

球状および CV 黒鉛鑄鉄の衝撃特性に及ぼす黒鉛の影響

信木 関*, 塩田 俊雄**, 旗手 稔**

Influence of Graphite on Impact Characteristics of Spheroidal and CV Graphite Cast Irons

Tohru NOBUKI, Toshio SHIOTA, Minoru HATATE

Synopsis

This study aims to clarify the effects of graphite on the impact characteristics of cast irons from various viewpoints. A ferritic spheroidal graphite cast iron sample and a ferritic compacted vermicular (CV) graphite cast iron sample were prepared, and their Charpy impact characteristics were compared precisely with those of the Si cast steel sample whose microstructure and chemical composition are nearly similar to matrix of the cast iron samples.

The impact energy in the ductile fracture region of the cast iron samples were recognized to be much less than that of the Si cast steel sample, and it was considered to be caused mainly by two reasons induced from graphite: one is decreasing of effective sectional area and the other one is internal notch effect. The transition temperatures of the cast iron samples were recognized to be much lower than that of the Si cast steel sample, and it was considered to be caused by the graphite which may act as the nucleus of dimples in ductile fracture. The impact energy in the brittle fracture region of the cast iron samples were recognized to be a little bit larger than that of the Si cast steel sample, and it was considered to be caused by graphite which act as a kind of buffer effect against crack growth in brittle fracture.

Keywords : Si cast steel, Graphite, Spheroidal graphite cast iron, CV cast iron, Impact value, Transition temperature, External notch, External notch factor, Fractography

1. 緒言

鑄鉄は、一般に 2.5%~3.5%C, 2.0%~3.0%Si 含有しており、高 Si を固溶した鉄基地に黒鉛が分布した組織からなっている。本研究は、鑄鉄の鉄基地と同組成の Si 鑄鋼(Si cast steel)と球状(SG iron)および CV 黒鉛鑄鉄(CV iron)の衝撃および曲げ特性を調査し、鑄鉄中に存在する黒鉛の役割を明らかにすることを目的とするものである。

普通鑄鋼における Si の主な作用は、強力な脱酸作用で、製鋼過程において Al, Mn, などと同様に溶鋼の脱酸剤

として有用な元素であり、また溶湯の流動性がよく靱性も良好なものが得られるので、いずれの鋼種においても 0.2%~0.3%程度は含有するように鋼質を調整し、さらには積極的に他の元素とともに Si を添加して強靱性を付与したものが多くとされている¹⁻³⁾。しかし、高 Si 鑄鋼は Si の固溶により脆化するの、一般に用いられていない。

一方、高 C の鑄鉄においては、Si は C の黒鉛化を助長し、強力な黒鉛化促進元素として働くとともに、フェライト基地を固溶強化する作用があるほか、鑄造性もよ

*近畿大学大学院工業技術研究科
**近畿大学工学部機械工学科

くするので 1.5%~3.0%程度添加されているのが普通である。しかし、鑄鉄中に存在する黒鉛は基地の有効断面積を減少させ⁴⁾、黒鉛部で応力集中が生じるため、前報⁸⁾での報告のように、鑄鉄の衝撃値、靱性は鋼に比べて劣ると考えられている。しかし、低温靱性などは鋼材に比べ鑄鉄材の方が良好であるといわれており、これには黒鉛の脆性き裂伝ば停止能、き裂伝ばの緩衝効果といったものが現れるためである⁹⁻¹¹⁾とされている。

そこで、鑄鉄中に分散晶出する球状および CV 黒鉛自身の役割を明らかにする目的で Si 鑄鋼を溶製して、Si 鑄鋼と球状および CV 黒鉛鑄鉄の衝撃特性を比較検討し、衝撃特性およびその破壊のメカニズムに対する黒鉛の影響、効果について調査検討した。

2. 実験方法

2.1 供試材

Si 鑄鋼は、機械構造用炭素鋼(S15CK)10kg と市販高純度電解鉄(0.001%C, 0.0005%Si, 0.0001%Mn, 0.0001%P, 0.0015%Cu, 0.0005%N, 0.006%O)10kg の計 20kg を 20kVA 高周波誘導電気炉を用いて溶解した。溶製方法は次のとおりである。健全な Si 鑄鋼を溶製するために溶製前に溶解炉および溶湯を受ける黒鉛坩堝の内面に水で溶いたアルミナを二度塗布した。これは黒鉛坩堝から溶湯中への黒鉛の侵入を防止するためであり、さらに溶解中には酸化を極力少なくする目的で Ar ガスを流量約 1.25 L/min 流し、溶解中は坩堝に蓋をした。材料が溶け落ち後、溶湯の温度が 1873K に達すると、予め 1123K に加熱しておいた黒鉛坩堝を使用して、目標 Si 量となるように Fe-75%Si 合金を 3.23%、Al ショット材を 0.1%添加して置注ぎ法により脱酸処理した後、底部肉厚 15mm、高さ 100mm、長さ 160mm の Y ブロック CO₂ 鑄型 6 個に素早く鑄込んだ。

得られた供試材は、組織を均一化するため、1223K×3.6ks 後炉冷の焼鈍を行った。

フェライト基地球状黒鉛鑄鉄(FDI)、フェライト基地 CV 黒鉛鑄鉄(FCV)の溶製は、前報⁸⁾と同様とした。

組織観察は、ナイトル腐食した後光学顕微鏡により 100 倍にて撮影し、フェライト結晶粒径、フェライト粒子数、フェライト面積率、パーライト面積率を測定した。

2.2 衝撃試験

衝撃試験は、容量 300J の計装化シャルピー衝撃試験機を使用し、荷重測定は、ハンマに埋設された抵抗線ひずみゲージ電圧を増幅して 1MHz でサンプリングし 12bit ADC によって量子化を行った。試験温度は、123K ~ 423K の範囲で行った。試験片の温度調整は、123K ~ 273K の温度範囲のものについては、液体窒素にどぶ漬けし、323K ~ 423K のものについては、サラダ油を加熱することにより調整した。試験片温度測定は、φ 0.32mm の銅-コンスタンタン熱電対(T)を試験片側面

