

# 球状黒鉛鑄鉄における衝撃引張特性の歪速度-温度依存性と延性破壊挙動

山本 博\*・小林 俊郎\*<sup>2</sup>・藤田 秀嗣\*<sup>3</sup>

Strain Rate-temperature Dependency of Impact Tensile Properties and Ductile Fracture Behavior in Ductile Cast Iron

Hiroshi YAMAMOTO, Toshiro KOBAYASHI and Hidetsugu FUJITA

**Synopsis :** Impact tensile tests of as-cast and ferritic annealed ductile cast irons are carried out at strain rates up to  $10^3/s$  using a servo-hydraulic high speed testing machine. The fractography of the tensile specimens is carefully carried out with a scanning electron microscope. The experimental results demonstrate that the 0.2% proof stress and ultimate tensile strength of the materials used increase with increasing strain rate and lowering temperature. For the as-cast material with higher pearlite content in the matrix, the strain rate sensitivities of the strengths at room temperature are found to be higher than those of ferritic material. According to the relationships between the tensile properties and strain rate-temperature parameter,  $R$ -value, it is considered that for the deformation mechanisms of ductile cast irons at strain rates up to  $10^3/s$ , the thermally activated process is predominantly. Also, the constitutive equations of the impact tensile strengths for these irons are made based on the strain rate-temperature parameter  $R$ . It is believed that the proposed equations can be appropriate for engineering applications. While both the work-hardening exponent and the tensile ductility increase by decreasing the  $R$ -value. However, the tensile ductility decreases by decreasing the  $R$ -value less than 4500K, because of the over-strengthening by deformation constraining occurs. It is supported by observations of fracture surfaces in the tensile specimens that micro-dimple fracture surface area induced from debondings at a large number of small inclusions near the eutectic cell boundaries increases with decreasing  $R$ -value.

**Key words:** ductile cast iron; impact tensile property; strain rate-temperature dependency; thermally activated process; ductile fracture behavior.

## 1. 緒言

球状黒鉛鑄鉄は、優れた力学的特性および経済性を兼ね備えた鉄系鑄造材料として、年々その需要が高まりつつある<sup>1)</sup>。強度部材としての要求が強まるにつれて、過酷な使用環境下における力学的特性の把握が重要となる。特に、強度設計の際に最も基本視される引張特性値に関して、衝撃負荷の及ぼす影響を調査することは、非常に興味深いものといえる。

一般に金属材料の変形機構は、その歪速度範囲および温度域により分類され、なかでも転位の熱活性化過程に支配された変形機構が、室温実用域を含め広範囲を占める<sup>2)</sup>。しかしながら、球状黒鉛鑄鉄の変形特性に関して、このような転位の動力学的観点に基づいた調査報告例は見当たらない。一方、球状黒鉛鑄鉄の延性破壊機構は、黒鉛粒を核としたボイドの発生・成長・合体過程によるものである<sup>1)</sup>。黒鉛ボイド成長は、応力3軸度の影響を大きく受けることが知られており、これに関してはすでに詳細な研究<sup>3)</sup>があるが、歪速度および温度との関連性についてはいまだ明らかにされていないのが現状である。

本研究では、広範な歪速度範囲かつ低温下における球状黒鉛鑄鉄の基本的な引張特性に関する系統的調査を試みた。供試材として二種類の基地組織を有する球状黒鉛鑄鉄を用意し、歪速度が $10^3/s$ までの範囲で衝撃引張試験を実施した。引張特性値の歪速度-温度依存性について調査した後、球状黒鉛鑄鉄の変形・破壊機構について考察を行った。

## 2. 実験方法

供試材は、砂型Yブロックに鑄込んだ普通球状黒鉛鑄鉄である。その化学組成をTable 1に示す。試験には、鑄放し材およびフェライト化2段焼鈍材を用意した。以下、鑄放し材をC材、焼鈍材をF材と略称する。鑄放し状態のC材におけるマイクロ組織は、フェライトおよびパーライトの

Table 1. Chemical composition of the material used (mass%).

C	Si	Mn	P	S	Mg	Cr	Cu	Zn	Al
3.60	2.49	0.20	0.026	0.008	0.030	0.037	0.14	0.042	0.012

平成11年2月24日受付 平成11年6月18日受理 (Received on Feb. 24, 1999; Accepted on June 18, 1999)

\* 豊橋技術科学大学大学院生 (Graduate Student, Toyohashi University of Technology, 1-1 Hibiyaoka Tempaku-cho Toyohashi 441-8580)

\* 2 豊橋技術科学大学 (Toyohashi University of Technology)

\* 3 旭テック (株) 技術開発部 (Engineering Development Department, Asahi Tec Corp.)

