

## 研究論文

鑄鉄の熱サイクル疲労特性に及ぼす黒鉛形状と  
基地組織の影響木口昭二\* 中島元輝\*\*  
黒澤太一\*\*\* 炭本治喜\*Effects of Graphite Morphology and Matrix Structure on  
Thermal Cycle Fatigue Properties of Cast IronShoji Kiguchi\*, Motoki Nakajima\*\*,  
Taichi Kurosawa\*\*\* and Haruyoshi Sumimoto\*

When considering material strengthening, full knowledge of the mechanism of destruction is required to develop the strengthening method. Although thermal fatigue is a problem faced for cast iron engine parts due to pouring operations or the operating environment and many researches on thermal fatigue of cast iron have been reported, little research has been conducted on the effects of graphite morphology and matrix structure on thermal fatigue properties. In this research, the effects of graphite morphology and matrix structure on thermal cycle fatigue properties of cast iron were investigated in thermal cycle fatigue tests on thermal fatigue at the explosive side using a sample resembling a cylinder head made of cast iron. The results showed that cracks generated by the thermal cycle fatigue of cast iron are closely related to graphite shape and generate early in the order of flake shape, CV, and spheroidal shape. The progress of cracks was also found to be strongly related to thermal stress generated by heat load and static strength ratio. The difference in the size of thermal stress generated in cast iron is governed by the physical properties of the material. Since physical properties are related to the graphite morphology, the thermal cycle fatigue properties of cast iron also depend on the graphite form. The effects of heat conduction are especially large, and since CV graphite cast iron showed good heat conduction, and exhibited static strength, the thermal cycle fatigue properties of CV graphite cast iron were found to be excellent in moderate cooling conditions.

**Keywords** : thermal cycle fatigue, cast iron, CV graphite, graphite, matrix, thermal stress, heat conduction

## 1. 緒言

鑄鉄は素形材として広く使用されており、鑄造の長所である複雑な形状を一体で作れることなど、優れた加工性に加えて、耐熱性、耐摩耗性、振動吸収特性等の材質特性が良好であることを活用して、鑄造品において最も多い生産量を占めている。構造用材料あるいは機能材料として幅広く利用されている背景に、鑄鉄鑄物の生産は製造技術の進歩により生産効率の向上やコスト削減などがすでに高いレベルに達していることから安定した品質で大量生産が可能なのも大きな理由の一つである。

一方、製造業界における世界的なニーズとして、環境問題、エネルギー問題に対応することが重要視されている。しかしながら、成熟しつつある鑄鉄製造プロセスにおいて、年々高くなる要求品質にこたえていくことは容易ではない。これらの要求にこたえ、他の素形材プロセスと競合していくうえで、鑄鉄の材料科学的な因子を制御し、より一層の材

質向上あるいは新たな機能の付加が必要とされる。

鑄鉄鑄物を幅広く用いているエンジン製造業界に注目すると、排気ガスに含有されるNO<sub>x</sub>、CO<sub>2</sub>等の排出規制や、化石燃料消費削減に対応した低燃費化が進み、車両の設計性や軽量化を考慮したエンジンのコンパクト化、単位重量あたりの出力の向上が要求されており、より高出力で高性能なエンジンの開発が進められている。これらの高性能化への要求に応えるべく、鑄鉄製シリンダブロック、シリンダヘッド、排気マニホールド等鑄鉄鑄物は薄肉化するとともに高強度化、高温特性の向上が必要となっている。しかし一方ではコストパフォーマンスに優れていなければユーザーのニーズに応えられず、安易に製造プロセスを追加することや、高価な素材を用いるだけでは対応できない。このため材質改良による鑄鉄部品の強化が求められる。このような繰返しの熱負荷に長時間さらされる部品において、材料の強化方法を開発するにあたっては熱疲労特性の解明が重要であり、熱疲労破壊のメカニズムを熟知し、開発する必

平成15年6月23日 原稿受理

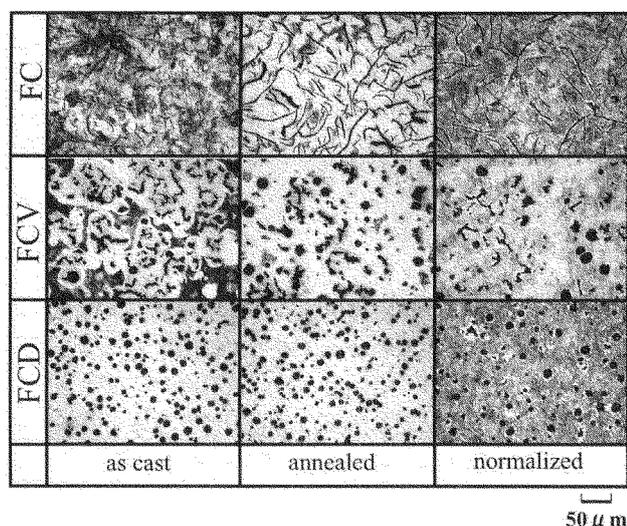
\* 近畿大学理工学部 Faculty of Science and Engineering, Kinki University

\*\* 近畿大学大学院(現:ヤンマー(株)) Graduate School, Kinki University (Presently: YANMAR CO., LTD.)

