

球状黒鉛鑄鉄の衝撃特性に及ぼす基地組織の影響

信木 関*, 塩田 俊雄**, 旗手 稔**

Influences of Matrix Microstructure on Impact Characteristics of Ductile Cast Irons

Tohru NOBUKI, Toshio SHIOTA, Minoru HATATE

Synopsis

The influence of matrix microstructure on impact characteristics of ductile cast iron was investigated by using three kinds of heat-treated ductile cast irons whose matrix structures are ferrite, pearlite and bainite (ausferrite). The instrumented Charpy impact tests were carried out with un-notched and V-notched specimens in the temperature range from 123 K to 423 K. The results obtained are summarized as follows:

In the ductile region, the impact value becomes larger in the order of pearlite, bainite and ferrite matrix, which is the same order in elongation. In the brittle region, the difference in matrix microstructure does not affect impact value. The impact transition temperature becomes lower in the order of pearlite, bainite and ferrite matrix. Addition of an external notch to impact specimens results in rising in transition temperature in every matrix. The external notch factor (impact value of un-notched specimen divided by impact value of notched specimen) becomes larger in the order of ferrite, pearlite and bainite matrix, which is the same order in hardness, and this means that a sample with a harder matrix is more largely affected by external notches.

Key words: Ductile cast iron, Impact characteristics, Matrix microstructure, Ferrite, Pearlite, Bainite, Transition temperature, Absorbed energy, Crack initiation energy, Crack propagation energy, Fractography

1. 緒言

鑄鉄は、基地中に炭素の供給あるいは凝集源である黒鉛を有するため、熱処理により基地組織を任意に変化させ得るという特徴がある。このため、鑄鉄の熱処理は材質を決定する上で重要な意味を持つ。延性の求められる用途にはフェライト基地材を、強度や耐摩耗性を必要とする用途にはパーライト基地材を、あるいはそれらの中間的な特性としてはフェライトとパーライトの混合基地材を利用でき、このことにより工業的に要求される広範な材料特性に対応している^{1,2)}。また、鋼材などで強靱化のために行われているオーステンパ処理を鑄鉄にも適用すれば、ベイナイト基地となり、高強度、高靱性及び高硬度を示すとともに、耐摩耗性も優れているので、チェーンプロケット、エンジン用タイミングギヤ、ダイスなど近年鋼材の代替材料として注目されている^{3,4)}。

しかし、鑄鉄には黒鉛が種々の形状で分布し、有効断面積を減少させるとともに、黒鉛が切欠きとして作用するために、鋼材などと比較して耐衝撃性が劣るが、外部

切欠きの影響は受けにくいといわれている⁵⁻⁸⁾。これまでに、塩田らは、球状黒鉛鑄鉄の静的及び疲労特性に及ぼす外部切欠きの影響を検討し、疲労強度と黒鉛の切欠き効果^{9,10)}、黒鉛の存在による有効断面積の減少との関係^{11,12)}について明らかにしている。また、近年では、衝撃だけでなく静的曲げによる切欠き靱性試験も行われており、試験温度やひずみ速度の影響といった観点からの報告¹³⁻¹⁶⁾や著者らの球状及びCV黒鉛鑄鉄の切欠き衝撃・曲げ特性の詳細な研究^{17,18)}があるが、衝撃特性に及ぼす基地組織と外部切欠きの影響といった観点からまとめた研究報告は皆無である。このため、更なる鑄鉄の信頼性確保、用途拡大のためには、衝撃特性に及ぼす基地組織の影響について明らかにしておく必要がある。

そこで、本研究では、球状黒鉛鑄鉄を溶製し、熱処理によって基地組織をフェライト、パーライト、ベイナイト(オースフェライト)とした衝撃試験片を作成し、無切欠き材、V切欠き材について計装化シャルピー衝撃試験を行い、衝撃値、遷移温度、亀裂発生及び伝播エネルギー

*近畿大学工学部研究員、同非常勤講師
**近畿大学工学部機械工学科

Researcher and part-time lecturer, School of Engineering, Kinki University.
Department of Mechanical Engineering, School of Engineering, Kinki University.