にスポット溶接機で溶着してデジタルサーモメータで測定し、メータが所定の試験設定温度となると同時に試験した。

衝撃試験片は、前報⁸⁾と同様に Fig.1 に示す 8×10×55mm の平滑材と、10×10×55mm の切欠き材を使用した。外部切欠き材の応力集中係数(α)は、西田¹²⁾によると無切欠き材の α は 1, R0.5 材の α は 3.0, R0.15 材の α は 4.8 となる。

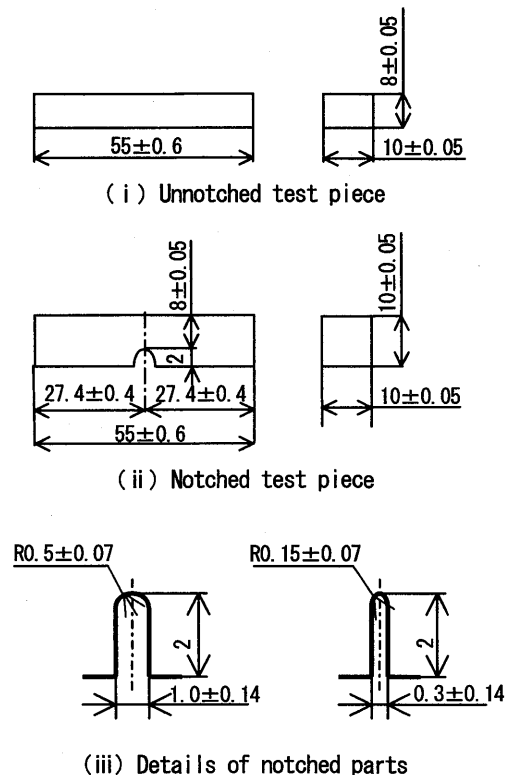


Fig. 1 Shape and dimension of impact test pieces.

2.3 静的試験

引張試験は、平行部径 8mm、標点間距離 28mm の試験片を用いて、インストロン万能試験機を使用して荷重速度 8.33×10^{-3} mm/s の条件で室温で試験を行った。

なお、Si 鑄鋼は常温で脆性破壊するので、常温試験のものと同じ試験片を用いて、試験片をマントル型ヒーターで覆い 323K, 348K, 373K, 423K においても試験を行った。

硬さ試験は、ブリネル硬さ試験を(10/3000/30)の条件で行い、基地硬度についてはマイクロビッカース試験を負荷荷重 0.49N、負荷時間 15s の条件で 10 点測定した。

3. 実験結果および考察

3.1 供試材の組織および静的機械的性質

3.1.1 供試材の化学組成および組織

Table 1 に供試材の化学組成を、Fig. 2 に得られた供試材の組織写真を示す。

供試材の化学組成は、Si 鑄鋼は 0.20%C, 2.50%Si と目標とおりの低 C, 高 Si のものが得られており、Si 量は FDI, FCV と大きな差異のないことがわかる。また、組織写真から、Si 鑄鋼は、フェライト結晶粒がフェライト結晶粒径 180 μm で鑄鉄材に比べてかなり大きい。球状黒鉛鑄鉄, CV 黒鉛鑄鉄の黒鉛球状化率はそれぞれ、89%, 47%, 黒鉛面積率は 14%程度のものである。

Table 1 Chemical compositions of specimens (mass%).

	C	Si	Mn	P	S	Mg
Si cast steel	0.20	2.50	0.07	0.010	0.010	—
FDI	3.64	2.13	0.05	0.008	0.005	0.035
FCV	3.67	2.22	0.06	0.017	0.006	0.012

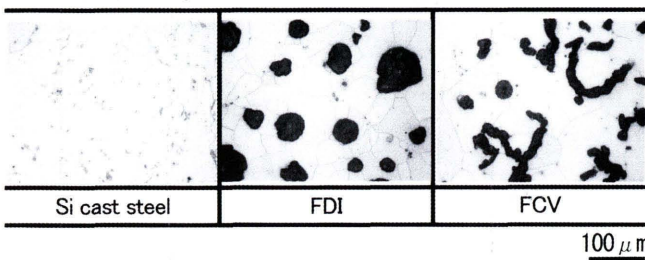


Fig. 2 Microstructures of specimens(Nital etched).

3. 1. 2 供試材の静的機械的性質

Table 2 に、供試材の静的機械的性質を示す。この表から明らかなように、引張強度、0.2%耐力は Si 鑄鋼が最も高く、基地硬度はいずれの供試材とも 160 ~ 170 Hv 程度で変わらない。伸び率は、常温では球状黒鉛鑄鉄が高い値を示している。CV 黒鉛鑄鉄は、黒鉛の切欠き効果により基地の延性を減じていることがわかる。

Table 2 Mechanical properties of specimens (R.T.).

	Si cast steel	FDI	FCV
Tensile strength (MPa)	522	364	277
0. 2%Proof stress (MPa)	321	215	194
Elongation (%)	16.2	27.4	9.5
Reduction of area (%)	1.6	24.3	2.1
Matrix hardness (Hv)	164	171	162
Hardness (HB)	148	122	102
Ferrite grain size (μm)	180	46	52

また、供試材の引張応力-ひずみ曲線を、Fig. 3 に示す。この応力-ひずみ曲線からも明らかなように、Si 鑄鋼は常温においては完全な延性破壊ではなく、脆性的な破壊をしており、試験温度 423K で引張強度は最も高く完全な延性破壊となり、延性も優れていることがわかる。一方、FDI および FCV は常温で延性破壊しており、強度低下は主として黒鉛の存在に起因する有効断面積の減少によるものであり、伸びの減少は黒鉛の切欠き効果によって減じたもの⁴⁾と考えられる。また、Si 鑄鋼が常温で脆性的破壊をし、鑄鉄材が延性破壊するのは、フェラ