\*\*\* 近畿大学大学院 Graduate School, Kinki University

**Table 1** Chemical composition of thermal cycle fatigue test piece.

	(mass%)					
	C	Si	Mn	P	S	Mg
FC250	3.33	1.74	0.60	0.030	0.050	-
FCV410	3.68	2.54	0.29	0.024	0.011	0.016
FCD450	3.65	2.60	0.08	0.023	0.008	0.038



**Fig. 1** Microstructures of thermal cycle fatigue test piece as cast, annealed and normalized.

要がある。鑄鉄の熱疲労特性に関する研究<sup>1~10)</sup>は多く報告されている一方、機械的性質に影響を及ぼす大きな因子として挙げられる黒鉛形状や基地組織について系統的な説明を行った報告は少ない。

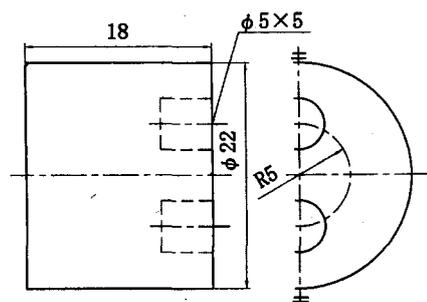
そこで本研究では、実用性を加味して鑄造シリンダヘッドの爆発面における熱疲労をとりあげ、これを想定した熱サイクル疲労試験片と熱サイクル疲労試験方法を考案し、鑄鉄の熱サイクル疲労特性に及ぼす黒鉛形状と基地組織の影響を明確にすることを目的とした。

## 2. 実験方法

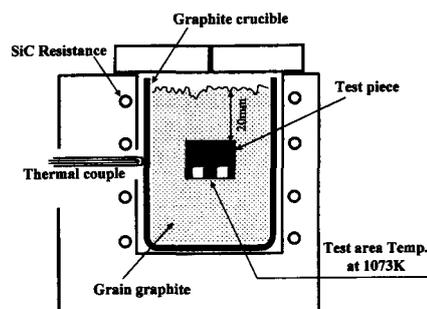
### 2.1 熱サイクル疲労試験片

熱サイクル疲労試験片には黒鉛形状の影響を調べるため、片状黒鉛鑄鉄 (JIS 規格 FC250 相当, 球状化率 19%), CV 黒鉛鑄鉄 (引張強さ 410 MPa 相当, 球状化率 60%), 球状黒鉛鑄鉄 (JIS 規格 FCD 450 相当, 球状化率 85%) の試料を溶製した。各試料の化学分析結果を **Table 1** に示す。

また、熱サイクル疲労特性に及ぼす黒鉛形状の影響を調べるため各鑄鉄試料で基地組織を同一とし、一方、基地組織の影響を調査するためにパーライトとフェライトの 2 種類を用意した。このため各鑄鉄試料において焼ならし (1173 K で 2 時間保持後, 空冷) と、焼なまし (1173 K で 2 時間保持後, 573 K まで 26 時間かけて炉冷) を行った。これにより、**Fig. 1** に示すように、試験片は片状黒鉛鑄鉄, CV 黒鉛鑄鉄, 球状黒鉛鑄鉄の基地組織をそれぞれパーライト化 (P) 及びフェライト化 (F) した計 6



**Fig. 2** Shape of thermal cycle fatigue test piece.



**Fig. 3** Schematic drawing of thermal cycle fatigue test equipment.

水準とした。各試料は FC\_P, FC\_F, FCV\_P, FCV\_F, CD\_P 及び FCD\_F で記す。

試験片の形状は、エンジンのシリンダヘッドにおける亀裂発生メカニズムを解明するため、**Fig. 2** に示す形状とした。試験片の 2 つの穴は吸気・排気ポートを想定しており、この面を以後試験面と呼び、試験面のポート穴間に発生する亀裂の大小により評価した。

