

論 文

UDC 669.13 : 620.178.746.22 : 539.537

鑄鉄の衝撃破壊とその評価について*

小 林 俊 郎**

Impact Fracture Characteristics of Cast Irons

Toshirō KOBAYASHI

Synopsis:

Fracture mechanisms of cast iron under impact loading are not understood so clearly as under static loading. In this study, the instrumented Charpy impact test has been carried out on an annealed grey cast iron with ferrite-pearlite aggregate structure and an annealed nodular cast iron with ferrite structure, and an analysis of impact fracturing behaviour and microfractography on the fractured specimens have been performed.

Impact values of grey cast iron are not affected by specimen size and notch effects, and these values are not changed by temperature. The fracture process of the grey cast iron can be divided into two stages from the observation of load-deflection curves; i.e., crack-initiation and crack-propagation stages. In the initiation stage, the flaky graphites are cracked and these cracks propagate unstably in the next stage. According to the result of microfractography, cleaved graphite cracks are connected by intergranular fracture and, in some cases, cleavage or tear fracture of ferrite.

In the nodular cast iron, a transition behaviour with temperature is observed. Especially, in unnotched specimens, this transition is observed clearly and the energy absorbed is mainly occupied by the work for crack-initiation. However, in notched specimens, the impact values are reduced largely and a load-deflection curve of the crack-propagation type is observed. From the result of microfractography, graphite nodules act as a ductile crack nucleating site. At low temperature, however, graphite nodules act as arrester of cleavage crack propagation.

Further, fracture toughness values of such a low strength brittle material as cast irons are evaluated from the unstable fracture load during impact; these values nearly coincide with the unit crack-propagation energy measured from the area under the load-deflection curve.

(Received Jan. 29, 1973)

1. 緒 言

鑄鉄中に存在する種々の形状の黒鉛は、一種の内部欠陥と考えられ、その破壊特性におよぼす影響については、古くより興味の対象とされてきた。その形状から考えて、片状および球状黒鉛は、破壊特性におよぼす影響において、対照的な役割を果たすものと考えられるが、球状黒鉛鑄鉄は、従来の片状黒鉛鑄鉄における脆さの改善を溶湯の段階で可能にした点で、実用上の意義は大きい。これらの鑄鉄の破壊に関する実験は、主として静的な荷重下で、その破断過程を追跡するというような方法によって行なわれ、多くの報告がある^{1)~7)}。しかし最も心配される衝撃荷重下における破壊に関しては、とくに片状黒鉛鑄鉄の場合、本質的に脆弱であり、また温度による衝撃値の変化も見られないこともあつて、あまり研究さ

れておらず、抗折試験などで靱性の評価を行なっているのが実情である⁸⁾。

一方、球状黒鉛鑄鉄の場合には、その秀れた靱性が注目され、フェライト型球状黒鉛鑄鉄では、SiやP含量を低めに押さえることにより、衝撃値の絶対値は低くても、軟鋼と同等の遷移温度を得ることも可能といわれる⁹⁾。また近年では、種々の低温技術が発達したこともあつて、低温下での球状黒鉛鑄鉄、可鍛鑄鉄などの使用が注目されてきている^{10)~13)}。

筆者は、今までにシャルピー衝撃試験機を計装化し、破断時の荷重-時間または荷重-変位曲線を記録することから、鉄鋼材料の温度による靱脆遷移挙動を詳細に解析

* 昭和48年1月29日受付

** 富士電機製造(株) 工博
現在、名古屋大学工学部

して報告している^{14)~17)}。さらには、このような小型試験法から、最近注目されている破壊力学的手法によって、材料に基本的な常数といわれる破壊靱性値を求める方法について報告しているが¹⁴⁾¹⁵⁾¹⁷⁾¹⁸⁾、ここでは、鑄鉄のような低強度脆性材料の衝撃時の破壊問題を、このような観点から考察してみようと思う。

鑄鉄の計装化シャルピー試験に関しては、筆者の知る限りあまり報告例は見当たらないが、迎¹⁹⁾が球状黒鉛鑄鉄に関し行なつた例がある。また破壊靱性値を鑄鉄に関して求めている例も少なく、GLOVER ら²⁰⁾がそのような試みを行なつているにすぎない。それゆえ、ここでは代表的鑄鉄として片状黒鉛鑄鉄と球状黒鉛鑄鉄を取り上げ、計装化シャルピー試験を行なつて、その破断時の挙動や破面のマイクロフラクトグラフィーにより検討した結果、さらに破壊靱性の評価について報告し、鑄鉄の衝撃破壊特性を明確に把握したいと思う。

2. 実験方法

2.1 供試材

市販鑄造品に実際に注湯されている溶湯から、それぞれ JIS の FC 材、FCD 材（この場合、希土類元素を主体とする市販球状化剤で処理）に相当する成分のものを生砂型に鑄込んで供試材とした。この場合、15×15×200 (mm)寸法のもの4本を同時に鑄込み、シャルピー試験片採取用とした。また 30φ×300 (mm)のものも作製、これは引張試験片採取用とした。

これら片状黒鉛鑄鉄（以下 A と略記）、球状黒鉛鑄鉄（以下 B と略記）相当材の化学分析例を Table 1 に示す。これらは鑄造後、組織を均一化、すなわち本報告では破壊過程におよぼす基地組織の影響を単純化し解析を容易にするためフェライト-相型とする目的で、900°C×4 hr加熱→700°C×6hr 保持後炉冷の熱処理を施した。このときのマイクロ組織（15×15×200 鑄造材）は、Photo. 1 に示すとおりで、B の場合はフェライト組織になっているが、A の場合には結果としてフェライト・パーライト混合組織となっている。また B の場合には、完全な球状黒鉛組織といえず、本写真によれば、むしろ擬片状に近いものであるが、ここでは一応 A を片状黒鉛組織（フ

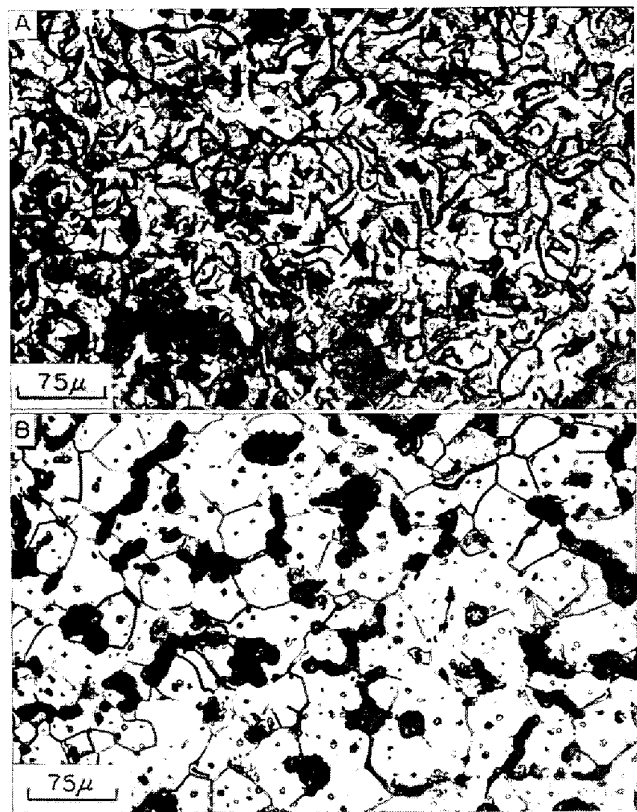


Photo. 1. Microstructures of grey cast iron (A) and nodular cast iron (B).

ェライト・パーライト型)、B を球状黒鉛組織（フェライト型）を代表するものとして以下取り扱うこととする。

2.2 引張および計装化シャルピー衝撃試験

引張試験は、30φ×300 (mm) に鑄込まれ、焼鈍された材料から、A は JIS 8号、B は JIS 4号試験片を採取して試験した。

シャルピー試験片としては、15×15×200 (mm) に鑄込まれ、焼鈍された材料から、A の場合、標準 V 切欠付 10×10×55 (mm)、同 15×10×55 (mm)、無切欠 10×10×55 (mm)、同 5×10×55 (mm) の4種類の試験片を採取、B の場合には、10×10×55 (mm)寸法のもので V 切欠があるものとなないものの2種類を採取して、それぞれ切欠、試験片寸法によつて破断過程が異なるかどうかを検討した。

計装化シャルピー試験法については、ほかにも報告したとおりであつて^{14)~17)}、ここでは容量 10 kgm の試験機²¹⁾を用い、破断時の荷重-変位曲線を記録した。シャルピー試験時の温度は、温水あるいは石油エーテルとドライアイス、液体窒素を適当に組合せることから、球状黒鉛鑄鉄の無切欠試験片で遷移現象が認められた+75~-196°C の温度範囲を各試料共通の試験温度として設定した。

Table 1. Chemical composition of materials (in wt%).

Material	C	Si	Mn	P	S	Mg
A	3.19	2.48	0.51	0.015	0.032	—
B	2.91	2.83	0.58	0.011	0.027	0.05

Table 2. Tensile test result of cast irons used.

