# 526

## ラジカル窒化した球状黒鉛鋳鉄の 低サイクル疲労試験による疲労特性向上の検討

徳山高専 〇森野数博 徳山高専 西村太志 鋼鈑工業 深地誠吾

Study on Improvement of Fatigue Property of Radical Nitrided Spheroidal Graphite Cast Iron by Using the Low Cycle Fatigue Test

### Kazuhiro MORINO, Futoshi NISHIMURA and Seigo FUKAJI

#### 1緒 言

高強度・高じん性で加工性にも優れている球状黒鉛鋳 鉄は、その有用性のため、古くて新しい材料として注目 されているが、疲労特性が大きく劣り信頼性も十分とは いえないため、本格的な強度部材として使用されるまで には至っていない.

一方,著者らは,疲労寿命が3つの因子(初期き裂長 さ,限界き裂長さ,相対き裂伝ば速度)に支配されるこ とを提示<sup>1)</sup>しているが,この概念を用いると,疲労寿命 向上方策が明確になる.これを Fig.1 に模式的に示す. すなわち,き裂の発生時期を遅らせ①,初期き裂長さを 短くする②ことにより疲労寿命は向上する.

そこで本研究では、この要因を満たすために効果的と 考えられる表面改質のなかでも特に優れた特性をもつ ラジカル窒化処理<sup>2)3)</sup>を球状黒鉛鋳鉄に施すことによ



Fig.1 Schematic illustration of the proved method on fatigue life of ductile cast iron

rabier enemiear composition fills /	Table 1	Chemical	composition	wt.	%
-------------------------------------	---------	----------	-------------	-----	---

С	Si	Mn	Р	S	Mg
3.72	2.5	0.56	0.016	0.008	0.041

Table2	Mechanical	properties.
100102	wieenamear	properties.

<u></u>	σ <sub>0.2</sub> (MPa)	$\sigma_B$ (MPa)	Ψ (%)	E (MPa)
As cast	376	532	18.2	166×10 <sup>3</sup>
Nitrided	380	423	3.85	166×10 <sup>3</sup>

 $\sigma_{0.2}$ : 0.2% proof stress  $\Psi$ : Reduction of area

 $\sigma_B$ : Tensile strength *E*: Young's Modulus り,疲労特性を向上させる可能性があることを,広いひ ずみ範囲の低サイクル疲労試験を行うことにより明ら かにした.

## 2 使用材料, 試験片および実験方法

供試材にはフェライト系球状黒鉛鋳鉄 (FCD400 相当, 以下 FDI と呼ぶ)を用いた.化学成分を Table1 に示す. 正確な低サイクル疲労挙動を得るため,試験片には中央 部平行長さと直径の比が 1.5 の円柱型<sup>4)</sup>を用いた.試験 部はエメリペーパとバフで鏡面に仕上げ,その後 NH<sub>3</sub> と H<sub>2</sub>の混合ガス中で 530℃-10hのラジカル窒化処理を 行っている.このとき,FDI 中のフェライトと黒鉛の硬 さをビッカース硬度計でそれぞれ求めた.窒化は黒鉛に は関与せず,フェライト部のみが表面から 50 μ m程度ま で硬化しており,表面では *HV*420 と未処理材 (*HV*160) の約 2.6 倍の硬さとなった.

Fig.2 に未処理材と窒化材の引張試験結果を最高荷重 点まで示し、Table2 にそれらの機械的性質を示す.

実験は油圧サーボ式疲労試験機を用い,軸方向伸び計 により塑性ひずみ幅が一定となるよう制御した両振り の引張圧縮で行った.破面は SEM で観察した.

## 3 実験結果および考察

Fig.3 に未処理材と窒化材の疲労寿命曲線を示す. どち らもデータのばらつきは少なく, 塑性ひずみ幅*4eP*と破 断寿命 *N<sub>f</sub>*の間には Manson-Coffin 形の関係が成り立って いる. 求めた式を図中に示す. 窒化材では指数の値が 0.45 と一般的な金属材料で得られている 0.5~0.7<sup>51</sup> より小さ くなっており, 塑性ひずみ幅の変化に対する破断寿命の 変化が大きい. そのため, FDI の窒化材では, 塑性ひず





(a)  $\Delta \varepsilon_P = 0.00034$ ,  $N_f = 3.09 \times 10^4$ As cast

 $(b-1)\Delta \varepsilon_P = 0.002, N_f = 1.39 \times 10^3$   $(b-2) \angle$ Radical nitrided

Fig.4 Observation of fracture origin

み幅が大きい領域では未処理材より寿命が短いものの, ひずみ幅が小さくなるにつれてその差は急激に縮まり, 0.0001を過ぎたあたりで逆転し,それ以下では窒化材の 方が疲労寿命が長くなる.

なお、図中には破断延性値  $\epsilon_f$ の2倍の値を 1/4 サイ クルの値として()内に併記したが、どちらの材料も 疲労寿命曲線の延長上にそれらの値は位置しており、窒 化材では、 $\epsilon_f$ の値が小さい場合にみられる通常の材料 とは異なる傾向<sup>6)</sup>を示している.

Fig.4 に未処理材と窒化材の破断面における破壊起点 近傍を比較して示す.未処理材では,かなり小さい塑性 ひずみ幅にもかかわらず,これまでと同じく<sup>7)</sup>表面近傍 に引け巣が存在しており,実験したすべての試験片で破 壊起点は表面近傍に存在する引け巣や異常黒鉛であっ た.一方,窒化材においても破壊起点近傍に引け巣が観 察されたが,未処理材に比べるとその大きさは小さかっ た.また,塑性ひずみ幅の大きい(b-1)では表面の拡散層 生成部分がぜい性的に割れ,引け巣は少し内部にみられ たのに対し,塑性ひずみ幅の小さい(b-2)では(b-1)ほど表 面の割れがぜい性的でなく,引け巣の位置も 50~100 μ mと(b-1)よりは表面寄りとなる傾向が見受けられる.

Fig.5 に窒化材の繰返し応力-ひずみ曲線を示す. これ より,窒化材の疲労寿命が未処理材より長くなった*Ae p* = 0.0001 は Fig.2 の引張試験で大きく変形し始める 380MPa での値にほぼ対応していることがわかる. これ らのことから,塑性ひずみ幅が大きい領域で窒化材の疲 労寿命が短くなるのは繰返しの初期段階で表面に発生 するリング状き裂が原因であり,塑性ひずみ幅が小さい 領域で寿命が延びるのは窒化による表面硬さの増加に よりき裂の発生が遅れることに加え,約 500MPa の圧縮 残留応力(表面)によるき裂伝ば速度の抑制が原因であ ろうと考えられる. <結言,参考文献:省略>