### 2.2 熱サイクル疲労試験方法

熱サイクル疲労試験の実験装置の概略を、**Fig. 3** に示す。試験片を電気炉中で設定温度まで加熱しておいた黒鉛粒中に深さ 20 mm 埋め込み、**Fig. 4** に示す温度時間サイクルのように昇温・保持後、空冷にて急冷する温度負荷を繰返すことにより熱サイクル疲労試験とした。温度時間サイクルは予備実験により試験片面の表面温度を熱電対で測定し、設定したものである。試験片の評価は、試験前の組織状態を光学顕微鏡により観察後、初期亀裂発生、亀裂進行 50%、ポート間貫通亀裂発生時における段階的な組織観察により行った。これにより組織的变化、亀裂発生、進展状況を調査し、試験面に生じる亀裂の発生、進展メカニズムを調査した。また定量的評価方法として試験面のポート穴間の最短距離を結んだラインを中心として、5 mm × 1 mm の面積内に生じる亀裂の面積の割合を求めた。

### 2.3 試験片に発生する熱応力の予測

熱疲労特性を左右する要因として熱応力を考慮する必要があり、各試験片は物性値の違いから発生熱応力が異なる。そこで発生熱応力の計算から材料の強度を予測し、熱サイクル疲労試験結果と対比した。

温度変化  $\Delta T$  により発生する熱応力  $\sigma_{max}$  は半径  $r$  の円筒

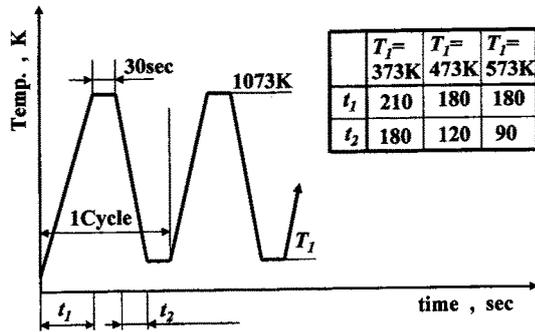


Fig. 4 Heating-cooling cycle of thermal cycle fatigue test.

Table 2 Properties of various cast iron.

	$E$ (GPa)	$\alpha(10^{-6}/K^1)$	$k$ (cal/(mm·s·K))	$\nu$	$\sigma_B$ (MPa)
FC_P	103	13.6	0.0125	0.23	250
FC_F	93	13.6	0.0137	0.23	150
FCV_P	147	13.0	0.0103	0.25	520
FCV_F	132	13.0	0.0119	0.25	320
FCD_P	186	12.3	0.0078	0.26	780
FCD_F	170	12.3	0.0090	0.26	400

Table 3 Results of calculation thermal stress.

$\Delta T_{max}$	$\sigma_{max}$ (MPa)					
	FC_P	FC_F	FCV_P	FCV_F	FCD_P	FCD_F
700K (1073K-373K)	44.1	36.6	73.9	58.1	115.3	92.6
600K (1073K-473K)	37.8	31.3	63.3	49.8	98.8	79.4

Table 4 Thermal stress ratio  $\sigma_{max}/\sigma_B$ .

$\Delta T_{max}$	$\sigma_{max}/\sigma_B$					
	FC_P	FC_F	FCV_P	FCV_F	FCD_P	FCD_F
700K (1073K-373K)	0.176	0.244	0.142	0.181	0.148	0.232
600K (1073K-473K)	0.1512	0.209	0.1218	0.156	0.1267	0.199

部材に対して次式で与えられる<sup>11)</sup>.

$$\sigma_{max} = \frac{\Delta T \cdot E \cdot \alpha \cdot r \cdot h}{(4.3k + 2.0r \cdot h) \cdot (1 - \nu)} \quad \dots\dots(1)$$

ここで、 $E$ は縦弾性係数、 $\alpha$ は線熱膨張係数、 $h$ は熱伝達率、 $k$ は熱伝導率、 $\nu$ はポアソン比である。

材料の諸特性値は温度によって変化し、これを考慮する際の解法は難解となる。そのため一般的にはこれらの諸特性値を定数にして近似解を得る。よって本実験では常温における各物性値から発生熱応力を概算し、各試験片の強度を計算上で評価するため、静的強度 $\sigma_B$ と発生熱応力 $\sigma_{max}$ の比を熱応力比 $\sigma_{max}/\sigma_B$ として導入し、比較した。

