球状黒鉛鑄鉄の強度とじん性[†]

小林 俊 郎* 山 田 伸 弥**

Strength and Toughness of Ductile Cast Iron

by

Toshiro KOBAYASHI* and Shinya YAMADA**

Key words : Ductile cast iron, Fracture toughness, Fatigue properties, Microstructure, Toughening, Transition temperature

1 はじめに

球状黒鉛鑄鉄が発明されてから、およそ半世紀が経過しようとしている。この間に球状黒鉛鑄鉄は、従来高級鑄鉄と呼ばれていた 300 MPa 級の鑄鉄や鑄鋼を代替する主要工業材料として広く普及し、現在も年々その生産量を増している。しかしながら、本材料の破壊特性に関する研究報告例は他の構造用材料と比べて決して多くない。最近では Bradley¹⁾らの総説があるが、鑄鉄は鋼材と比較してぜい弱な材料であるという認識が一般的であり、破壊じん性等を問題とする用途への適用が少なかったことや、各種新素材が現れる中で、古い材料として研究の興味を集めなかったことなどがその理由であろうと思われる。

しかしながら、近年その材料特性、経済性等が見直され、強度部材への適用も盛んに行われている。最近では使用済み核燃料の輸送/貯蔵容器であるキャスク(Cask)へのフェライト基地球状黒鉛鑄鉄の適用が進められ、安全評価基準の確立が重要な課題となっている²⁾。また、球状黒鉛鑄鉄の用途をさらに拡大するために、一層の強じん化を目指した研究が行われている。特にオーステンバ³⁾球状黒鉛鑄鉄(Austempered Ductile Iron; ADI)は、鑄鉄の特徴である Si の含有によりじん性に有害な炭火物が析出しにくく、多量のオーステナイトが残留することにより強じん性を示す点が近年注目されている。このような材料特性の改善や強度部材への適用が進む一方、高効率化、軽量化といった潮流に対して安全性を保ちつつ対応するために、本材料の破壊特性および破壊メカニズムの把握が求められている。日本機械学会材料力学部門に「球状黒鉛鑄鉄の強度評価に関する研究会」(主査:西谷弘信九大教授)が設置され、活発な活動が行われてきたのもそのような理由によるものと思われる。

球状黒鉛鑄鉄の破壊特性や強じん化に関しては、筆者らの一人がかなり以前より多数の研究例を報告しているが、本稿ではそれらを含む球状黒鉛鑄鉄の強度と破壊特性について総括し、以下に概説してみたい。

2 球状黒鉛鑄鉄の破壊メカニズム

球状黒鉛鑄鉄の最大の特徴は、文字どおり球状化された黒鉛を包含することであり、鋼とみなすことのできる基地組織と黒鉛粒からなる一種の複合材と考えることができる。そのため本材料の破壊メカニズムは、比較的均質な材料と考えられる鋼や Al 合金などに比べて複雑になる。さらに、基地組織がフェライト+パーライトのような混合組織であればより複雑な破壊様相を呈する。そこで、まず球状黒鉛鑄鉄の基本的な破壊メカニズムについて概説する。

図1は、球状黒鉛鑄鉄の破面を SEM 観察したものである。ここでは代表としてフェライト基地材料を示した。(a)は室温において観察される延性破面、(b)は低温度域におけるへき開破面、(c)は疲労破面である。初晶黒鉛粒と基地あるいは焼もどし黒鉛との界面結合強度はきわめて低く、延性破面ではき裂は黒鉛粒を核として発生したボイドの成長・合体により進展するため、破面上には多くの黒鉛が現出する。一方、へき開き裂あるいは疲労き裂は、延性き裂に比べて黒鉛分布の影響をあまり受けず、比較的平坦な破面となり、黒鉛の現出量は延性破面と比較して少ない。

図2は、延性およびへき開破壊についてき裂の発生・伝ばがどのようにして生じるかを模式的に図解したものである。まず(1)に示す延性き裂の場合について述べると、黒鉛と基地組織との界面はく離によって大きなボイド(ディンプル)を形成し、介在物などが存在する場合には、それらの間に微小ボイドを形成して連結する(なお、図中の斜線部は塑性域を示す)。し

† 原稿受理 平成5年11月12日 Received Nov. 12, 1993

* 正 会 員 豊橋技術科学大学生産システム工学系 〒441 豊橋市天伯町雲雀ヶ丘, Dept. of Production Systems Eng., Toyohashi Univ. of Tech., Tempaku-cho, Toyohashi, 441