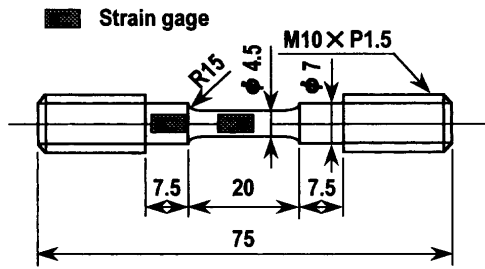


Fig. 1. Tensile specimen geometry for impact loading test.

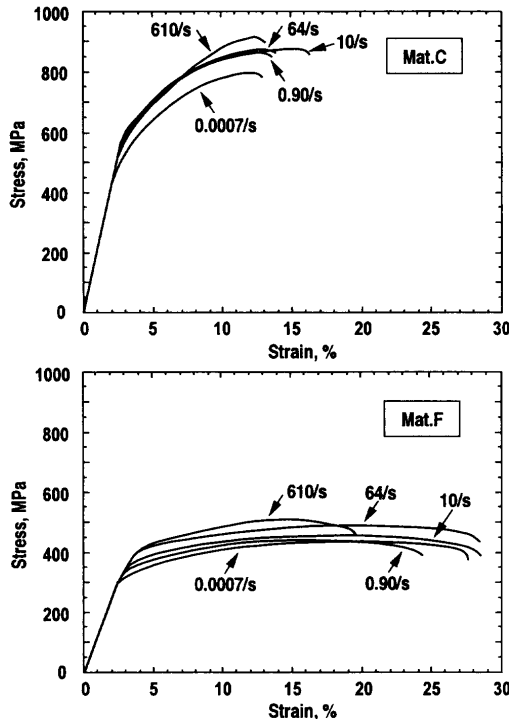


Fig. 2. Stress-strain curves of ductile cast irons obtained by impact tensile test (at R.T.).

混合基地，F材では完全なフェライト基地を有していた。C材基地中の平均パーライト体積率は、68%であった。

衝撃引張試験は、容量49kNの油圧サーボ式高速負荷試験機を用いて、負荷速度 $10^{-2} \sim 10^1$  m/sの範囲で室温以下の任意の温度で実施した。また引張試験片には、Fig. 1に示すような、衝撃荷重の計測に有効性の確認されている二段平行部付き試験片<sup>4,5)</sup>を用いた。衝撃試験中の荷重および歪履歴の計測は、それぞれ大小の平行部上の歪ゲージにより行った。各負荷速度で測定された歪速度の実測値<sup>5)</sup>は、0.90, 1.0, 64 および 610/s であった。なお、本試験片は高歪速度試験の実現のため、通常引張試験片に比較して標点間距離/直径(8.0/4.5)比を小さく設計してあり、伸びがやや過大に評価される点には注意が必要である。

### 3. 実験結果

#### 3.1 室温衝撃引張特性の歪速度依存性

Fig. 2 には、室温における衝撃引張試験により得られた

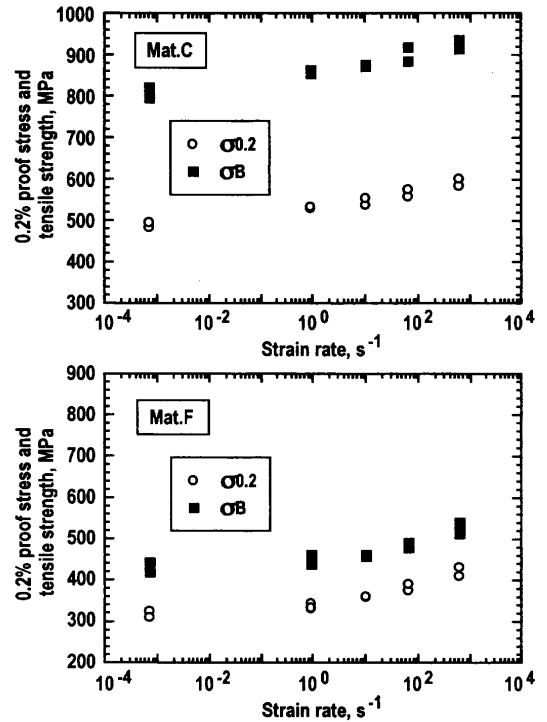


Fig. 3. Change in tensile strength with increasing strain rate (at R.T.).