Material	Tensile Strength (kg/mm ²)	Proof Stress (0.2%, kg/mm ²)	Elongation (%)
A	17.3	13.6	0.9
B	32.5	26.6	5.6

A : 30mmφ annealed grey cast iron
 B : 30mmφ annealed nodular cast iron

2.3 破面観察

シャルピー試験後の代表的破面 (A, Bとも標準V切欠 10×10×55 (mm) 試験片) について, 破面直接および Ni メッキした破面の断面組織を, 走査電子顕微鏡 (日本電子製 JSM-U 3 型) により観察した. 破面断面の組織の場合は, 5%硝酸アルコールで食刻したが, 黒鉛組織を立体的に観察する目的の一部の試料は, 王水で深腐食した.

3. 実験結果

3.1 引張試験結果

本実験における引張試験の結果は, Table 2 に示すとおりであり, 室温における値である.

3.2 シャルピー衝撃試験結果

本実験において行なつた片状黒鉛鑄鉄(A)および球状黒鉛鑄鉄(B)のシャルピー試験結果は Fig. 1, Fig. 2 に示す. これは, たんにシャルピー試験機の指針振上り角より求めた結果である. これによればAの場合 (Fig. 1) には, 衝撃値の絶対値は小さく, また温度による変化も明りようではない. また値にかなりのばらつきがあるが, 試験片寸法や切欠有無の影響はとくに見られず, これは従来いわれてきた結果と一致している²²⁾.

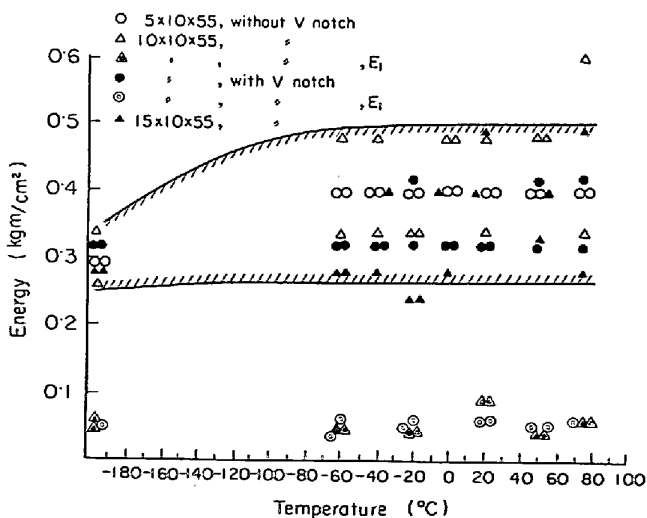


Fig. 1. Result of Charpy impact test on grey cast iron. E_g : graphite cracking energy.

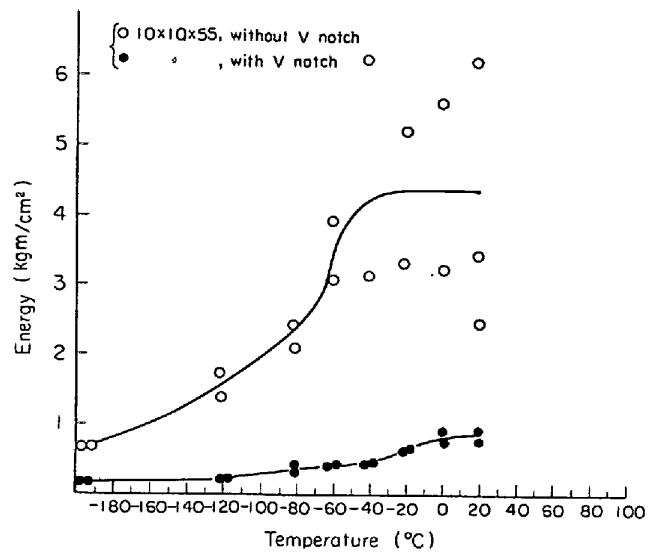


Fig. 2. Result of Charpy impact test on nodular cast iron.

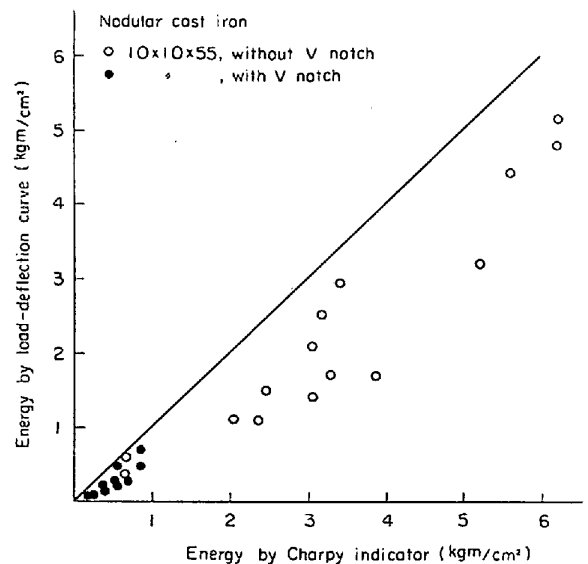


Fig. 3. Correlation of Charpy impact values determined by the indicator of a Charpy machine and recorded load-deflection curve.

一方, Fig. 2 に示したBの場合には, 明らかに温度による遷移現象が, とくに無切欠試験片で見られている. しかしV切欠試験片では, 衝撃値の絶対値がかなり低下するのが見られ, 遷移現象が把握しにくくなる傾向が認められる. このように, シャルピー試験片の切欠形状・寸法などについては, 十分検討する必要があるが, 従来から寸法を大きくし, 切欠を付けないか, 鈍いU切欠などを用いる方が, より明確に衝撃遷移挙動が把握されるといわれている⁸⁾²²⁾. しかし, 片状黒鉛鑄鉄の場合には, それでも無理であり, 抗折試験やくり返し衝撃試験などで判定するのが通常である⁸⁾.

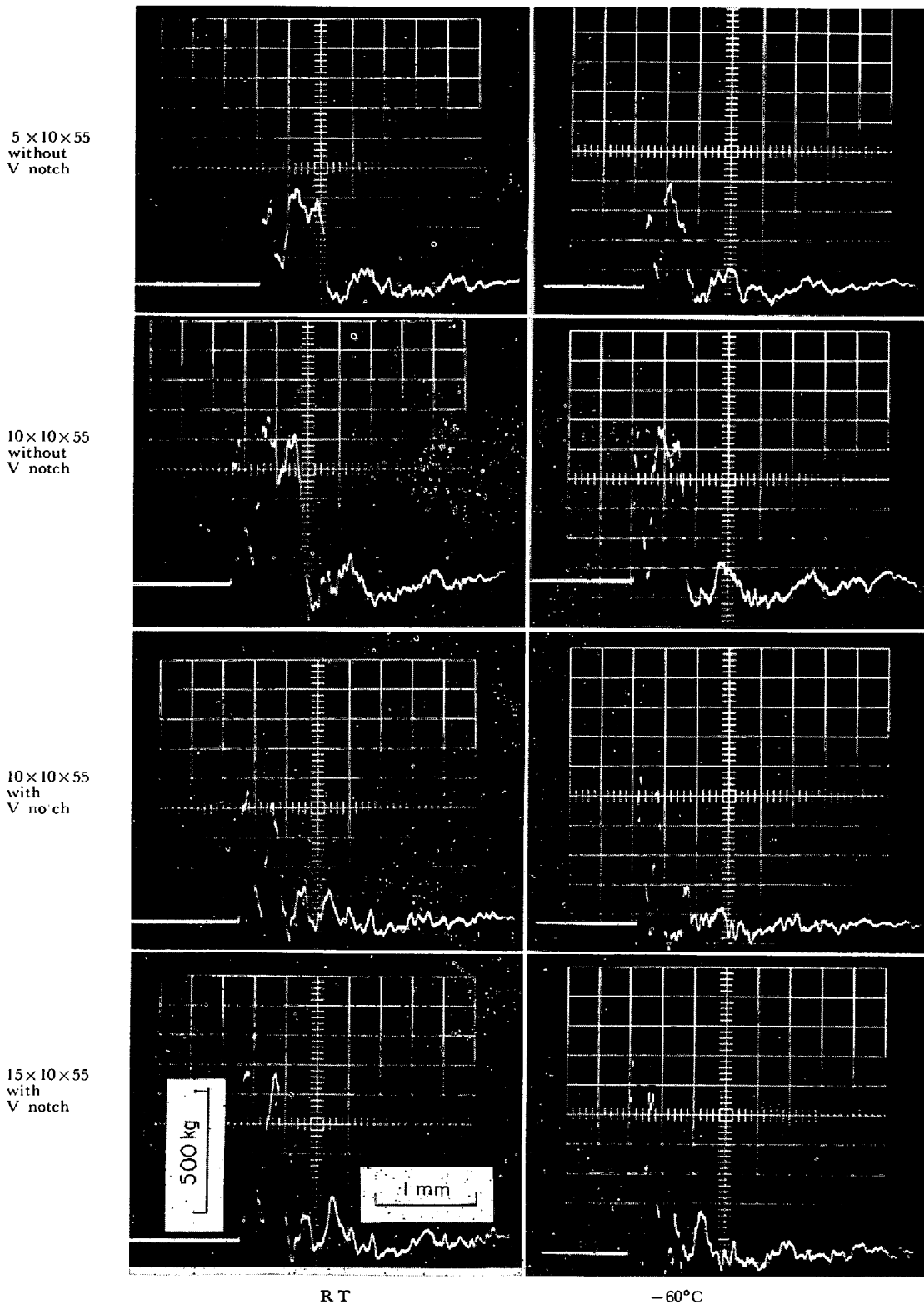


Photo. 2. Typical load-deflection curves obtained in various Charpy specimens of grey cast iron.