** 豊橋技術科学大学大学院 〒441 豊橋市天伯町雲雀ヶ丘, Graduate Student, Toyohashi Univ. of Tech., Tempaku-cho, Toyohashi, 441

き裂進展方向

図1 フェライト基地球状黒鉛鑄鉄の破面

(a) 延性破面 (b) へき開破面 (c) 疲労破面

かし、球状黒鉛鑄鉄は黒鉛自体がコンパクトであり、また不連続に存在しているため、ねずみ鑄鉄や CV 鑄鉄に比べて、特に延性破壊の場合に基地組織の影響を大きく受ける。例えば全フェライト地の場合には、ひずみに対して、まず黒鉛-基地界面（焼もどし黒鉛が初晶黒鉛に付着した時は、ここではく離する場合も多い¹⁹⁾）においてはく離が生じる。つぎに、黒鉛周辺の基地に局所的な塑性変形が生じ、だ円形のボイドを形成する。このとき、基地中に微視き裂も発生するが、フェライト基地が延性に富むため容易に鈍化し、進展を妨げている。そして、さらにひずみが増加するとボイドが連結し、主き裂が進展する。このような破壊過程を経るため、き裂前方には大きな塑性域が存在する。これと異なり、鑄放し状態の、フェライトとパーライトが混在する、いわゆるブルス・アイ組織の場合には、まず塑性ひずみがフェライトとパーライトの境界に集中し、微視き裂が発生する。そして、ひずみの増加に

より、延性の低いパーライト部に微視き裂が生じる。しかし、周囲にフェライトが存在するため微視き裂は鈍化するが、最終的にはフェライトが破壊して主き裂が進展する。このような破壊メカニズムに対する基地組織の影響は、後述する破壊特性を理解する上で非常に重要である。

一方、低温域で直接へき開き裂が発生する(2)のような場合には、黒鉛-基地界面よりも凝固時の偏析等により介在物が生じている共晶セル境界がぜい性き裂発生点になることが多いようである。²¹⁾ まずはじめに、すべりにより転位が堆積し(①)、続いて共晶セル境界での介在物・炭化物で応力集中を生じて(②)、最後にへき開き裂が発生する(③)。以上のように、鑄鉄では延性き裂は黒鉛部より発生しやすいが、低温域におけるへき開き裂の場合には、むしろ黒鉛以外の介在物がき裂発生起点となりやすい。

3 破壊じん性の評価

3・1 き裂発生点の定義

一般に球状黒鉛鑄鉄は弾塑性挙動を示すことから、破壊じん性の評価には弾塑性破壊力学 (J 値, COD) に基づく弾塑性破壊じん性試験法の適用が最も妥当なものと考えられる。しかしながら、球状黒鉛鑄鉄においてはき裂発生点が明確に定義されておらず、またストレッチゾーンの存在および定義についてもさまざまな報告^{22)~28)}があり、一般的なコンセンサスを得るには至っていないのが現状である。このような点は、例えばキャスク材の破壊じん性を正確に求め、安全性を保証するうえで大きな障害にもなっている。

(a) ミクロ延性き裂の発生・伝ば (b) ミクロぜい性き裂の発生・伝ば

図2 フェライト基地球状黒鉛鑄鉄における破壊機構

従来の規格では²⁹⁾ $J-\Delta a$ 曲線において、き裂発生点は鈍化打切り点、すなわち鈍化直線と R 直線との交点であるとされ、球状黒鉛鑄鉄においても同規格に準拠した研究報告例が多い。栗林らは球状黒鉛鑄鉄における³⁰⁾ J_{ic} について、「予き裂先端の局所的な領域におけるわずかなき裂の進展に対応した値とするよりは、試験片板厚全域にわたって、黒鉛の分布に比して十分な量のき裂進展量に対応した値」であると考察し、鈍化直線と R 直線との交点より求められる $J_{in}(R)$ をもって J_{ic} を定義している。パンチュバンヨンは種々の基地組織を有する球状黒鉛鑄鉄について AE 法、直流電位差法を用いて弾塑性破壊じん性試験を行い、基地組織の種類に関わらず、 $J_{in}(R)$ がこれらの信号の最初の立上がり部分より求められる J 値の 1.34 倍に相当することを示している。

一方、鑄鉄では図 3 に示すように R 曲線が早期に鈍化直線 ($J = 2\sigma_{flow}\Delta a$) より離脱し、しかも急勾配の上昇を示した後はほぼ定常的な勾配に達する傾向があるため鋼等の場合と同様に鈍化直線と R 曲線の平均勾配を示す直線との交点を安定き裂発生点とみなすには問題がある。そこで、球状黒鉛鑄鉄でもき裂進展量 0.15 mm の点から鈍化直線と平行に引いた線との交点を J_{ic} とみなすべきという提案がある。³²⁾

図 4 は、筆者らが報告しているキャスク材における静的および動的負荷条件下での $J-\Delta a$ 曲線である。静的負荷条件下では、 $J(R)$ は負荷支持においてひとつの限界点と考えられる最大荷重点での J 値： $J(P_{max})$ と同等の J 値を与えているが、動的負荷条件下では $J(R)$ は $J(P_{max})$ を上回っている。このことは、改正後の ASTM 規格によっても同様であり、また K_{Ic} 試験法³³⁾ においてもき裂発生点とされている初期き裂長さの 2% のき裂進展位置では、静的、動的負荷条件下ともに最大荷重点を若干上回る J 値を示す。さらに、前述のき裂進展量 0.15 mm の点から鈍化直線と平行に引いた線と R 曲線との交点においても、静