一などの衝撃特性に及ぼす基地組織の影響及び切欠き効果について検討した。

2. 実験方法

2.1 供試材

供試材は、原料鉄として低C高純度鉄と高C高純度鉄を使用した。溶製方法は次の通りである。20kVAの高周波誘導電気炉を用いて溶解し、溶湯の温度が1693Kに達するとFe-75%Si合金を添加し溶湯の温度が1823Kに達すると、あらかじめ873Kに加熱しておいた黒鉛のつぼを使用して希土類市販球状化剤とFe-45%Si-8%Mg合金を1.6%添加して、置注ぎ法で黒鉛球状化処理し、Fe-50%Si合金を0.4%接種した後、底部厚さ30mm、高さ100mm、長さ160mmのYブロックCO₂鋳型に鋳込んだ。

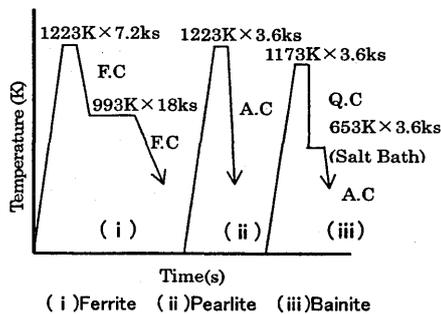


Fig. 1 Three kinds of heat treating conditions.

(F.C:Furnace Cooling, A.C:Air Cooling, Q.C:Quenching)

その後、電気炉を用いて、Fig. 1に示すように、フェライト化焼鈍(1223K×7.2ks保持後炉冷、993K×18ks保持後炉冷)以後FDI、パーライト化焼鈍(1223K×3.6ks保持後強制空冷)以後PDI、オーステンパ熱処理(1173K×3.6ks保持後653K×3.6ks保持後空冷)以後ADIの熱処理を施した。

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1MHzでサンプリングし、12bitADCによって量子化を行った。変位は、時間関数として得られる衝撃波形を初期荷重からエネルギーの損失による速度低下分を補正し、荷重-時間曲線から求めた。試験温度は、123K～423Kの範囲で行った。試験片温度測定は、φ0.32mmのT熱電対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。

ハンマ持ち上げ角の設定は、無切欠き材は90°とし、切欠き材は45°とした。この場合のハンマ打撃速度、ハンマ打撃エネルギーは、それぞれ3.8m/s、2.1m/s及び163J、48Jである。

衝撃試験片は、Fig. 2に示すように、8×10×55mm

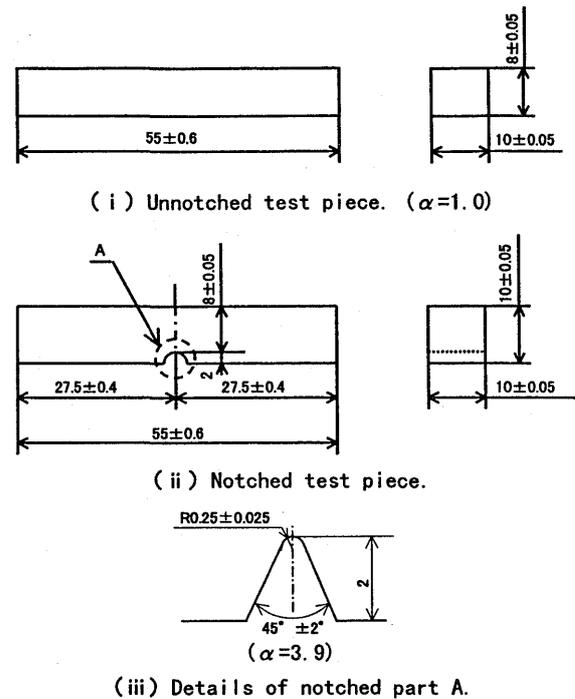


Fig. 2 Shape and dimension of impact specimens.

の無切欠き材と、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¹⁹⁾によると無切欠き材の α は1、R0.25の45°V切欠き材(JIS Z 2202に準拠)の α は3.9となる。

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負荷速度 8.33×10^{-3} mm/sの条件で室温中で試験を行った。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、マイクロピッカース硬さ試験を負荷荷重0.49N、荷重時間15sの条件とし10点測定した。

3. 実験結果及び考察

3.1 供試材の組織及び静的機械的性質

3.1.1 供試材の化学組成及び組織

Table 1に得られた供試材の化学組成を、Fig. 3に得られた供試材の組織写真を示す。

これらの図、表より、得られた供試材は、3.6%C、2.1%Si組成の球状黒鉛鋳鉄であり、また、黒鉛球状化率は82%、黒鉛面積率13.3%、平均黒鉛粒径は27 μ mのものである。

Table 1 Chemical compositions of specimens. (mass%)

