

## 論 文

UDC 669.141.25 : 539.537.015.1

## 鋼鑄物の鑄造組織と衝撃特性\*

江原 隆一郎\*\*・浅田 明弘\*\*\*・大和田野 利郎\*\*

## Structure and Impact Property of Cast Steel

Ryuichiro EBARA, Ryuichiro ASADA, and Toshiro OWADANO

## Synopsis:

Impact tests were carried out using cast steels with different carbon and silicon contents. Time-load curves were measured at the same time. Cracks and fractured surfaces were observed by an optical and a scanning electron microscopes. Observations of macro and micro-structures and a measurement of austenite grain size in different quench temperature were also carried out. The results obtained are as follows: (1) Impact values of the cast steels increase with decreases of carbon and silicon contents and they show a maximum when  $C+1/4 Si$  is about 0.2-0.3%. The impact value is the greatest near the chilled surface and decreases near the sand mould and at the center of the cast steel piece in this order. (2) From the time-load curves, it can be seen that the fracture mode is brittle. More than 60% of the impact energy at room temperature is consumed in the initiation of crack and the energy for propagation is small. (3) Most of the fractured surfaces consist of cleavage facets. The size of cleavage facet is equal to the ferrite length and they vary inversely as the impact value. (4) It is often recognized that the crack propagates along a ferrite platelet. (5) The austenite grain size becomes coarser during cooling and it is influenced by the quench temperature above 1200°C.

(Received June 3, 1972)

## 1. 緒 言

鋼鑄物は鑄造のままではその組織が粗大化していて韌性に欠けることはよく知られている。したがって、通常鋼鑄物は焼なましまたは焼ならしなどの熱処理を施して組織の微細化をはかり、韌性を向上させてから使用される。たとえば、0.35%炭素鋼の鑄造したままの衝撃値は  $2.1 \text{ kg m/cm}^2$  で、完全焼なまし、焼ならし、焼ならし後  $650^\circ\text{C}$  焼もどし、水焼入れ後  $650^\circ\text{C}$  焼もどしの各熱処理の順に衝撃値は向上し、水焼入れ後  $650^\circ\text{C}$  焼もどしの衝撃値は  $5.9 \text{ kg m/cm}^2$  となる<sup>1)</sup>。

しかしながら、鋼鑄物の鑄造組織はその組成や冷却速度によつて変化するので、衝撃値もまた変化すると思われる。とくに、オーステナイト粒が大きく、かつ冷却が比較的早い場合には、フェライトは大きな板状として析出し、ウィドマンステッテン組織をなしやすく<sup>2)3)</sup>、韌性が低下するものと思われる。

また、鑄造したままの鋼鑄物はへき開破断を生ずることが多いが、その原因が粗大なフェライト結晶だけによるものかどうかは明確ではない<sup>4)</sup>。

そこで、鋼鑄物の冷却中の組織の変化とその衝撃特性との関連性について実験を行ない、二、三の結果を得ることができたので報告する。

## 2. 実験方法

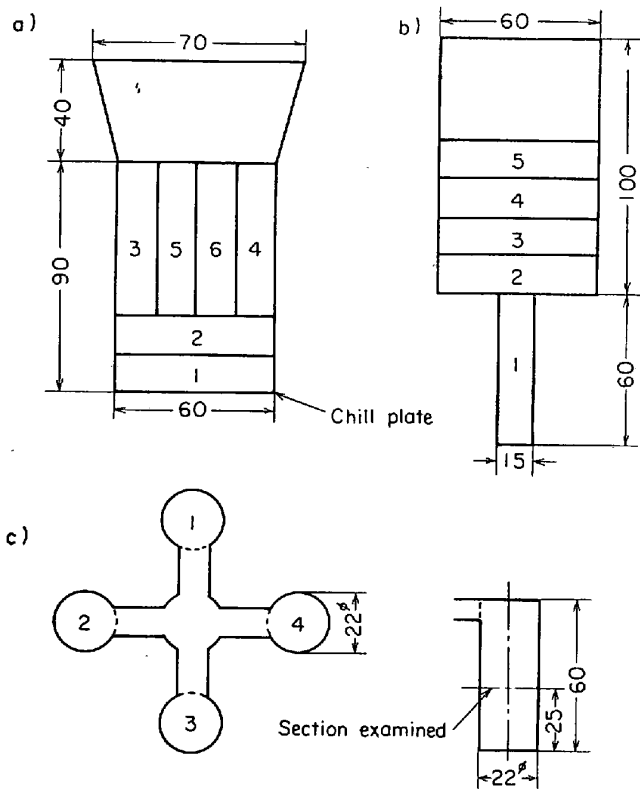
## 2.1 試験片の形状と化学組成

本試験に使用した電気炉溶解の鋼鑄物の形状を Fig. 1 に示す。a) は縦断面  $130 \times 60$  奥行  $100 \text{ mm}$  で下面に厚さ  $30 \text{ mm}$  の鋼板冷し金をあて、側面は生砂型で鑄込まれた鋼鑄物である。衝撃試験片は同図の数字で示すように、冷し金に接した部分 (1, 2)、砂型に接した部分 (3, 4) および中心部 (5, 6) から切出した。b) は上部縦断面  $60 \times 100$ 、下部縦断面  $15 \times 60$ 、奥行  $500 \text{ mm}$  の鋼鑄物で主としてき裂および破面の観察に用いた。c) は  $22 \phi \times 60$  の小型鑄物で、凝固後の冷却中における組織の変化を調べるために鑄込んだ。同図中の数字は試験

\* 昭和 47 年 4 月本会講演大会にて発表  
昭和 47 年 6 月 3 日受付

\*\* 九州工業大学 工博

\*\*\* 久留米工業学園短大



a) casting for impact test (length 100mm)  
 b) casting for observation of crack (length 500 mm)  
 c) casting for observation of micro- and macrostructure  
 Note: Number show the location of test specimens.

Fig. 1. Casting configurations and dimensions.

