。

熔解方法および試験片調製に用いた合金材料は前報<sup>1)</sup>と同様である。

## II. 冷却速度の影響

## (A) 冷却速度の影響に関する実験

## (1) 試験片調製および実験方法

使用した鑄型は金型、シエル型、生型および 150°C に加熱した焼型で 1450°C に加熱された高珪素鑄鉄の同

一熔湯を上記順序に注湯した。鑄込みは 1320°C で開始し約 1300°C で終了した。各鑄型の寸法および形状はいずれも前報<sup>1)</sup>に示したシエル型と同一である。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。硬度測定および顕微鏡試験は抗折力試験後の試験片破断面附近を研磨して行った。腐蝕試験片寸法は 15×14φ mm で抗折力試験後の試片より取った。各試験方法は前報<sup>1)</sup>に示したとおりである。

## (2) 実験結果

実験結果は Fig. 1, 2, 3 に示され、使用試験片は CR-系列で示され Table 1 に主要成分分析値が示されている。

抗折力は急冷金型試料が最も高く 29~39 kg/mm<sup>2</sup>を示し、シエル型、生型試料がこれについて 22~25 kg/mm<sup>2</sup> の中位の値を示し、焼型試料では 17~21 kg/mm<sup>2</sup> の低値を示す。すなわち冷却速度がおそいほど抗折力が低下することを示す。また C 含有量が高いほど金型試料における抗折力が高く焼型試料のそれは低くなる傾向が

\* 昭和 32 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, 工博

† 共同機械製作所

認められる。

撓み量は一般に抗折力の高い試片で高いようである。Fig. 3 に示すごとく撓み量対荷重曲線はほとんど直線をなし、その傾斜は靱性を表す。靱性は焼型試料、生型

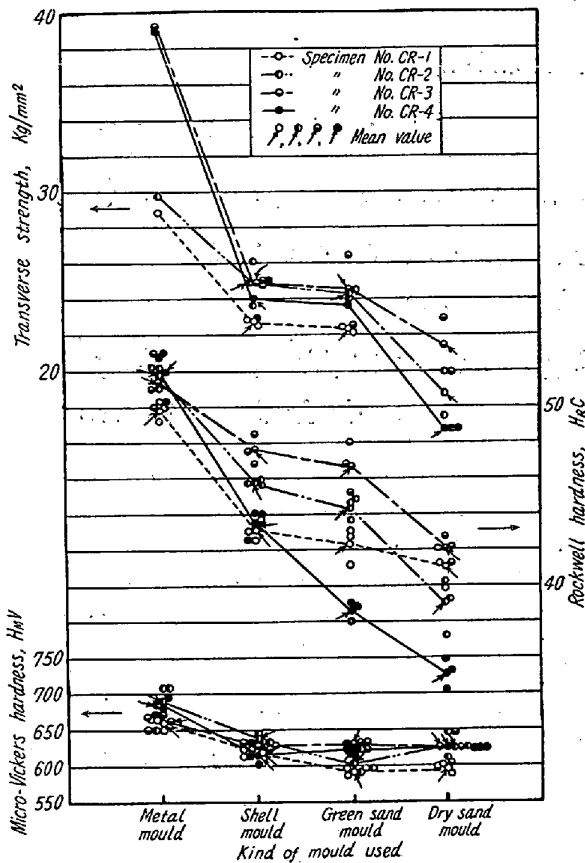


Fig. 1. Effects of cooling rate on the mechanical properties of high-silicon irons.

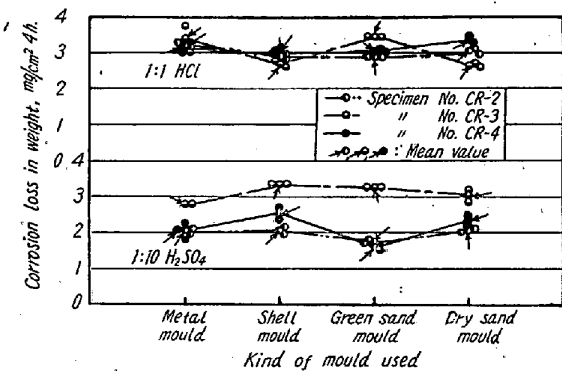


Fig. 2. Effects of cooling rate on the corrosion resistance of high-silicon irons.