	C	Si	Mn	P	S
FDI	3.74	2.07	0.07	0.010	0.005
PDI	3.44	2.16	0.06	0.010	0.005
ADI	3.64	2.15	0.03	0.005	0.006

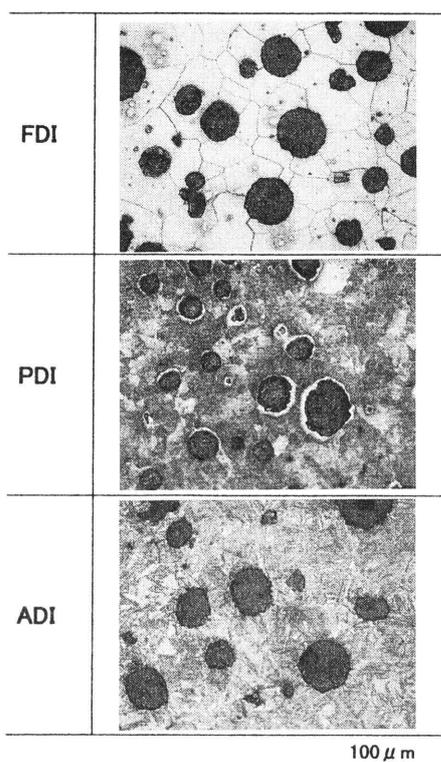


Fig. 3 Microstructures of specimens. (Nital etched)

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

	FDI	PDI	ADI
Tensile strength (MPa)	364	862	1066
0.2%Proof stress (MPa)	215	556	828
Elongation (%)	27.4	4.8	9.0
Reduction of area (%)	24.3	4.5	3.3
Hardness (HB)	122	255	302
Hardness (HV)	191	350	380

3. 1. 2 供試材の静的機械的性質

得られた供試材の静的機械的性質を Table 2 に示す。引張強度及び伸び率は、FDI, PDI, ADI それぞれ 364MPa, 27.4%, 862MPa, 4.8%, 1066MPa, 9% で、FDI は低強度であるが、伸びが大きく、ADI は高強度で伸びもかなり大きい。しかし、PDI は強度はかなり高いが一番伸びが小さいことが分かる。基地硬度については、FDI, PDI, ADI それぞれ HV が 191, 350, 380 であり、ADI が最も硬度が高く、次いで PDI, FDI の順となっている。

3. 2 衝撃特性と基地組織

3. 2. 1 荷重-変位曲線

Fig. 4 に、各供試材の延性域で得られた衝撃試験の荷重-変位曲線を示す。この図から明らかなように、基地組織により波形に大きな違いが現れていることが分かる。すなわち、無切欠き材、V 切欠き材ともに、破断までの最大荷重で比較すると、ADI が最も高く、次いで PDI,

最後に FDI の順となり、引張強度と同じ傾向となる。また、最大荷重点での変位で比較すると、FDI が最も大きく、次いで ADI, PDI の順となり、これは伸び率と同じ傾向を示す。特に FDI のものは、最大荷重点の変位が大きいばかりか、最大荷重点からのなだらかな荷重の減少過程が認められる。また、V 切欠き材のものに比べ、三軸応力状態の塑性拘束^{20,21)}によって、破断までの変位が大きく減少していることが分かる。

Fig. 5 に、衝撃荷重-変位曲線中の最大荷重点(P_{max})と基地組織との関係について示す。この図より、 P_{max} は、無切欠き材の場合、ADI が最も高く、次いで PDI, FDI の順となり、強度の高いものほど高くなっており、FDI は ADI の半分程度の荷重である。また、V 切欠き材のものは、無切欠き材のものに比べ P_{max} は減少しているが、FDI のものは、ADI, PDI のものに比べてその減