Table 1. Chemical analysis of specimens.

| Specimen | C    | Si   | Mn   | P     | S     |
|----------|------|------|------|-------|-------|
| A        | 0.16 | 0.10 | 0.66 | 0.019 | 0.020 |
| B        | 0.18 | 0.10 | 0.40 | 0.021 | 0.017 |
| C        | 0.18 | 0.59 | 0.69 | 0.021 | 0.020 |
| D        | 0.18 | 1.80 | 0.45 | 0.020 | 0.020 |
| E        | 0.19 | 0.57 | 0.34 | 0.018 | 0.021 |
| F        | 0.20 | 0.12 | 0.52 | 0.022 | 0.021 |
| G        | 0.21 | 0.55 | 0.75 | 0.022 | 0.020 |
| H        | 0.23 | 0.54 | 0.70 | 0.019 | 0.021 |
| I        | 0.24 | 0.05 | 0.52 | 0.017 | 0.018 |
| J        | 0.25 | 0.77 | 0.82 | 0.018 | 0.023 |
| K        | 0.26 | 3.69 | 0.53 | 0.020 | 0.018 |
| L        | 0.33 | 0.56 | 1.22 | 0.021 | 0.019 |
| M        | 0.35 | 0.51 | 1.05 | 0.018 | 0.020 |
| N        | 0.26 | 0.50 | 0.67 | 0.009 | 0.014 |
| O        | 0.29 | 0.56 | 0.73 | 0.008 | 0.013 |
| P        | 0.36 | 0.60 | 0.65 | 0.012 | 0.011 |

片の番号を示す。これらの鋼鑄物の化学組成は Table 1 に示すとおりであるが、このうち A~H までの試料は約 0.3% の Al で脱酸した。

2.2 衝撃試験

シャルピー衝撃試験は 30 kgm の試験機を使用し、Fig. 1 a) の試験片には 2mm 深さに U 切欠を入れ、Fig. 1 b) の試験片には V 切欠を入れて常温で行なつ

た。なお、切欠の方向は a) の 1~2 および b) の 2~5 は深さ方向で、a) の 3~6 および b) の 1 は厚さ方向である。

2.3 荷重-時間曲線の測定と解析

荷重-時間曲線の測定は、シャルピー衝撃試験のハンマーの打撃刃の部分に両対称の位置にストレイン・ゲージ (ゲージ長さ 10 mm, ゲージ抵抗 120Ω, ゲージ・ファクター 2.0~2.1) を貼り、衝撃時の発生電圧をシンクロスコープで捕えることにより行なつた。実験装置の詳細については迎の論文<sup>5)</sup>を参照されたい。

このようにして得られた荷重-時間曲線から、河本の方法<sup>6)</sup>によつて次のように吸収エネルギー値を求めた。

いま、ハンマーの質量を M, ハンマーの衝撃直前における速度を  $v_1$ , 破壊過程のある瞬間における速度を  $v$ , 衝突の瞬間から破壊過程のある瞬間までの平均速度を  $\bar{v}$  とすると、吸収エネルギー A は

$$A = 1/2 M v_1^2 - 1/2 M v^2 = M(v_1 + v)/2(v_1 - v) = M\bar{v}(v_1 - v) \dots \dots \dots (1)$$

ここで、荷重を  $p$ , 時間を  $t$  とすると、運動量は力積に等しいから

$$M\bar{v}(v_1 - v) = \int p(t) dt \dots \dots \dots (2)$$

よつて、(1), (2)式より

$$A = \bar{v} \int p(t) dt = \left\{ v_1 - \frac{1}{2M} \int p(t) dt \right\} \int p(t) dt = v_1 \int p(t) dt - \frac{1}{2M} \left\{ \int p(t) dt \right\}^2 \dots \dots \dots (3)$$

ここで、本実験の場合、ハンマーの持上角度 90°, アームの長さ 0.6633m であるから

$$v_1 = \sqrt{2Rg} = 3.6 \text{ m/sec}$$

また、 $p-t$  曲線の range はたて 0.2 volt/cm, よこ 0.2 m sec/cm で、静荷重で補正するとたて軸の 1 cm は 723.8 kg に相当する。したがつて、プラニメーターによる測定面積を S とすれば

$$\int p(t) dt = S \times 723.8 \times \frac{0.2}{1000} = 0.144 S$$

試験機のハンマーの重量は 26.15 kg であるから

$$\frac{1}{2M} \left\{ \int p(t) dt \right\}^2 = 4 \times 10^{-4} S^2 < 0.0024$$

$$(\because S < 3.84)$$

よつて、(3)式は

$$A = v_1 \int p(t) dt = 3.6 \times 0.144 S = 0.52 S \dots \dots \dots (4)$$

このように吸収エネルギーと力積は比例関係にある。さらに、Fig. 11 a) から明らかなように、実験に用いた鋼鑄物の荷重-時間曲線の最大荷重点  $p_m$  と脆性破壊

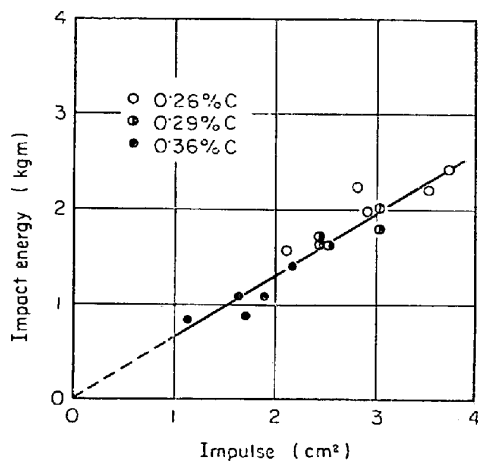


Fig. 2. Relation between impact energy and impulse.