### 3. 実験結果及び考察

#### 3.1 発生熱応力

公表されている各鑄鉄材料の物性値<sup>12)</sup>(Table 2)を用

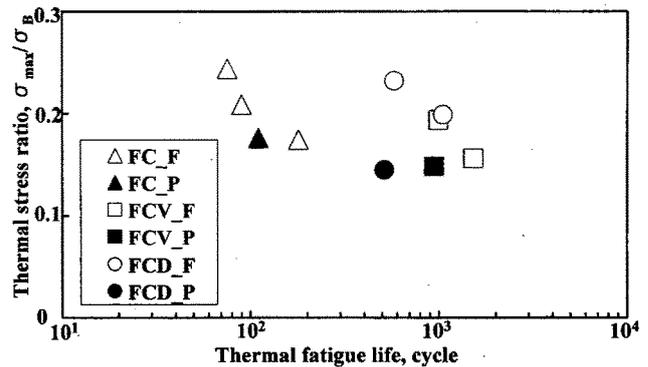


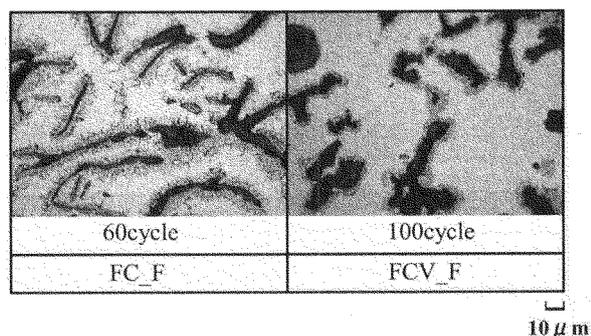
Fig. 5 Relationship between thermal stress ratio and thermal fatigue life.

いて、本熱サイクル疲労試験により試験片に負荷されている熱応力 $\sigma_{max}$ を計算した結果を、Table 3に示す。

片状黒鉛鑄鉄は、球状黒鉛鑄鉄と比べて熱伝導率が大きく、縦弾性係数が小さいため、発生する熱応力は小さくなる。また、いずれの発生熱応力値は各種鑄鉄の静的強度以下の値である。算出した熱応力と静的強度の比を各鑄鉄試験片の熱応力比 $\sigma_{max}/\sigma_B$ として、Table 4に示す。これより片状黒鉛鑄鉄は熱応力比が最も大きく、数値上では破壊の可能性が高いと考えられる。また、球状黒鉛鑄鉄は静的強度が大きい一方で、発生熱応力も大きく、静的強度に近い値を示しており、数値上では破壊しやすいことがわかる。一方、計算上CV黒鉛鑄鉄は熱応力比が最小で、本実験条件で最も熱疲労特性に優れていると予想される。

ここで、貫通亀裂に至った繰返し数(すなわち破壊に至った繰返し数)と熱応力比 $\sigma_{max}/\sigma_B$ との関係を、Fig. 5に示す。グラフの右に分布する傾向があれば熱疲労に強い材料であるといえる。計算で予想される熱疲労強度は、片状<球状<CV黒鉛鑄鉄の順に強いと考えられる。グラフからは片状黒鉛鑄鉄のみが左側に分布する傾向があり、温度条件が同じであれば、他の鑄鉄と比較して熱疲労強度が低いことが明らかであるが、CV黒鉛鑄鉄と球状黒鉛鑄鉄ではほぼ同じ線上にあり、熱疲労強度に明確な差となる傾向が現れていない。著者らはこれまでに、同じ試料を用いて、本研究に比べて大きな冷却速度と温度振幅で行った熱衝撃試験(水冷)において、熱応力比が大きな条件では、CV黒鉛鑄鉄は片状黒鉛鑄鉄に近い熱衝撃強度を示すが、熱応力比が小さくなると、球状黒鉛鑄鉄と同程度かこれよりも大きくなることを報告している<sup>11)</sup>。このことからCV黒鉛鑄鉄では熱応力比が小さくなるに従って、他の鑄鉄よりも熱サイクル疲労により破壊にいたる寿命数が伸びる傾向にあるものと考えられる。

ここで熱疲労試験と熱衝撃試験での発生熱応力に及ぼす大きな条件の違いとして、熱伝達率があげられる。本実験で取り扱うような $r \cdot h = 0.002$  cal/sec·mm·K程度の空冷の条件では $r \cdot h = 0.01$  cal/sec·mm·Kという水冷条件の場合と比較して、 $r \cdot h$ が小さい。このため(1)式において、 $r \cdot h$ の小さい条件では材料の熱伝導率 $k$ の項の影響が大と



**Fig. 6 Crack propagation around graphite matrix. (1073 K-373 K)**

なり、発生熱応力の大きさは熱伝導率に起因するところが大となる。

したがって、熱サイクル疲労による亀裂発生、進展は試験片に発生する熱応力が大きく係わっていると考えられ、材料に発生する熱応力の大きさは熱伝導により律束されている。熱伝導特性は鋳鉄中に存在する黒鉛の形状に関係しているため、鋳鉄の熱サイクル疲労特性は黒鉛の形状に大きく影響される。