Fig. 3はこのような指針によるシャルピー衝撃値と、計装化シャルピー試験による荷重-変位曲線の囲む面積を、プランメーターで計測することから求めた値の相関を示したものである。これによれば、荷重-変位曲線から

求めた値は、かなり低めであることがわかるが、これは試験機や試験片飛散などに余分のエネルギーが吸収あるいは費消されるのが含まれないことによる²¹⁾²³⁾。

Photo. 2には、片状黒鉛鑄鉄の各試験片の場合に得ら

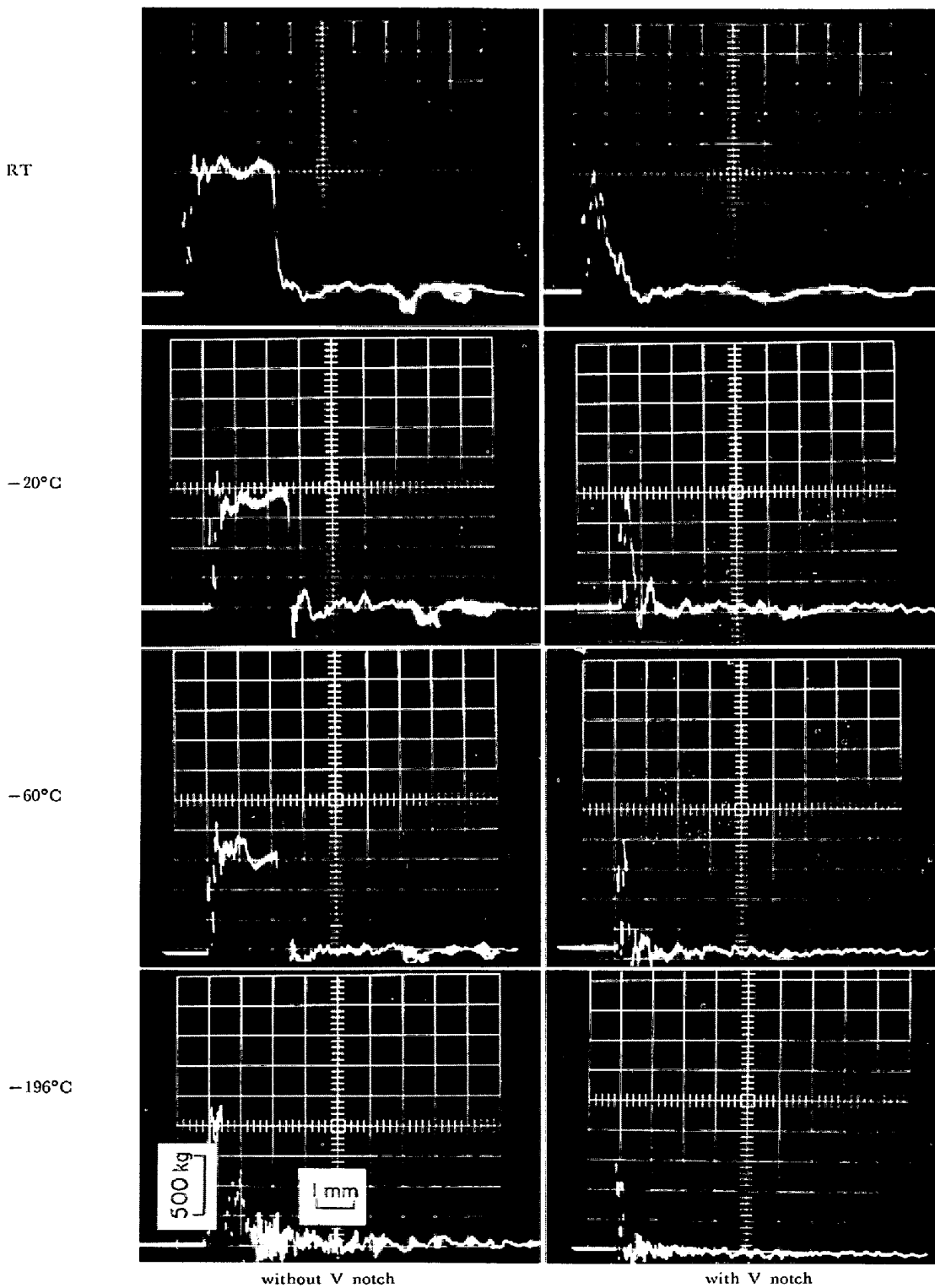
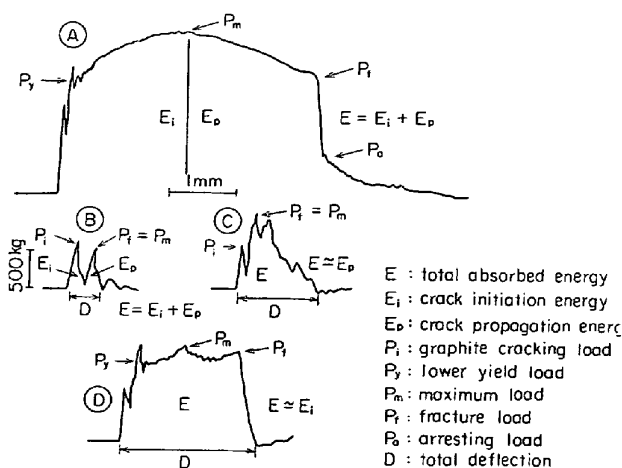


Photo. 3. Typical load-deflection curves obtained in standard size ($10 \times 10 \times 55 \text{ mm}^3$) Charpy specimens of nodular cast iron.

れた代表的荷重-変位曲線を、室温と -60°C の場合について示す。これによると、最初に急激な載荷 (P_i : 黒鉛部亀裂発生荷重(後述)と除荷があり、その後また載荷(破壊荷重 P_f = 最大荷重 P_m)があつて不安定に破断が起こるのが認められる。V切欠を付し、低温になると

この過程がより明りようになり、若干脆化傾向が増すのが認められるが、その破断様式に大きな差は認められない。

Photo. 3は、球状黒鉛鑄鉄の場合の各試験片における代表的荷重-変位曲線を示している。これによると、Fig.



- Ⓐ 10×10×55, with V notch, Al-killed steel (C 0.12%, -30°C)
- Ⓑ 10×10×55, with V notch, grey cast iron (21°C)
- Ⓒ 10×10×55, with V notch, nodular cast iron (21°C)
- Ⓓ 10×10×55, without V notch, nodular cast iron (21°C)

Fig. 4. Typical representation of load-deflection curves and analyzing method in various Charpy specimens.

2の結果でも述べたように、切欠の有無によつてその破断様式がかなり異なり、無切欠の場合には軟鋼のV切欠試験片で見られるような、一種の降伏-加工硬化による亀裂の発生過程¹⁴⁾¹⁵⁾が見られ、この過程に吸収されるエネルギーが大部分を占めている。一方、V切欠を付した試験片では、その破断様式は、最初に直ちに最大荷重に到達し、ここで亀裂が不安定となるいわゆる亀裂伝播型であり、温度降下により吸収エネルギー値は低下しているが、その絶対値は、無切欠の場合に比べてかなり小さいのがわかる。

このような観察から、今まで筆者らが軟鋼の場合について行なつた結果を含め¹⁵⁾¹⁶⁾、その代表的荷重-変位曲線を図示すると Fig. 4 のようであり、ここで荷重軸、変位軸の拡大率はいずれの場合も共通になつている。Ⓐの軟鋼では、ほかに述べたとおり¹⁵⁾¹⁶⁾、亀裂発生、伝播過程に最大荷重 (P_m) で分離できるのがわかる。Ⓑの片状黒鉛鑄鉄の場合、その破断様式は切欠有無、温度変化によつてあまり変わらず、ほぼここに示したような破断様式で示される。これによると、破断過程が2段階に分離されるのがわかる。しかし、ここにおける最初の荷重 P_i は、Ⓐ~Ⓓいずれの場合も認められるもので、たとえばⒶの場合には、ハンマー内における衝撃波の干渉説、弾性的反撥説などによつて説明されている¹⁴⁾¹⁵⁾。Ⓐ~Ⓓなどでは、その破断時の全過程から考えて、それほど大きな意味を持つてゐるものともいえないが、Ⓑ、Ⓒなどでは、その影響をはつきりさせておく必要がある。この P_i は、鑄鉄の場合には、おそらく黒鉛部に亀裂が入

る荷重に相当するものと考えられる。これがたとえば、ハンマー部における衝撃波の干渉や、単にハンマーと試験片との弾性的反撥に負うものとしても、おそらくこの時点で黒鉛部に亀裂が発生するのではないかと推定する*。

その後における荷重 ($P_f = P_m$) は、最終的破断につながるもので、黒鉛部で発生した亀裂が連続して伝播する過程と考えられる。それゆゑⒸの片状黒鉛の場合には、その破断を2段階に分け、亀裂発生、伝播過程とし、それぞれで吸収されるエネルギーを E_i 、 E_p と考える。この E_i については、すでに Fig. 1 中に示したがかなり小さいエネルギーであり、また温度変化もないのがわかる。