図 3 J_R 曲線とき裂発生点の定義 (室温, GGG-40)

図 4 厚肉フェライト基地球状黒鉛鑄鉄における静的および動的負荷条件下での $J-\Delta a$ 曲線 (室温)

的、動的負荷条件下ともに最大荷重点を過ぎており、いずれもき裂発生点とするには問題がある。一方、コンプライアンス変化率 (ΔC) 法をはじめとする各種き裂発生点検出方法による検出点は、厳密なき裂発生点に近いが、本材料においては破壊じん性値を過小評価する傾向がある。そこで、筆者らは上記の事項に工学的な破壊じん性値としての妥当性を加えて総合勘案し、過大評価の危険性があるものの R 曲線の変化を考慮している $J(R)$ と、過小評価の傾向はあるが材料の負荷支持能力を考慮している $J(\Delta C)$ との相加平均値を $J(mid)$ として提案している。^{27), 28)}

$$J(mid) = \frac{J(\Delta C) + J(R)}{2} \quad (1)$$

$J(mid)$ による破壊じん性の評価は、き裂進展量および CTOD (き裂先端開口変位) の観点からも妥当なものであり、負荷速度あるいは基地組織のパーライト率に関わらず、球状黒鉛鑄鉄における合理的な破壊じん性値を与えることが確認されている。

3・2 延性-ぜい性遷移挙動

球状黒鉛鑄鉄は基本的には鉄系材料であり、鋼材と同様に試験温度によって破壊じん性が変化する、いわゆる遷移挙動を示すことから、用途によっては遷移温度特性の把握が不可欠である。例えば、前述のキャスクのような場合には -40°C での輸送中における事故に対しても十分な動的じん性を有することが要求されている。図 5 は、フェライト基地球状黒鉛鑄鉄と鑄鋼の遷移特性を動的破壊じん性 K_{Id} について示したものである。フェライト基地球状黒鉛鑄鉄は、上部棚域における破壊じん性値は鑄鋼に劣るものの、遷移温度については鑄鋼よりも低温側にあり、低温用途に向いている。

遷移温度特性の調査には、一般にシャルピー衝撃試験が用いられるが、鑄鉄の場合にはじん性値が低いこともあって任意切欠き形状の試験片が使用されること

図5 フェライト基地球状黒鉛鑄鉄と
鑄鋼の遷移温度特性の比較

図6 各試験片における吸収エネルギー遷移
曲線の比較
(右側はDT試験片の場合のスケールを示す)

が多い。図6は、種々の試験片を用いて得られた遷移曲線である⁶⁾。ここでDTは大型シャルピー試験(容量9800J)ともいえるDynamic Tear Testの試験結果である。大型DT試験片における遷移は、標準サイズのU、V切欠き試験片に比べて高温側で生じている。また、無溝の試験片では遷移温度は著しく低温側へ移行する。このように、試験片形状は遷移特性に大きな影響を与えるため、破壊力学に基づく評価が不可欠である。

また、遷移温度特性は負荷速度によっても変化する。図7は静的三点曲げ試験および計装化シャルピー衝撃試験より得られた破壊じん性値についての遷移曲線で

図7 静的および動的負荷条件下におけるフェ
ライト基地球状黒鉛鑄鉄の遷移挙動

ある¹⁸⁾。動的負荷条件下ではひずみ速度の上昇に伴う流動応力の増加により、上部棚域における破壊じん性は向上するものの、遷移温度は高温側へ移行しており、遷移温度付近において動的負荷が作用するような用途では特に注意が必要である。

4 破壊じん性特性に及ぼすマイクロ組織の影響

球状黒鉛鑄鉄は炭素の供給(あるいは収集)源である黒鉛を包含するため、熱処理等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。したがって、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特性としてはフェライト+パーライト基地材を適用でき、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。また、接種や凝固時の冷却速度により黒鉛の形態および分布が変化する。基地組織および黒鉛の形態や分布は、球状黒鉛鑄鉄の機械的性質あるいは破壊特性に大きな影響を及ぼすことから、本材料の製造あるいは使用に際してはこれらについて十分に把握しておく必要がある。

4・1 基地組織の影響

図8は、基地組織のパーライト率を変化させた種々の球状黒鉛鑄鉄における遷移曲線である¹⁾。パーライト率の増加にしたがい遷移温度は上昇し、上部棚域での衝撃値も低下している。基地中のパーライトは材料の強度や硬さを向上させるが、一方で延性を著しく低下させ、高パーライト率材では室温近傍において遷移挙動を生じていることがわかる。強度とともに破壊じん性が求められる用途の場合には、基地組織の選択は慎重に行われなければならない。特にパーライト率の増加による遷移温度の上昇については注意が必要である。