イト結晶粒径の違いによる影響も考えられるが、基地中の黒鉛の存在はディンプルの核となり、延性破壊を引き起こしやすくするためと考えられる。

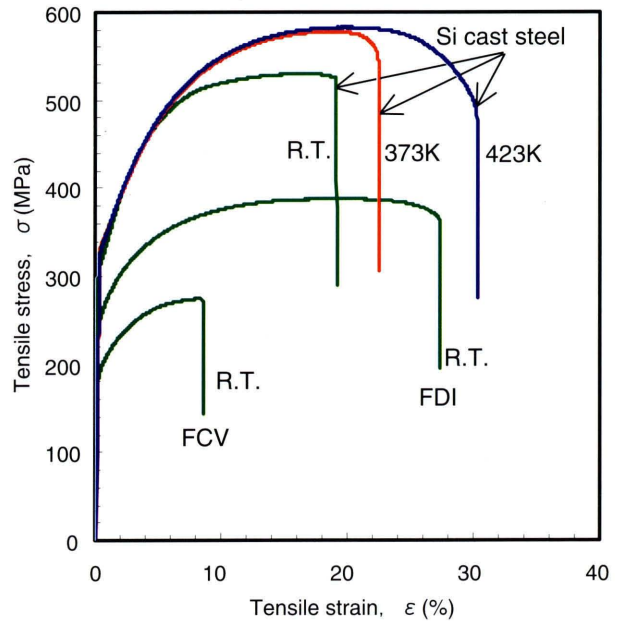


Fig. 3 Several σ - ϵ curves of specimens in tensile test at various temperature.

3. 2 衝撃特性

3. 2. 1 荷重-変位曲線および衝撃遷移曲線

Fig. 4 に Si 鑄鋼, FDI, FCV について得られた計装化シャルピー衝撃試験の代表的な荷重-変位曲線と試験温度との関係を示す。この図から明らかなように、試験温度の低下とともに破断までの変位量が大きく減少しており、破断エネルギーが小さくなっていることがわかる。

Si 鑄鋼の場合、外部切欠きを付すことによって破断までの変位量は大きく減少しているが、荷重-変位曲線中の最大荷重は上昇していることがわかる。これは、外部切欠きを付すことにより、切欠き底に 3 軸応力状態が発生し、塑性(弾性)拘束効果によって降伏点が上昇したためと考えられる。FDI の場合、外部切欠きを付すことによって、破断までの変位量が大きく減少することにより破断エネルギーが減少している。FCV も同様に、外部切欠きを付すことによって、破断までの変位量が小さくなっている。また、いずれの試料の場合も試験温度の低下とともにき裂発生および伝ばエネルギーが減少し、脆性破壊する様子がわかる。

これらの波形の比較から、鑄鉄材は Si 鑄鋼に比べ最大荷重は大きくは違わないが、破断までの変位量に大きな違いが現れていることがわかる。このことから、鑄鉄中の黒鉛の切欠き効果によって、破断までの変形能を小さくさせる働きがあるものと考察される。

Fig. 5 に、Fig. 4 の変位曲線から破断エネルギーを算出したときの各供試材の無切欠き材および外部切欠き

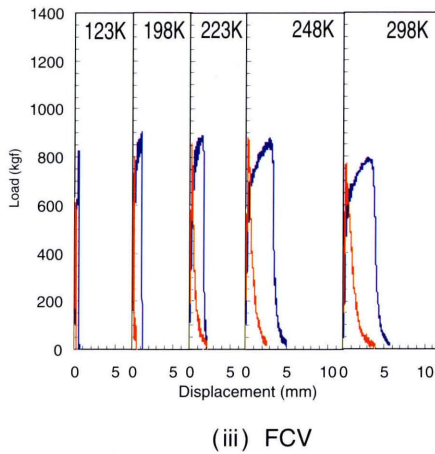
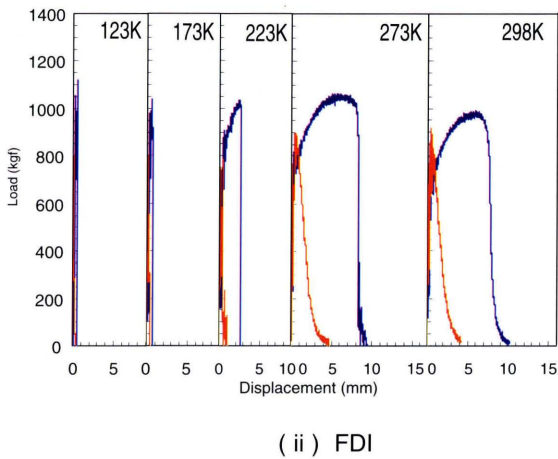
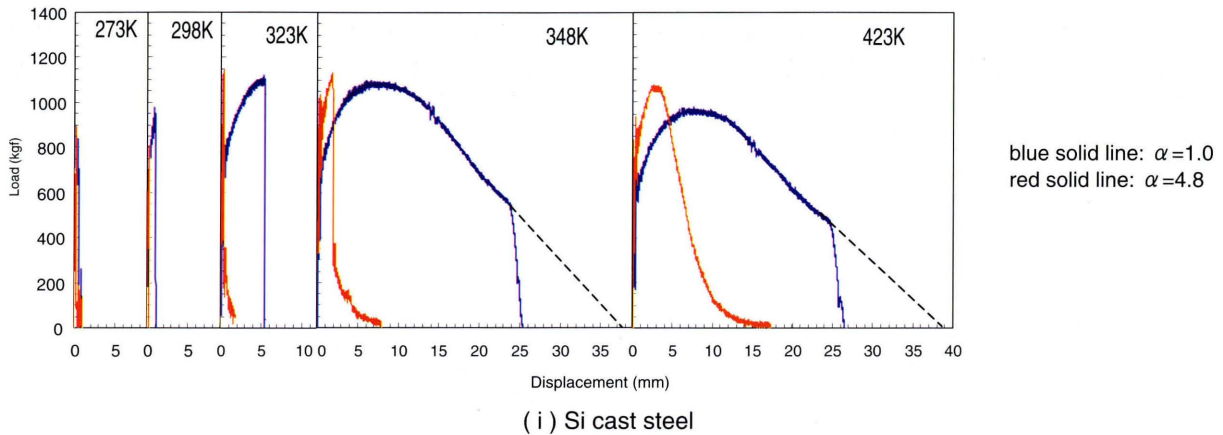


Fig. 4 Impact load - displacement curves of Si cast steel, SG iron(FDI) and CV iron(FCV).