一方、Ⓒの球状黒鉛鑄鉄の場合も同様に考えられるが(ただし、この場合には黒鉛部というよりは、素地と黒鉛部境界に割れ発生があるものと推定している)、その破断様式から見て、 P_i による E_i は、ほとんど無視しうるものと考えられるので、 $E \approx E_p$ と考える。Ⓓの球状黒鉛鑄鉄で無切欠の場合には、この P_i の影響はより少なくなるものと考えられる。つまり、 P_i で亀裂の発生が起こりにくくなつてゐると推定される。この場合には、むしろ降伏荷重に相当するような P_y 、および P_m 、 P_f などが重要であり、この過程で吸収されるエネルギーのほとんどは P_i 以後における亀裂の発生過程に消費される

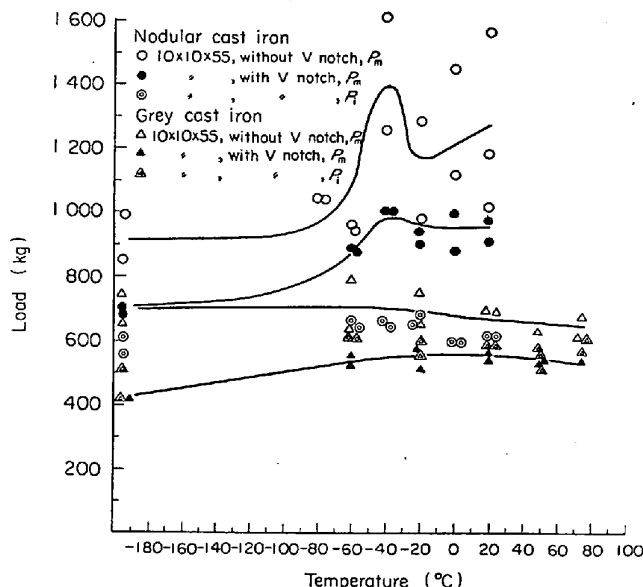


Fig. 5. Transition of maximum fracture load (P_m) and graphite cracking load (P_i) recorded in instrumented Charpy impact test.

* 黒鉛自身の強さは数 kg/mm^2 程度のものであり、これから考えると P_i (Fig. 5 参照) がかなり高荷重であるように思われる。しかし、石野ら⁶⁾の実験によると、静曲げ荷重下で黒鉛部に亀裂が入る荷重は破壊荷重の 70~80% といわれる点、および衝撃時にはいわゆる荷重のオーバー・シュート現象がある点を考えると、首肯できる値と考えている。

ものと考えられる。

Fig. 5 は、このようにして求めた主に黒鉛部亀裂荷重に相当すると思われる P_i と最大破壊荷重 P_m の温度変化を示したものである。 P_i は球状黒鉛鑄鉄でいくらか大きく現われるが、片状黒鉛鑄鉄の場合と大体同じで、温度によってもあまり変化しないのがわかる。 P_m は、球状黒鉛鑄鉄の場合、 -40°C で一度上昇する傾向が見られるほかは、温度降下とともに低下する傾向が見られる。 -40°C における上昇については、今のところはまだつきりしないが、おそらくすべりに必要なせん断応力が低温下で上昇するのに対し、この温度付近ではフェライト晶のへき開応力も同レベルにあり、すべり→へき開破壊への一つの遷移温度になるためと推定している。一方、片状黒鉛鑄鉄の場合には、ほとんど温度によつて変化していない。

また、このときの全変位量 D の変化を Fig. 6 に示したが、この全変位量の変化と、Fig. 2 に示したエネルギー値の変化の様相がほぼ対応するものであるのが認められる。

3.3 破面観察例

以上述べてきたようなシャルピー試験後の破面を、走査電子顕微鏡で観察した結果について述べる。軟鋼の場合についてはほかにも報告したが²⁴⁾、片状および球状の黒鉛を含む鑄鉄の場合、どのような特徴を有するか興味深い。黒田ら²⁵⁾も鑄鉄のフラクトグラフィーに関し報告しているが、ここでは破面断面の観察も含めて報告する。

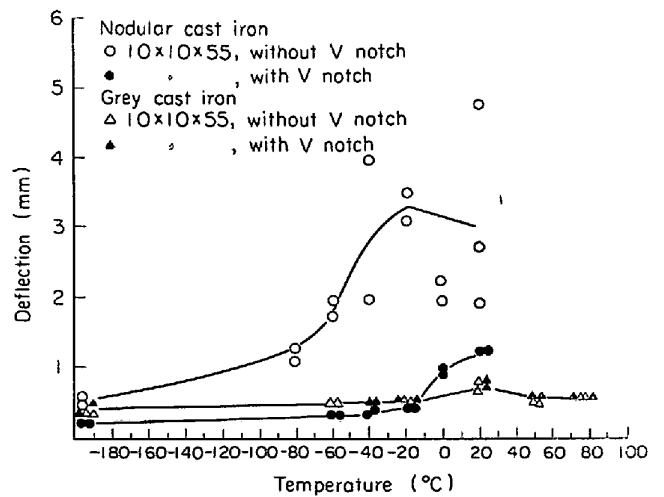


Fig. 6. Transition of total deflection recorded in instrumented Charpy impact test.

Photo. 4 には本実験における代表的シャルピー破面の概観を示した。Aの片状黒鉛鑄鉄の場合、試験片寸法温度などによりとくに著しい破面概観の変化はなく、総じて灰色である。一方Bの球状黒鉛鑄鉄は、温度によつて破面遷移が見られ、黒灰色→銀白色の脆性破面への移行が見られる。とくにこの場合の脆性破面の出現は、通常軟鋼などで見られるようにマクロな集団としては存在せず、点在する傾向が特徴である。つぎにこれらについて、ミクロ観察した結果を述べる。

Photo. 5 は、まずAについて、その片状黒鉛の存在状態を深腐食することから立体観察したもので、片状黒鉛が多数複雑に組合わさつて存在する状況が見られ、これ

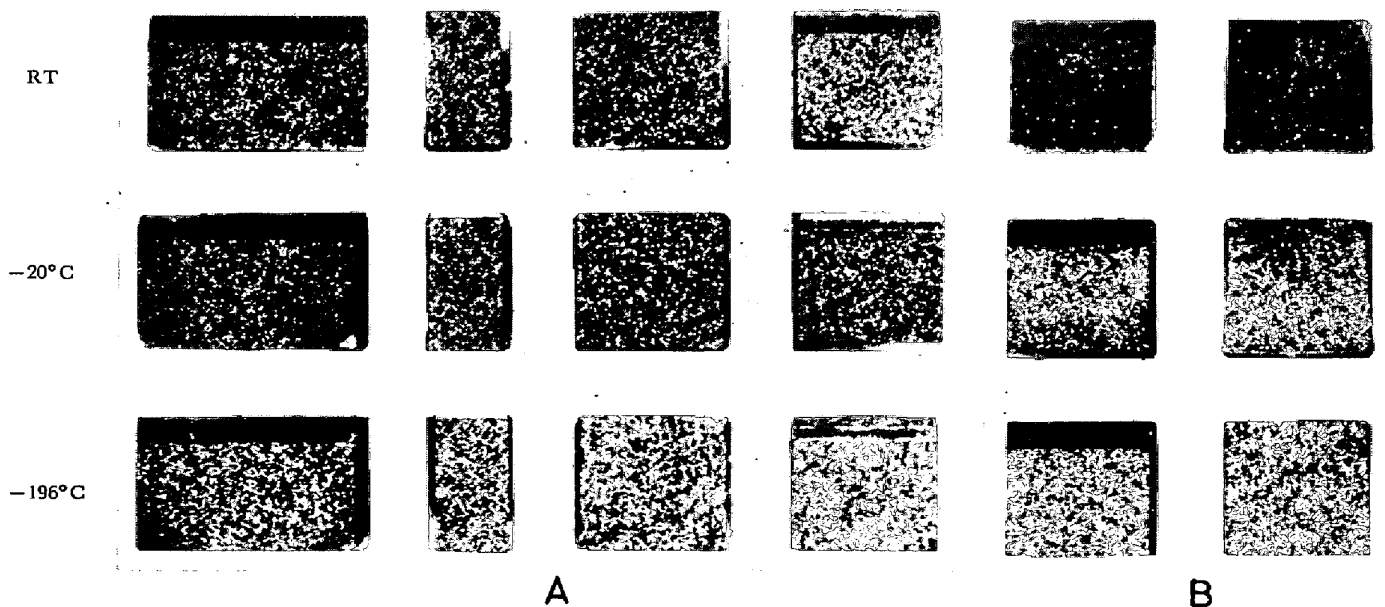


Photo. 4. Fracture appearance of various Charpy specimens
A : annealed grey cast iron B : annealed nodular cast iron.