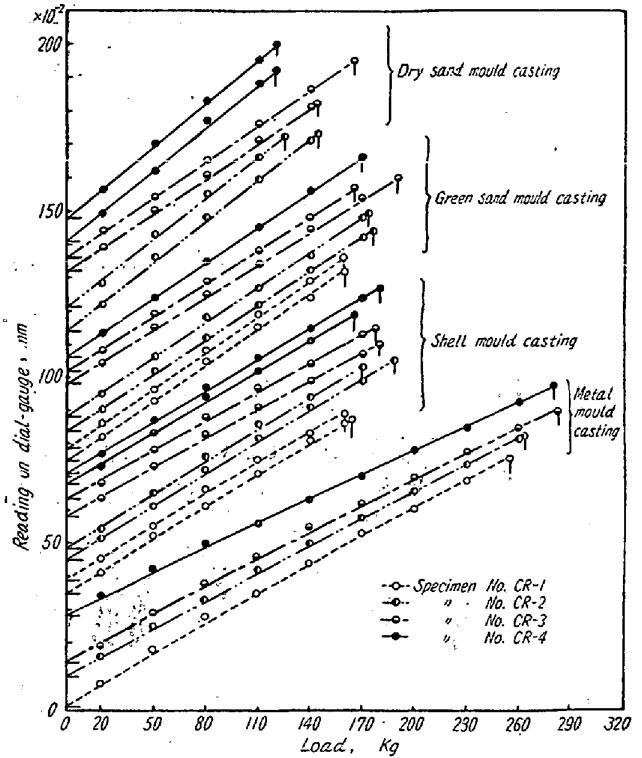


Fig. 3. Deflection-load curves of the specimens cooled at different rates.

試料、シェル型試料、金型試料の順に少くなる。すなわち冷却速度が低いほど靱性は大である。

ロックウェルC硬度は冷却速度により抗折力と同様の影響をうける。α相の微小ヴィツカース硬度は急冷金型試料で 650~700 の範囲の硬度数を示して高く、他の試料は 590~630 の範囲の同等の硬度数を示す。

Fig. 2 に示される腐蝕試験結果では 1:10 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, 1:1 HCl とともに冷却速度の影響は認められない。

顕微鏡検査によると、急冷金型試料の顕微鏡組織は Photo. 1 に示すごとく非常に微細な共晶状黒鉛よりなり、シェル型試料、生型試料は Photo. 2, 3 に示すごとく共晶状黒鉛と片状あるいはバラ状黒鉛が混在し、焼型試料では Photo. 4 に示すごとく大なる片状黒鉛を示す。冷却速度が大なるほど黒鉛の大きさを小とする傾向ならびに樹枝状晶生成の傾向が大となる。

冷却速度の変化にともなう抗折力とロックウェル硬度の変化は Photo. 1~4 に示される黒鉛組織の変化によつて説明できる。

Table 1. Analyses of the Si and the C in specimens.

Specimen No.	CR-1	CR-2	CR-3	CR-4	C-1	C-2	C-3	C-4	A-1	A-2	A-3
Si%	15.15	15.09	15.00	15.12	14.71	14.77	14.77	14.18	14.54	15.03	15.23
C%	0.54	0.66	0.70	0.81	0.71	0.59	0.52	0.61	0.55	0.59	0.43