材について得られた衝撃遷移曲線を示す。Si 鋳鋼では、試験温度が 348K 以上となると、無切欠き材はすべて破断しなかったが、Fig. 4 中に点線で示すように、得られた荷重-変位曲線を補正し、暫定的に破断エネルギーを求めた。この図から明らかなように、各供試材ともに明瞭な衝撃遷移曲線が得られており、Si 鋳鋼の延性域衝撃値は、鋳鉄材に比べてはるかに高い衝撃値を有しているが、脆性域衝撃値は、Si 鋳鋼よりも鋳鉄材の方が靱性に優れることがわかる。また、衝撃遷移温度を Si 鋳鋼と鋳

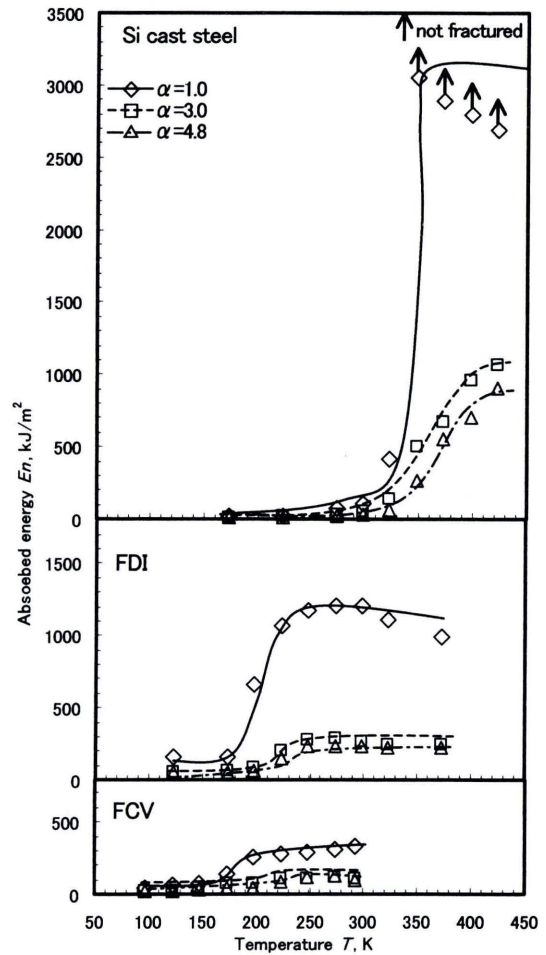


Fig. 5 Charpy impact transition curves of Si cast steel, SG iron(FDI) and CV iron(FCV).

鉄材とを比較すると、Si 鋳鋼の方がはるかに高い遷移温度を有しており、Si 鋳鋼は常温で脆性破壊、鋳鉄は延性破壊している。

また、Si 鋳鋼は外部切欠きを付すことによって、延性域衝撃値が大きく減少しており、外部切欠きの影響が大きいのことがわかる。FDI, FCV では外部切欠きを付すことにより大きく衝撃値は低下しているが、Si 鋳鋼に比べて上部棚から下部棚への変化幅は小さいことがわかる。

3. 2. 2 延性域, 脆性域での衝撃特性

Fig. 6に, 各供試材の衝撃遷移曲線の上部棚域(延性域)および下部棚域(脆性域)でのシャルピー衝撃値と α との関係を示す. 延性域の破断エネルギーは, Si 鑄鋼は423K, FDI および FCV は298K とし, 脆性域の破断エネルギーは, Si 鑄鋼は173K, FDI および FCV は123K とした. この図から, Si 鑄鋼, 鑄鉄材とも応力集中係数(α)の増加に従い, 破断エネルギーは大きく減少していることがわかる. また, いずれの α においても衝撃値はSi 鑄鋼が優れ, 次いで FDI, FCV の順となる. Si 鑄鋼に比べ FDI の破断エネルギーが小さいのは, 有効断面積の減少と黒鉛の切欠き効果によるためであり, FCV の破断エネルギーが小さいのは, FDI に比べてさらに大きな有効断面積の減少と黒鉛の切欠き効果によるためである. しかし, 常温においてはSi 鑄鋼は脆性破壊するので衝撃値は著しく小さくなる. 脆性域においては, α の増加によって衝撃値は減少する傾向を示すが, いずれの α においても衝撃値はFDI が優れており, 次いでFCV, Si 鑄鋼の順となり, 脆性域においてはSi 鑄鋼は, 鑄鉄材に比べ靱性特性は大きく劣ることがわかる.

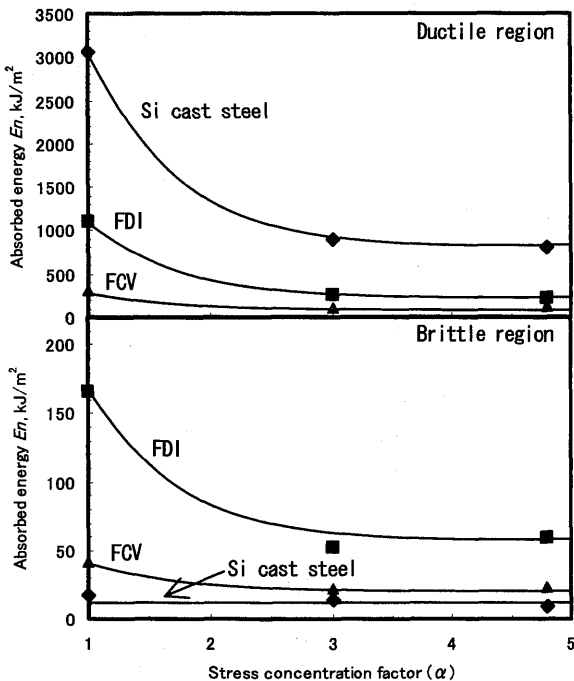


Fig. 6 Relation between transition temperature and α of Si cast steel, SG iron(FDI) and CV iron(FCV).