応力-歪曲線を示す。Fig. 3 は、室温における引張強度-歪速度関係を示す。球状黒鉛鑄鉄の流動応力は、歪速度の上昇ともない上昇することがわかる。いま、温度一定条件下における材料の流動応力 $\sigma$ が、歪 $\epsilon$ および歪速度 $\dot{\epsilon}$ それぞれ $n, m$ のべき乗近似によって表現されるとすれば、歪速度感受性指数 $m$ は次式で記述される<sup>5-7)</sup>。

$$m = (\partial \ln \sigma / \partial \ln \dot{\epsilon})_{T, \epsilon} \dots \dots \dots (1)$$

応力-歪速度間に必ずしも厳密な線形関係は成立しなかったが、代表値として静的および動的応力値( $\dot{\epsilon} = 0.0007/s$ および $610/s$ )を用いて便宜上算出された $m$ 値を、Table 2に示す。フェライト基地球状黒鉛鑄鉄の場合、ホプキンソン棒法による衝撃引張試験において $m = 0.018 \sim 0.010$  ( $\dot{\epsilon} = 1400/s$ 室温,  $\epsilon = 0.05 \sim 0.15$ )<sup>7)</sup>となることが報告されており、本実験値もこれに近い。また、F材の $m$ 値はC材に比較して高いことから、基地中パーライト率の低い材料は歪速度の影響を受けやすいことがわかる。

伸びや絞りなどの引張破断延性に関する歪速度依存性をFig. 4に示す。歪速度の上昇に対して破断延性は、C材でやや減少、F材でやや上昇傾向がみられた。ここで、伸びの測定は破面の粗さの影響を受けやすい突き合わせ法で行ったため、ばらつきが大きく必ずしも絞りとは対応しない結果となっている。

#### 3.2 衝撃引張特性の歪速度-温度依存性

材料の変形が単一の熱活性化過程に支配されるものと仮定すると、塑性変形中の歪速度 $\dot{\epsilon}$ は、次式で示される応力依存型のアレニウス式として記述される<sup>2,8)</sup>。

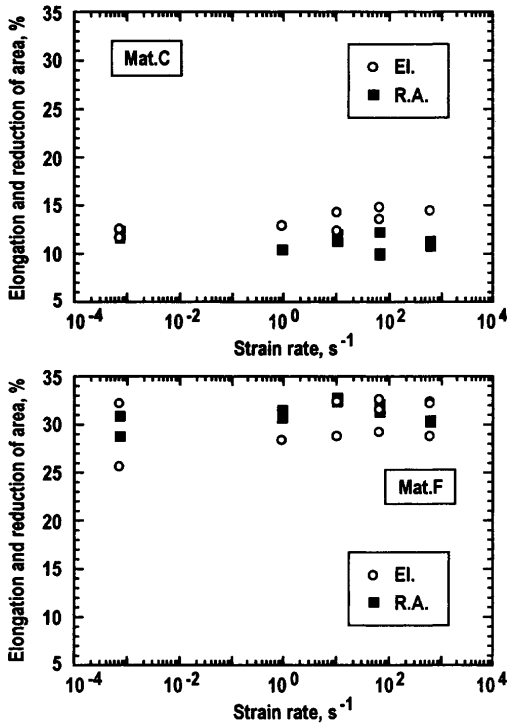


Fig. 4. Change in tensile ductility with increasing strain rate (at R.T.).

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 \cdot \exp(-H/kT) \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 $\dot{\epsilon}_0$ ：頻度因子、 $H$ ：活性化エネルギー、 $k$ ：ボルツマン定数、 $T$ ：絶対温度である。本研究では、頻度因子を材料定数とし、活性化エネルギーのみが応力に依存するものと仮定した次式で定義される歪速度-温度パラメータ  $R^{9-11}$  を適用した。

$$R = H/k = T \cdot \ln(\dot{\epsilon}_0/\dot{\epsilon}) \dots\dots\dots (3)$$

なお、本材料において  $\dot{\epsilon}_0 = 10^8/s$  とした。式(3)は、材料中の転位運動が熱活性化過程に支配されている場合に、温度低下は歪速度上昇に速度論的に等価であり、それらの効果を  $R$  値の減少として定量的に評価できることを意味している。