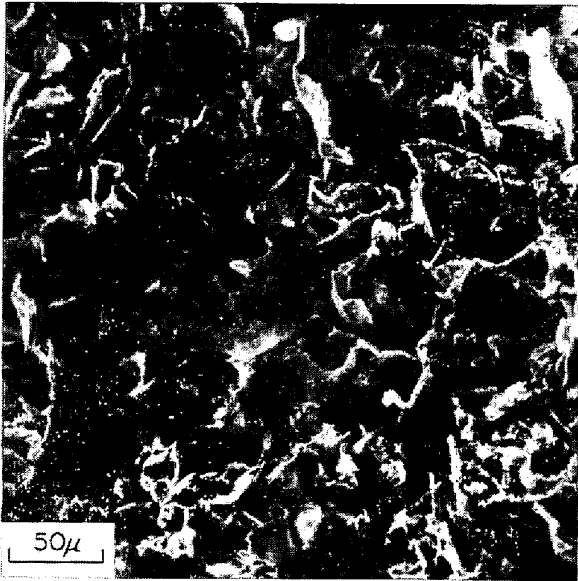


Photo. 5. Spatial aspect of graphite flakes in grey cast iron. Deeply etched with aqua regia and observed by scanning electron microscope.



Photo. 7. Fracture profile of grey cast iron tested at -20°C . Main crack avoids to pass through pearlite regions and, in some cases, it passes through along ferrite-pearlite interface (upper right). N : Ni plate

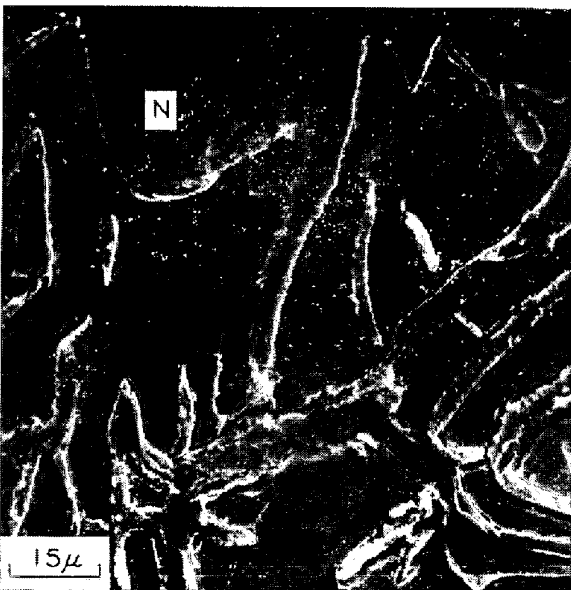


Photo. 6. Fracture profile of grey cast iron tested at room temperature. Note many discontinuous cracks along flaky graphites. N : Ni plate

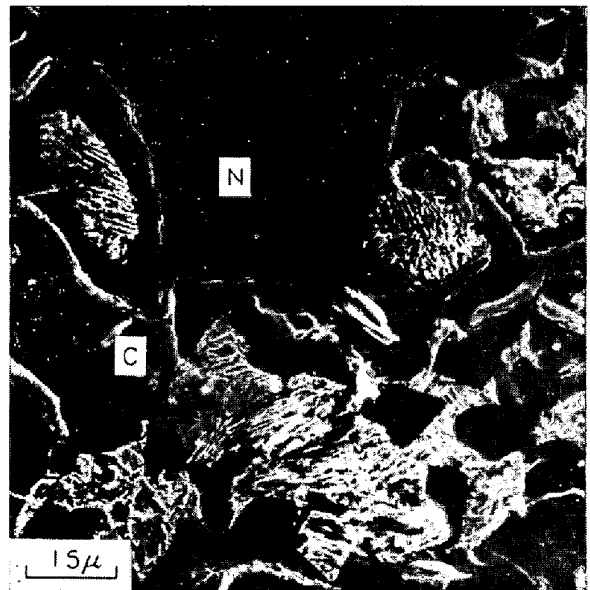


Photo. 8. Fracture profile of grey cast iron tested at -196°C . Note the main crack is branched by the existence of flaky graphite (C) and it avoids to pass through pearlite regions even in this low temperature. N : Ni plate

が破壊挙動に決定的役割を果たすであろうことは容易に想像される。

Photo. 6は、Aの室温における破面断面組織であるが、片状黒鉛に沿うと思われる主破壊面（上部）と、不連続的な黒鉛部の割れ開口が多数存在するのが見られる。このような片状黒鉛部での亀裂が連続することによって破壊が完了すると考えられる。

Photo. 7は、 -20°C におけるもので、とくにパーラ

イトが見られる領域の場合であるが、主破壊面はパーライト域をさけるか、フェライト・パーライト・コロニー界面に沿って進行するようで、パーライト域を貫通して進行するような例は少なかつた。このようなことは、軟鋼の場合にも遷移温度域の高温側で見られる傾向である²⁴⁾。

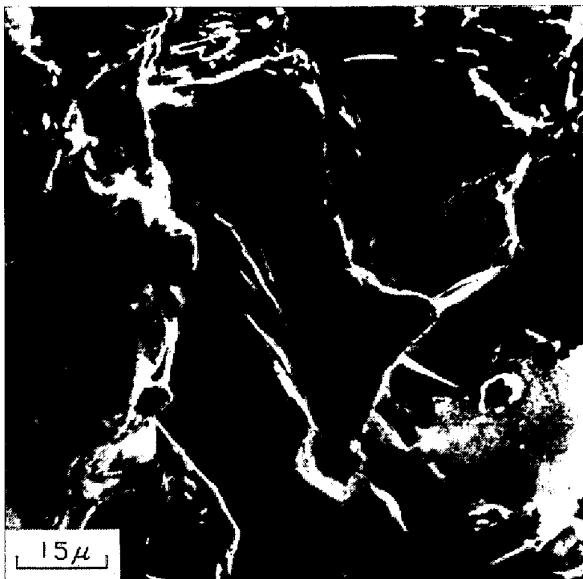


Photo. 9. Microfractograph of grey cast iron tested at room temperature. Hexagonal pattern shows this fracture was caused by cleavage of flaky graphite.



Photo. 11. Microfractograph of grey cast iron tested at -196°C . Cleaved graphite (upper left) and many cleavage type facets are observed.

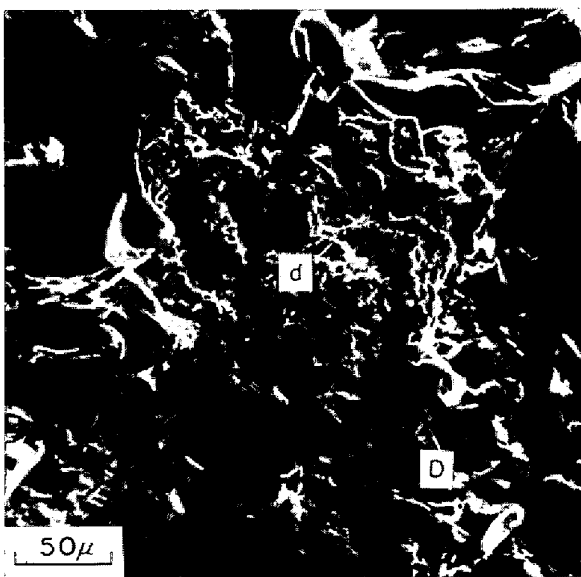


Photo. 10. Microfractograph of grey cast iron tested at -20°C . Small (d) and large (D) dimples are observed.

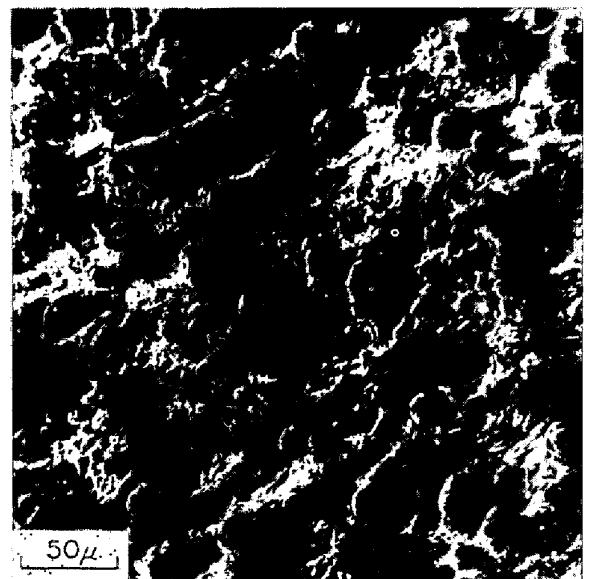


Photo. 12. Spatial aspect of graphite nodules in nodular cast iron. Deeply etched with aqua regia and observed by scanning electron microscope.