3. 2. 3 衝撃遷移温度

Fig. 7に, 各供試材のシャルピー衝撃遷移曲線から求めた衝撃エネルギー遷移温度と応力集中係数(α)との関係を示す. 同図から, 衝撃遷移温度は外部切欠きを付すことによっていずれの試料もやや上昇する傾向にある. また, Si 鑄鋼の衝撃遷移温度は330K 付近に存在し, 同じフェライト基地の FDI に比べ130K 以上も高い. これ

は, 基地のフェライト結晶粒径の粗大化による差は40K 程度¹³⁾と推察されるので, 鑄鉄材よりもSi 鑄鋼の方が90K 程度遷移温度が高いことがわかる.

また, FDI と FCV とを比較しても, 黒鉛形状の崩れた CV 黒鉛鑄鉄の方が明らかに遷移温度は低い傾向にあり, 黒鉛球状化率が低下すると, 延性域衝撃値は減少するが, 遷移温度は低下することがわかる.

以上のことから, 黒鉛の存在は, 基地の有効断面積を減少させるが, デンプルの核形成となるとともに, き裂は黒鉛に沿って伝ばするので, き裂伝ばの緩衝効果として働き, 遷移温度を低下させるものと考察される.

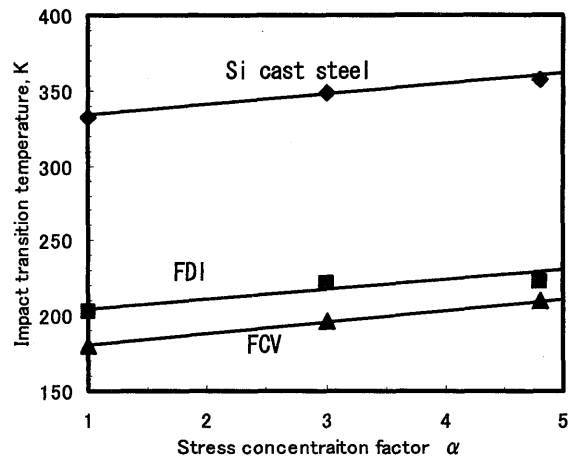


Fig. 7 Relation between transition temperature and α of Si cast steel, SG iron(FDI) and CV iron(FCV).

3. 2. 4 き裂発生およびき裂伝ば特性

き裂発生および伝ば特性を観察するため, 衝撃試験片を用いて曲げ試験を実施し, き裂の発生および進展状況を観察した. その結果を Fig. 8 に示す. この図から明らかのように, FDI, FCV とともに無切欠き材, 切欠き材とも最大荷重点に到達する以前に, 黒鉛粒内のき裂および黒鉛の基地からの剥離といったものが観察され, 一部, 基地への微視き裂の進展といったものも確認される. その後, 最大荷重点を超えたところでは, 先に発生していた微視き裂はさらに進展し, 微視き裂と微視き裂とが連結して巨視的なき裂に進展していることがわかる. その後, き裂は脆弱な黒鉛部に沿って選択的に進み, き裂の緩やかな進展とともに荷重は減少していき破断に至る.

一方 Si 鑄鋼の場合には, 無切欠き材, 切欠き材とも最大荷重点前までは, 鑄鉄のような微視き裂は観察されないまま荷重は増加し, 試験片の変形も大きくなってゆく. そして最大荷重点を超えると同時にき裂は発生し, 急速に伝ばして破断にいたっている. 著者らも前報¹⁴⁾で明らかにしたが, 一般に, 巨視的なき裂の発生は荷重-変位(たわみ)曲線の最大荷重点をき裂発生点として取り扱い, 破断エネルギー(E_n)は最大荷重点までのき裂発生エネルギー(E)と, それ以降のき裂伝ばエネルギー(E_p)とに分

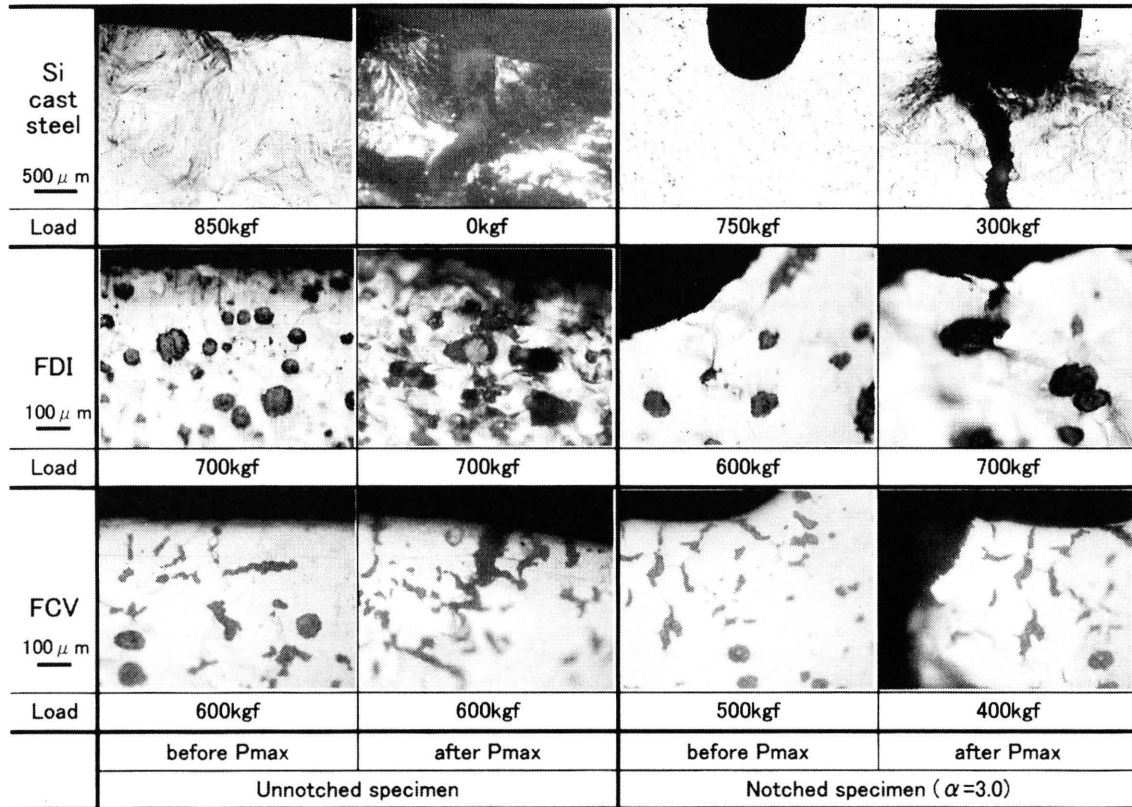


Fig. 8 Observation of Si cast steel, SG iron(FDI) and CV iron(FCV) in bending test. at R.T.