引張強度特性について、歪速度-温度パラメータ  $R$  による整理を行った結果を Fig. 5 に示す。耐力および引張強さは、温度の低下および歪速度の上昇にしたがい増加し、全体的に  $R$  値によく依存した。C材では延性-脆性遷移域に入りつつあるため、4000K以下で引張強さデータの一部分に低温脆化の傾向がみられる。

Fig. 6 には、引張破断延性の歪速度-温度依存性を示す。いずれの材料ともに  $R$  値の減少により、延性が急激に減少する、いわゆる延性-脆性遷移現象がみられる。また、F材における延性破壊領域(上部棚域)の破断延性は、図中に曲線で示すように  $R$  値の変化によく依存することがわかる。すなわち、伸びおよび絞りともに 7400K からの  $R$  値の減少にしたがって緩やかに上昇した後に、4500K 附近を境

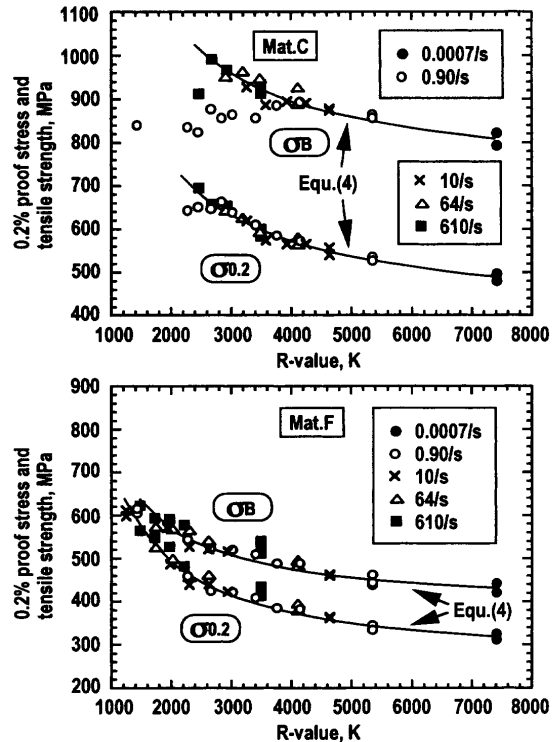


Fig. 5. Relationship between tensile strength and R-value.

に緩やかな減少傾向を示している。C材における上部棚域延性は、 $R$  値の減少に対してやや減少傾向が認められ、F材の后者の傾向に対応したものと考えられる。このような破断延性に対する熱活性化整理の適用例は、他にも報告されている<sup>12)</sup>。なお、C材でみられた明瞭な延性-脆性遷移挙動については、次報で詳述する予定である。

## 4. 考察

### 4.1 歪速度-温度パラメータと構成式

本研究では、衝撃引張特性に対する歪速度と温度の効果を歪速度-温度パラメータによって評価したが、まずその妥当性について検討する。材料の変形特性と関連した式(2)に関して以前より、可動転位密度(頻度因子)が応力に依存することを考慮した Zener-Hollomon 型と、活性化体積(活性化エネルギー)が応力に依存することを考慮した Larson-Millar 型の二通りの解釈がある<sup>13)</sup>。後者については応力依存型の活性化エネルギーの算定モデル<sup>8)</sup>があり、また最近において双方の整理法間の比較がなされている<sup>14)</sup>が、本実験の歪速度-温度範囲における球状黒鉛鑄鉄の変形機構に関しては、いずれの解釈が適当であるか明らかではない。そこで、本実験においてあらかじめ歪速度-温度関係のアレニウス・プロットによる検討を試みた結果、頻度因子は前述のほぼ一定値が得られ、応力は活性化エネルギーの変化にのみ依存していると仮定できた。したがって、後者に対応する歪速度-温度パラメータ  $R$  の球状黒鉛鑄鉄の変形特性に対する適用は、妥当であると考えられ