図8 球状黒鉛鑄鉄の遷移挙動に及ぼす
基地組織の影響

室温における破壊じん性とパーライト率の関係を図9に示す³⁷⁾。破壊じん性はそれぞれの材料の破壊じん性値を全フェライト基地材料の破壊じん性値で除した値である。パーライト率≒50%を境に破壊じん性は急

図9 全フェライト基地試料に対するパーライト含有試料の J_c の比とパーライト率との関係 (293K)

図10 J_c と球状化率、パーライト率との関係

激に低下する。また、パンチュバンヨン³¹⁾らは本材料の室温における破壊じん性と黒鉛球状化率 n およびパーライト率 P との相関性を図10のように総括している。

つぎに、フェライト基地球状黒鉛鉄の破壊特性について述べる。図11に、遷移温度およびシャルピー吸収エネルギーに及ぼすフェライト結晶粒径の影響を示す⁷⁾。ここで、図中の数字は平均黒鉛間自由距離である。これより両者とも、結晶粒が微細化するほど良好な結果が得られていることがわかる。ここで、フェライト結晶粒径 d 、平均黒鉛間自由距離 λ および遷移温度 T_c の間には以下の関係が成立する。

$$T_c = 347 - 0.5\lambda^{-1/2} - 0.62d^{-1/2} \quad (\text{K}) \quad (2)$$

フェライト粒の微細化には、例えば高純度銦を使用するよりも、ある程度不純銦を使用したほうが有効な場合も報告されており、製造方法によっては注意が必要

T_{rs} : 延性破面遷移温度

T_{FE} : エネルギー遷移温

図11 延性域の吸収エネルギー値と遷移温度に及ぼすフェライト結晶粒径と黒鉛平均自由距離の影響

である。

また、一般に低温じん性向上にはNiの添加が有効であると考えられるが、フェライト基地球状黒鉛鉄の場合、図12に示すようにNiの添加はむしろじん性を低下させる傾向を示す。このようなじん性の低下は、フェライト化焼なまし後の冷却速度を速くすることによって防止することができる。また、Niの添加によってフェライト基地そのものの強度を向上させようとする考えもある。このように、球状黒鉛鉄では鋼材における合金元素添加と同様の傾向が現れない場合があることに注意すべきである。

ところで、鉄では673~773Kに加熱することによるぜい化現象が認められており^{41), 42)}、上述の点もこれに関連していると思われる。これは、鋼における焼もどしぜい性に対応するものであるが、焼入れ状態でなくとも現れ、また加熱温度より急冷したほうが現れやすいという特徴を持っている。特に前述のキャスクの場合、凝固後あるいは焼なまし後の冷却速度によっては、

図12 フェライト基地球状黒鉛鑄鉄の吸収エネルギー値とNi量との関係(室温)

673~773Kで滞留し遷移温度が上昇してぜい化する可能性があるので配慮が必要と思われる。このような現象についてはP, S等の粒界への偏析等が関連していると思われる。

4・2 黒鉛の形態および分布の影響

球状黒鉛鑄鉄の破壊じん性は基地組織のみならず黒鉛の存在状態によっても影響を受ける。黒鉛の存在状態を表すパラメータには、平均黒鉛粒径、平均黒鉛間距離、単位面積あたりの黒鉛粒数、黒鉛球状化率などが用いられている。

一般に球状黒鉛鑄鉄における黒鉛分布は、機械的性質に優れることから粒径が小さく粒数が多いものが好ましいとされている。しかしながら、破壊じん性という局所的な材料特性を論ずる場合には、マクロな特性とは異なった傾向を示すことがある。図13は、フェライト基地球状黒鉛鑄鉄における破壊じん性値 J_{IC} と

図13 フェライト基地球状黒鉛鑄鉄における平均隣接黒鉛間距離と J_{IC} との関係

図14 球状黒鉛鑄鉄の衝撃遷移特性に及ぼす黒鉛粒数、粒径の影響

平均隣接黒鉛間距離 $\bar{\Delta}_A$ との関係を示したものである⁴⁴⁾。前述のように、球状黒鉛鑄鉄における延性破壊は黒鉛粒を核として発生したボイドの成長・合体によってき裂が進展する。したがって、黒鉛間距離の増加はボイドの合体に要する塑性ひずみの増加をもたらし、結果として高い破壊じん性値が得られる。材料のじん性を(引張強さ×伸び)といったパラメータで評価することがしばしば行われるが、本材料では黒鉛の存在状況が同一の材料間においてのみ定性的推測が可能である点に注意されたい。

図14は、黒鉛分布の異なる球状黒鉛鑄鉄の遷移曲線を模式的に示したものである¹⁵⁾。球状黒鉛鑄鉄の炭素量は一般に3~4%であり、黒鉛体積率はおおよそ10%である。したがって、黒鉛の粒数が多ければ粒径は寸法が小さくなり、逆に粒数が少なければ粒径は大きくなる。黒鉛粒径が小さく粒数が多い材料ほど上部棚域の吸収エネルギーは減少するが、遷移温度は低下するのが一般的傾向である。このことから、球状黒鉛の存在は延性破壊の起点となる点からは好ましくないが、逆にぜい性き裂の伝ばに対して伝ば阻止の役割を果たすと考えられ、本材料の特徴といえる。同様の傾向は、黒鉛球状化率の低下あるいは二次黒鉛の析出においてもみられる。⁴⁵⁾¹⁾⁴⁶⁾