けられる^{15, 16)}。その結果を Fig. 9 に示す。また、延性域では、Si 鋳鋼が破断せず明確にき裂発生、伝ばエネルギーに分割できなかったため、切欠き材($\alpha=3.0$)のもので比較した。

この図から、延性域においては En , Ei , Ep とともに Si 鋳鋼が最も大きく、次いで FDI, FCV の順となり、黒鉛の存在による有効断面積の減少およびその切欠き効果によって、FDI では Si 鋳鋼の 2 割程度、FCV は Si 鋳鋼の 1 割程度の靱性しか持ち合わせていない。また、この場合 α が 3.0 では、 Ei よりも Ep の方が高い傾向を示し、 En に占める Ei , Ep の割合は、Si 鋳鋼と FDI, FCV とともに同様の傾向となっている。常温においては、Si 鋳鋼は延性-脆性遷移域にかかるため、鋳鉄材に比べ破断エネルギーははるかに劣る結果を示す。

脆性域においては、鋳鉄材の Ei は Si 鋳鋼の Ei よりもはるかに高い値を有していることがわかり、黒鉛の存在は、脆性き裂の発生を抑制する効果も有すると考えられる。また、鋳鉄材の Ep は Si 鋳鋼のものよりも高く、黒鉛の存在が脆性き裂進展の緩衝効果の役割を果たしていることがわかる。

3. 2. 5 外部切欠き係数と α との関係

衝撃における外部切欠きをの影響を評価するために、前報⁷⁾と同様に外部切欠き係数 βn (βn =無切欠き材の

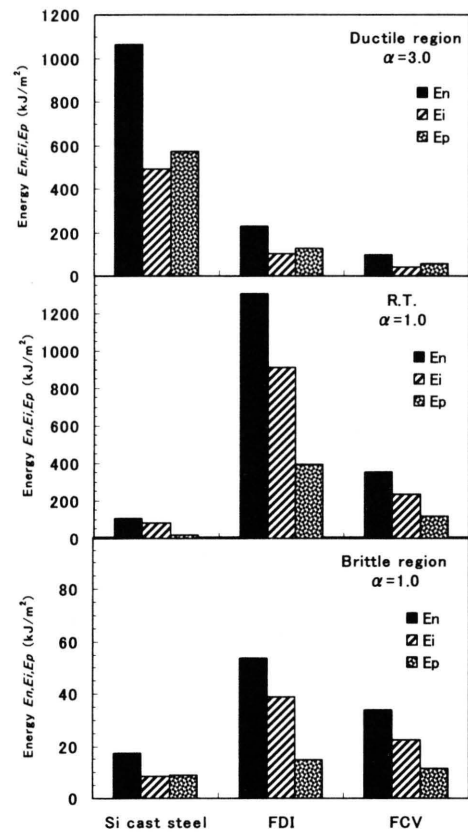


Fig. 9 En , Ei & Ep in impact test of Si cast steel, SG iron(FDI) and CV iron(FCV).

破断エネルギー/切欠き材の破断エネルギー)を定義し、延性域におけるその結果を Fig. 10 に示した。

この図より、各供試材ともに α の増加に伴い βn は増加する傾向を示しており、外部切欠きに対して敏感であることがわかる。特に、Si 鑄鋼は α の増加に従いほぼ直線的に増加しており、外部切欠きが鋭ければ鋭いほど、靱性を低下させることがわかる。一方、鑄鉄材の場合 α が3.0以上になると、外部切欠きの影響はこれ以上は大きくなることがわかる。また、外部切欠き係数はSi 鑄鋼が最も大きく、次いで FDI, FCV の順となり、基地の有効断面積が小さく、黒鉛の切欠き効果の大きいもの、すなわち内部の欠陥の大きいものほど外部切欠きの影響は受けにくくなっている。また、 α が3.0以上では βn は大きく変化していないことから、外部切欠きが鋭くなってもその影響をほとんど受けないことがわかる。

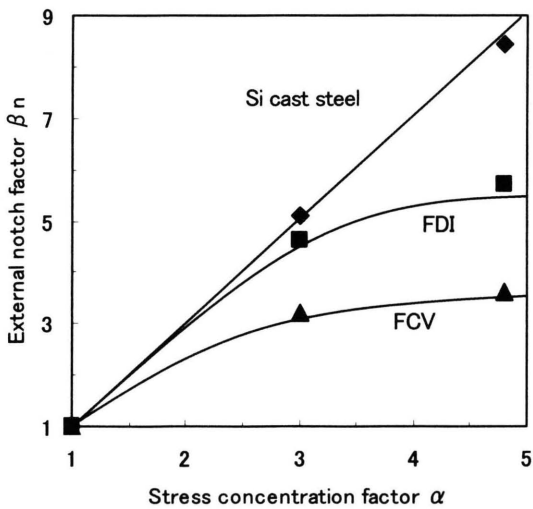


Fig. 10 Relation between βn and α in impact test of Si cast steel, SG iron(FDI) and CV iron(FCV) in ductile region.