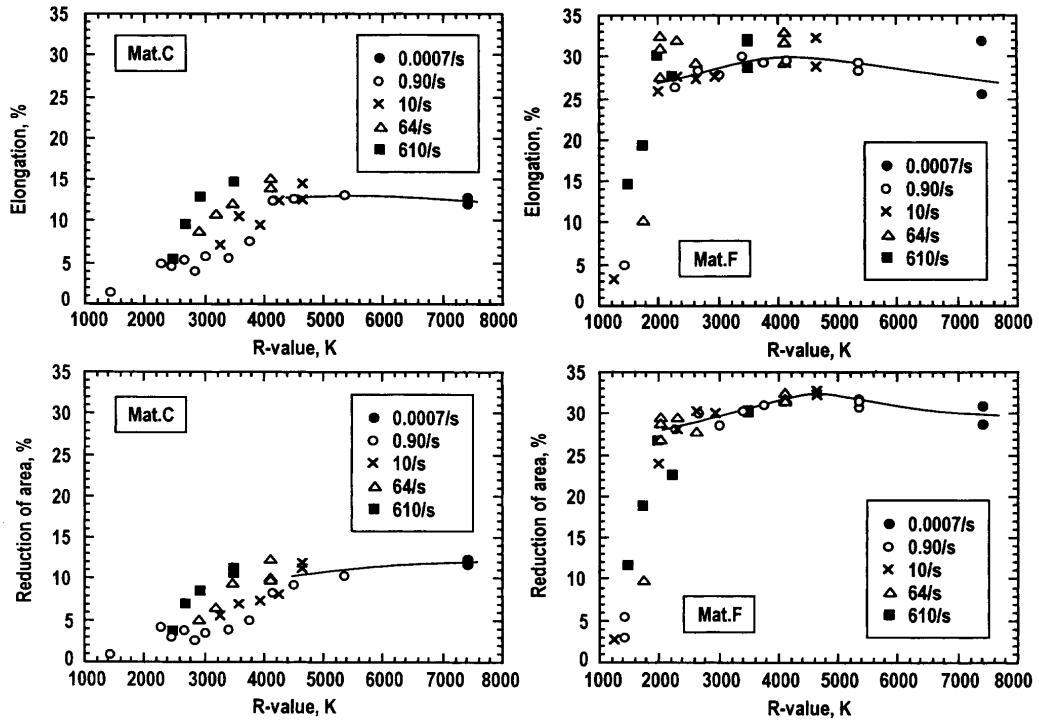


Fig. 6. Relationship between tensile ductility and R-value.

Table 2. Strain rate sensitivity exponents of ductile cast irons (at R.T., 0.0007–610/s).

Mat.	$\sigma$	$\sigma_s$ (MPa)	$\sigma_D$ (MPa)	m
C	$\sigma_{0.2}$	491	594	0.014
C	$\sigma_B$	810	927	0.010
F	$\sigma_{0.2}$	321	424	0.020
F	$\sigma_B$	432	527	0.015

$\sigma_{0.2}$ : 0.2% proof stress,  $\sigma_B$ : tensile strength,  $\sigma_s$ : stress at 0.0007/s,  $\sigma_D$ : stress at 610/s

Table 3. Material constants for constitutive equations of ductile cast irons ( $\dot{\epsilon} < 10^3/s$ ).

Mat.	$\sigma$	$\sigma_s$ (MPa)	A (GPa·K)	B (MPa)
C	$\sigma_{0.2}$	491	716	97
C	$\sigma_B$	810	751	102
F	$\sigma_{0.2}$	321	474	64
F	$\sigma_B$	432	381	52

る。

すでに Fig. 5 および Fig. 6 で説明したように、球状黒鉛鑄鉄の流動応力および破断延性は R 値によく依存する。炭素鋼では、上述の R と同様に熱活性化理論に基づいて検討した結果、下降伏応力の  $10^3/s$  程度までの速度依存性は熱活性化過程で説明できるとされている<sup>15)</sup>。歪速度が  $10^3/s$  までの球状黒鉛鑄鉄の変形機構も、転位の熱活性化過程が支配的であろうことが推察される。一方、切欠きを付した鋼<sup>10)</sup> やチタン合金<sup>11)</sup> などでは、材料が高速変形下で塑性変形する際に断熱的な温度上昇による軟化現象が報告されているが、本実験ではその影響を確認できなかった。

次に、これらの熱活性化過程の概念を基に、球状黒鉛鑄鉄の引張強度特性に関する構成式について検討する。本材料における応力-歪速度関係に関しては、すでに歪速度感受性指数として Table 2 に示した。しかしながら、球状黒鉛鑄鉄において式 (1) で仮定されているような、 $\ln \sigma - \ln \dot{\epsilon}$  間もしくは  $\ln \sigma - R$  間の比例関係は完全には成立しない。そこで、種々検討を重ねた結果、工学的に簡単な試みとして ASTM E399-90 で推奨されている動的引張降伏応力