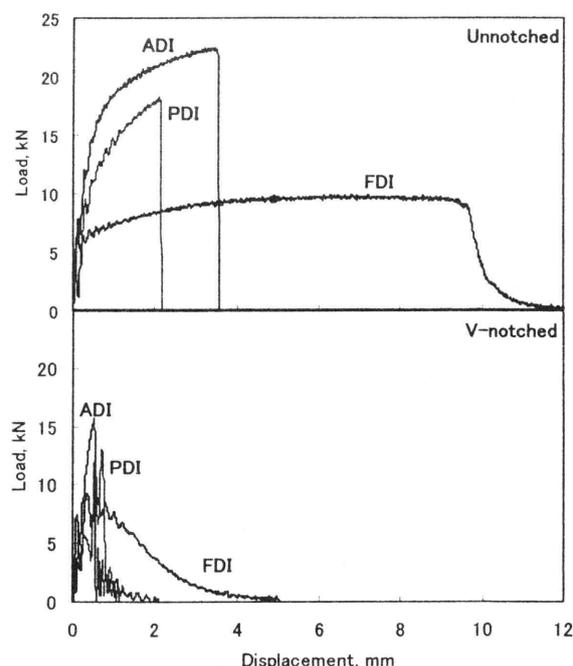
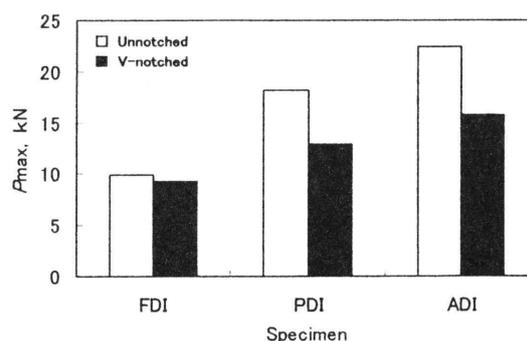


Fig. 4 Load-displacement curves of specimens on instrumented Charpy impact testing in ductile region.

Fig. 5 Comparison of P_{max} in Load-displacement curves of instrumented Charpy impact testing.

少幅は小さい。このことから、切欠きを付すことにより、衝撃値が大きく減少しているのは、最大荷重が減少するよりも、破断までの塑性変形量が大きく減少するためであると考察される。

3. 2. 2 衝撃遷移曲線

Fig. 6に、各供試材について得られた衝撃遷移曲線を示す。この図から、温度が低下するとともに遷移挙動を示しており、V切欠き材の衝撃値は、無切欠き材のものに比べて大きく劣っている。また、FDIの373 K, ADIの423 Kで延性域衝撃値が低下しているのは、材料の高温軟化のため²²⁾であると考えられる。

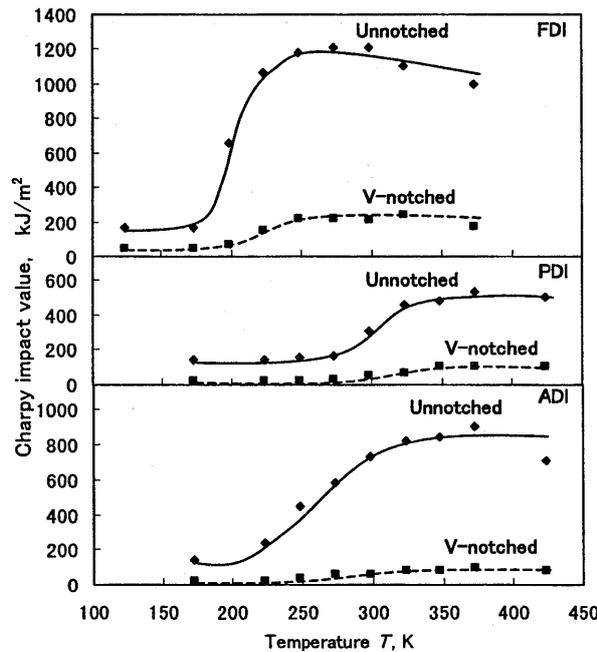


Fig. 6 Charpy impact transition curves of specimens.

3. 2. 3 延性域, 脆性域衝撃値

Fig. 7に、各供試材の延性域におけるシャルピー衝撃値、脆性域におけるシャルピー衝撃値との関係を示す。同図より、延性域では、シャルピー衝撃値はFDIのものが最も高く、次いでADI, PDIの順となる。脆性域においても、衝撃値はFDIのものが最も高いが、その差はわずかしがなく、基地組織による衝撃値の差異は脆性域では、明確ではないことが分かる。

3. 2. 4 衝撃遷移温度

Fig. 8に、衝撃遷移温度と基地組織との関係について示す。この図から、衝撃遷移温度は、FDIが最も低く、次いでADI, PDIとなっており、FDIとPDIの遷移温度の違いは100 K程度認められる。このことは、基地の延性が大きいものほど、低い遷移温度を示すと考察される。また、V切欠き材のものは無切欠き材のものに比べて