荷重点  $p_f$  とは一致している ( $p_m$ ,  $p_f$  の記号は三好ら<sup>7)</sup> に従った)。そこで、この点から時間軸に垂線を下し、左側をき裂の発生に要するエネルギー、右側をき裂の進展に要するエネルギーに相当する力積として測定し(4)式に代入すれば、それぞれのエネルギー値が求まる。

しかしながら、実際の測定面積と衝撃エネルギーとの間には、Fig. 2 に示したように、 $A = 0.63S$  の関係があり(4)式を用いれば実際の衝撃値よりも約 20% 低い値が得られる。そこで、測定した衝撃エネルギーを測定した面積の比に比例配分してき裂の発生エネルギーと進展エネルギーを決定した。

#### 2.4 破面およびき裂の観察

鋼鑄物の衝撃破面を肉眼および走査型電子顕微鏡により観察した。フェライトへき開面の大きさは 1/10 mm スケールのマイクロマツあるいは走査型電顕による破面写真により測定した。その場合、破面写真は倍率 100 倍で撮影し、切欠部 5 枚、中央部 5 枚、縦断部 8 枚についてフェライトへき開面の長手方向および横手方向の長さを測定した。

また、破面のパーライト量を求めるために、破面の中央部および縦断部について倍率 100 倍で 7~8 枚の写真撮影し、プラニメータでパーライト破断部の面積を測定した。

つぎに、き裂の進展と組織との関係を調べるために、あらかじめ側面を 5% ナイタルで腐食した衝撃試験片に小衝撃を加えながらき裂を発生させ、光学顕微鏡および走査型電子顕微鏡を用いて観察した。さらに、き裂を発生させた衝撃試験片の圧縮曲げ破面についても走査型電顕観察を行なった。

#### 2.5 マクロおよびマイクロ組織の観察

マクロおよびマイクロ組織の観察は、塩化銅アンモン溶

液、5% ナイタルおよびピクリン酸飽和水溶液に表面活性剤を添加した腐食液を用いて行なった。

#### 2.6 オーステナイト粒成長試験

Fig. 1 c) に示す丸棒試験片を各温度より水冷あるいは水冷の途中に引き上げてオーステナイト粒の大きさを測定した。温度は、同一鋼種についてあらかじめ作成しておいた冷却曲線を参考にし、鑄込後の時間をはかり、決定した。なお、鑄込み温度は 1570°C である。

また、組織の観察は Fig. 1 c) に示すように、各試験片の底部より 25 mm の中心部で行なった。

### 3. 実験結果

#### 3.1 衝撃試験結果

Fig. 3~Fig. 6 は衝撃値におよぼす炭素およびケイ素量の影響を Fig. 1 a) の鋼鑄物について調べた結果である。これらの図から明らかのように、衝撃値は冷し金に接した部分で最も大きく、砂型に接した部分と中心部と

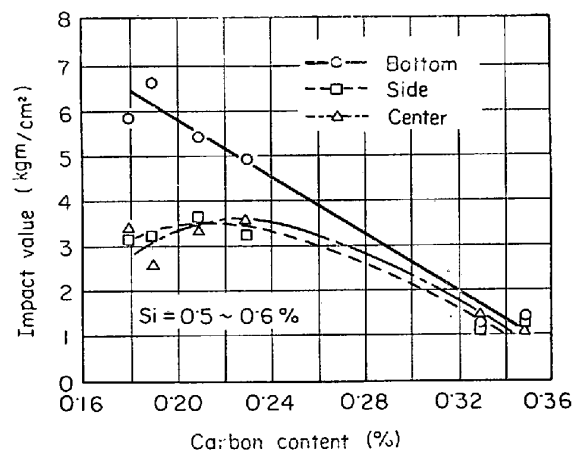


Fig. 3. Effect of carbon on impact value,  $Si = 0.5 \sim 0.6\%$ .

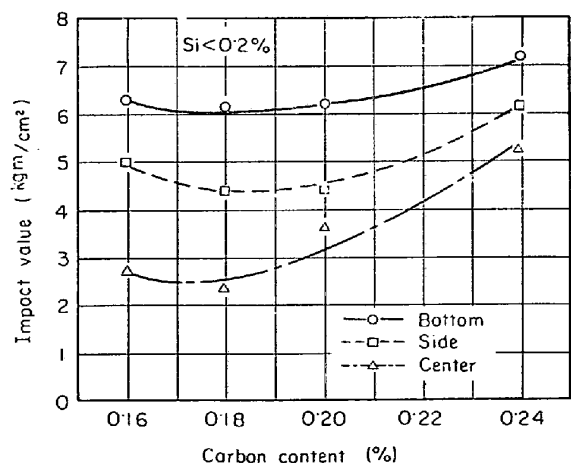


Fig. 4. Effect of carbon content on impact value,  $Si < 0.2\%$ .

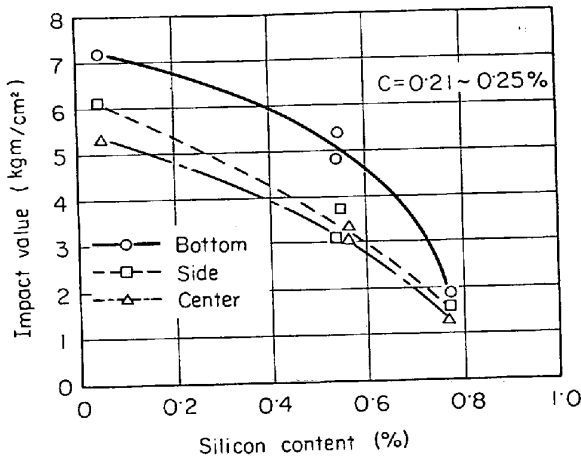


Fig. 5. Effect of silicon content on impact value, C=0.21~0.25%.

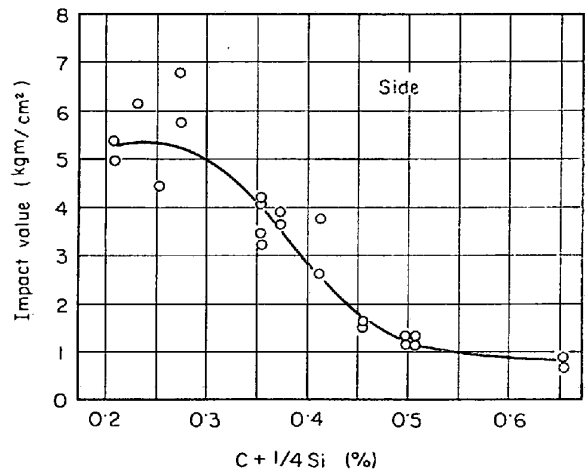


Fig. 8. Effect of C+1/4 Si impact value, side of casting.

