

平成 30 年度

長岡技術科学大学 大学院工学研究科 博士後期課程

博士論文

エンジン用構造部材として用いられる鋳鉄の
疲労メカニズムと鋳造プロセスを考慮した疲労設計法

材料工学専攻

15700586

白土 清

指導教員

宮下 幸雄 准教授

2018 年 6 月

目次

第1章 緒論

1.1	本研究の背景	1
1.2	本研究に関わる従来の研究	8
1.2.1	疲労メカニズムおよびその支配因子の解明	8
1.2.2	疲労メカニズムに基づく疲労限度予測方法の検討	10
1.2.3	数値解析を利用した製品各部の疲労限度の予測	12
1.3	本研究の目的	15
	参考文献	16

第2章 片状黒鉛鋳鉄の疲労特性と疲労限度予測

2.1	はじめに	20
2.2	供試材および試験方法	25
2.2.1	供試材	25
2.2.2	引張試験	33
2.2.3	回転曲げ疲労試験	33
2.2.4	き裂伝ば試験	34
2.2.5	最大黒鉛寸法の予測	37
2.3	試験結果および考察	39
2.3.1	弾塑性挙動	39
2.3.2	疲労強度特性	40
2.3.3	従来 of 疲労限度予測式の検証	43
2.3.4	疲労強度に及ぼす基地組織の影響	45
2.3.5	疲労き裂伝ば挙動	48

2.3.6	疲労限度評価方法の検討	56
2.4	結言	60
	参考文献	61
第3章	各種鋳鉄の疲労強度に及ぼす黒鉛形状の影響	
3.1	はじめに	65
3.2	供試材および試験方法	65
3.2.1	供試材	65
3.2.2	回転曲げ疲労試験	66
3.2.3	レプリカ法による疲労き裂の発生・進展挙動の観察	66
3.2.4	最大黒鉛寸法の予測	67
3.3	試験結果および考察	69
3.3.1	疲労強度特性	69
3.3.2	疲労き裂の発生・伝ば挙動	74
3.3.3	疲労限度の予測	79
3.4	結言	83
	参考文献	83
第4章	片状黒鉛鋳鉄の疲労強度に及ぼす平均応力の影響	
4.1	はじめに	86
4.2	供試材および実験方法	87
4.2.1	供試材	87
4.2.2	回転曲げ疲労試験	87
4.2.3	軸荷重疲労試験	88

4.3	試験結果および考察	89
4.3.1	疲労強度に及ぼす負荷状態の影響	89
4.3.2	疲労強度に及ぼす平均応力の影響	89
4.3.3	軸荷重疲労限度の予測	91
4.3.4	応力比が異なる場合の疲労限度の予測	94
4.3.5	応力評価方法の検討	97
4.4	結言	103
	参考文献	104
第5章	片状黒鉛鑄鉄の凝固解析による疲労限度予測	
5.1	はじめに	106
5.2	階段状鑄物の凝固解析方法	108
5.2.1	供試材	108
5.2.2	階段状鑄物の凝固解析	109
5.3	階段状鑄物の凝固解析結果	114
5.4	疲労限度の予測方法の検討	122
5.4.1	共晶セルサイズの予測精度検証	123
5.4.2	最大黒鉛寸法と疲労限度の予測	124
5.5	製品の耐久性評価への適用	134
5.6	結言	139
	参考文献	139
第6章	総括	142
	謝辞	

第 1 章

緒論

1.1 本研究の背景

鋳造とは、図 1.1 に示すように溶融させた金属を砂や金属で造った鋳型に流し込み、冷却凝固させることにより所定の形状の金属を成形する加工方法である。鋳造は切削加工などに比べ材料の無駄が少なく、複雑な形状の製品を安価に製造可能であることから、幅広い用途に使用されている金属加工方法である。