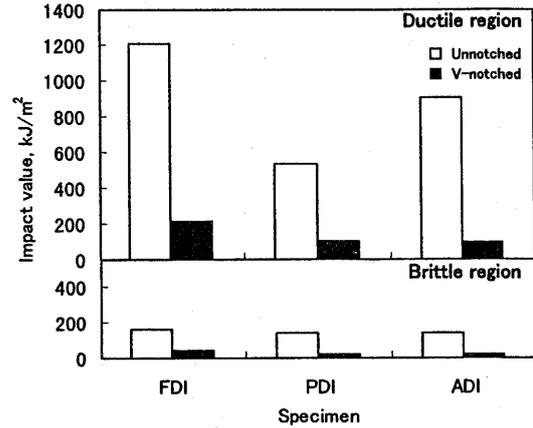


Fig. 7 Relation between impact value and specimens in ductile and brittle regions.

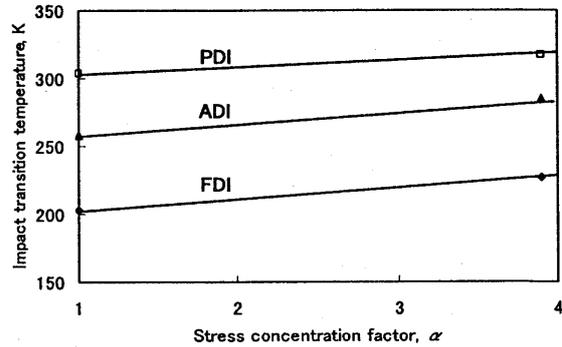


Fig. 8 Relation between impact transition temperature of specimens and matrix microstructure.

遷移温度は高くなっており、応力集中の増加は、衝撃遷移温度を上昇させる。

3. 2. 5 破断エネルギー特性

Fig. 9に、計装化シャルピー衝撃試験で得られた荷重-変位曲線の最大荷重点(P_{max})を亀裂発生点として取り扱い^{17,18,23-25)}、破断エネルギー E_n を亀裂発生エネルギー E_i と亀裂伝播エネルギー E_p に分割し、延性破壊の場合の基地組織との関係について示す。

この図から、無切欠き材の E_i 及び E_p は、FDIが最も高く、次いでADI, 最後にPDIの順となっており、 E_n の大きいものは、 E_i , E_p も大きいことが分かる。V切欠き材では、 E_n は、FDIが最も高く、次いでADI, PDIの順となり、無切欠き材と同様の傾向となるが、 E_i は、いずれの基地組織のものも無切欠き材に比べて大変小さい値を示し、また、基地組織によって、大きな相違は認められない。一方、 E_p については、ADI, PDIに比べてFDIが高く、 E_n と同様の傾向を示している。

次に、 E_n に占める E_i の割合が基地組織によってどの様に違うのかを検討するために、亀裂発生エネルギーの占有率 E_r を(Eq. 1)の様に定義し、Fig. 10に示した。

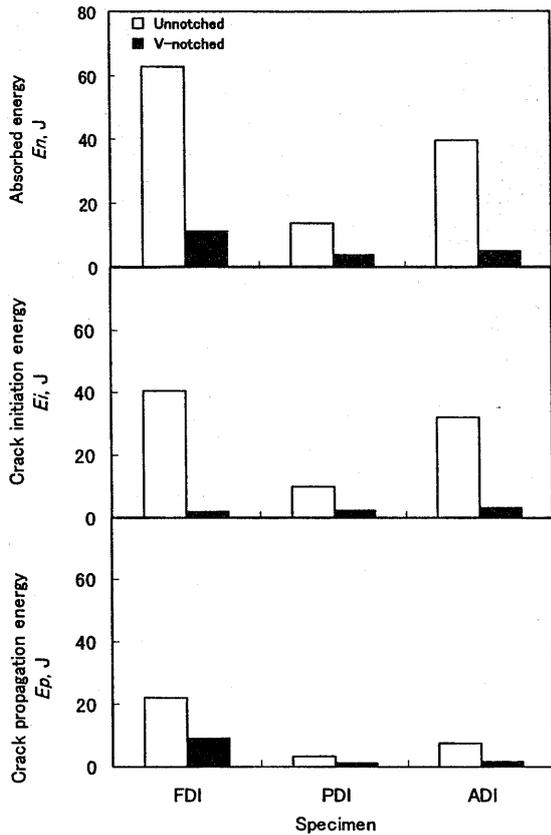


Fig. 9 Relation between fracture energy characteristics (E_n , E_i and E_p) and matrix microstructure in ductile region.