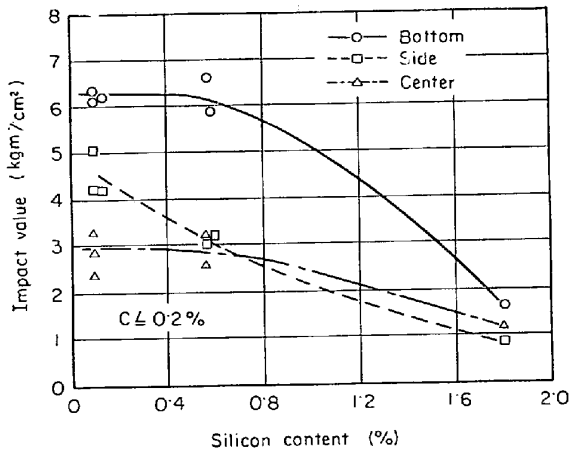


Fig. 6. Effect of silicon content on impact value, C ≤ 0.2%.

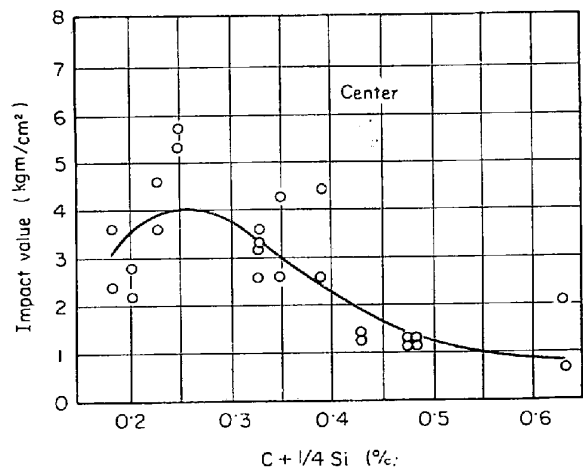


Fig. 9. Effect of C+1/4 Si on impact value, center of casting.

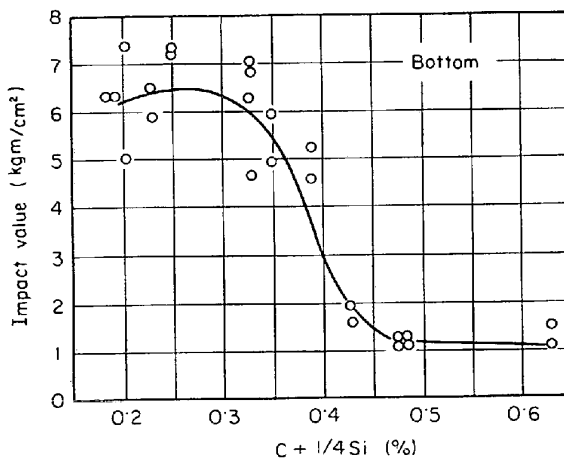


Fig. 7. Effect of C+1/4 Si on impact value, bottom of casting.

では大差がない。さらに、衝撃値は炭素およびケイ素量の多いところでは場所による差異は認められないが、これらの量の減少とともに増加し、冷し金に接した部分と他の部分との差も大きくなっている。

ただし、Fig. 4 に示すケイ素量の低い (Si < 0.2%) 場合には、 $0.16 \leq C \leq 0.24$  の範囲で炭素量の減少とともに衝撃値は低下している。

つぎに、衝撃値と  $C + 1/4 Si$  (%) の関係を Fig. 7, Fig. 8 および Fig. 9 に示す。この場合、 $C + 1/4 Si$  (%) はマクロ組織の粗密度を示す組織変数<sup>8)</sup>の 1/4 である。いずれの図からも明らかなように、衝撃値は  $C + 1/4 Si$  が 0.2~0.3% で最大となり、その値は冷し金に接した部分、砂型に接した部分、中心部の順に小さくなっている。しかし、 $C + 1/4 Si$  が 0.4% 以上では前記の場所による衝撃値に相違は認められない。

### 3.2 荷重—時間曲線の測定結果

Fig. 10 は Table 1 の N, O, P に示す化学組成を有し、Fig. 1 b) に示す形状の鋼鑄物についての 2mm-V ノッチ・シャルピー衝撃試験結果である。同図の各点はそれぞれ 3 本の衝撃試験結果の平均値を示す。この結果

においても, Fig. 3 の場合と同様に, 炭素量の増加とともに衝撃値は低下している. また, 板厚 15 mm および 60 mm の鋼鋳物の衝撃値の相違は認められていない.

これらの各試験片について測定した荷重-時間曲線の

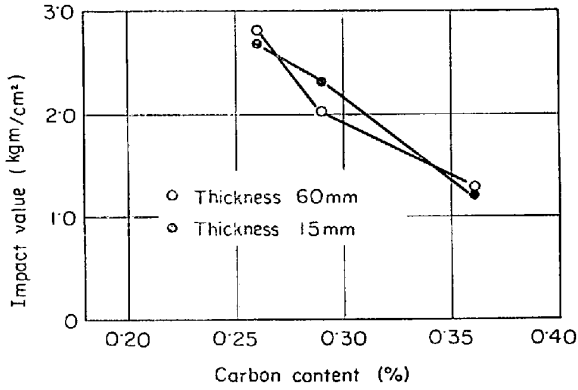


Fig. 10. Effect of carbon content on Impact value.