## (B) 鑄込温度の影響に関する実験

## (1) 試験片調製および実験方法

試験片調製および実験方法は前報<sup>1)</sup>と同様であり、たゞ鑄込温度を 1350, 1250°C とし同一熔湯をシェル型に鑄造し鑄込温度の影響を検討した。さらに高珪素鑄鉄の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 1450°C に加熱し 30×20φ mm の金型 (外径 80 mm, 高さ 110 mm, 鋼製, (A) (1) でのべた金型より急冷効果は大) および 40×15φ mm のシェル型に 1400, 1350, 1300, 1250°C で鑄込み、熔湯の少量を 1300, 1250°C で直接水中に落下させ顕微鏡試験片を作成した。この試料の分析値は 14.15% Si, 0.24% C および 14.53% Si, 0.72% C である。

## (2) 実験結果

機械的性質におよぼす鑄込温度の影響は Fig. 4 に示され、使用試験片分析値は Table 1 の C-系列で示されている。抗折力は鑄込温度の低い試料の方が幾分高く、また C 含有量の高い試料ほどこの変化が大きく現われる。このことはつぎにのべる顕微鏡組織におよぼす鑄込温度の影響で説明されよう。

撓み量対荷重曲線による靱性におよぼす鑄込温度の影響は Fig. 5 に示されているごとく認められない。

ロックウエル硬度は C 含有量のとくに高い試料では鑄込温度の上昇にともなう黒鉛組織の成長に起因する硬度の減少がみられる以外はほとんど影響をうけぬ。

顕微鏡検査の結果は Photo. 5~14 に示されている。金型に鑄造した試料では顕微鏡組織におよぼす C 含有量の影響は明らかに認められるが、鑄込温度の影響はほとんど認められない。すなわち 0.2% C 含有試料では鑄込温度の如何に関せず C はすべて Photo. 5, 6 に示すごとく、 $\alpha$  粒界にシリコカーバイド相として存在する。しかるに 0.7% C 含有試料では鑄込温度の如何に関せず C は Photo. 8-a, b に示すごとく、一部シリコカーバイド、一部非常に微細な粒状黒鉛として存在する。樹枝状晶分布のこの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ごとくである。Morrogh and Williams<sup>6)</sup>は Si 10% を含有する高珪素鑄鉄に起る過冷黒鉛は共晶凝固後に炭化物が分解した結果生成することを証明した。事実水冷された 0.7% C 含有試料の顕微鏡組織は粒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を示している。0.2% C 含有試料の水冷却試料はもちろんすべてシリコカーバイド相として存在する。これらの結果から同一熔解、鑄造条件の下では

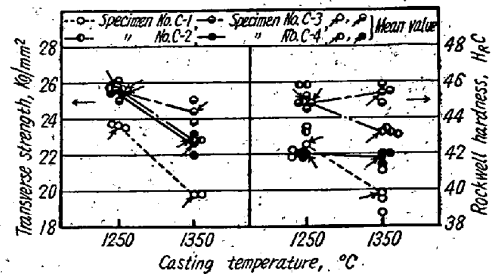


Fig. 4. Effects of casting temperature on the mechanical properties of high-silicon irons.

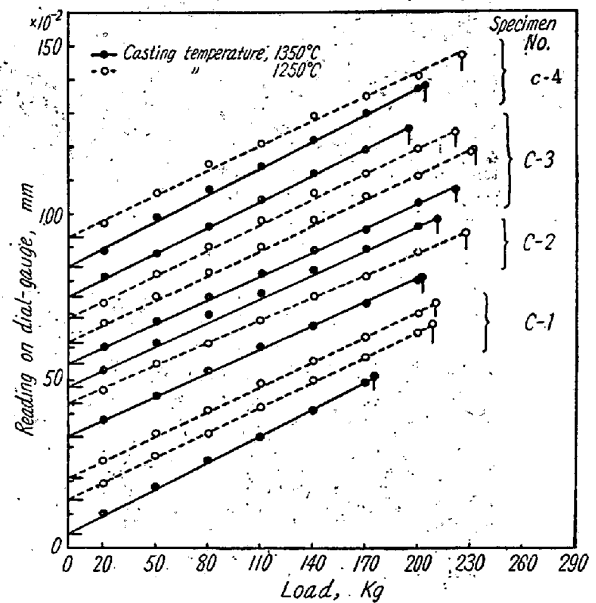


Fig. 5. Deflection-load curves of the specimens cast at different temperatures.