Photo. 8 は、 -196°C の場合で、このような極低温下でも、主破壊面がパーライト域を貫通するような傾向はとくに見られず、この点軟鋼などの場合と異なる²⁴⁾。これは、一つにはへき開面以上に脆弱な片状黒鉛が存在するためと思われる。またこの写真で、主破壊面はほかの片状黒鉛(C)によつて分岐され、その進行を妨げられる傾向が見られる。すなわち、破壊の方向と片状黒鉛の方

向によつては、亀裂伝播阻止の役目もすると考えられる。片状黒鉛鑄鉄で低温脆性が顕著でないのは、本質的に脆弱であるのが一因ではあるが、この片状黒鉛の亀裂伝播阻止作用が関係しているのも事実のようである。

Photo. 9 は、室温におけるAの破面を直接観察したものであるが、片状黒鉛のへき開と思われるパターンが見られ、六角形状の様態が特徴的に見られる。

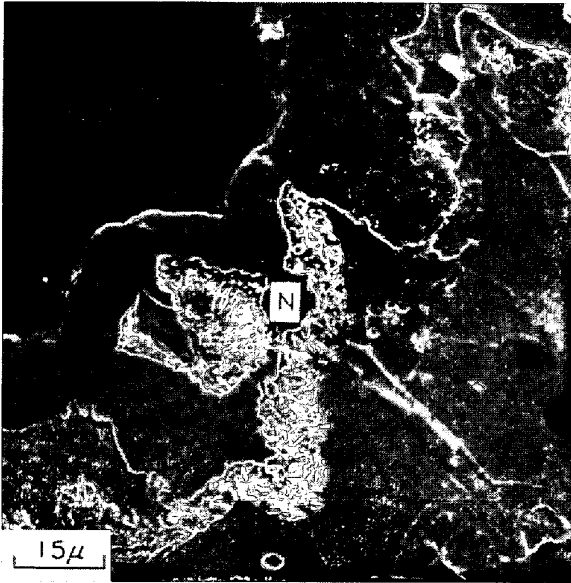


Photo. 13. Fracture profile of nodular cast iron tested at room temperature. Pearlite region acts as ductile crack nucleating site (N).
N : Ni plate

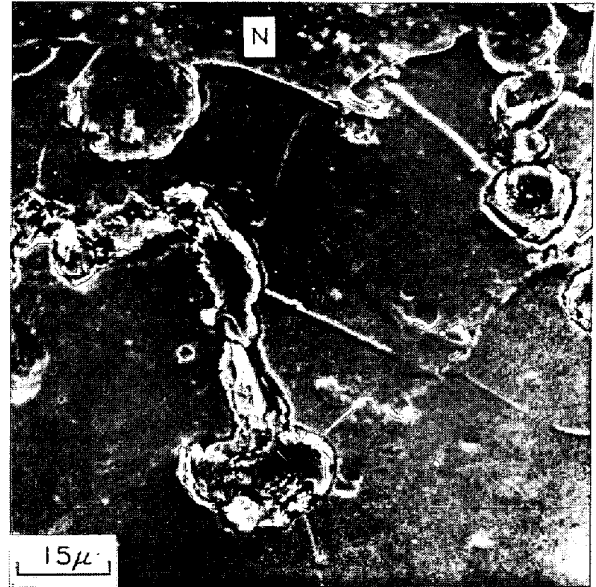


Photo. 15. Microfractograph of nodular cast iron tested at -196°C . Large void formation at graphite nodules (upper right) is observed even in this low temperature. N : Ni plate

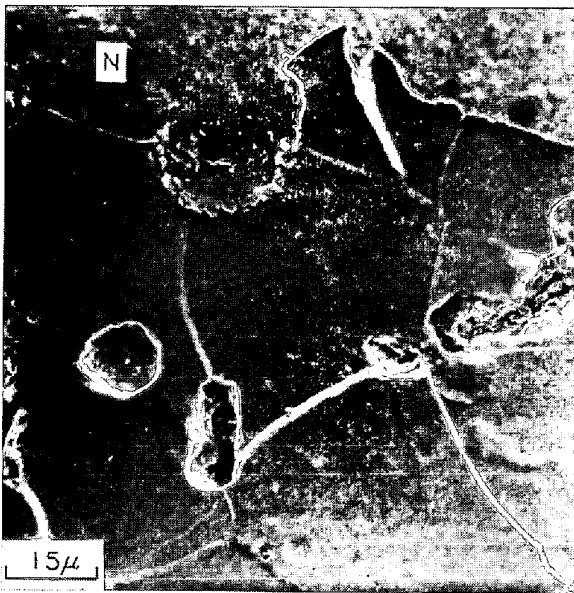


Photo. 14. Microfractograph of nodular cast iron tested at -20°C . Cleavage crack propagates along graphite nodule-matrix interface and it is disturbed its linear propagation. N : Ni plate

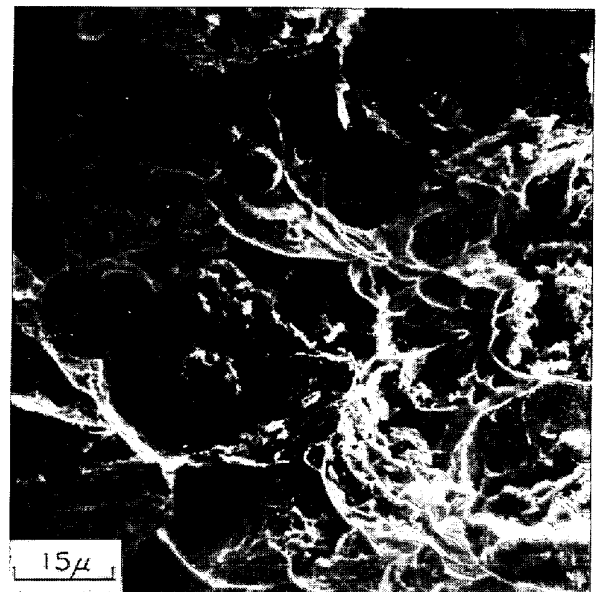


Photo. 16. Microfractograph of nodular cast iron tested at room temperature. Large dimple pattern is observed to be formed by decohesion along graphite nodule-matrix interface.

Photo. 10 は、 -20°C における破面であるが、片状黒鉛鑄鉄中に見られたディンプルを示したものである。おそらくフェライト地のものと思われる。大小のディンプルが見られるが、いずれも底が浅く、絞られておらず、靱性の低いパターンである。

Photo. 11 は、 -196°C での破面であるが、黒鉛部のへき開面 (左上) と、フェライト地のへき開と思われる

単位の小さい破面が多数見られている。このような極低温下になれば、必ずしも黒鉛部の割れだけでなく、フェライトのへき開も見られるのがわかる。

つぎに球状黒鉛鑄鉄の場合について述べる。Photo. 12 は、球状黒鉛の存在状態を深腐食することから立体観察した例であるが、フェライト地中に球状黒鉛の分布している状況がよくわかり、これが破壊挙動にどのような影

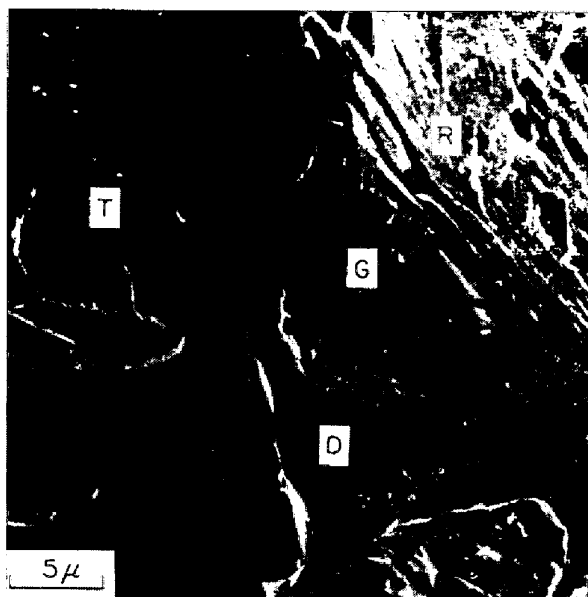


Photo. 17. Microfractograph of nodular cast iron tested at -20°C .
Cleavage river pattern and tongues are observed. G : graphite nodule D : decohesion along nodule-matrix interface R : river pattern T : tongue

響をおよぼすか興味深い。

Photo. 13 は、室温での破面断面組織であるが、ボイド形成がパーライト界域 (N) で生じているのが見られる。

Photo. 14 は、 -20°C での断面組織であるが、へき開亀裂が球状黒鉛周辺を迂回し、しかもその伝播をかなり阻止される傾向が見られる。

Photo. 15 は、 -196°C における断面組織であるが、球状黒鉛部がこのような極低温下でも一種のボイド形成個所になりうることを示している。

Photo. 16 は、室温における破面直接を観察したものであるが、いわゆるディンプル・パターンが見られており、球状黒鉛部でも、これを核として一種の大きなディンプルが形成される状況が見られる。しかし、ここにおけるディンプルは底が浅く、むしろ境界はく離破壊的に形成される傾向が強い。

Photo. 17 は、 -20°C における破面であるが、球状黒鉛部 (G) の界面でのく離破壊 (D) が見られるほか、典型的なリバー・パターンを伴ったへき開面 (R) が見られる。また (T) は、やはりへき開面であるが、双晶面 {112} 界面に沿うく離破壊に特徴的なパターンであるタング²³⁾が、大小出現しているのが認められる。

Photo. 18 は、 -196°C での破面であるが、多くのへき開面によつて形成されている。黒鉛の存在により、へき開亀裂伝播が妨げられ、これをさけて伝播すること、

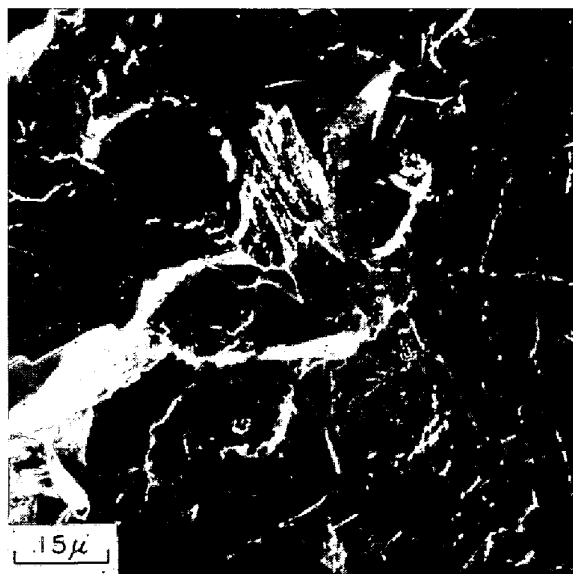


Photo. 18. Microfractograph of nodular cast iron tested at 196°C .
Many cleavage facets and river or cleavage step pattern are observed. Note cleavage crack propagation by avoiding graphite nodules.