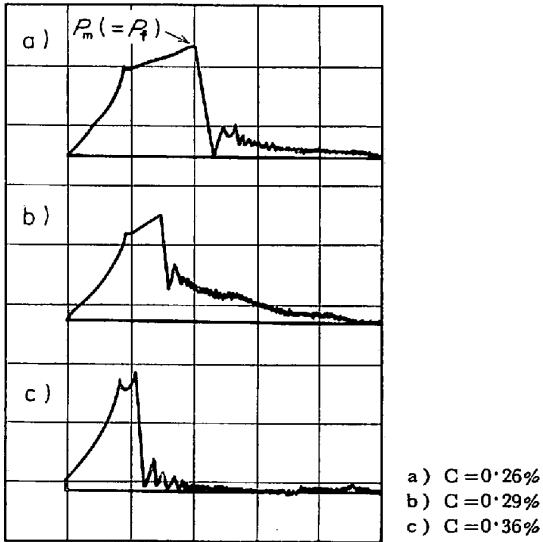


Fig. 11. Time-Load curve of casting with different carbon contents.

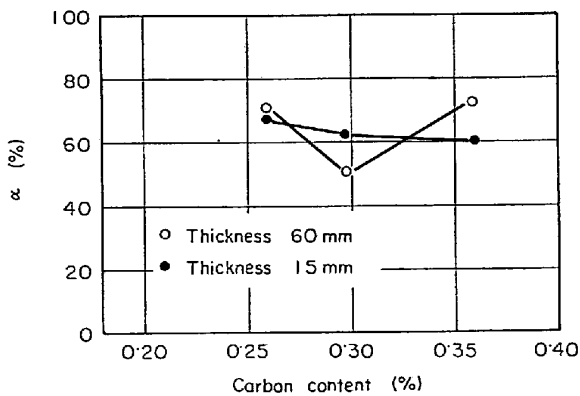


Fig. 12. Effect of carbon content on  $\alpha$ .  
Note :  $\alpha = (\text{crack initiation energy} / \text{impact energy}) \times 100, \%$ .

一例を Fig. 11 に示す, ここで, 2.3 に述べた方法でき裂の発生および進展に要したエネルギーを求めた. その結果,  $\alpha$  と炭素量との関係は Fig. 12 のようになり, 全エネルギーの約 60% 以上がき裂の発生に費やされていることがわかる. ここで,  $\alpha$  は衝撃エネルギーに対するき裂の発生に要したエネルギーのパーセントを表わしている.

### 3.3 破面およびき裂の観察結果

肉眼による破面の観察ではギラギラ光る粒状の破面が大部分であることを確認した. このギラギラ光る粒状のものは後に走査型電顕で観察し確かめたように, へき開面である.

マイクロマツトで測定したへき開面の大きさと表面のフ

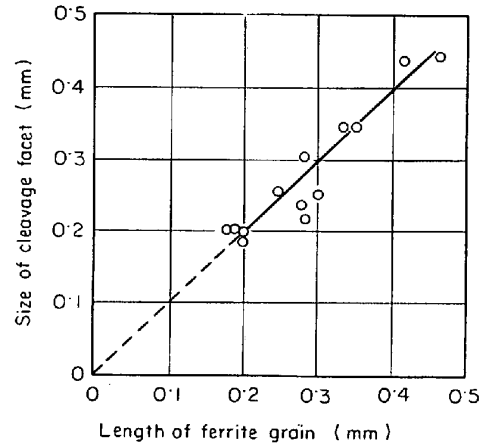


Fig. 13. Relation between length of ferrite grain and size of cleavage facet.

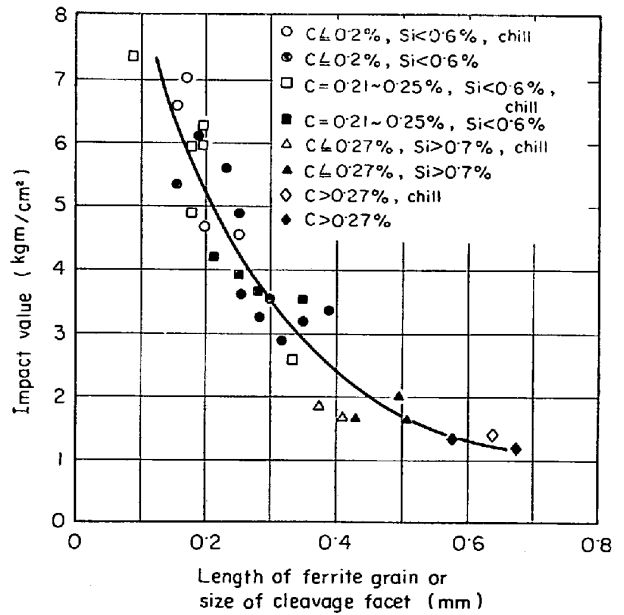


Fig. 14. Relation between length of ferrite grain (or size of cleavage facet) and impact value.