推定式<sup>16)</sup> と同型の構成式を適用することが妥当であると考へた。本研究では、動的引張応力  $\sigma_D$  が R に反比例関係にあるものと仮定して、次式のように定式化を行った。

$$\sigma_D = \sigma_s + A/R - B \dots \dots \dots (4)$$

ここで、 $\sigma_s$  は室温静的引張応力、A および B は材料定数である。本材料における耐力および引張強さについて決定された各定数を Table 3 に、その近似式を Fig. 5 中にそれぞれ示す。Fig. 5 より、両材料とも耐力のみならず引張強さについても強い相関性が得られており、式 (4) は工学的に十分適用可能な構成式であると考えられる。

4.2 衝撃破断延性と延性破壊挙動の関連性

Fig. 6 でみられたように、F 材における延性破壊領域における伸びおよび絞りは、R 値の変化によく対応したものであった。そこで本節では、R 値 4500K を境にした引張破断延性の増減の要因について考察する。

一般に加工硬化率の高い材料では、塑性不安定への遷移あるいはその進行が遅延されるため、最終的な破断延性は高くなることが知られている。F 材における加工硬化指数を Fig. 7 に示す。変位計測の際に応力波の影響を受けるた

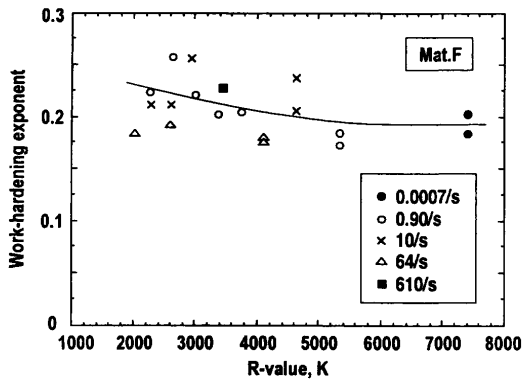


Fig. 7. Change in work-hardening exponent with  $R$ -value (mat. F).

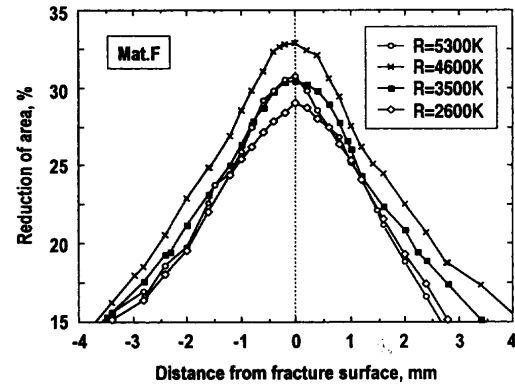
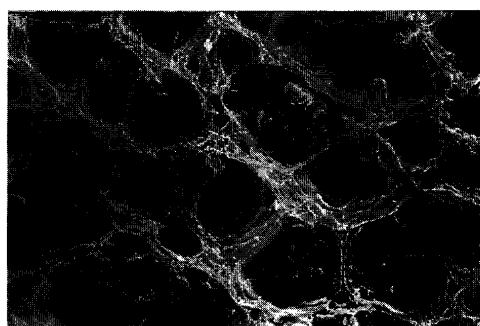
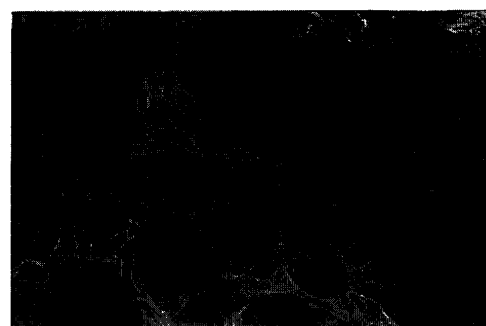


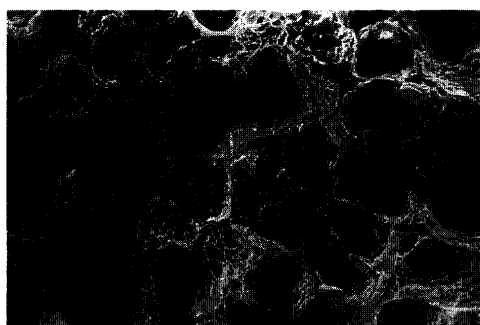
Fig. 8. Necking deformation of tensile specimen under several  $R$ -value conditions (mat. F).