低 C 高珪素鑄鉄の方がシリコカーバイド相生成の傾向が大である。シリコカーバイド相は前報<sup>1)</sup>の Si 約 10% 含有試料でみられたごとく、高珪素鑄鉄の抗折力を低下させ硬度を高めるから、冷却速度が高過ぎるかあるいは急冷条件下で C 含有量が低過ぎるかして、樹枝状晶分布の微細粒状黒鉛を生じない場合には抗折力は低下するであろう。シェル型に鑄造した試料では顕微鏡組織は C 含有量と鑄造温度によつて影響される。0.2% C 含有試料では黒鉛は Photo. 7-a, b に示すごとく、微細粒あるいは非常に短い片状の形で  $\alpha$  粒界に配列している。黒鉛の網目の大きさは鑄込温度が高いほど大となる。0.7% C 含有試料では鑄込温度の影響は 0.2% C 含有試料におけるよりも顕著である。すなわち Photo. 9~12 に示すごとく黒鉛組織は鑄込温度が高いほど粗大になる。鑄込温度の上昇は当然冷却速度の減少をもたらす。上述のシリコカーバイド相は、800°C, 4h の焼鈍では影響をうけなかつたが、Photo. 13, 14 に示すごとく 1000°C 5h の焼鈍によつて黒鉛を生成して分解した。



Photo. 1  $\times 180$  Specimen CR-4, Table 1. Cast in a metal mould.  
 Photo. 2  $\times 180$  Specimen CR-4, Table 1. Cast in a shell mould.  
 Photo. 3  $\times 180$  Specimen CR-4, Table 1. Cast in a green sand mould.  
 Photo. 4  $\times 180$  Specimen CR-4, Table 1. Cast in a dry sand mould.

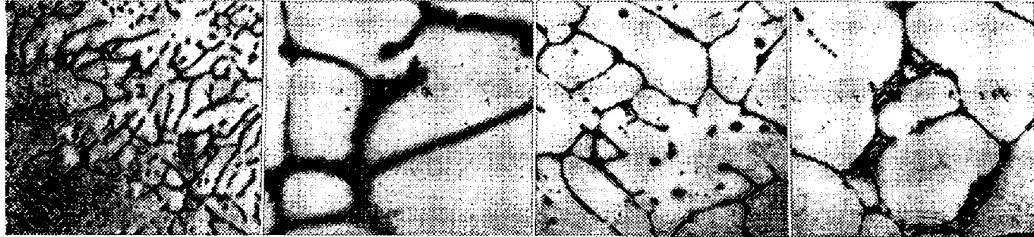


Photo. 5  $\times 180$  About 0.2%C alloy, cast in a metal mould at 1350°C.  
 Photo. 6  $\times 1000$  Same alloy as in Photo. 5, cast in a metal mould at 1250°C.  
 Photo. 7-a  $\times 180$  Same alloy as in Photo. 5, cast in a shell mould at 1350°C.  
 Photo. 7-b  $\times 400$  Same as Photo. 7-a, showing fine graphite.

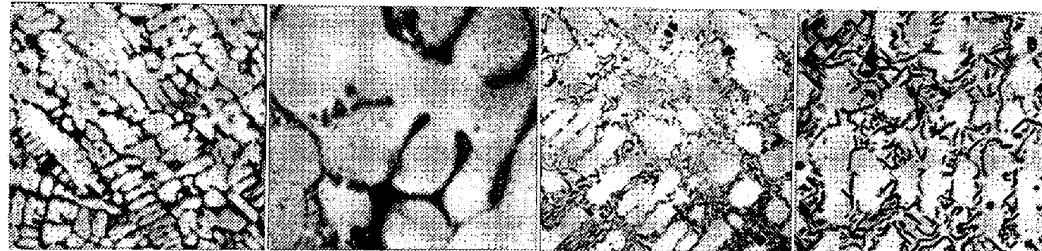


Photo. 8-a  $\times 180$  About 0.7%C alloy, cast in a metal mould at 1350°C.  
 Photo. 8-b  $\times 1000$  Same as Photo. 8-a.  
 Photo. 9  $\times 18$  Same alloy as in Photo. 8-a, cast in a shell mould at 1250°C.  
 Photo. 10  $\times 180$  Same alloy as in Photo. 9, cast in the same mould at 1300°C.