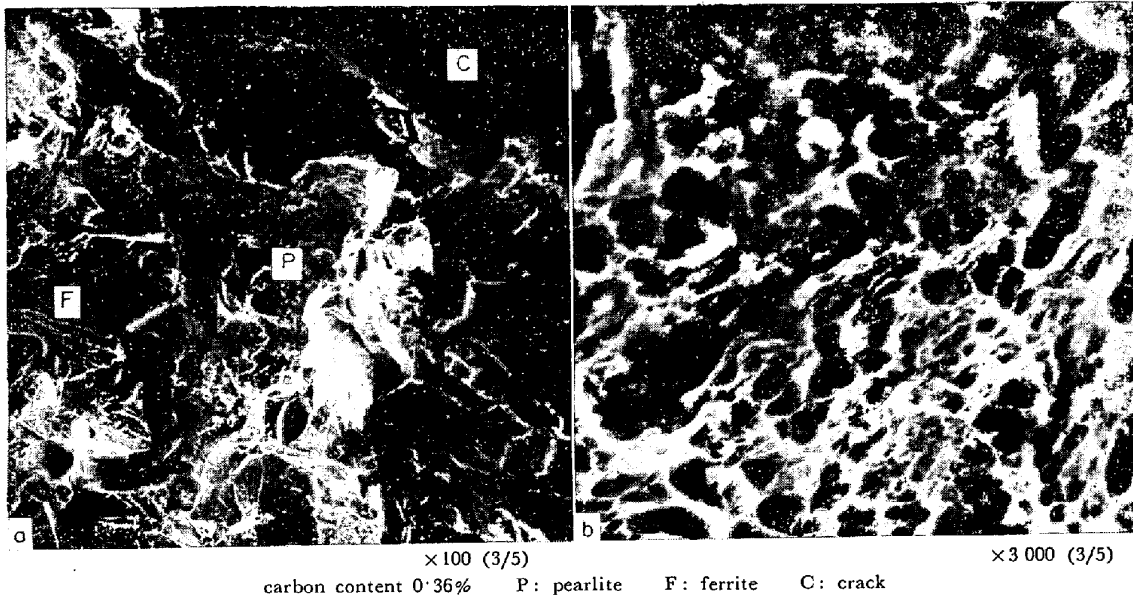


Photo. 1. Fractured surfaces of cast steel.

フェライト粒の長さとの間には Fig. 13 のように 1:1 の対応が認められる。

さらに、フェライト粒の長さあるいはへき開面の大きさと衝撃値との間にはほぼ反比例の関係が認められる (Fig. 14)。

走査型電顕による観察では Photo. 1 a) から明らかなように、破面の大部分はリバー・パターンよりなるへき開面でしめられる。ただ、Fig. 10 で衝撃値の最も高い炭素量 0.26% の試験片の破面には切欠の直下でディンプル・パターンがわずかに認められた。

本実験で観察されるリバー・パターンは湾曲しておらずほとんどがフェライトによるものであると思われる (Photo. 1 a) に F で示す)。パーライト部の破面の大部分は Photo. 1 a) に P で示すようなディンプル・パターンを呈した。Photo. 1 b) はその拡大写真である。また、

破面には大小のき裂が多数見られ、これらのき裂の多くはフェライトとパーライトの境界に認められる (Photo. 1 a) に C で示す)。

種々の炭素量を有する鋼鑄物の表面と衝撃破面のパーライト量を比較して Fig. 15 に示す。表面のパーライト量に比べて衝撃破面のパーライト量は非常に少なくなっている。

Fig. 16 は走査型電顕によるフラクトグラフから測定したへき開面の大きさと表面のウィドマン・フェライトの長さを種々の炭素量の鋼鑄物について比較したものである。Fig. 13 の場合とは異なり、へき開面の大きさはウィドマン・フェライトの長さとは一致せず、約 0.1 mm 長くなっている。なお、この場合へき開面の長さとは幅はほぼ一致し、大きさとしてはその平均値をとった。

衝撃破面にニッケル・メッキした後の破面に垂直な切断面を光学顕微鏡で観察したがき裂と組織との間には明りような関係は認められなかった。しかしながら、あらかじめ側面を研磨し、腐食しておいた試験片に小衝撃を

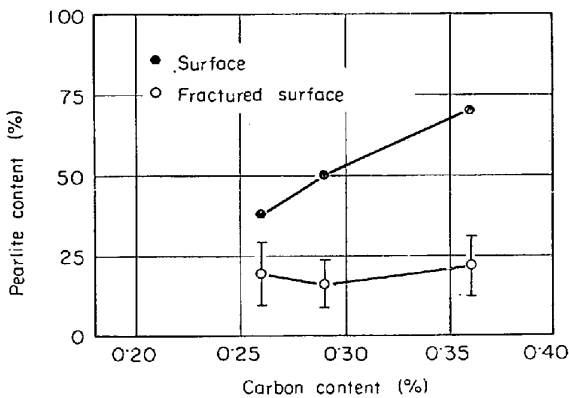


Fig. 15. Comparison of pearlite content between surface and fractured surface of various castings.

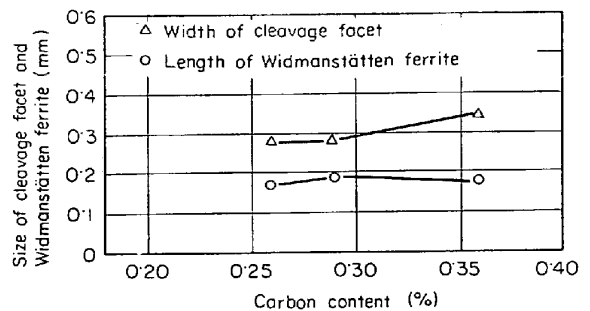


Fig. 16. Effect of carbon content on size of cleavage facet and Widmanstätten ferrite.



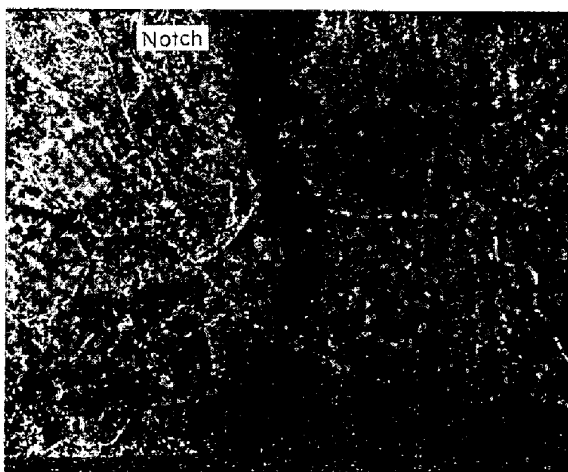
carbon content 0.36% ×2 500 (3/5)

Photo. 2. Crack tip of cast steel. (Arrow shows the direction of crack propagation)



carbon content 0.36% ×100 (3/5)

Photo. 4. Fractured surfaces of bended cast steel.



carbon content 0.36% ×9.6 (1/2)

Photo. 3. Macrostructure of cast steel with crack.