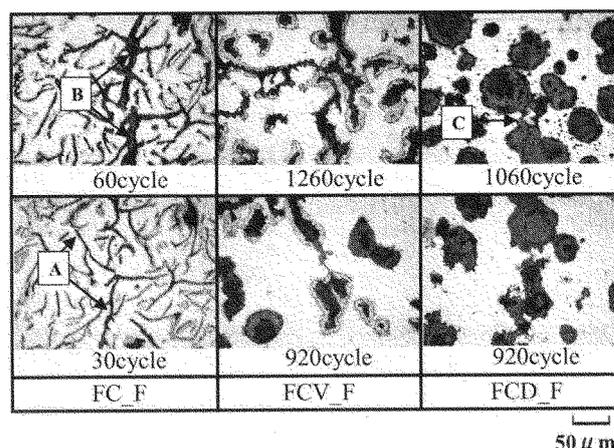
### 3.2 黒鉛形状の影響

**Fig. 6** に示すように亀裂発生の初期段階の顕微鏡組織から、片状黒鉛鋳鉄、CV 黒鉛鋳鉄において、黒鉛と基地組織の界面近辺に微小亀裂が多く発生しており、この界面周辺が亀裂発生の起点になっていた。黒鉛と基地組織の界面は、凝固時の結晶成長の末期に生成され、異種元素が含まれている場合、結晶中に固溶されないものはこの界面に排出され、界面には不純物が含まれており脆弱である。また、鋳鉄の膨張収縮は、黒鉛の膨張収縮が小さいため（黒鉛の線熱膨張係数： $3.1 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ）大部分が基地組織によるもので、加熱冷却時には膨張率の違いによるひずみの差が黒鉛と基地組織の界面に応力を生じると考えられる。

温度負荷による材料の熱応力は基地組織に負荷されており、これらの界面周辺部分には黒鉛形状による応力集中が生じる。以上の要因により黒鉛と基地組織の界面周辺に亀裂を生じると考えられる。したがって片状黒鉛や CV 黒鉛のように先端部分を有した黒鉛形状では、この部分に応力集中が起こり、亀裂が発生しやすい。

また、応力の方向によっては黒鉛先端部以外の箇所から亀裂が進展する場合もあるが、熱サイクル疲労により黒鉛の周囲は微細な亀裂が発生しており、この微小亀裂が熱疲労亀裂進展の初期の段階であると考えられる。また、黒鉛と基地組織界面は酸化物が生成していることから、黒鉛との界面近傍の基地組織は酸化が進行していると考えられる。このことも黒鉛と基地組織界面に亀裂を生じる原因の一つであると考えられる。

次に試験片の亀裂の進展状況について観察すると、**Fig. 7** に示すように片状黒鉛鋳鉄試験片ではまず亀裂進展方向に片状黒鉛間の基地組織に亀裂が生じ、黒鉛と黒鉛が連鎖している（例えば **Fig. 7A**）。この亀裂はサイクル数が増加



**Fig. 7 Crack propagation around graphite matrix. (1073 K-473 K)**

するにしたがって太くなり、さらに他の黒鉛を伝わってきた亀裂とつながり、進展している（例えば **Fig. 7B**）。

片状、CV、球状黒鉛鋳鉄試験片の亀裂の状況を比較すると、CV 黒鉛鋳鉄では片状黒鉛鋳鉄と同様に亀裂は黒鉛に沿うような進展の仕方が最も多く見られ、亀裂の通過点になっている。球状黒鉛鋳鉄では亀裂の進展は黒鉛の影響が小さく、球状黒鉛周囲あるいは基地組織に発生した亀裂は基地組織中の結晶粒界を通過する形で直線的に急速に伝播して進展している（例えば **Fig. 7C**）。1073 K-373 K の熱サイクル疲労試験において亀裂の長さを測定した結果を **Fig. 8** に示した。亀裂長さ測定は試験面中で最も長い亀裂（直線距離ではなく、偏向した亀裂の全長）を画像解析で測定しているが、片状黒鉛鋳鉄、CV 黒鉛鋳鉄の亀裂長さの伸びに比較して、球状黒鉛鋳鉄の亀裂長さの伸びが急激であることがわかる。

以上により、片状黒鉛、CV 黒鉛のように黒鉛に連鎖性があり、黒鉛間距離が小さい組織では黒鉛と基地組織の界面で発生した亀裂がつながりやすく、黒鉛に沿って進展する。したがって、片状黒鉛鋳鉄や CV 黒鉛鋳鉄では熱サイクル疲労による亀裂の進展に対して黒鉛形状の影響が大きいと考えられる。球状黒鉛は黒鉛間距離が大きく、亀裂発生の起点は黒鉛と基地組織の界面及び基地組織中の結晶粒界であり、亀裂の進展経路の大部分は基地組織である。このため、亀裂先端が基地組織中を通過する段階では亀裂の進展に対して基地組織の強度が影響すると考えられる。