多くのへき開ステップあるいはリバー・パターンが含まれていることなどがわかる。この点軟鋼のへき開²⁴⁾よりも、塑性変形が多く含まれているように思われる。

これらの観察結果から、片状黒鉛鑄鉄では容易に黒鉛部で亀裂発生が起こり、これが連結することによつて破壊が完了すること、球状黒鉛鑄鉄では、亀裂発生にかなりのエネルギーを必要とし、黒鉛が延性亀裂発生核、あるいは転位堆積によりへき開亀裂発生個所となりうることも考えるが²⁵⁾、亀裂伝播に対してはむしろ停止の役目を果たす傾向が見受けられ、本材の秀れた靱性 (とくに遷移温度で) の原因と推定された。

4. 考 察

鑄鉄の衝撃破壊に関し、その破断時の挙動および破壊組織について調べた結果を述べたが、片状黒鉛鑄鉄の場合には、その切欠効果のために著しく脆弱であり、その衝撃値の持つ意味の解釈についても、いわゆる明りような遷移現象が見られないこともあつて、球状黒鉛鑄鉄におけるほど重要な情報を与えていると考えにくい。

このような特徴は、たとえば高強度鋼の衝撃試験の場合においても経験されるところであり、このような場合には、いわゆる IRWIN らの亀裂先端応力場の線型破壊力学的取り扱いによつて、破壊靱性値 K_{Ic} あるいは G_{Ic} 値を求めることがとくに有効といわれている¹⁸⁾。

筆者も、今まで軟鋼¹⁴⁾¹⁵⁾、アルミニウム合金²⁶⁾などの

場合に、計装化シャルピー試験法によつて、このような破壊靱性値を求めているが、本実験におけるような低強度脆性材料である鑄鉄の場合にも適用し、考察することは、非常に興味あるところである。いま、シャルピー試験時における応力拡大係数 K_{IC} または破壊靱性値 G_{IC} は、SRAWLEY らの解析式によつて次のように求められる²⁷⁾。ただし、この場合、 $10 \times 10 \times 55$ 、 $15 \times 10 \times 55$ (mm) 寸法の標準 V 切欠試験片を対象に考える。

$$K_{IC}^2 = \left(\frac{P_f}{B}\right)^2 \cdot \frac{l^2}{4W^3} \left\{7.9\left(\frac{a}{W}\right) - 16.2\left(\frac{a}{W}\right)^2 + 52.8\left(\frac{a}{W}\right)^3\right\} \dots\dots\dots (1)$$

$$G_{IC} = \frac{(1-\nu^2)K_{IC}^2}{E} \dots\dots\dots (2)$$

B : 板厚 (10 または 15 mm), W : 試験片幅 (10 mm), l : 支点間距離 (40 mm), P_f : 破壊荷重 (kg), a : 切欠深さ (2 mm), E : ヤング率 (kg/mm²), ν : ポアソン比

すなわち、片状・球状両黒鉛鑄鉄の場合、破壊が不安定伝播すると考えられる荷重 (P_f) を計測することによつて、このときの破壊靱性値が求められると考える。 P_f 到達前に、すでに荷重 P_i 下で黒鉛部に亀裂が発生していると考えられるが、これが連結し、マクロな亀裂として伝播開始する条件を求めることに対応すると考えられる。一方、一般に鑄鉄の応力-歪線図は、荷重初期から曲線をえがき、弾性限は存在しないといわれるが²⁸⁾、このような観点から考えると、ここで考察しているような線型弾性破壊力学的取り扱いはずかしいものと考えられる。しかし、厳密には鑄鉄でも弾性的挙動を示す領域があり弾性係数、ポアソン比も一定値を示すといわれ²⁸⁾、またここでの実験は衝撃荷重下でのものであり、Photo. 2、

3 に示した荷重-変位曲線を見ても、不安定破壊するまでに生じる塑性変形量もほとんど無視しうるほどのものと推定されるので、このような解析を進めることは意義のあることと判断する。なお、ここでは G_{IC} 値を算定するため、ヤング率 E 、ポアソン比 ν の値を知らねばならないが、これは塩田ら²⁸⁾の実験結果から、本供試材 A、B にほぼ引張強さ、金属組織の点で近似している場合のデータを採用した。すなわち A の場合には、 $E=11\ 000$ kg/mm², $\nu=0.28$, B の場合には、 $E=15\ 000$ kg/mm², $\nu=0.26$ とした。

一方、破壊靱性値 G_{IC} は、単位破面形成に必要な弾性歪エネルギー解放率を示すものであり、それゆえ、シャルピー衝撃値がそのまま G_{IC} 値に相当するという考え方もできるが¹⁸⁾、一般には、シャルピー破面には自由表面下で過大な塑性変形が生じやすく、また破壊も全面降伏-加工硬化を伴つて破断するのが普通であり、いわゆる正当な G_{IC} 値を反映していると考えられない場合が多い¹⁴⁾。

しかし、鑄鉄の場合には、とくにシェアー・リップの発生もなく、破断も著しい塑性過程を含まずに起こっているので、シャルピー吸収エネルギー値そのものが、かなり G_{IC} 値と近い値を示すものと予想できる。いまシャルピー試験で吸収されるエネルギー値を、指針振上り角より求めた場合を E' 、荷重-変位曲線下面積より求めたそれを E 、亀裂伝播過程に吸収されるエネルギーを E_p とすると、

$$G_{IC} \cong E'/2A \cong E/2A \cong E_p/2A \dots\dots\dots (3)$$

ここで A は原断面積を表わし、それが破面を形成すると $2A$ の面積でのエネルギー吸収があると考え、のように大略考えられる。

Table 3. Typical examples of various fracture characteristic values determined in Charpy impact test.

Specimen	Test temp. (°C)	$E'/2A$ (kg mm / mm ²)	$E/2A$ (kg mm / mm ²)	$E_p/2A$ (kg mm / mm ²)	Fracture load P_f (kg)	K_{IC} (kg√mm / mm ²)	G_{IC} (kg mm / mm ²)
A 10×10×55 with V notch	21	1.6	0.75	0.48	570	84.2	0.59
	-20	2.1	0.63	0.38	513	75.7	0.48
	-60	1.6	0.55	0.39	550	81.2	0.55
	-196	1.6	0.53	0.33	418	61.7	0.32
A 15×10×55 with V notch	21	2.0	0.84	0.56	700	69.0	0.40
	-20	1.2	0.55	0.32	715	70.4	0.42
	-60	1.4	0.47	0.28	670	65.9	0.37
	-196	1.4	0.30	0.22	784	77.2	0.50
B 10×10×55 with V notch	21	4.4	3.54	—	979	144.5	1.30
	-20	3.0	0.95	—	910	134.0	1.12
	-60	2.1	0.70	—	875	130.0	1.04
	-196	0.9	0.41	—	557	82.2	0.42

このようにして、代表的試料について破壊荷重から求めた破壊靱性値、単位破面当たりの吸収エネルギー値の例を Table 3 に示す。本結果によると、 $E'/2A$ 値は、荷重計測から求めた G_{IC} 値よりかなり大きめであり、 A の場合 $E/2A$ においても、まだ若干これよりも大きい。しかし、 $E_p/2A$ 値は G_{IC} 値とかなり近い値を示している。

B については、 21°C の場合を除いて、 $E/2A$ と割合よい一致を示している。これは、 B の切欠試験片の場合、 $E \cong E_p$ の関係が、 A の場合より高精度で成立するためであり (Fig. 4 参照)、 21°C では、いわゆる pop-in 現象的な不安定破壊¹⁸⁾であり、完全に高速不安定破壊が起こらないため、エネルギー値が大きく現われることによる。

また A では、温度による K_{IC} の変化はあまり見られず、 B では温度降下とともに低下するのが見られる。 A の場合、 $10 \times 10 \times 55$ と $15 \times 10 \times 55$ (mm) 試験片で求めた K_{IC} 値に若干の差はあつても、それほど大きく異なるのがわかる。このことは、ここで求めた K_{IC} 値に試験片寸法効果あまり現われておらず、かなり妥当なものであることを示しているとも考えられるが、最近の ASTM で推奨している valid K_{IC} 値判定基準は、かなり厳しい制約を設けている²⁹⁾。

周知のように、亀裂先端に存在する塑性域の大きさは、試験時の荷重速度下における材料の引張降伏応力を σ_y とすると、 $1/\pi(K_{IC}/\sigma_y)^2$ によつて与えられ、 $(K_{IC}/\sigma_y)^2$ は塑性域大きさを表わすパラメータとして重要である。ASTM 規格(案)によれば、valid K_{IC} であるためには、試験片板厚 B 、亀裂長さ a とともに、 $B, a \geq 2.5(K_{IC}/\sigma_y)^2$ という条件が要求されている²⁹⁾。いまたとえば、本実験でその荷重-変位曲線形状から考えて、少なくとも弾性型破壊形式を示していると思われる B の -196°C における場合を考えてみよう (Photo. 3 参照)。