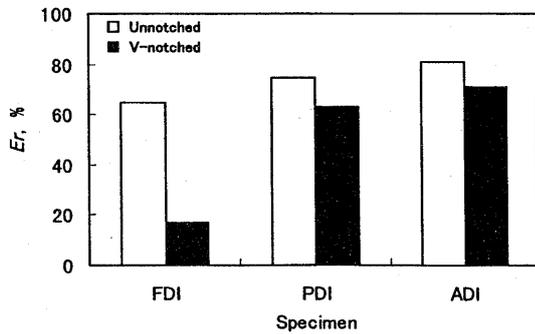


Fig. 10 Relation between E_r and matrix microstructure in ductile region.

$$E_r(\%) = \frac{E_i}{E_n} \quad \dots \text{(Eq.1)}$$

同図から、無切欠き材についての E_r は、ADI が最も高く、次いで PDI, FDI の順となり、基地硬度の高いものほど、 E_r は高い値を示している。また、いずれの基地組織についても、 E_r は高い値を示し、特に ADI, PDI は E_n のほとんどが E_i によって占められていることが分かる。V 切欠き材では、 E_r は無切欠き材のものとは比べて、

E_r は小さな値を示し、特に、FDI の低下の割合は、ADI, PDI のものに比べて大きく、ほとんどが E_p によって占められていることが分かる。

これらのことから、FDI の E_n が高い値を示すのは、 E_i , E_p が ADI, PDI に比べてともに大きいためであり、V 切欠きを付しても、 E_i は大きく減少するが、 E_p が ADI, PDI に比べて大きいため優れた耐衝撃性を示すと考えられる。

3. 3 外部切欠き係数と基地組織

基地組織によって、外部切欠きかどの程度衝撃特性に影響を与えるのかを検討するために、外部切欠き係数 β_n を、(Eq. 2) のように定義し、Fig. 11 に示した。

$$\beta_n = \frac{E_s}{E_n} \quad \dots \text{(Eq.2)}$$

ここに、 E_s : 無切欠き材の衝撃値、 E_n : 切欠き材の衝撃値である。

この図から、 β_n は、ベイナイト基地のものが最も高く、次いで PDI, 最後に FDI の順となる。このことは、基地硬度の高いものほど β_n は高く、基地硬度の高いベイナイト基地のものが、外部切欠きの影響を大きく受けるということを示している。

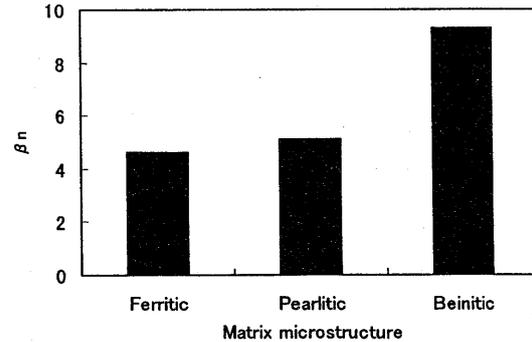


Fig. 11 Relation between β_n and matrix microstructure.

3. 4 破面と基地組織

Fig. 12 に、無切欠き材の延性域(373 K)における衝撃試験後の破断面の SEM 観察写真を示す。観察箇所は、いずれの供試材とも、引張応力の作用した外縁部直下とした。

この図から、FDI, PDI, ADI いずれの供試材ともに、球状黒鉛を核とする大きなディンプルが形成されており、球状黒鉛部周囲にはボイドが観察され、基地の大きな塑性変形を伴った明らかな延性破面を呈している。ADI の破面は、FDI, PDI に比べて細かい粒状の破面が多量に観察される。基地組織の塑性変形の程度は、FDI のものが最も大きく、優れた衝撃特性を示したことが、破面観察から明らかである。また、V 切欠き材の破面は、無切欠き材の破面と同様の延性破面を呈していた。

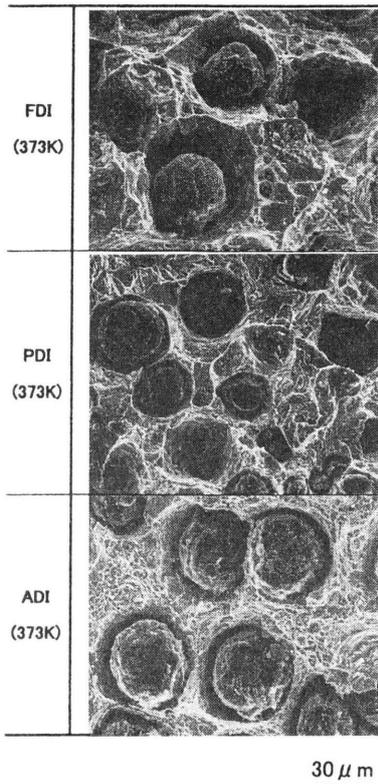


Fig. 12 SEM fractographs of impact fracture surfaces in ductile region.