### 3.3 基地組織の影響

基地組織の違いによる熱サイクル疲労特性の違いを比較すると、**Fig. 9** の 1073 K-373 K 熱サイクル疲労試験での亀裂面積率測定結果に見られるとおり片状黒鉛鋳鉄試験片では初期の亀裂面積率はパーライト基地の方が大きく亀裂発生の時期も同程度であるが、サイクル数の増加に伴いフェライト基地の亀裂面積がパーライト基地の亀裂面積率よりも大きくなり、貫通した亀裂になっている。パーライト基地はフェライト基地よりも亀裂面積率の増加が緩やかで、フェライト基地よりも長いサイクル数で亀裂が貫通

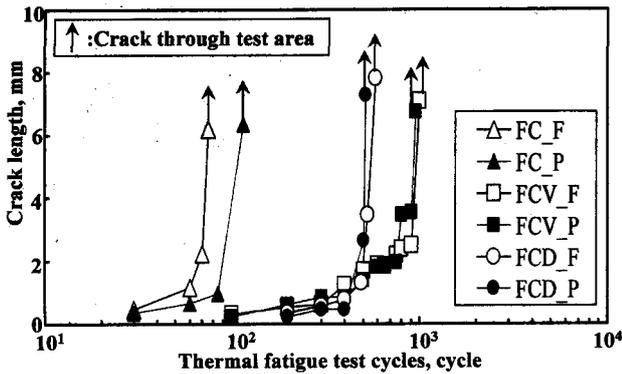


Fig. 8 Results of measuring crack length on various test piece. (1073 K-373 K)

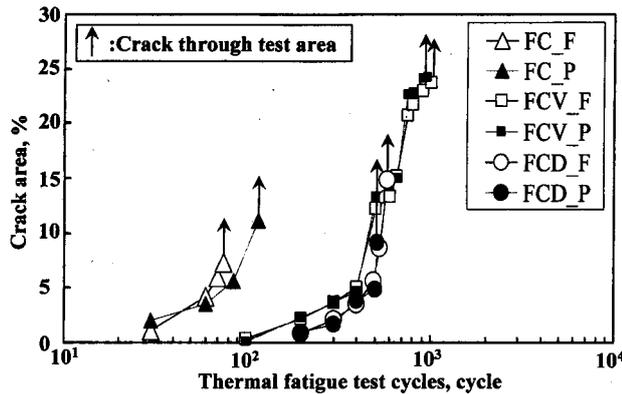


Fig. 9 Results of measuring crack area on various test piece. (1073 K-373 K)

に至った。このことから片状黒鉛鑄鉄ではパーライト基地がフェライト基地よりも熱サイクル疲労に強いといえる。

熱応力比の大きさから予測される熱疲労強度は各種鑄鉄において、パーライト基地とフェライト基地を比較すると、パーライト基地における熱応力比が小さいことから熱疲労に強いと考えられたが、本実験の実測による比較ではCV黒鉛鑄鉄、球状黒鉛鑄鉄においては貫通した亀裂のサイクル数及び亀裂面積率の変化にパーライト基地とフェライト基地の明確な違いがなかった。

この理由としてパーライトの分解が挙げられる。Fig. 10に1073 K-373 Kにおける熱サイクル疲労試験後の基地組織の変化についての観察結果を示す。CV黒鉛鑄鉄では亀裂が進展し始めた500回のサイクル数でパーライト基地試験片はフェライト化していた。同様に球状黒鉛試験片では亀裂が進展し始めた300回のサイクル数でパーライト基地がフェライト化していた。このため、CV及び球状黒鉛鑄鉄では亀裂が進展し始める段階で基地組織はフェライト化しており、初期基地組織の違いが亀裂貫通サイクル数に影響しなかったと考えられる。パーライト基地試験片がフェライト化する過程は、熱疲労試験による加熱冷却の繰り返しによりパーライト中のセメントライトがFeとカーボンに分解しカーボンが安定系である黒鉛として析出する

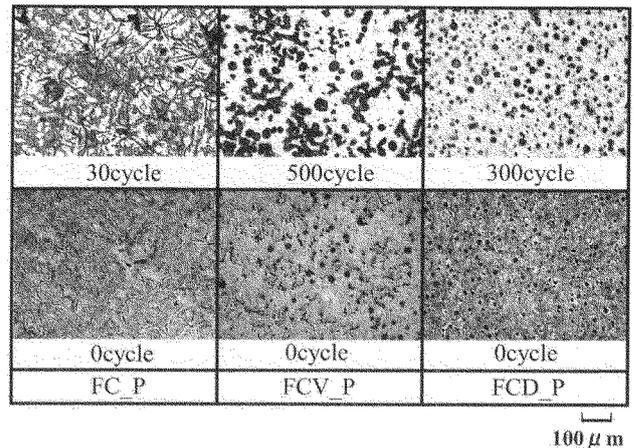


Fig. 10 Microstructures of test pieces on before and after thermal cycle fatigue test.