2011 年の鋳造品の国内生産量を図 1.2 に、片状黒鉛鋳鉄、球状黒鉛鋳鉄の用途の内訳を、図 1.3 および図 1.4 にそれぞれ示す⁽¹⁾。図 1.2 から、鋳造品の総生産量の 64%を鋳鉄製品(片状黒鉛鋳鉄および球状黒鉛鋳鉄の鋳造品)が占め、その中でも片状黒鉛鋳鉄の割合が全体の 40%と大きな割合を占めていることがわかる。さらに、図 1.3 および図 1.4 から、片状黒鉛鋳鉄および球状黒鉛鋳鉄ともに、総生産量の約 60%が自動車用のエンジンや車両の構造用部材として使用されていることがわかる。

鋳造品の国内生産量の 2011 年から 2016 年の推移を図 1.5 に示す⁽²⁾。同図から各鋳造品の国内生産量に大きな変動は無く、今後も自動車用のエンジンや車両の構造用部材としての鋳鉄の大きな需要は維持されるものと考えられる。各鋳造品の単価を図 1.6 に示す⁽¹⁾。同図からわかるように、鋳鉄製品(片状黒鉛鋳鉄および球状黒鉛鋳鉄の鋳造品)は他金属の鋳造品に比べ安価であることも大きな利点と考えられる。

鋳造による金属の加工方法の最大の特徴は、例えばエンジンのシリンダヘッド内部のウォータージャケットや吸気ポートや排気ポートなどの複雑な中空形状を得るために中子と呼ばれる鋳型にはめ込む砂型を用いることにより、他の加工方法に比べ製品形状の自由度が高い点にある⁽³⁾⁽⁴⁾。実際にシリンダヘッドを鋳造する際に用いられる中子の形状を図 1.7 に示す。同図中の(a)にウォータージャケット、(b)に吸気ポート、(c)に排気ポートの中子の形状を示す。また、実際に砂型鋳造により製造されたシリンダヘッドを図 1.8 に示す。同図(a)は上面図、(b)は断面図である。断面図よりシリンダヘッドの内部には中子により形成された複雑な中空の空間が存在することがわかる。

鑄造製品に用いられる材料の中でも、片状黒鉛鑄鉄は良好な鑄造性により複雑な形状の製品を安価に製造可能であり、切削性にも優れることから、古くからエンジン用構造部材として、ブラケットなどの比較的小さな部品からシリンダブロックやシリンダヘッドなどの大型な部品に至るまで、幅広い用途に使用されている材料である。

他方、地球温暖化などの環境問題や省エネルギーの観点から、エンジンにはさらなる軽量化、高機能・高効率化が求められる。これらの要望に応えるため、高温、高負荷状態に耐えるエンジン用構造部材として片状黒鉛鑄鉄から、芋虫状黒鉛鑄鉄や球状黒鉛鑄鉄への材料の置換も行われている⁽⁵⁾⁽⁶⁾⁽⁷⁾。また、鑄造の際には、機械的性質の向上を目的として、添加剤が用いられる。例えば、片状黒鉛鑄鉄には、強度向上のために Cu, Sn, Cr, Mo が添加される。芋虫状黒鉛鑄鉄には、黒鉛の芋虫状化のために Mg が、強度向上のために Cu, Sn, Cr, Mo が添加される。球状黒鉛鑄鉄には、黒鉛の球状化のために Mg が、強度向上のために Si, Ni, Cr, Mo, V などが添加される。これらの添加剤の中には Ni, Cr, Mo, V など多くのレアメタル⁽⁸⁾が用いられており、形状の無駄を省きレアメタルの使用を抑えることも製造上の課題の一つと言える。このような様々な要求から、最低限の重量で、高温、高負荷状態に耐えるエンジン構造用部品を設計するためには、材料の特性を十分に理解することが必要である。

図 1.8 に示したシリンダヘッドのような、大型で複雑な形状をした鑄造品は、製品の各部で肉厚が様々に変化するため、鑄造時の冷却速度が部位毎に異なる。そのため、精製される材料組織の違いに起因して引張強さや疲労限度が製品の場所毎に大きく異なることが、設計、製造上の大きな問題となっている。(ここで、引張強さとは、引張試験中に観察される最大応力のことであり、疲労限度とは、疲労試験において試験片が破断せずに繰り返し数が 10^7 回に達したときの応力振幅(10^7 回時間強度)のことである。)