Photo. 11  $\times 180$  Same alloy as in Photo. 9, cast in the same mould at 1350°C.  
 Photo. 12  $\times 180$  Same alloy as in Photo. 9, cast in the same mould at 1400°C.  
 Photo. 13  $\times 400$  Same as Photo. 5.  
 Photo. 14  $\times 400$  Same specimen as in Photo. 13, after annealing at 1000°C for 5h.

Photo. 1~14. The microstructures of high-silicon irons. Etchant: Sodium picrate at 85°C. (Micrographs reduced to 2/3 linear in reproduction.)

### III. 焼鈍の影響

#### (1) 試験片調製および実験方法

1450°C に加熱せる高珪素鑄鉄熔湯を 1300°C でシェル型に鑄込み Fig. 6 に示す寸法の試験片を作成した。焼鈍はエレマ炉で行い、400, 600, 800°C の焼鈍温度に加熱し、各温度に 4h 保持後電流を切り炉中冷却した。試験片は No. 80 カーボランダム廻転砥石で研磨し 110  $\times 8.5 \phi$  mm の試験棒に仕上げた。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 である。硬度試験、腐蝕試験および顕微鏡試験は前報<sup>1)</sup>と同様にして行つた。

#### (2) 実験結果

実験結果を Fig. 7 に示す。使用試験片分析値は Table 1 の A-系列で示されている。抗折力は焼鈍温度が高くなるとともに上昇する傾向を示すが、ロックウェル硬度は焼鈍によつて影響をうけない。HrC=約 49 を示す試料 A-3 は試料 A-1, A-2 に比し Si 量多く C 量

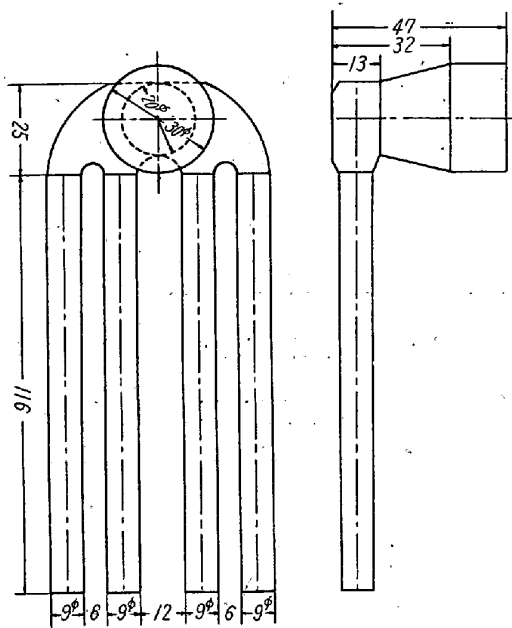


Fig. 6. Dimensions of the specimen used in the experiment of annealing.