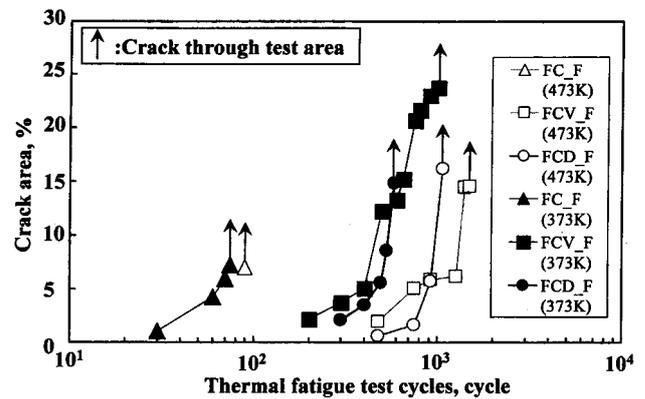


Fig. 11 Results of measuring crack area on ferrite matrix test piece.

ため黒鉛化し、基地がフェライト化したものと考えられる。

以上のことから本実験のような条件において、CV黒鉛鑄鉄、球状黒鉛鑄鉄は初期の基地組織がパーライトであってもサイクル数の繰り返しにより亀裂進展の段階でフェライト化していたため、フェライトと同じ熱疲労特性を示したと考えられる。フェライト基地鑄鉄の結果を比較するとFig. 11のように片状黒鉛鑄鉄、球状黒鉛鑄鉄、CV黒鉛鑄鉄の順に熱疲労サイクルが長く、熱応力比による予測と一致する。このことからパーライトが分解するのを防止するなど、基地組織の強化を行えば、片状黒鉛鑄鉄では熱疲労強度の向上が予想され、CV黒鉛鑄鉄、球状黒鉛鑄鉄ではさらに熱疲労強度の向上が可能であると考えられる。

### 3.4 熱サイクル疲労亀裂進展過程に及ぼす黒鉛形状の影響

次に本実験で得られた結果から1073 K-373 K熱サイクル疲労における片状黒鉛鑄鉄、CV黒鉛鑄鉄、球状黒鉛鑄鉄の亀裂進展過程のモデルを示した。片状黒鉛鑄鉄ではFig. 12に示したように初期亀裂は黒鉛と基地組織界面から発生し、亀裂の進展方向の黒鉛に黒鉛同士が連結されるような形で進展していく。サイクル数の増加により亀裂は進展方向に黒鉛を通過しながら伸びてゆき、貫通に至る。

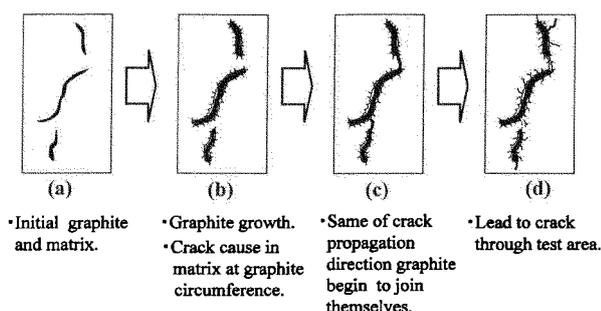


Fig. 12 Crack propagation model of flake graphite cast iron.

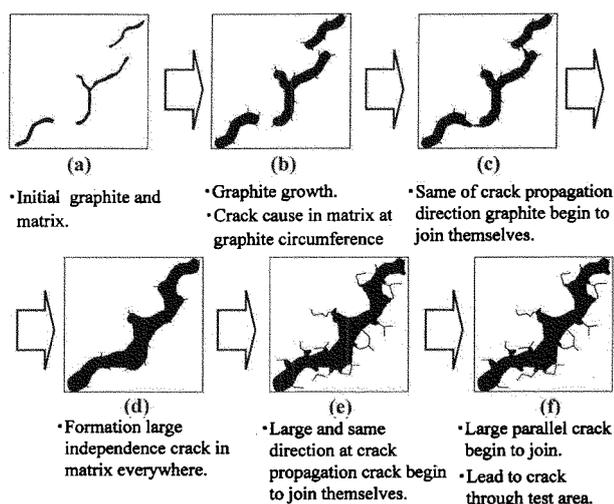


Fig. 13 Crack propagation model of CV graphite cast iron.