5 球状黒鉛鑄鉄の強じん化

5・1 オーステンパ球状黒鉛鑄鉄

球状黒鉛鑄鉄は黒鉛形態を球状とすることによって材料特性を飛躍的に向上させたが、基地組織そのものについては大きな前進は見られず、その後の研究はもっぱら炭化物の抑制や黒鉛球状化率の向上によって材料のじん性を引き出そうとするものであった。このような背景において、球状黒鉛鑄鉄の強じん化法として最近注目されているのが、オーステンパ球状黒鉛鑄鉄(ADI)である。この材料の基地組織は、図15に示すレプリカ法を用いたTEM組織写真において観察さ

図15 オーステンパ球状黒鉛鑄鉄 (ADI) のTEM組織

れるように、フェライトと残留オーステナイト (30～40 vol.%) との微細混合組織 (オースフェライト組織) であり、鋼とオーステンパ処理した場合に得られる炭化物を有するベイナイト組織とは異なる¹³⁾。同組織は黒鉛化促進元素である Si の含有により炭化物の析出が抑制された結果生じる。ベイナイト変態の中間組織と考えられている¹³⁾。

ADI は、一般に 30～40% の残留オーステナイトを有しており、Ni 鋼の場合と同様に、その量と安定度が破壊特性に大きく影響する。破壊特性に対する残留オーステナイトの功罪については多くの議論があるが、試験条件によって有利にも不利にも働くようである。したがって残留オーステナイトの制御が ADI のさらなる開発にとって重要な因子となると思われる。図16は、オーステンパ温度を変化させた2種類のADIにおける未変態残留オーステナイト量と J_{IC} との関係を示したものである⁴⁷⁾。残留オーステナイトはき裂先端近傍においてマルテンサイト変態を生じ、ひずみエネルギーを解放することから、残留オーステナイト量の多い材料ほど J_{IC} が高くなっている。このように、加工誘起変態が破壊と同時進行するような場合には残留オーステナイトは有効に働くが、例えば低温じん性を考えた場合には、不安定な残留オーステナイトは無負荷

図16 ADIにおける J_{IC} と未変態残留オーステナイト量との関係

図17 各種球状黒鉛鑄鉄の機械的性質の比較

状態あるいは低負荷状態においてぜい性なマルテンサイトに変態するため、逆にじん性を低下させる。したがって、このような場合には残留オーステナイトの量よりもその安定性を重視すべきであり、一般に残留オーステナイト量が多いとオーステナイト安定化元素が希薄となり不安定になりやすいため、9%Ni 鋼におけるように少量であっても安定な残留オーステナイトを導入することが望まれる。

ADIにおける残留オーステナイトは、約700K以上ではフェライトと炭化物に分解するため、加熱後に室温まで冷却した場合にも延性の低下が認められる。したがって、一時的であっても上記のような高温にさらされる恐れのある用途への適用には注意が必要である。しかしながら、オーステンパ処理後の試料に対して、適当な温度および時間を選択して焼もどしを施した場合には、オーステンパ処理の際に導入された高密度の転位が減少し、延性向上によるじん性の改善が得られる⁴⁹⁾。

筆者らの一人は、添加元素の偏析と $(\alpha + \gamma)$ 温度域での恒温保持におけるオーステナイト安定化元素の濃化を利用するとともに、オーステンパ処理前に焼入れを施すことにより微細な組織と優れた強度-延性バランスを有する強じんADI (Toughened ADI: TADI) の開発に成功している (図17)。このTADIでは安定な残留オーステナイトの存在により、加工誘起変態による変態誘起塑性現象 (TRIP) が認められている¹⁴⁾。また、長時間の $(\alpha + \gamma)$ 温度域での保持を行うことにより、焼入れ焼もどし過程において生じた炭化物が消滅するため、さらなるじん性の向上が得られる⁵⁰⁾。

5・2 従来の基地相を用いた強じん化

ADI についての研究が隆盛を見せるなか、従来用いられている基地相を有効に導入、配置することに

よって強じん化する試みも行われている。

前述のように球状黒鉛鑄鉄の延性破壊は、基本的には黒鉛粒を核として発生したボイドの成長・合体によるものである。辻川らは、ボイドの発生および初期成長を決定する黒鉛粒近傍に、マルテンサイトあるいはソルバイトなどの高硬度相を配して強化するハードアイ処理を開発し、衝撃特性、0.2% 耐力、耐摩耗性などの向上あるいは高レベルでのバランスが得られることを報告している。