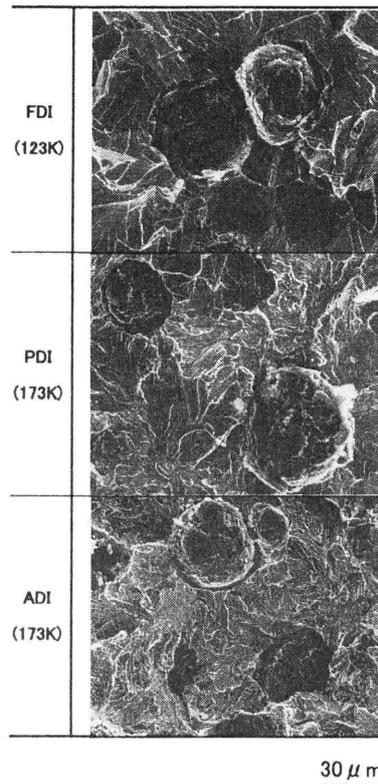


Fig. 13 SEM fractographs of impact fracture surfaces in brittle region.

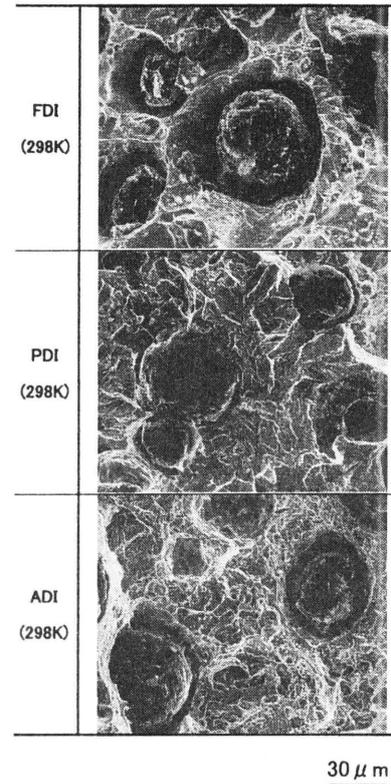


Fig. 14 SEM fractographs of impact fracture surfaces at R.T.

Fig. 13 に、無切欠き材の各基地の脆性域 (FDI:123 K, PDI, ADI : 173 K) における SEM 観察写真を示す. この図から、FDI はフェライト基地部のリバーパターンを伴った劈開破面、PDI はパーライト基地部での擬劈開破面、ADI はベイナイト基地部での擬劈開破面であり、いずれの破面も基地部の塑性変形は認められず、Fig. 12 に示したものに比較して、破面上への黒鉛の現出率はきわめて低いことが分かる.

Fig. 14 に、無切欠き材の常温 (298 K) における SEM 観察写真を示す. 同図より、298 K における破面は、FDI では、衝撃の延性域であるため、Fig. 12 中に示した破面と同様の延性破面である. PDI では、常温においては遷移域であり、球状黒鉛周囲の基地部に僅かな塑性変形が認められるが、パーライト基地部の擬劈開破面となっている. ADI では、常温で遷移域に差し掛かるために、Fig. 12 中に示した破面と比較して、ベイナイト基地部の塑性変形の程度、ポイドの大きさは小さい傾向にあり、ごく一部擬劈開破面も見られるが、明らかに延性破面を呈している.

4. 結言

基地組織をフェライト、パーライト、ベイナイト (オースフェライト) とした球状黒鉛鑄鉄の衝撃試験片を作成し、無切欠き材、V 切欠き材について計装化シャルピー

衝撃試験を行い、衝撃特性に及ぼす基地組織及び外部切欠きの影響について検討し以下の結果を得た.