しかし、設計初期の段階で製品各部の引張強さや疲労限度の差を把握して設計を行うことは困難であるため、耐疲労強度設計においては鑄鉄の引張試験や疲労試験により得

られた引張強さや疲労限度のデータをもとに、その強度が製品各部の強度を保証するものと仮定して修正グッドマン線図を作成し製品設計を行っている。そのため、製品の最弱部の強度を過大評価した設計、製造がなされる可能性があり、このような部位を検出し改善するために、試作品を用いた設計と評価を何度も繰り返す必要がある。

製品各部の引張強さや疲労限度の差を抑えるために、タグチメソッドを用いたロバスト性の検討なども行われている⁹⁾。しかし、ロバスト性の検討にはパラメータを振った多くの実験が必要となるため、検討には多くのコストと時間が必要となる。そこで、鋳造解析などを用い効率的に検討を行うことが考えられるが、既存の鋳造解析ソフトは、片状黒鉛鋳鉄の組織や硬さ、引張強さの予測は可能だが、疲労限度までは予測ができないため、疲労限度の予測方法を検討する必要がある。また、ロバスト性の検討により製品各部の引張強さや疲労限度の差の程度を低減できても、実際には複雑な形状をした製品各部の材料強度を均一にすることは現実的では無く、製品各部の強度の差を許容した設計を行う必要がある。例えば、疲労限度の差を許容した設計を行うには、疲労限度の違いを生じさせる支配因子を理解し、製品各部の支配因子の程度から疲労限度の違いを予測する必要がある。しかし、設計・製造の現場で疲労試験を行う際には、設計検討用の疲労限度の測定に主眼が置かれ、疲労き裂の発生を支配する因子、き裂進展や破壊に至るメカニズムについては十分に調査されないことが多い。そのため、鋳造時に製品各部の冷却速度が異なる際に生じる各部の疲労限度の差を正確には予測することが出来ないため、製品各部の疲労限度の差を考慮した設計検討は行われていない。

また、エンジン構造用部品は、ボルト締結や燃焼圧力などの負荷により、引張り、圧縮や曲げなど部位毎に様々な負荷状態に曝され、さらに疲労限度は平均応力の影響を受ける。そのため、設計検討の際には、様々な負荷状態下における疲労限度を予測し、耐久性評価をする必要がある。



(a) Pouring



(b) Cooling and solidification



(c) Open frame

Fig. 1.1 Overview of prototype casting process.

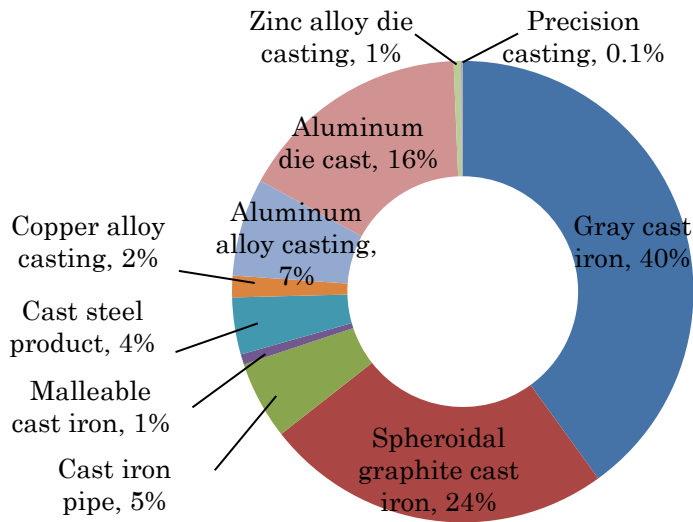


Fig. 1.2 Breakdown of domestic casting production in 2011.