また、球状黒鉛鑄鉄の優れたじん性特性をより広く利用するために、薄肉球状黒鉛鑄鉄の開発も行われている。^{54), 55)} 鋼板をプレス、溶接して作製していた部品を球状黒鉛鑄鉄で代替できれば工程は大幅に減少でき、コスト低減あるいは設計形状の自由度が上がるといった利点がある。そのためには、肉厚を減少させた場合のチル化を防止し十分な延性を確保する必要があるが、希土類元素あるいはBiの添加等により肉厚3mm程度までじん性に優れたフェライト基地を得ることが可能となっている。このように、従来では製造工程における本材料の特性によりぜい弱なものしか得られなかった用途に対して、球状黒鉛鑄鉄が本来有する優れたじん性を与えることも実用上の強じん化と呼べるであろう。

6 球状黒鉛鑄鉄の疲労特性

疲労破壊は破壊事例の約80%を占めるといわれており、強度部材への適用拡大が進む球状黒鉛鑄鉄にとっても重要な問題である。球状黒鉛鑄鉄の疲労特性に関しては、原田による総説のほか、ミクロ組織と疲労強度との関係、黒鉛寸法の影響、高温疲労特性、腐食雰囲気の影響など多岐にわたる研究が最近報告されているが、ここでは室温、大気中における疲労特性について述べる。

種々の基地組織を有する球状黒鉛鑄鉄の疲労き裂伝播特性を図18に示す。一般に応力拡大係数範囲 ΔK で整理した場合には、特に下限界近傍で基地組織によ

図18 種々の基地組織を有する球状黒鉛鑄鉄の疲労き裂伝播特性の比較

(F:フェライト, P:パーライト, B:オースフェライト)

る差が生じるが、き裂開口の影響を取除いた有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} で整理すると、各材料の強度あるいは延性の差と比較して疲労き裂伝播特性の差は小さくなり、き裂開口挙動が外生的要因として大きく影響することがわかる。き裂開口の種類としては、破面粗さ誘起開口、フレッチング酸化物誘起開口などが挙げられるが、本材料に特有の現象として破面によって削られた黒鉛粉によるき裂開口も報告されている。^{62), 63)}

ところで、一般に平滑材における疲労き裂は材料内の強度的な弱点から発生する。球状黒鉛鑄鉄は基地中に多数の黒鉛を有し、その黒鉛の強度は数十MPa程度であることから、基地中に欠陥が埋没している状況を呈する。また、鑄物であることから鑄造欠陥を皆無とすることは困難であり、引け巣などの鑄造欠陥が存在する。したがって、疲労き裂の多くは部材の表面あるいは表面近傍に存在する黒鉛あるいは鑄造欠陥から生ずることになる。そのため、これらの疲労き裂発生起点の寸法、形状から材料の疲労強度を推定しようとする研究が盛んに行われている。村上らは、鋼材に人工的な欠陥を導入した疲労試験結果より、試験片表面に存在する欠陥の寸法と疲労限度との関係について下式を提出している。

$$\sigma_w = 1.43(H_v + 120)/(\sqrt{area})^{1/6} \quad (3)$$

ここで、 σ_w : 疲労限度 (MPa), H_v : ビッカース硬さ (kgf/mm²), $\sqrt{area}$: 欠陥やき裂を最大主応力方向に投影した投影面積の平方根 (μm) である。酒井ら⁶⁵⁾、越智ら⁶⁶⁾は球状黒鉛鑄鉄の疲労特性と $\sqrt{area}$ との相関性を調査し、両者の関連を報告しているが、鋼材で得られるほどの強い相関は得られていないようである。また、遠藤⁶⁷⁾は疲労き裂発生起点となる黒鉛が表面直下に埋没している場合の影響を考慮し、 $\sqrt{area}$ を拡張した $\sqrt{area}^*_{max}$ なるパラメータを提案している。このような、球状黒鉛鑄鉄における疲労き裂発生起点の定量的評価において問題となるのは、起点となる鑄造欠陥あるいは黒鉛が表面直下に存在する場合、あるいは凝集した黒鉛や円形とは程遠い複雑な形状をした鑄造欠陥が起点となる場合には、疲労強度に及ぼすそれらの影響を統括的に評価するパラメータの定義が難しいことである。すなわち、鋼材等ではき裂発生起点となる介在物や欠陥は球状あるいは塊状であることが多いのであるが、球状黒鉛鑄鉄における疲労き裂発生起点はそれらと比較して複雑な形状、分布を有するためである。⁶⁸⁾

杉山らは上述の評価方法を発展させ、欠陥を有する材料の疲労限度の定量評価法として4パラメータ法を提案し、疲労限度と欠陥寸法との関係を図19に示すように三つの領域に区分している。これによれば、疲労強度は領域Ⅰでは引張強さによって、領域Ⅱでは硬

図19 欠陥材の疲労限度と欠陥寸法との関係
(4パラメータ法)