1. 延性域衝撃値は、フェライト基地が最も優れ、次いでベイナイト、パーライト基地の順となる. 脆性域衝撃値は、基地組織によって大きな影響を受けない
2. 衝撃遷移温度は、フェライト基地のものが最も低く、ベイナイト基地、パーライト基地の順となり、基地の延性が大きいものほど、低い遷移温度を示す.
3. 破断エネルギーに占める亀裂発生エネルギーの割合は、ベイナイト基地のものが最も高く、次いでパーライト基地、フェライト基地の順となり、基地硬度の高いものほど、高い割合を示す.
4. 亀裂伝播エネルギーは、亀裂発生エネルギーに比べて著しく小さいが、フェライト基地の V 切欠き材では、亀裂伝播エネルギーが大きい.
5. 外部切欠き係数は、ベイナイト基地のものが最も高く、次いでパーライト、フェライト基地の順となり、基地硬度の高いベイナイト基地のものが、外部切欠きの影響を受けやすい.

5. 文献

- 1) 小林俊郎:材料強靱学, アグネ技術センター, p111, 2000
- 2) 中江秀雄:鑄造工学, 産業図書, p17, 1995

- 3) 素形材センター(編): 鑄鉄の生産技術, p93, 1996
- 4) 井川克也, 喜多新男, 草川隆次, 新山英輔, 松本弘: 球状黒鉛鑄鉄の基礎と応用, 丸善, p223, 1992
- 5) 高橋達, 嵯峨浩一, 柴田隼三: 鑄鉄の疲労強度に及ぼす黒鉛の切欠き効果, トヨタ技術, Vol. 15, p24, 1963
- 6) 井川克也, 田中栄一: 日本金属学会報, Vol. 13, p665, 1974
- 7) 草川隆次, 中田栄一: 鑄鉄の強さと破壊機構について, 鑄物, Vol. 36, p128, 1966
- 8) 信木関, 塩田俊雄, 旗手稔: 球状およびCV黒鉛鑄鉄の衝撃特性に及ぼす黒鉛の影響, 近畿大学工学部研究報告, No37, p59, 2003
- 9) 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, Vol. 27, p291, 1978
- 10) 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, Vol. 49, p602, 1978
- 11) 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, No. 18, p55, 1984
- 12) 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, p37, 2002
- 13) 永井恭一, 成重厚, 岸武勝彦, 大和田野利郎: フェライト球状黒鉛鑄鉄の静的及び動的切欠き曲げ特性, 鑄造工学, Vol. 75, p669, 2003
- 14) 山本博, 小林利郎, 藤田秀嗣: 球状黒鉛鑄鉄の延性-脆性遷移挙動のひずみ速度依存性, 鑄造工学, Vol. 72, p107, 2000
- 15) 永井恭一, 大和田野利郎: フェライト球状黒鉛鑄鉄の切欠き及び無切欠き棒の曲げ特性, 鑄造工学, Vol. 71, p603, 1999
- 16) T. Luyendijk, H. Nieswaag: Ductile cast iron instrumented impact tests made at different impact speeds, International Foundry Congress, Vol. 49, No. 7, p1
- 17) 信木関, 塩田俊雄, 旗手稔: フェライト基地球状及びCV黒鉛鑄鉄の切欠き衝撃・曲げ特性, 鑄造工学, Vol. 75, p749, 2003
- 18) 信木関, 塩田俊雄, 旗手稔: パーライト基地球状及びCV黒鉛鑄鉄の切欠き衝撃・曲げ特性, 鑄造工学, Vol. 76, p555, 2004
- 19) 西田正孝: 応力集中, 森北出版, p572, 1966
- 20) 野口徹: 片状黒鉛鑄鉄の破断条件, 材料, Vol. 32, p509, 1983
- 21) 小林俊郎, 村中康成, 山田伸弥: 球状黒鉛鑄鉄の延性破壊に及ぼす応力3軸度及び基地組織の影響, 鑄造工学, Vol. 69, p924, 1997
- 22) 原田昭治, 小林俊郎: 球状黒鉛鑄鉄の強度評価, アグネ技術センター, p77, 1999
- 23) 小林俊郎: 鑄鉄の衝撃破壊とその評価について, 鉄と鋼, Vol. 59, p1578, 1973
- 24) 木口昭二, 曲田淳: 球状黒鉛鑄鉄と鑄鋼の衝撃特性の比較, 鑄造工学, Vol. 69, p499, 1997
- 25) 砂田久吉, 深浦健三, 佐藤隆之: フェライト基地球状黒鉛鑄鉄の組織と衝撃強度, 材料, Vol. 45, p316, 1996