黒心可鍛鑄鉄の衝撃特性におよぼす珪素の影響*

奥 本 武 臣** 近 藤 賢 治**

Takeomi Okumoto and Kenji Kondo: The Effects of Silicon on the Impact Properties of Black-Heart Malleable Cast Iron. It is well known that as the Si content of black-heart malleable cast iron increases, the so-called galvanizing embrittlement is apt to appear, but all observations of the phenomenon in the past were made only at room temperature. However, it is thought reasonable that the phenomenon should be considered on the basis of the whole figure of impact transition from the view point of low-temperature embrittlement. This experiment was planned from such a stand-point. Three kinds of samples were prepared to contain Si in the range of chemical compositions of commercial black-heart malleable cast iron. They were malleablized, some were heated and held at various temperature of 250~700°C, and then water-quenched. The impact tests were carried on that samples at temperatures of -196~+100°C, and impact transition curves were obtained. The results are summarized as follows: (1) According to the increase of Si content, the impact-transition temperature shifts to the side of higher temperature and the tendency of inducing low-temperature embrittlement increases, and the maximum absorbed energy decreases. (2) The transition temperature shifts to the higher side by heat treatment at various temperatures up to 700°C, and the susceptibility to embrittlement is largest when heat treatment is carried out 450°C.

(Received December 29, 1961)

I. 緒 言

可鍛鑄鉄を低温脆性の観点から考察し、その衝撃遷移の状態を調べ、さらにそれに熱処理を加えたときこれが遷移温度におよぼす影響に関して調査した結果をさきに報告し

た⁽¹⁾。それによれば、本鑄鉄は本質的にいわゆるメッキ脆性現象 (Galvanizing Embrittlement) を内包するものであり、今まで同脆性に対して健全成分にあると考えられていたものも、多少の感受性を有することが認められた。

そこで次にメッキ脆性に影響のある諸要因、ことに化学組成上の問題を検討することとし、そのうちの Si 含有量

** 日立製作所勝田工場 (Factory Katsuta, Hitachi Ltd., Ibaragi)

* 1959 年 4 月本会東京大会に発表

(1) 奥本：日立評論，別冊 33(1959)，74.

の影響について調べることを企てた。

可鍛鉄のメッキ脆性におよぼすSi影響については、すでによく知られているところであるが、その現象の判定はいずれも常温においてなされたに過ぎない。その常温試験の結果から全般的な衝撃特性の低下は認められるとしても、低温脆性の観点から衝撃遷移の全容を把握認識して考察されるのが至当である。かような観点に立つて行なわれた報告はまだ見られないので、ここに実験を行なうことにした。

II. 実験試料

本実験に供した試料には、一般工業用として生産されている熔湯を用いた。その原料鉄は矢作電気鉄、戻屑および鋼屑を主体とし、これを二重熔解法によつて熔解した。Si含有量の異なる試料を得るために、高珪素鉄(10% Si)を電気炉中の熔湯に加えて、その含有量を3段階に変化させた。この熔湯を生砂型に鋳込んで、 $18 \times 18 \times 85$ mmの試料を多数採取したが、このさい十分健全な鋳物を得るように、鋳造方案その他に考慮を払った。なおそのほかにJIS 4号引張試験片も同時に鋳造した。これらの白鉄試料を可鍛化焼鈍したのちの化学組成をTable 1に示す。またそれらの顕微鏡組織はPhoto. 1に示すとおりで、いずれも標準の黒心可鍛鉄組織である。

Table 1 Chemical compositions of sample (%).

Element	C	Si	Mn	S	P
Mark					
A	2.54	1.21	0.41	0.106	0.064
B	2.55	1.34	0.41	0.105	0.062
C	2.51	1.60	0.42	0.100	0.066

III. 実験方法

前項のようにして熔製されたSi含有量を異にする試料について、各温度で衝撃吸収エネルギーを測定し、衝撃遷移

Photo.1 Microstructure of samples.

曲線を求めるのであるが、それには可鍛化焼鈍を行なったままのもの、およびそれにさらに熱処理を加えたものの両方について測定を行なった。この時の熱処理は、黒皮のまま電気炉中で250℃から50℃おきに700℃までの各温度に1時間保持したのち水中に投入して冷却を行なった。これらの試料を切削して、Fig. 1に示すUノッチ付シャルビ

ー衝撃試験片を作製した。

衝撃遷移曲線を求めるための各試験温度に試験片を保持

Fig.1 Size of impact specimen.