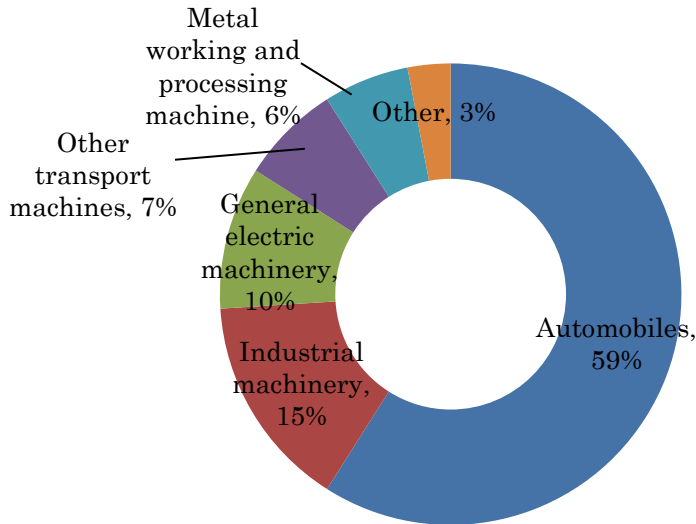


Fig. 1.3 Breakdown of domestic gray cast iron applications in 2011.

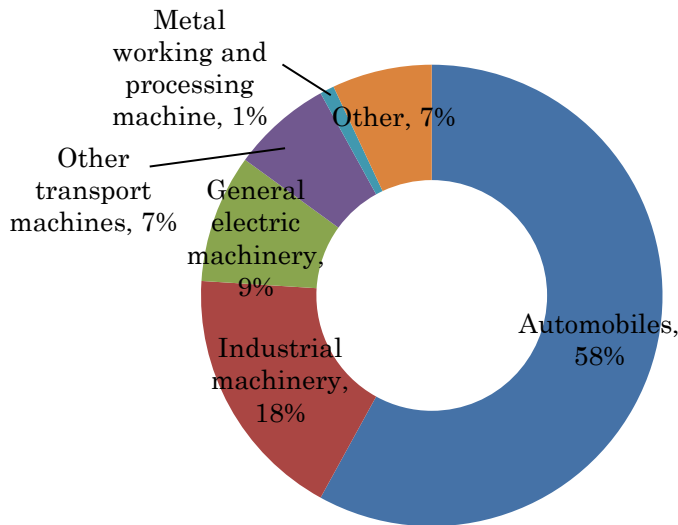


Fig. 1.4 Breakdown of domestic spheroidal graphite cast iron applications in 2011.

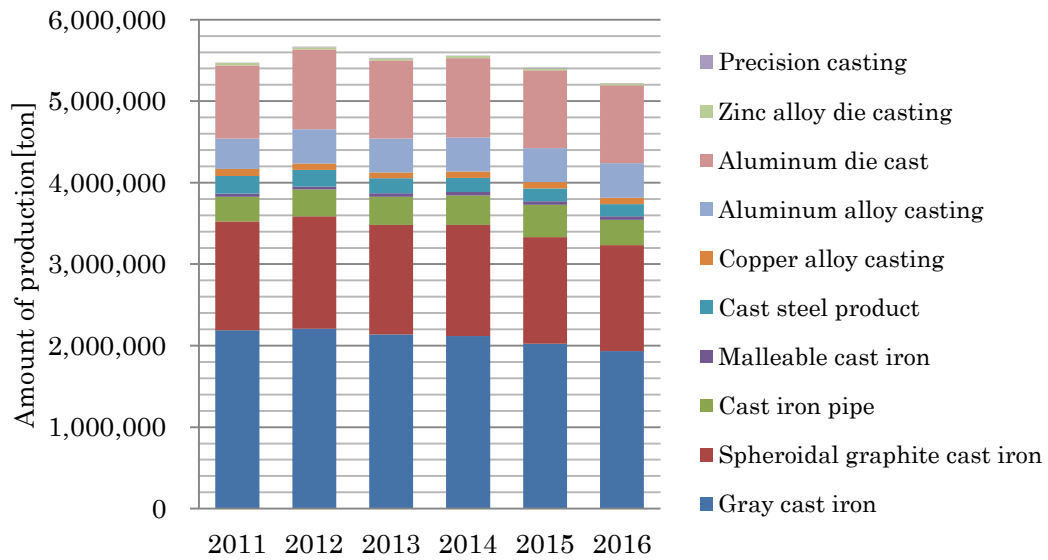


Fig. 1.5 Changes in production volume of domestic casting production from 2011 to 2016.