3. 3 破面観察結果

衝撃試験に供した供試材の破断面を SEM 観察した。観察箇所は、切欠き底直下の試験片中央部とした。Fig. 11 に、FCV, FDI, Si 鑄鋼の室温(常温)および Si 鑄鋼の 423K, α が 4.8 の破面を示す。同図から明らかなように、室温で試験をした FCV, FDI は、CV および球状黒鉛を核としてディンプルが形成されている。また、微小介在物を核とする微小ディンプルが多数観察され、典型的な延性破面である。このことは黒鉛および微小介在物がディンプルの核となるため、鑄鉄は延性破壊しやすいことを示している。一方、Si 鑄鋼は常温で基地の変形がほとんど認められず、リバーパターンで構成される明らかな脆性破面である。しかし、423K では、微小介在物を核とした等軸状のディンプル破面が、鑄鉄材より多数観察され、極めて高靱性を示した痕跡が確認される。

Fig. 12 に、遷移域における FCV および FDI(223K), Si 鑄鋼(323K)の無切欠き材の SEM 観察写真を示す。同図から明らかなように、鑄鉄材ではフェライト基地部のリバーパターンと CV 黒鉛および球状黒鉛を核とするディンプルが多数形成された延性-脆性破面の混在した破面形態であることがわかる。すなわち、この破面観察からも、黒鉛部周囲には延性的な破面形成がなされていることから、鑄鉄の場合基地に存在する黒鉛が延性破壊を生じさせやすくしていると考えられ、結果として衝撃遷移温度を低下させる効果をもたらしたと考えられる。一方、Si 鑄鋼の遷移域破面はほとんどがリバーパターンで占められているが、一部に介在物を核とした多量の極めて微小なディンプルが観察された。

Fig.13 に、FCV および FDI, Si 鑄鋼の脆性域における衝撃破面の SEM 観察写真を示す。同図から明らかなように、FDI, FCV, Si 鑄鋼いずれも破面形態はフェライト基地部がリバーパターンで占められた脆性破面であることがわかる。しかし、黒鉛部の周囲では多数の階段状のへき開破面が観察され、黒鉛によって脆性き裂がジグザグに進展しており、黒鉛が脆性き裂進展の緩衝効果を引き起こしたものと考えられる。

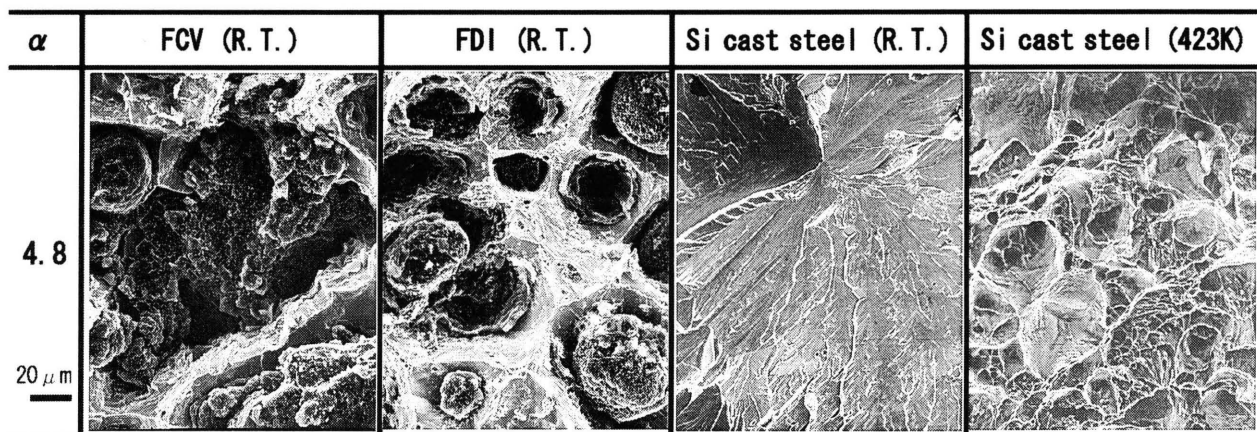


Fig. 11 SEM observation of impact fracture surfaces of notched CV iron(FCV), SG iron(FDI) and Si cast steel specimens($\alpha=4.8$).

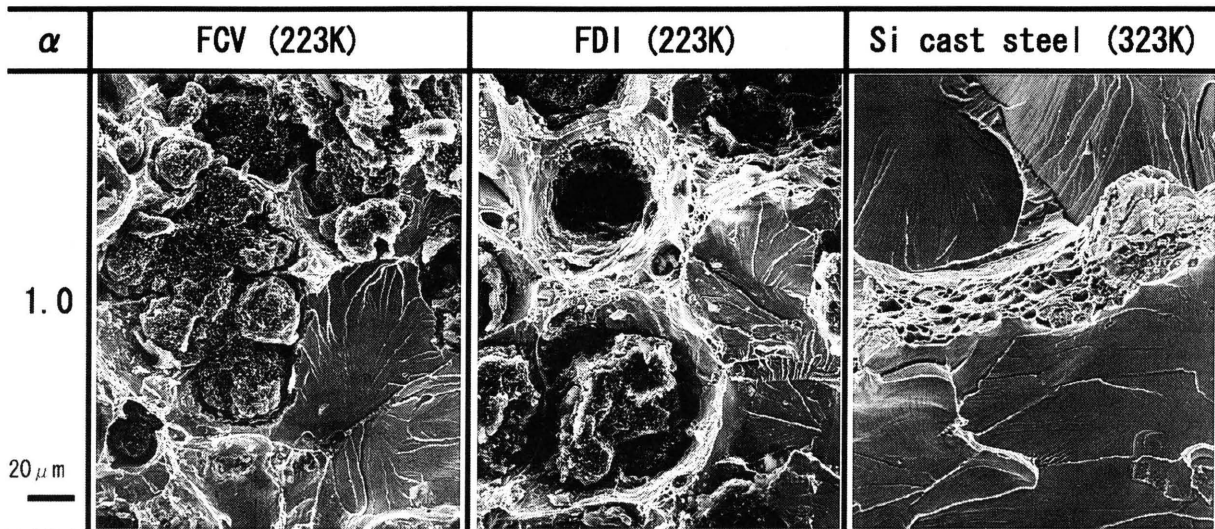


Fig. 12 SEM observation of impact fracture surfaces of unnotched CV iron(FCV), SG iron(FDI) and Si cast steel specimen in the transition region.