する方法としては、常温以上100℃までは水、0℃には水と氷、0℃以下の低温には液体窒素とアルコールあるいは液体窒素のみをそれぞれ用いた。試験片は各試験温度に15分間保持したのち衝撃試験を行なった。このさい試験片を試験機にかけて破断させるまでの間の温度変化は、あらかじめ補正してある。各試験温度における吸収エネルギーの測定には約3本の試験片を用い、その平均値を求めた。

試験機としては30 kg-mシャルビー衝撃試験機を用いた。このようにして求めた試験値から衝撃遷移曲線が得られるが、その衝撃遷移温度の定め方としては、その曲線上で15 ft.-lb (約2.1 kg-m)の吸収エネルギーを示す温度をもつてすることとし、これをTr. E15とあらわした。

以上の衝撃試験のほかに引張試験および硬さ試験も行なった。前者はJIS 4号引張試験片を用い、50 tアムスラー試験機で、また後者はブリネル硬さ試験機でそれぞれ常温において試験を行なった。

IV. 実験結果

1. 可鍛化焼鈍したままの試料

上記の3種類の試料A, B, およびCについて、可鍛化焼鈍を行なったままの状態における衝撃遷移曲線を求めた結果をまとめてFig. 2に示す。

(1) 試料 A

Fig. 2の試料Aの衝撃遷移曲線についてみると、その最高吸収エネルギーは5.00 kg-mで、約-15℃から+100℃

までの温度範囲にわたつて一定であり、高い靱性を示している。-15℃以下に温度が下ると吸収エネルギーが低下し、衝撃遷移の状態が観察される。さらに極低温の-196℃に達すると吸収エネルギーはわずか0.50 kg-m

に達する。この曲線から衝撃遷移温度を求めると、Tr. E15は-102℃である。

(2) 試料 B

Fig. 2の試料Bの衝撃遷移曲線についてみると、約-10℃以上の温度において一定の最高吸収エネルギー4.80 kg-

mを示している。-10°C以下に温度が下ると吸収エネルギーは低下して衝撃遷移があらわれ、-196°Cでは0.50 kg-m

Fig.2 Impact transition curves of sample A, B and C

mに達する。この曲線の衝撃遷移温度 $Tr.E15$ は -96°Cである。

(3) 試料 C

Fig.2の試料Cの衝撃遷移曲線についてみると、その最高吸収エネルギーは4.55 kg-mで、約-5°Cから100°Cまでの温度範囲にわたって一定である。それ以下の温度では試料AおよびBと同様に吸収エネルギーが低下し、-196°Cに達するとわずか0.45 kg-mになる。この曲線から求めた衝撃遷移温度 $Tr.E15$ は -73°Cである。

(4) 破面

試料A, BおよびCのいずれにおいても、上に述べた衝撃遷移曲線上の靱性-脆性遷移に対応して、試験片の破断面に著しい変化があらわれた。すなわち最高吸収エネルギーを示す温度範囲では黒色の靱性破面を呈しているが、温度が下って吸収エネルギーの低下が始まると、結晶粒状の白く光る部分があらわれ、それが吸収エネルギーの低下にともなうてしだいに増加する。そして吸収エネルギーが最低値を示す-196°Cでは全面が特徴のある白色の脆性破面を呈するにいたる。

(5) Si含有量と最高吸収エネルギーおよび遷移温度の関係

Fig.2から試料のSi含有量が高くなるにしたがつて遷移温度は高温側に移行し、最高吸収エネルギーは低下することがあきらかである。Si含有量と最高吸収エネルギーおよび遷移温度との関係を図示すると Fig.3の通りである。

2. 可鍛化焼鈍後さらに熱処理した試料

可鍛化焼鈍したのちにさらに250°Cから50°Cおきに700°Cまでの各温度に1時間加熱保持し水冷する処理を加えた試料の衝撃遷移曲線を以下に示す。

(1) 試料 A

試料Aに上に述べた各温度の熱処理を加えたものの衝撃遷移曲線をまとめて Fig.4に示す。これより明らかなように、熱処理温度が上昇するにしたがつて、遷移曲線は右方すなわち高温側に移行している。そして熱処理温度

が450°Cのときに遷移曲線は最も高温側にある。熱処理温度がそれよりさらに高くなると、遷移曲線は左方すなわち

低温側に移行し、650°C処理したものの遷移曲線は熱処理しないものとほとんど合致して最も低温側にある。熱処理温度が700°Cになると遷移曲線はふたたびやや右方にずれることが認められる。

一方最高吸収エネルギーは、熱処理しないものから550°C処理のものまでは同じ5 kg-mの値を示しているが、それ以上

Fig.3 The effect of Si on the maximum absorbed energy and transition temperature.

Fig.4 Change of impact transition curve of sample A by heat-treatment.

Fig.5 Change of impact transition curve sample B by heat-treatment.

の温度で熱処理したものはやや低下している。

(2) 試料 B

試料Bに述べた各種の熱処理を加えたものの衝撃遷移曲線をまとめて Fig.5に示す。

(3) 試料 C

試料 C に同様の熱処理を加えたものの衝撃遷移曲線をま

Fig. 6 Change of impact transition curve of sample C by heat-treatment.