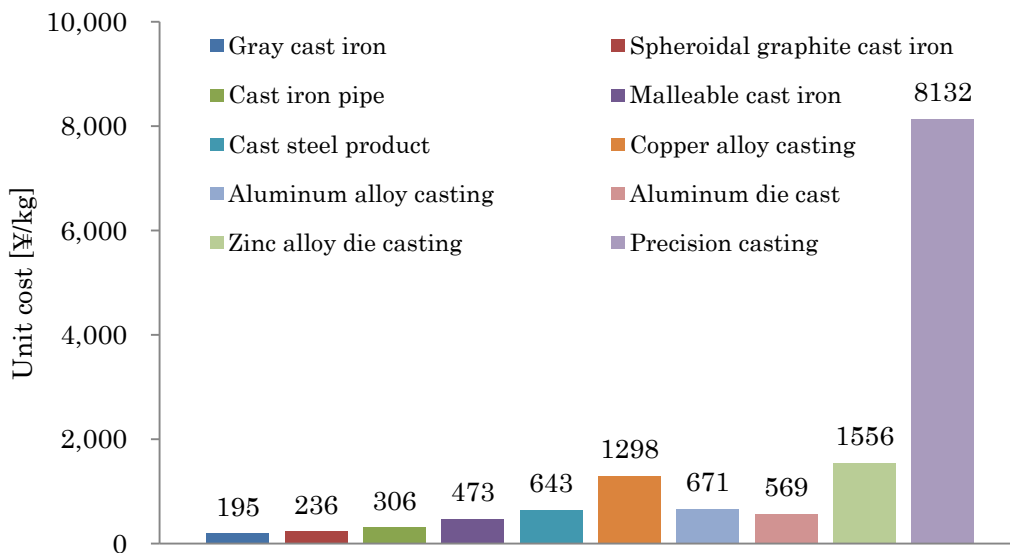
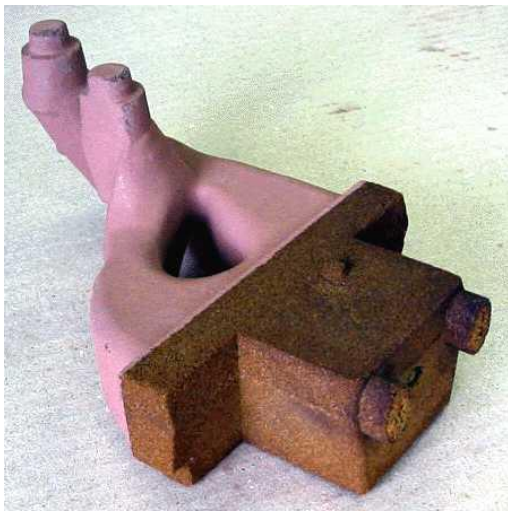


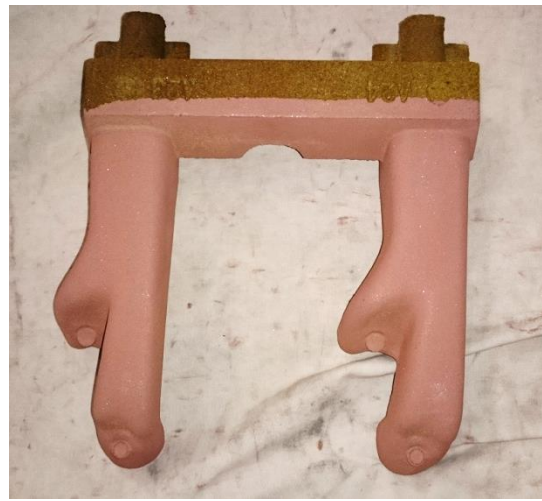
Fig. 1.6 Unit cost of casting production in 2011.