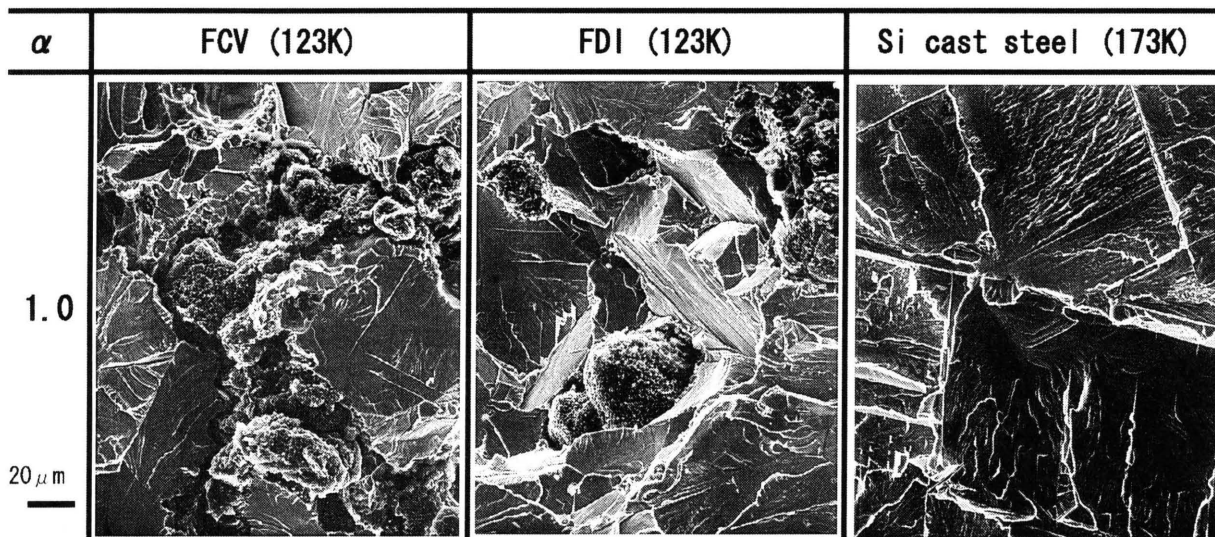


Fig. 13 SEM observation of impact fracture surfaces of unnotched CV iron(FCV), SG iron(FDI) and Si cast steel specimen in the brittle region.

4. 結言

鑄鉄の基地と同等の高Siの鑄鋼を溶製し、Si鑄鋼と球状およびCV黒鉛鑄鉄の衝撃特性を比較検討し、黒鉛の影響を検討した結果、以下の結言が得られた。

1. 鑄鉄中の黒鉛の存在は、衝撃による延性破壊においては荷重-変位曲線の破断までの変形を著しく小さくするため、Si鑄鋼に比べ鑄鉄材の破断エネルギーは大きく減少する。
2. Si鑄鋼の延性域衝撃値は、FDI、FCVに比べはるかに大きい。鑄鉄材の衝撃値が小さいのは、有効断面積の減少と黒鉛の切欠き効果によるもので、FDIに比べFCVの方がこれらの影響が大きい。
3. 鑄鉄中の黒鉛の存在は、黒鉛がデンプルの核となって延性破壊させるため、衝撃遷移温度を低下させる。

このため鑄鉄材は常温で延性破壊するが、Si鑄鋼は脆性破壊する。

4. Si鑄鋼の低温靱性は、鑄鉄材に比べはるかに劣る。これは鑄鉄中の黒鉛が脆性き裂の進展の緩衝効果を持つためである。
5. 鑄鉄中に存在する黒鉛は、衝撃特性における外部切欠きの影響を緩和するため、Si鑄鋼に比べて外部切欠き係数は小さく、応力集中係数が3以上になっても切欠き効果はほとんど変わらない。

5. 文献

- 1) 素形材センター(編): 鑄鉄の生産技術(改訂版), pp6, 1999
- 2) 矢島悦次郎ほか: 若い技術者のための機械・金属材料,

- 丸善, pp114, 2002
- 3) 素形材センター(編): 鑄鋼の生産技術, pp51, 1996
 - 4) 塩田俊雄, 小松眞一郎: 鑄鉄の有効断面積と静的強さとの関係について, 鑄物, Vol49, No10, pp602-607, 1977
 - 5) 塩田俊雄, 小松眞一郎: 黒鉛形状の異なる鑄鉄の疲労強度と切欠き効果及び有効断面積との関係について, 材料, Vol27, No294, pp291-297, 1978
 - 6) 塩田俊雄, 小松眞一郎, 松岡敬: 鑄鉄のシャルピー衝撃試験特性に及ぼす黒鉛形状の影響, 近畿大学工学部研究報告, No18, pp55-62, 1984
 - 7) 西成基, 小林俊郎: 鑄鉄のシャルピー試験における破壊力学的考察, 鑄物, Vol47, No6, pp381-387, 1977
 - 8) 信木関, 塩田俊雄, 旗手稔: 基地組織の異なる球状およびCV黒鉛鑄鉄の衝撃特性における切欠き効果, 近畿大学工学部研究報告, No36, pp37-44, 2002
 - 9) 小林俊郎: 鑄鉄の衝撃破壊とその評価について, 鉄と鋼, Vol59, No12, pp1578-1591, 1973
 - 10) 炭本治喜, 中村幸吉: 球状黒鉛鑄鉄の低温衝撃特性に及ぼす黒鉛の効果について, 鑄物, Vol55, No10, pp609-614, 1983
 - 11) 池永明, 岡林邦夫: 球状黒鉛鑄鉄の衝撃破壊特性に及ぼす炭素含有量と球状黒鉛粒数の影響, 鑄物, Vol49, No7, pp411-416, 1977
 - 12) 西田正孝: 応力集中, 森北出版, pp572, 1966
 - 13) 西成基, 小林俊郎, 多賀精二: フェライト型球状黒鉛鑄鉄のじん性に及ぼすマイクロ組織の影響, 鑄物, Vol48, No1, pp9-15, 1976
 - 14) 信木関, 塩田俊雄, 旗手稔: フェライト基地球状及びCV黒鉛鑄鉄の切欠衝撃・曲げ特性, 鑄造工学, Vol75, No11, pp749-756, 2003
 - 15) 永井恭一, 大和田野利郎: フェライト球状黒鉛鑄鉄の切り欠き及び無切り欠き棒の曲げ特性, 鑄造工学, Vol71, No9, pp603-608, 1999
 - 16) 小林俊郎: 計装化シャルピー衝撃試験における進歩, 材料, Vol51, No7, pp771-779, 2002