CV 黒鉛鑄鉄では Fig. 13 に見られるように初期亀裂は黒鉛の周囲に発生し、500回のサイクル数付近で黒鉛同士連結する形で亀裂が伝播しはじめる。このとき、亀裂は試験面全体に分布しているがそれぞれは連結しておらず、750回のサイクル数にかけてこれらの亀裂が基地の亀裂進展に伴い連結し、1000回のサイクル数でポート間を貫通する。

球状黒鉛鑄鉄では Fig. 14 に示したように400回のサイクル数付近で球状黒鉛周囲及び基地組織中の結晶粒界に亀裂が生じ、この基地中に生じた亀裂が直線的に伝播して亀裂が貫通する。

#### 4. 結 言

鑄鉄の熱サイクル疲労特性に及ぼす黒鉛形状と基地組織の影響について、まず熱サイクル疲労による発生熱応力と静的強度の関係から、物理的性質の解析を行い、次に亀裂の発生及び進展に及ぼす黒鉛形状及び基地組織の影響について検討した結果、以下のことを明らかにした。

- (1) 温度条件が同じ場合、片状黒鉛鑄鉄では発生する熱応力が最も小さく、球状黒鉛鑄鉄で発生する熱応力が最も大きい。
- (2) 片状黒鉛鑄鉄は熱応力比が大きく、最も熱疲労に弱

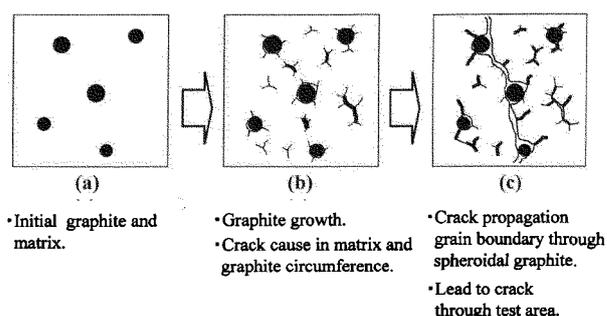


Fig. 14 Crack propagation model of spheroidal graphite cast iron.

い。CV 黒鉛鑄鉄は本実験の条件では最も熱疲労特性に有利な黒鉛形状である。CV、球状、片状の順に熱疲労特性に有利な形状である。

- (3) 片状黒鉛鑄鉄では、基地組織が有する強度の差が熱疲労特性に現れるため、パーライト基地の方がフェライト基地より熱疲労特性が優れている。
- (4) CV 黒鉛鑄鉄及び球状黒鉛鑄鉄では破壊までのサイクル数が長くなり、パーライト基地が分解しているため、初期の基地組織の違いは熱疲労特性に大きく影響しない。
- (5) 球状黒鉛鑄鉄では熱疲労亀裂は黒鉛と基地組織界面に沿うかたちで進展し、基地組織では結晶粒界を通過する。進展の速度は発生する熱応力の大小に関係し CV 黒鉛鑄鉄が最も遅く、球状黒鉛鑄鉄では発生した亀裂は急速に伝播する。

本研究に用いた供試試料を溶製していただきましたコマツキャストックス(株)に謝意を表します。

#### 文 献

- 1) M. Takanezawa, Y. Kobayashi and Y. Tomota : J. JFS 70 (1998) 316
- 2) K. Yasue, M. Isotani and Y. Kondo : IMONO 54 (1982) 815
- 3) K. Yasue, M. Isotani, Y. Kondo and N. Kawamoto : IMONO 54 (1982) 739
- 4) O. Yanagisawa and T. S. Lui : IMONO 54 (1982) 38
- 5) Y. Kaieda and K. Matsuda : IMONO 46 (1974) 501
- 6) Y. Tanaka and M. Fujiwara : IMONO 55 (1983) 369
- 7) M. Soma and K. Nagaoka : IMONO 56 (1984) 269
- 8) K. Chijiwa and M. Hayashi : IMONO 51 (1979) 757
- 9) T. Ohide and G. Ohira : IMONO 49 (1977) 276
- 10) T. Namai : IMONO 44 (1972) 758
- 11) S. Kiguchi, Y. Aragaki, H. Sumimoto and K. Nakamura : J. JFS 73 (2001) 242
- 12) (財) 総合鑄物センター編：鑄鉄の高温特性 I (1981) 43, 138