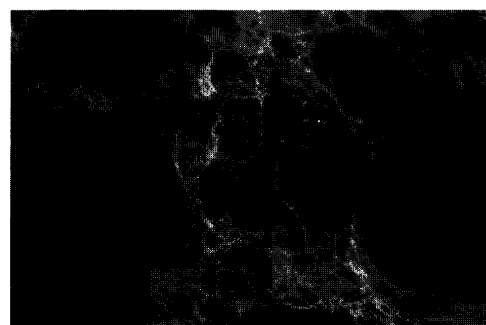
(a)  $R = 5300\text{K}$



(c)  $R = 3500\text{K}$



(b)  $R = 4600\text{K}$



(d)  $R = 3500\text{K}$

Fig. 9. Typical SEM fractographs at the center of fracture surface of tensile specimen (mat. F).

め、各歪速度の硬化指数間の比較において連続的な変化は認められないが、全体的な傾向として  $R$  値の減少にともない加工硬化指数は上昇することがわかる。したがって、F材の伸びおよび絞りが  $R$  値減少にともない上昇するのは、加工硬化量の上昇によるものであると考えられる。

次に、加工硬化指数の変化にともなう試験片のくびれ変形過程が、どのように異なるのか明確にするため、引張破断片のくびれ形状を調査した。破断部からの距離に対する断面減少率分布の変化を Fig. 8 に示す。くびれ変形は、加工硬化指数や  $R$  値の大小にはよらず、破断部における絞りの大きさに応じた連続的な分布形態となることがわかる。この結果から、Fig. 6 でみられた伸びおよび絞り間のよい対応関係が理解でき、また絞り変形が伸び値を支配してい

るともいえる。

引張試験片における塑性不安定現象は、試験片のくびれ変形（絞り変形）と、試験片内部でのボイド間基地部の内部くびれ変形（ボイド成長）とに分類できる<sup>17,18)</sup>。そこで以下では、絞りと延性破壊形態の関係に着目した。Fig. 9 は、種々の  $R$  値における破面中央部における観察結果を示す。Fig. 9(a)-(c) のいずれの破面においても、延性的なディンプル破壊様相を呈している。各破面間の調査から、破面上黒鉛ボイドの臨界成長率<sup>3)</sup> に対する  $R$  値の影響は、特に確認できなかった。しかしながら、低  $R$  値での破面を詳細に観察すると、黒鉛ボイド間基地部に Fig. 9(d) にみられるような比較的平らな微小ディンプル領域が形成されていることがわかる。ここで、微小ディンプル領域が破面全

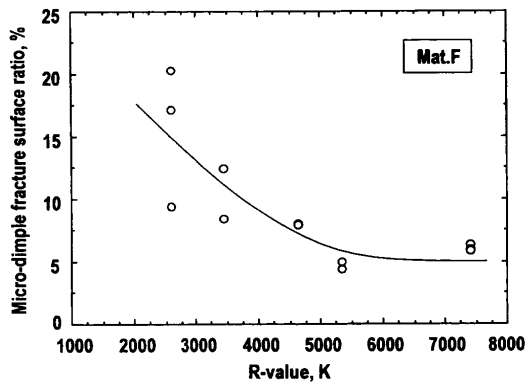


Fig. 10. Change in micro-dimple fracture surface ratio at the center of surface with  $R$ -value (mat. F).

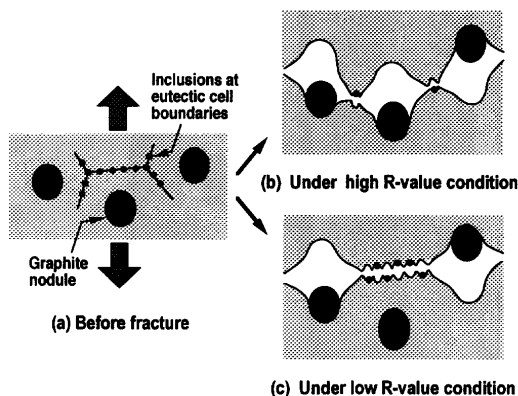


Fig. 11. Schematic illustration of ductile fracture mechanism.