(a) Water jacket



(b) Intake port



(c) Exhaust port

Fig. 1.7 Sand core used for casting of cylinder head.



(a) Top view



(b) Sectional view

Fig. 1.8 Cylinder head produced by casting.

1.2 本研究に関わる従来の研究

1.1.節で述べたように、エンジンのシリンダヘッドやシリンダブロックのように大きく複雑な形状をした鋳造品は、鋳造時の各部の冷却速度の違いから、製品各部の組織が異なるために引張強さ、疲労限度が異なる。また、冷却速度を均一にすることは困難であることから、設計検討時には製品各部の強度の差を許容した設計をする必要があるが、従来の試作と評価を繰り返す設計方法は多くのコストと時間が必要となる。また、大きく複雑な製品各部の強度の差を把握することは不可能である。そこで、コンピュータを用いた数値解析により製品各部の強度を予測し設計検討に活用することが望まれる。しかし、既存の鋳造解析ソフトは、片状黒鉛鋳鉄の組織や硬さ、引張強さの予測は可能だが、疲労限度までは予測ができないため実働状態を考慮した設計検討への活用が進んでいない。

鋳造解析ソフトによる片状黒鉛鋳鉄の疲労限度の予測手法の確立には、以下の課題を検討する必要がある。

- ・疲労メカニズムおよびその支配因子の解明
- ・疲労メカニズムに基づく疲労限度予測方法の検討
- ・数値解析を利用した製品各部の疲労限度予測手法の確立

これらに関する従来の研究を以下に示す。

1.2.1 疲労メカニズムおよびその支配因子の解明

鋳鉄材の疲労限度の予測方法を確立するには、鋳鉄の疲労メカニズムを理解し、疲労き裂の発生、伝ば挙動に影響を及ぼす支配因子を把握することが重要である。

片状黒鉛鋳鉄の静的な荷重に対する破壊挙動については石野⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾や Z.R.He⁽¹²⁾らによる報告があり、き裂は負荷の初期に片状黒鉛の割れや黒鉛と基地の界面の剥がれにより発生すること、基地の引張強さの半分以下の応力で破断に至ることが報告されている。

また、安江⁽¹³⁾や G.N.J.Gillbert⁽¹⁴⁾らによる応力-ひずみ挙動の観察から、鋳鉄の応力-ひずみ線図に現れる非線形性は、基地の単純な弾-塑性挙動だけではなく、負荷によってまず黒鉛部の弾性変形が起こり、さらなる負荷により黒鉛部先端に微視的な降伏が発生し、負荷が増大するにつれて降伏領域が拡大してゆくことにより引き起こされること、引張強さに対して非常に低い応力レベルから発生することを明らかにしている。

T.Bruce ら⁽¹⁵⁾は転がり接触疲労下における風車翼のギヤボックスに用いられるベアリング材のき裂発生挙動について、黒鉛の静的な破壊挙動と同様に、疲労過程の初期に介在物内部や基地と介在物の界面にき裂が発生すること、発生したき裂が基地中に伝播することを報告している。JW Fash ら⁽¹⁶⁾、西谷ら⁽¹⁷⁾は片状黒鉛鋳鉄および球状黒鉛鋳鉄の疲労き裂の発生、進展挙動の連続観察を行い、き裂は全寿命の初期に基地組織の黒鉛先端部に発生し、隣接するき裂と連結しながら進展することを報告している。