加えながら発生させたき裂を光学顕微鏡で観察する、とき裂が板状フェライトに沿って進展する場合が多く認められた。Photo. 2は走査型電顕観察によるき裂先端の微小き裂の一例である。板状フェライトとパーライトとの間に多数の微小き裂が認められる。

また、Photo. 3のき裂の入った試験片のマクロ外観からうかがわれるように、き裂と一次組織との間には明りような関係は認められなかった。

さらに、き裂を発生させた試験片を曲げ破壊させてその破面を観察した。その結果、Photo. 4に示すように、破面のほとんどがへき開面からなる脆性破面で、衝撃破面と同様の破面を呈した。

### 3.4 マクロ組織とミクロ組織

鋼鑄物のマクロ組織は主として柱状晶と粒状晶からな

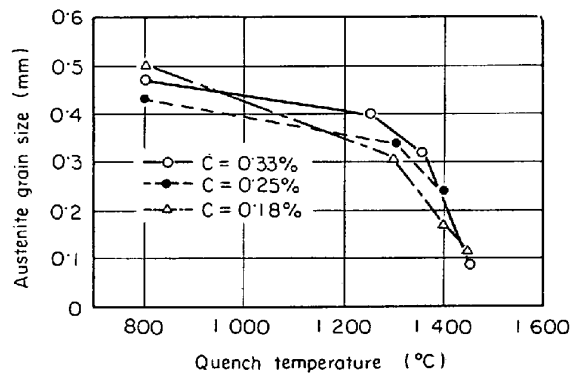


Fig. 17. Effect of quench temperature on austenite grain size of castings with different carbon content.

り、別に網状晶が現われる場合も確認した。Photo. 5<sup>9)</sup>にマクロ組織の一例を示す。また、著者の一人が行なった別の実験<sup>9)</sup>でこの網状組織の網はオーステナイト粒界に析出したフェライトで、網目の中には多数の方向の異なるデンドライトが含まれていることを認めている。

網状組織は凝固終了後の冷却中に何らかのオーステナイト粒の変化が生じて凝固直後のオーステナイト組織とは異なった組織になっていることが推察される。

そこで、冷却中にいかなる変化が生じたかを知るために、Fig. 1 c)の試験片を鑄込み、種々の焼入温度から水冷し、表面温度約 600°C で引上げ空冷し、粒界フェライトを現出させることによつて、オーステナイト平均粒径を測定した。その結果、Fig. 17 に示すように、焼入温度約 1 200°C までオーステナイト粒の粗大化を生じていることがわかった。このことは、この試験片の底面から 25 mm の位置で行なつたミクロ組織の観察結果と

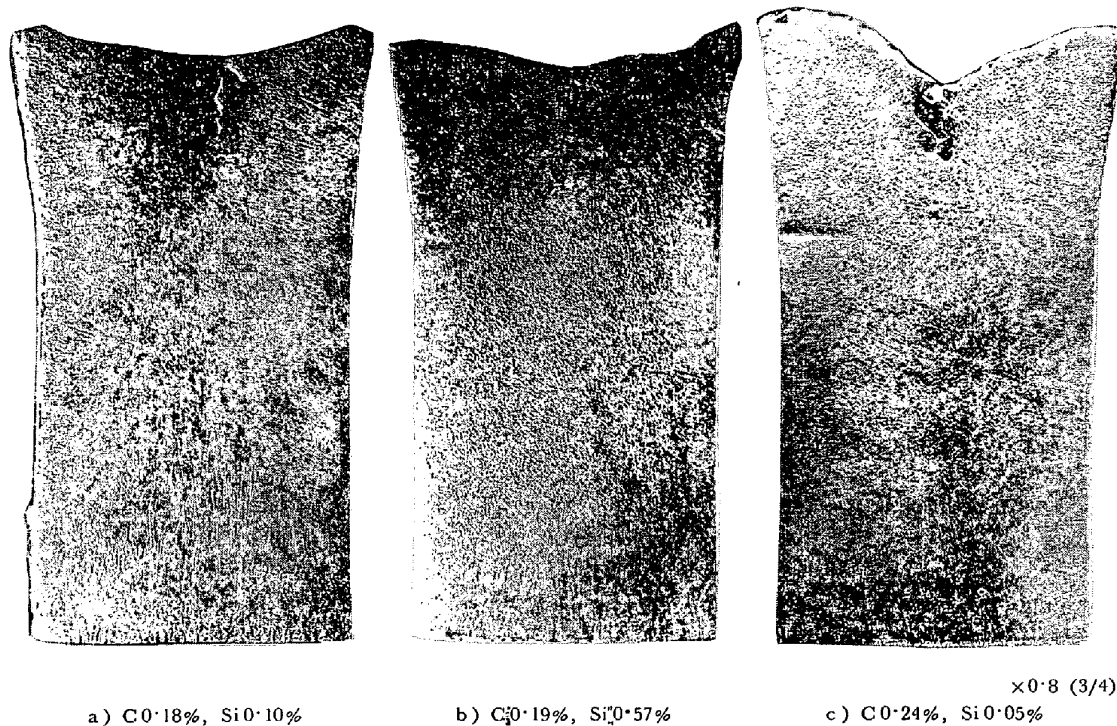


Photo. 5. Macrostructure of cast steels.

もよく一致している。なお、マクロ組織にはほとんど変化が認められなかつた。

#### 4. 考 察

鑄造のままの鋼鑄物の衝撃値は Fig. 3 ~ Fig. 6 に示したように、かなり小さく、しかも場所および化学組成によつて異なる。冷し金に接した部分で衝撃値が最も大きいのは、砂型に接した部分および中心部に比べて冷却速度が大で組織が微細化されているためだと思われる。また、炭素量が増加するにつれて衝撃値が低下することは、低炭素鋼の場合にはパーライトによつて加工硬化率が増大し、進展しているき裂の先端における応力拡大の程度を増大させて、へき開を助長するためだ<sup>10)</sup>と言われている。ケイ素についても炭素と同様に、添加量が増すと衝撃値が低下する (Fig. 5 および Fig. 6) が、この原因については明確ではない。また、ケイ素が低い場合 (本実験では  $Si < 0.2\%$ ) には、炭素量の増加と共に衝撃値が増大する傾向を示す (Fig. 4) が、これは Photo. 5 c) に示すように、ケイ素が低い場合には粗大な樹枝状晶を示すからである。Fig. 10 で 15 mm 厚さと 60 mm 厚さで衝撃値に相違がないのは冷却速度に大差がなく組織的に大きな差が認められなかつたためだと思われる。