このときの σ_y は、無切欠試験片の破断形式がほぼ降伏点破壊形式⁴⁾¹⁵⁾に類似の形式を示していることから考えて、このときの荷重 $P_f = 994$ kg から、動的曲げ降伏応力 σ_{dby} を求めると、 $\sigma_{dby} = 3P_f \cdot l/2BW = 59.6$ (kg/mm²) である。しかるに、鑄鉄の場合の引張降伏応力は、曲げ降伏応力の $1/1.73$ であることが知られているので³⁰⁾、動的引張降伏応力 $\sigma_{diy} = 34.5$ kg/mm² を得る。これから、 $2.5(K_{IC}/\sigma_y)^2 = 2.5(82.2/34.5)^2 = 14.2$ (mm) となる。すなわち、試験片板厚、亀裂長さとも 14.2 mm 以上の試験片が必要ということになる。それゆえ、試験片寸法などに関しては、今後さらに詳しい検討を進めなければならないと考えるが、いま従来いわれて

いる亀裂先端における相対的な塑性域寸法 β_c 値 (Relative plastic zone size)³¹⁾ を $\beta_c = (K_{IC}/\sigma_y)^2/B$ として算定すると、 $\beta_c = 0.57$ となる。 $\beta_c < 1$ では、一般に平面歪破壊が支配的であるといわれているので³¹⁾、ここで求めた値も一応平面歪状態下における破壊靱性を反映しているものであると考えられ、valid K_{IC} 値とそれほど大きくは異ならないであろうと推定している。

一方、 A の場合には、衝撃荷重下における妥当な降伏応力を算定しにくいので、詳細はさけるが、前述したように、試験片寸法によつて K_{IC} があまり変化していないこと、および B の球状黒鉛鑄鉄の場合から推定して、 15 mm 厚試験片では、少なくとも ASTM 条件の板厚は満足しているのではないかと思われる。亀裂長さに関しては、切欠効果が A の場合とくに見られず、また ASTM で推奨している疲労亀裂付加の影響もとくにないといわれているので²⁰⁾、その意味の解釈・取り扱いについては今後の検討に待ちたいと考えている。たとえば、片状黒鉛自身が一般に亀裂と考えられているが、これがある限界値まで開口したときに、不安定破壊に移行すると推定される。このような場合には、いわゆる COD 理論²⁰⁾³²⁾による取り扱いが可能で、そのようなことから破壊靱性を評価した場合と、本実験結果の関係などについて調べることは興味深いものとする。ただし、ここで得た値は、GLOVER ら³⁰⁾が片状黒鉛鑄鉄の場合に求めた K_{IC} 値より若干高めではあるが、大体一致するものであることを付言しておく。

5. 結 論

鑄鉄の衝撃破壊特性を明らかにする目的で、焼鈍した片状黒鉛鑄鉄(ただし、球状化の程度は完全ではない)を供試材として計装化シャルピー試験を行ない、さらに破面を走査電子顕微鏡で観察することから、つぎのような結論を得た。

(1) 片状黒鉛鑄鉄における衝撃破壊特性は、切欠有無、試験片寸法などに関係せず、また温度によつても変化せず、一般に脆弱である。その破断過程は、荷重-変位曲線によると、最初に黒鉛部における亀裂発生があり、その後これが伝播するという形式をとると考えられる。

(2) 球状黒鉛鑄鉄における衝撃破壊特性は、無切欠の場合、かなりの亀裂発生のためのエネルギー吸収があり、その後不安定破壊形式となる。切欠があると、この発生過程がなく、亀裂伝播形式となるが、この過程で吸収されるエネルギーはかなり小さい。また、切欠有無によらず温度による遷移現象が見られるが、無切欠の場合により顕著に現われる。

(3) 亀裂が不安定化する時の最大破壊荷重は、球状黒鉛鑄鉄では -40°C 付近で一時的上昇する傾向が見られたが、総じて温度降下とともに減じるのが認められた。また片状黒鉛鑄鉄の場合には、ほとんど温度によつて変化しないのが見られた。黒鉛部における亀裂発生相当荷重は、両鑄鉄でほとんど同じであり、とくに片状黒鉛鑄鉄では、破壊荷重と大略同等の大きさであつた。

(4) 衝撃時の破断に要する全変位量は、球状黒鉛鑄鉄の場合温度降下とともに減少したが、その変化の状況は吸収エネルギーの変化と対応する。

(5) 破面観察結果によると、片状黒鉛鑄鉄における破壊は、室温下でも黒鉛部のへき開による場合が多く、このような亀裂がフェライト粒界、フェライト・パーライト界域、場合によつてはフェライトの延性破壊によつて連結すると考えられた。低温下では、フェライト部のへき開も見られるが、そのような部分は割合少なく、またパーライト域を亀裂が貫通するような例もほとんど見られなかつた。

(6) 球状黒鉛鑄鉄における破壊は、室温付近では主として延性破壊によるが、球状黒鉛がボイド発生核となりうる。このような場合には、大きく平坦なディンプルが見られるが、絞られておらず、むしろ境界はく離破壊のパターンで、靱性があるパターンとはいえない。また黒鉛は低温下でへき開亀裂伝播に対し障害となり、このためにかなり低い遷移温度を与えるものと推定された。

(7) 鑄鉄のような低強度脆性材料で、破壊靱性 K_{Ic} または G_{Ic} 値を衝撃破断時の荷重から計測したが、これは荷重-変位曲線から求めた単位破面当たりの亀裂伝播エネルギー値とほぼ対応することがわかつた。この値が ASTM で推奨している valid K_{Ic} 値に相当するものであるとは必ずしもいえないが、このような点については今後の検討が必要と考えられた。

最後に、本研究遂行の指針を与えて下さつた名古屋大学工学部西成基先生、実験遂行の機会を与えられた富士電機製造株式会社、走査電子顕微鏡観察にご協力いただいた同社中央研究所石田末重氏、実験に協力された沢田寿夫氏の各位に深甚なる謝意を表します。

文 献

1) W. R. CLOUGH and M. E. SHANK: Trans. ASM, 49 (1957), p. 241

2) 大塚: 広島大学工学部研究報告, 10 (1961), p. 241
 3) 谷村, 谷口: 金属学会誌, 25 (1961), p. 116
 4) 草川, 中田: 鑄物, 35 (1963), p. 354
 5) 井川, 大平: 鑄物, 35 (1963), p. 526
 6) 石野, 塩田: 鑄物, 36 (1964), p. 570, 663
 7) P. J. RICKARDS: JISI, 209 (1971), p. 190
 8) Report of subcommittee XV on impact testing: Proc. ASTM, 33 (1933), Part 1, p. 87
 9) W. S. PELLINI, G. SANDOZ, and H. F. BISHOP: Trans. ASM, 46 (1954), p. 418
 10) G. N. J. GILBERT: BCIRA Journal, 8(1960), p. 401
 11) 提: 鑄物, 33 (1961), p. 202
 12) P. J. RICKARDS: Metals and Materials, 1- (1967), p. 220
 13) I. L. MOGFORD, I. L. BROWN, and D. HULL: JISI, 205 (1967), p. 729
 14) 小林, 高井, 間庭: 金属学会誌, 30 (1966), p. 700
 15) T. KOBAYASHI, K. TAKAI, and H. MANIWA: Trans. ISIJ, 7 (1967), p. 115
 16) 三好, 高井, 小林: 鉄と鋼, 54 (1968), p. 497
 17) 小林: 小型試験による鋼材の脆性破壊挙動に関する研究 (北海道大学学位論文, 1972年6月)
 18) 小林, 高井, 間庭: 金属学会報, 8 (1969), p. 28
 19) 迎: 鑄物, 36 (1964), p. 635
 20) A. G. GLOVER and G. POLLARD: Proc. Second Int. Conf. on Fracture, Brighton 1969 (CHAMPMAN and HALL), p. 350
 21) 小林, 高井: 軽金属, 22 (1972), p. 541
 22) 奥本: 日立評論別冊 33号 (1959), p. 74
 23) 小林, 高井, 間庭: 金属学会誌, 32 (1968), p. 213
 24) 小林, 石田: 材料科学, 4 (1967), p. 251
 25) 黒田, 高田: 鑄物, 40 (1968), p. 86
 26) 小林: 軽金属, 22 (1972), p. 613
 27) W. F. BROWN, Jr and J. E. SRAWLEY: Plane Strain Crack Toughness Testing of High Strength Metallic Materials, ASTM STP 410 (1966)
 28) 塩田, 小松: 鑄物, 43 (1971), p. 375
 29) ASTM Committee E-24 on Fracture Testing of Metals: ASTM Designation E399-70T
 30) 田中, 布村: 金属学会誌, 22 (1963), p. 439
 31) 高井, 小林, 間庭: 第76回鉄鋼協会講演大会討論会発表, 鉄と鋼, 54 (1968), S717
 32) A. A. WELLS: Brit. Weld. J., 11 (1963), p. 563; 13 (1965), p. 2