図20 ADIにおける通常および
衝撃疲労特性の比較

さおよび $\sqrt{area}$ によって決定され、領域Ⅲでは下限
界応力拡大係数範囲と $\sqrt{area}$ が主要なパラメータと
なる。

また、矢野⁶⁹⁾は一般に負荷伝達能力を持たない内部欠
陥とみなされている黒鉛の弾性効果に着目し、同種の
基地組織であっても熱処理によって疲労強度に差異が
生じる原因を、黒鉛の充てん度の違いによるものであ
ると報告している。

さらに、強度部材として過酷な負荷条件が強いられ
る用途を想定した衝撃負荷条件下における疲労特性の
研究も行われている。図20は、ADIにおける通常
(正弦波荷重)⁷⁰⁾および衝撃疲労特性を示した $S-N_f$ 曲
線である。衝撃疲労寿命は全荷重領域において通常疲
労寿命を下回っており、低寿命領域では両者の差は小
さいものの、高寿命領域ではその差が顕著である。こ
のような傾向は他の基地組織を有する球状黒鉛鑄鉄に
おいても同様であり、⁷¹⁾衝撃疲労の一般的特徴と考え
られる。衝撃負荷が繰返し作用する部材について疲労
強度設計を行う際には注意すべき事項である。

7 おわりに

球状黒鉛鑄鉄の強度と破壊の問題については、多く

の問題点が残されているにも関わらず、鋼等と比較し
て報告例が少ないのが実情である。しかしながら、本
材料の生産量増加、用途の拡大とともに研究報告数も
増えつつある。強じん性を有するADIの開発やキャ
スクへの適用に例を見るように、強度部材への適用が
今後一層拡大してゆくものと期待される。破壊に対す
る安全評価基準の確立や本稿で述べたような強じん化
法の開発が、今後ますます重要になるものと思われる。
ここで述べた諸点が今後の進展に何らかのお役に立て
ば幸いである。

参考文献

- 1) W. L. Bradley and M. N. Srinivasan, Int. Mater. Rev., **35**, 3, 129 (1990).
- 2) 山本浩喜, 小林俊郎, 鑄鍛造と熱処理, **5**, 3 (1989).
- 3) 小林俊郎, 鉄と鋼, **59**, 1578 (1973).
- 4) 小林俊郎, 鑄鍛造と熱処理, **10**, 3 (1974).
- 5) 西 成基, 小林俊郎, 鑄物, **47**, 381 (1975).
- 6) 西 成基, 小林俊郎, 多賀精二, 鑄物, **47**, 816 (1975).
- 7) 西 成基, 小林俊郎, 多賀精二, 鑄物, **48**, 9 (1976).
- 8) 西 成基, 小林俊郎, 河部昭雄, 遠山直人, 鑄物, **49**, 222 (1977).
- 9) 西 成基, 小林俊郎, 遠山直人, 鑄物, **50**, 73 (1978).
- 10) 西 成基, 小林俊郎, 青山正治, 鑄物, **50**, 223 (1978).
- 11) 小林俊郎, 鑄鍛造と熱処理, **5**, 1 (1979).
- 12) 小林俊郎, 河窪文彦, 山本浩喜, 鑄物, **58**, 130 (1986).
- 13) 小林俊郎, 青山正治, 熱処理, **32**, 1, 38 (1992).
- 14) 小林俊郎, 山本浩喜, 高林幸央, 鑄物, **59**, 147 (1987).
- 15) 小林俊郎, 山本浩喜, 鑄物, **59**, 573 (1987).
- 16) 小林俊郎, 山本浩喜, 高林幸央, 鑄物, **59**, 211 (1987).
- 17) 小林俊郎, 山本浩喜, 松尾國彦, 鑄鍛造と熱処理, **12**, 1 (1987).
- 18) 小林俊郎, 山本浩喜, 松尾國彦, 鑄物, **60**, 110 (1988).
- 19) R. C. Voigt, 第57回国際鑄物会議各国提出論文, **5** (1990).
- 20) P. J. Rickards, J. Iron Steel Inst., **211**, 190 (1971).
- 21) 大塚昭夫, 広島大学工学部研究報告, **10**, 241 (1961).
- 22) 有井 満, 多嶋孝一, 材料, **26**, 767 (1977).
- 23) 江原隆一郎, 石橋保博, 木村四郎, 増尾義信, 塩田俊雄, 小松真一郎, 材料, **32**, 360 (1983).
- 24) 矢島善次郎, 広瀬幸雄, 田中啓介, 小河 弘, 材料, **32**, 1334 (1983).
- 25) 田中雄一, 齊藤秀明, 鑄物, **58**, 572 (1986).
- 26) 永井恭一, 泉 真吾, 岸武勝彦, 大和田野利郎, 鑄物, **58**, 653 (1986).
- 27) 山田伸弥, 小林俊郎, 日本機械学会論文集, A-58, 2088 (1992).
- 28) 山田伸弥, 小林俊郎, 日本機械学会論文集, A-59, 88 (1993).
- 29) JSME S001, 弾塑性破壊じん性 J_{Ic} 試験法 (1981).
- 30) 栗林一彦, 岸 輝雄, バリダット・パンチュバンヨン, 伊藤政律, 梅田高照, 木村康夫, 鑄物, **69**, 663 (1983).
- 31) バリダット・パンチュバンヨン, 伊藤政律, 梅田高照, 木村康夫, 栗林一彦, 岸 輝雄, 鑄物, **57**, 419 (1985).