とめて Fig. 6 に示す。試料 B および C の両者ともに、その衝撃遷移曲線は熱処理によって A と同様に変化している。ただし、Si 含有量が高いほど遷移曲線は全体として高温側に位置している。

Fig. 7 The effect of heat-treatment on the maximum absorbed energy and transition temperature.

(4) 熱処理温度と最高吸収エネルギーおよび遷移温度の間の関係

試料 A, B および C のおのおのについて、熱処理温度と最高吸収エネルギーおよび遷移温度の間の関係を Fig. 7 に示す。前にも述べたように、450°C で処理したときの遷移温度は最も高く、低温脆性に対する Susceptibility が他の温度で処理したものにくらべて大きいことが認められる。また 650°C 処理はそれに

くらべて遷移温度を低下させる効果が顕著であることがわかる。なお Si 含有量が高いほど遷移温度の高いことがあきらかである。

(5) 破面

試料 A, B および C のいずれにおいても、吸収エネルギーと試験片の破面との間には前に述べたような関連がみられた。熱処理温度によって衝撃遷移曲線が高温側あるいは低温側に移行するにともない、黒色-白色混合破面のあらわれる試験温度に差があらわれた。その例として、種々の温度で熱処理した試料 B を -196~+100°C の各温度で試験したものの破面を Photo. 2 に示す。

3. 静的機械性質

試料 A, B および C を 250~700°C の各温度に 1 時間保持後水冷したものについて常温で測定した引張強さ、耐力、伸びおよびブリネル硬さをまとめて Fig. 8 に示す。これによれば、いずれの試料においても、熱処理しないものから 500°C までの熱処理では諸性質は変化していない。しかし、熱処理温度がそれ以上に高くなると、引張強さ、耐力および硬さは増大し、伸びは反対に減少している。

このような変化に関連して顕微鏡組織の観察も行なった

Photo. 2 Specimen fractures of sample B.

が、なんらの変化も認めることができなかった。

次に Si 含有量との関連をみると、それが増すにしたがつて引張強さ、耐力および硬さが増大しており、また伸び

は逆に減少する傾向がみられる。これらの現象は Silico-ferrite 中の Si 濃度に関連して考えられるところである。

V. 考 察

以上は工業用可鍛鉄組成として許容される範囲内で、

Fig.8 The effect of heat-treatment on the static mechanical properties.

を誘起する Susceptibility が增大するので、可鍛鉄を低温条件の下で使用する場合には、他の組成が同じならできるだけ低 Si のものが望ましいことになる。

それぞれの試料に対する熱処理の影響をみると、450°C 処理のものが最も高温側の遷移曲線を示し、逆に 650°C 処理のものの遷移曲線は最も低温側に移行する。このことから、Si 含有量が変化しても 450°C 処理は脆性に対する Susceptibility を最も敏感にし、またいわゆる脆性防止処

理としての 650°C 処理はそれを低下することがあきらかである。このような黒心可鍛鉄製品を熱処理して使用する場合には、450°C 処理はもちろん、650°C 以下の処理はいずれも熱処理しないものより脆化の Susceptibility の高いことに留意しなければならない。

黒心可鍛鉄に熔融亜鉛メッキを施す場合には、たとえ時間は短かくても、450°C に加熱し、ついで水冷する熱処理を加えるものであるから、それによる脆性の誘起をできるだけ小さく抑えるための配慮が種々の点について払われなければならない。その一つとして、Si 含有量の低い方が望ましいことは前に述べたとおりであるが、そのほかのたとえば P などの化学成分あるいは熱処理の影響については次報に譲る。

VI. 結 言

黒心可鍛鉄の衝撃特性に対する Si 含有量の影響を調べた結果を要約すると次のとおりである。

(1) Si 含有量が高くなるにしたがつて、衝撃遷移温度は高温側に移行し、最高吸収エネルギー値は低下する。このように Si 含有量が増すと脆性に対する Susceptibility が増大するので、低温条件の下で使用される本鉄製品 Si 含有量は低いことが望ましい。

(2) Si 含有量の異なるいずれの試料においても、可鍛化焼鈍後 700°C までの各温度に加熱、水冷する処理によつて衝撃遷移温度は高温側に移行するが、そのうち 450°C 処理は脆性に対する Susceptibility を最も著しく増大する。したがつて熔融亜鉛メッキを行なう製品においては、それによつて脆性を誘起するのを防ぐために、化学成分、前熱処理などに配慮することが必要である。なお最高吸収エネルギー値は熱処理温度が 600°C 以上になると低下する。

(3) 静的機械性質についてみると、Si 含有量が高くなるにしたがい、また熱処理温度が 550°C 以上になると伸びは最高吸収エネルギー値と同様に減少し、引張強さ、耐力およびブリネル硬さは反対に増大する。