さて、鑄造のままの鋼鑄物はその衝撃値が低く、脆性破壊型式をとることは、Fig. 11 の荷重-時間曲線からもうかがえる。すなわち、最大荷重点  $p_m$  と脆性破壊荷

重点  $p_r$  とが一致し、最大荷重に達したと同時に破壊が生じたことがわかる。その結果、全エネルギーの 60% 以上がき裂の発生に費やされ、進展に要するエネルギーは小さくなっている。三好ら<sup>7)</sup> の軟鋼についての結果では、き裂の発生に要するエネルギーは 20°C で全エネルギーの約 30%、-40°C で約 65% である。したがつて本実験に使用した鋼鑄物は常温で脆性であると言える。

このことは、走査型電顕による観察で、破面の大部分が脆性破壊に特有なリバー・パターンを示し、大小のき裂が多数認められたことから裏づけられる。

しかも、このへき開面の大きさと表面のフェライトの長さとの間には 1:1 の関係があり、さらに、これらの量と衝撃値との間にはほぼ反比例の関係があることが認められている (Fig. 13, Fig. 14)。このことは、炭素鋼についての BURNS<sup>11)</sup> らの結果<sup>11)</sup> とよく一致している。

しかしながら、Fig. 16 に示したように、走査型電顕写真で測定したへき開面の大きさとウィドマン・フェライトの長さとは一致していない。このことは、測定したへき開面の大きさが最大値を示しているのに対して、測定したウィドマン・フェライトの長さは最大値より短いためと思われる。また、測定の単位となるへき開面の大きさは、へき開面同志が写真上にはつきりと明暗が区別されるものであることを十分注意して決定したが、その境界が明白でない場合も多く、相違を生じたものと思われる。

また、表面のパーライト量に比べて破面のパーライト



量が少ないことは、破壊がフェライトに沿って生ずることが多いことを示している。

鑄造のままの鋼鑄物の場合には、フェライトがもとのオーステナイト面に  $(110)_\alpha // (111)_\gamma$ ,  $[111]_\alpha // [110]_\gamma$  の関係をもつように片状にあらわれることが多く<sup>2)</sup>、いわゆるウイドマンステッテン組織としてよく知られている。本研究の場合にも、この組織はしばしば観察され、き裂が板状フェライトに沿って進展する場合が多く認められている (Photo. 2)。

なお、き裂を発生させた試験片を曲げ荷重を与えても脆性破面を呈し、多数のき裂を含むことを示した。このこともまた、鑄放しの鋼鑄物はき裂の進展が容易で、脆性破壊型式をとることを示している。

以上のように、鑄造のままの鋼鑄物は板状フェライトのへき開による脆性破壊を特徴とすることが明らかとなった。また、Fig. 17 に示したように、凝固終了後冷却中にオーステナイト粒の成長が起こる結果、鋼鑄物の網状組織の網目の中には方向の異なる多数のデンドライトが含まれることがわかつていいる。このように、鋼鑄物の鑄造のままの衝撃特性は板状フェライトの大きさおよび凝固直後のオーステナイト粒の大きさのそれぞれと密接な関係を有し、最終的にはその凝固機構に関係しているように思われる。

## 5. 結 言

鑄造のままの鋼鑄物について衝撃試験を行ない、荷重一時間曲線の測定、破面およびき裂の観察、マクロおよびミクロ組織の観察およびオーステナイト粒成長試験を行なった結果、次のことが明らかとなった。

1) 鋼鑄物の鑄造のままの衝撃値は炭素およびケイ素量の減少と共に増加し、 $C+1/4 Si$  が  $0.2 \sim 0.3\%$  で最大値を示す。また、衝撃値は冷し金に接した部分で最も大きく、砂型に接した部分、中心部の順に小さくなる。

2) 荷重一時間曲線は脆性破壊型式を示し、常温における全衝撃エネルギーの約 60% 以上がき裂の発生に費やされ、進展に要するエネルギーは少ない。

3) 衝撃破面の大部分はへき開面から成り、へき開面の大きさと表面のフェライト粒の長さとの間には 1:1 の対応が認められる。また、へき開面の大きさあるいはフェライト粒の大きさと衝撃値との間には反比例の関係がある。

4) き裂は板状フェライトに沿って進展する場合が多く認められる。

5) オーステナイト粒は冷却中に粗大化し、焼入温度約  $1200^\circ C$  まで影響を受ける。

最後に本研究に使用した鋼鑄物の一部は八幡鑄鋼所のご厚意によるものである。とくに記して謝意を表す。また、学部学生高尾裕次君の熱心な協力にも感謝の意を表したい。

## 文 献

- 1) 三ヶ島: 鑄鋼 (1954), p. 162~163 [丸善]
- 2) 日本金属学会強度委員会編: 金属材料の強度と破壊 (1964), p. 68 [丸善]
- 3) 金属工学講座 5: 溶解鑄造・鑄物 (1960), p. 203 [朝倉書店]
- 4) 鑄造技術講座 2: 鋼鑄物 (1970), p. 9 [日刊工業新聞社]
- 5) 迎: 鑄物 36 (1964), p. 635~647
- 6) 河本: 材料試験 (1965), p. 62~63 [朝倉書店]
- 7) 三好, 小林: 金属学会誌 31 (1967), p. 1378~1382
- 8) 三ヶ島: 鑄鋼 (1954), p. 124 [丸善]
- 9) 大和田野: 未発表
- 10) A. S. TETELMAN and A. J. McEVILY Jr.: Fracture of Structural Materials. (1967), p. 501 [John Wiley and Sons, Inc.]
- 11) K. W. BURNS and F. B. PICKERING: JISI, 202 (1964), p. 899~906