- 32) R. J. Salzbrenner, J. A. Van Den Avyle, T. J. Lutz and W. L. Bradley, ASTM STP863, 328 (1985).
- 33) ASTM E813-88, "Standard Test for J_{IC} , A Measure of Fracture Toughness" (1988).
- 34) ASTM E399-83, "Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials" (1983).
- 35) T. Kobayashi, I. Yamamoto and M. Niinomi, J. Test. Eval., **21**, 3, 145 (1993).
- 36) W. L. Bradley, Journal of Metals, **7**, 74 (1985).
- 37) 小松眞一郎, 塩田俊雄, 中村幸吉, 鋳物, **60**, 643 (1988).
- 38) G. J. Cox, Brit. Foundrymen, **67**, 357 (1973).
- 39) G. J. Cox, Foundry Trade J., **134**, 741 (1974).
- 40) 青山正治, 横山時秀, 小林俊郎, 鋳物, **57**, 23 (1985).
- 41) 西成基, 小林俊郎, 多賀精二, 黒沢 哲, 鋳物, **48**, 65 (1976).
- 42) 柳沢 平, 機械の研究, **38**, 915 (1986).
- 43) R. N. Wright and T. R. Farrel, AFS Trans. 853 (1985).
- 44) R. Salzbrenner and K. Sorenson, AFS Trans., **95**, 757 (1987).
- 45) 小林俊郎, 鋳物ノート, **43**, 17 (1981).
- 46) 永井恭一, 岸武勝彦, 鋳物, **62**, 124 (1990).
- 47) A. Magata and S. Kiguti, Proc. of the 4th Int. Symp. on The Physical Metallurgy of Cast Iron, 227 (1990).
- 48) 石原安興, 鋳物, **57**, 250 (1985).
- 49) 山田伸弥, 小林俊郎, 鋳物, **66**, 483 (1994).
- 50) 山田伸弥, 小林俊郎, 鋳物, **66**, 477 (1994).
- 51) 辻川正人, 日野 実, 川本 信, 岡林邦夫, 鋳物, **64**, 613 (1992).
- 52) 洪 鍾徽, 辻川正人, 池永 明, 川本 信, 岡林邦夫, 鋳物, **57**, 767 (1985).
- 53) 岡林邦夫, 辻川正人, 西田 宏, 池永 明, 鋳物, **53**, 494 (1981).
- 54) 小錦利憲, 堀江 皓, 中村 満, 平塚貞人, 千田昭夫, 鋳物, **65**, 209 (1993).
- 55) 熊田康雄, 永吉英昭, 小幡文雄, 安田 久, 日立金属技報, **7**, 73 (1991).
- 56) 原田昭治, 鋳鍛造と熱処理, **12**, 2 (1992).
- 57) たとえば, 田中雄一, 河村公治, 加藤清夫, 井川克也, 鋳物, **53**, 500 (1981).
- 58) たとえば, 祖父江昌久, 鋳物, **51**, 281 (1979).
- 59) たとえば, 加藤容三, 中野典彦, 長谷川典彦, 日本機械学会論文集, A-52, 1786 (1986).
- 60) たとえば, 原田昭治, 矢野 満, 遠藤達雄, 川口 昇, 日本機械学会論文集, A-54, 925 (1988).
- 61) 杉山好弘, 鋳物, **64**, 652 (1992).
- 62) 小川武史, 小林英男, 小出孝道, 中澤 一, 米谷栄二, 日本機械学会論文集, A-51, 1660 (1985).
- 63) 堀 恵造, 小林俊郎, 鋳物, **65**, 777 (1993).
- 64) 村上敬宜, 遠藤正浩, 材料, **35**, 63 (1986).
- 65) 酒井達雄, 古郷佐八郎, 鈴木幹彦, 材料, **38**, 1268 (1989).
- 66) 越智保雄, 石井 明, 佐々木茂美, 小西康哉, 日本機械学会論文集, A-57, 539, 1488 (1991).
- 67) 遠藤正浩, 材料, **38**, 1139 (1989).
- 68) 杉山好弘, 浅見克敏, 松岡 忍, 日本機械学会論文集, A-58, 2287 (1992).
- 69) 矢野 満, 日本機械学会論文集, A-52, 2150 (1986).
- 70) 小林俊郎, 堀 恵造, 山田伸弥, 鋳物, **65**, 197 (1993).
- 71) 関口和憲, 小林俊郎, 堀 恵造, 日本鑄造協会第123回全国講演大会講演概要集, 70 (1993).