体に占める割合を微小ディンプル破面率と定義し、その測定結果を Fig.10 に示す。破面率は、 $R$  値の減少にしたがい上昇し、特に 4500K を下回ると急増する。このような微小ディンプルの形成は、主に共晶セル境界部に存在する微小な炭化物や非金属介在物<sup>1)</sup> がボイド核として作用した結果によるものと考えられる。

以上の破面観察結果から、Fig.11 に  $R$  値による延性破壊形態の変化を模式的に示す。球状黒鉛鑄鉄の延性破壊は、Fig.11(b) に示すような黒鉛粒を核としたボイドの発生・成長・合体過程により起こる<sup>1)</sup>。それに対して、低  $R$  値における材料の変形の拘束による高強度化は、微小介在物のはく離発生に十分なエネルギー<sup>19,20)</sup> を供給し、Fig.11(c) に示すようにそれら微小ボイドの合体を介した黒鉛ボイド連結をもたらす結果となる。したがって、4500K 以下で  $R$  値が減少するにつれて伸びおよび絞りが減少するのは、上述のような短絡的な破壊様式が顕著に現われ、試験片のくびれ変形進行を抑制する結果によるものと推察される。

## 5. 結言

二種類の球状黒鉛鑄鉄について、歪速度が  $10^3/s$  までの範囲で衝撃引張試験を実施し、引張特性値の歪速度-温度依存性について調査した結果、以下の結論が得られた。

(1) 0.2% 耐力および引張強さは、歪速度の上昇および温度の低下にともない、顕著に上昇する傾向を示した。

(2) 室温における歪速度感受性指数は、基地中パーライト率の低い材料ほど大きい。

(3) 歪速度-温度パラメータ ( $R$  値) による整理から、歪速度が約  $10^3/s$  までの球状黒鉛鑄鉄の変形機構は、転位の熱活性化過程が支配的であると考えられた。

(4)  $R$  値に対する動的引張応力  $\sigma_D$  の定式化を次式のように行い、その有効性を確認した。

$$\sigma_D = \sigma_s + A/R - B$$

ただし、 $\sigma_s$  は室温静的引張応力、 $A$  および  $B$  は材料定数である。

(5)  $R$  値の減少は、材料の加工硬化率を上昇させ、結果として伸び・絞りを増加させる。 $R$  値の減少による材料の高強度化がさらに進行すると、共晶セル境界部の介在物から微小ボイドの多数生成・早期合体を招き、伸び・絞りは中断され破断に到る。

## 文 献

- 1) T.Kobayashi and S.Yamada: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **43** (1994), 1427.
- 2) S.Tanimura: *Bull. Jpn. Inst. Met.*, **29** (1990), 337.
- 3) T.Kobayashi, Y.Muranaka and S.Yamada: *J. J.F.S.*, **69** (1997), 924.
- 4) N.Sugiura, T.Kobayashi, I.Yamamoto, S.Nishido and K.Hayashi: *J. Jpn. Inst. Light Met.*, **45** (1995), 633.
- 5) Z.M.Sun, I.Yamamoto, T.Kobayashi and K.Shibue: *J. Jpn. Inst. Met.*, **61** (1997), 409.
- 6) K.Higashi, S.Mukai, K.Kaizu, S.Tsuchida and S.Tanimura: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **39** (1990), 1619.
- 7) T.Yokoyama: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **45** (1996), 785.
- 8) 横堀武夫: 第2版材料強度学, 岩波全書, 岩波書店, 東京, (1974), 242.
- 9) P.E.Bennet and G.M.Sinclair: *Trans. ASME*, **88** (1966), 518.
- 10) K.Ogawa and T.Noijima: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **37** (1988), 1171.
- 11) N.Ishikawa, Y.Kobayashi and M.Toyoda: *Tetsu-to-Hagané*, **84** (1998), 121.
- 12) T.Sakuma: *Materia Jpn.*, **37** (1998), 760.
- 13) 若杉昇八: 機械材料の衝撃強度とその試験法 (調査研究分科会成果報告書), 日本機械学会編, 東京, (1988), 38.
- 14) E.S.Puchi and M.H.Staia: *Metall. Mater. Trans. A*, **26A** (1995), 2895.
- 15) T.Noijima: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **35** (1986), 1118.
- 16) R.B.Madison and G.R.Irwin: *J. Struct. Div., ASCE*, **100** (1974), 1331.
- 17) P.F.Thomason: *J. Inst. Met.*, **96** (1968), 360.
- 18) R.Onodera: *J. Jpn. Inst. Met.*, **39** (1975), 1136, 1145.
- 19) K.Tanaka, T.Mori and T.Nakamura: *Philos. Mag.*, **21** (1970), 267.
- 20) A.S.Argon, J.Im and R.Safoglu: *Metall. Trans. A*, **6A** (1975), 825.