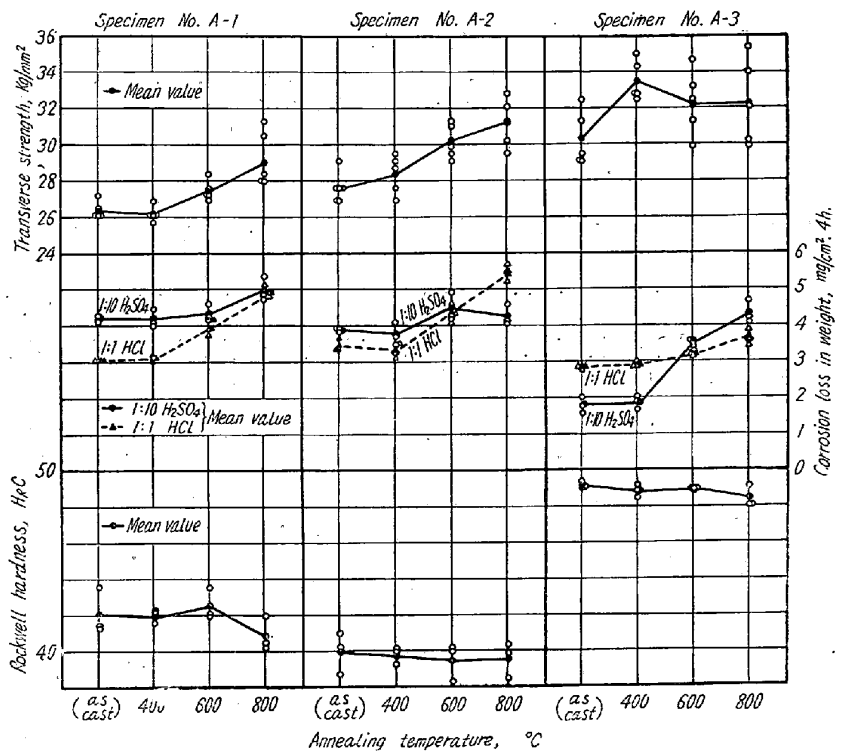


Fig. 7. Effects of annealing on the mechanical properties and corrosion resistance of high-silicon irons.

少いのでロックウェル硬度が高いのであろう。

1:10 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, 1:1 HCl に対する耐蝕性は焼鈍温度が高いほど、焼鈍によつて悪化する。

800°C 以下の温度における 4h の焼鈍では顕微鏡組織に変化は認められなかった。上述の抗折力の増加は普通鼠鑄鉄の場合のごとく、おそらく内部鑄造応力の除去に起因すると思われる。

#### IV. 総 括

本報においては高珪素鑄鉄の性質におよぼす冷却速度と焼鈍の影響を検討した。得られた結果を総括すればつぎのごとくである。

(1) 高珪素鑄鉄の機械的性質は鑄造時の冷却速度によつて影響をうける。非常に微細な共晶状黒鉛よりなる組織を有する急冷鑄物は非常に高い抗折力とロックウェル硬度を示すが靱性は低い。鑄造時の冷却速度が小となるにしたがひ、黒鉛組織は成長し、したがつて抗折力とロックウェル硬度は低下し、靱性は上昇する。耐蝕性におよぼす冷却速度の影響は認めることができない。

(2) 鑄込温度が高くなると冷却速度は小となり黒鉛組織は粗大になる。その結果抗折力、硬度を減ずる。

(3) 黒鉛組織におよぼす急冷効果は低C合金の方が高C合金より大である。かくして非常な急冷条件下では

低C合金においては高C合金より容易にシリコカーバイド相を生成する。

(4) シリコカーバイド相は 1000°C のごとき高温での焼鈍によつて微細な黒鉛を生成して分解する。

(5) 600~800°C における焼鈍は鑄造合金の内部鑄造応力を除去し、その結果抗折力を高める。しかしながら耐蝕性は焼鈍によつて少し低下する。

(昭和 32 年 8 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) 沢村 宏, 田島 治, 赤松経一, 村中啓人: 鉄と鋼, **43** (1957) 652
- 3) 沢村 宏, 田島 治, 赤松経一, 村中啓人: 鉄と鋼, **43** (1957) 732
- 4) J. E. Hurst and R. V. Riley: J. Iron and Steel Inst., **149** (1944-No.1) 213
- 5) H. Hanemann und H. Jass: Science Repts. Tohoku Imp. Univ., Anniversary Vol. K. Honda (1936) 793
- 6) H. Morrogh and W. J. Williams: J. Iron and Steel Inst., **155** (1947) 321
- 7) S. C. Massari: Trans. A.F.A., **47** (1939) 1