大和田野ら⁽¹⁸⁾は片状黒鉛鋳鉄、芋虫状黒鉛鋳鉄および球状黒鉛鋳鉄について、基地組織の違いによるき裂進展速度と応力拡大係数範囲の関係を調査し、球状黒鉛鋳鉄や芋虫状黒鉛鋳鉄は基地組織の影響が小さいが、片状黒鉛鋳鉄はフェライト基地よりもパーライト基地の方がき裂伝ぱ抵抗が大きいことを示した。さらに、片状黒鉛鋳鉄のき裂伝ぱ抵抗は、球状黒鉛鋳鉄や芋虫状黒鉛鋳鉄に対して低いことを示した。また、山辺ら⁽¹⁹⁾は球状黒鉛鋳鉄のき裂伝ぱ挙動について、微小き裂の下限界応力拡大係数範囲に対し、長いき裂の下限界応力拡大係数範囲は、き裂開閉口挙動の影響を受けるため高い値となることを示している。

上述のように鋳鉄の破壊挙動に関する研究は多く行われ、鋳鉄の黒鉛形状や基地組織は機械的性質に大きな影響を及ぼす因子であることがわかっている。しかし、疲労強度に対する基地組織、黒鉛形状の影響は十分に解明されていない。

1.2.2 疲労メカニズムに基づく疲労限度予測方法の検討

大きく複雑な形状をした鋳造品は製品各部の冷却速度が異なるために、引張強さや疲労限度に違いを生じるが、製品各部の強度を確認するのは困難であり、破壊メカニズムや支配因子に基づき、各部の強度を予測する方法を検討する必要がある。今日までに提案されている強度の推定には以下のような手法がある。

・経験式による強度の予測

従来、製品開発時の設計検討では、材料の引張強さや疲労限度を推定するために、簡便な経験式により引張強さや疲労限度の予測を行ってきた。例えば、片状黒鉛鋳鉄の硬さと引張強さや、引張強さと両振り疲労限度は比例関係にあることが知られており、設計検討の際には、引張強さや疲労限度の推定として、式(1.1)、式(1.2)のような経験式が用いられることが多い⁽²⁰⁾⁽²¹⁾。

・引張強さ推定の経験式

$$\sigma_B \cong 1.67H_B - 83 \quad (1.1)$$

・曲げ疲労限度推定の経験式

$$\sigma_w \cong 0.5\sigma_B \quad (1.2)$$

ここで、 σ_B は引張強さ、 H_B はブリネル硬さ、 σ_w は疲労限度である。

他方、古郷ら⁽²²⁾は、鋳造条件の異なる球状黒鉛鋳鉄の引張強さおよび疲労限度を比較し、引張強さ σ_B のばらつき 455~920MPa に対して、疲労限度 σ_w のばらつきは 110~123MPa と、とても小さいことを示している。このことは経験式(1.2)の、再検討が必要なことを示唆している。

・黒鉛の寸法や形状に着目した強度予測

遠藤⁽²³⁾は、球状黒鉛鑄鉄の表面を電解研磨することにより黒鉛を除去した試験片により疲労試験を実施し、通常の球状黒鉛鑄鉄と電解研磨後の鑄鉄の疲労強度に差が無いことから、球状黒鉛鑄鉄の黒鉛を欠陥とみなせることを実験的に示した。また、藤原ら⁽²⁴⁾は、片状黒鉛鑄鉄について黒鉛の長さや引張強さの関係を調査し、黒鉛の最大長さや引張強さに負の相関があること、疲労強度は引張強さに依存することを示した。

村上⁽²⁵⁾は微小欠陥が疲労強度に及ぼす影響について、負荷方向に垂直な面へ欠陥を投影した面積の平方根 \sqrt{area} を用いて評価する方法の有効性を示した。さらに、酒井ら⁽²⁶⁾は、球状黒鉛鑄鉄の疲労破壊の起点となる黒鉛について調査を行い、黒鉛部の面積の平方根から \sqrt{area} を求め、 \sqrt{area} と疲労寿命の間に明確な相関があることを示した。

上述のように、過去の研究から、鑄鉄の黒鉛寸法と疲労強度には強い関連性があることがわかっている。鑄鉄製品は冷却速度により黒鉛寸法以外に、基地組織の機械的性質も異なることから、これらを考慮した疲労限度の予測方法の検討が必要である。

その他の予測手法として、以下のような方法が提案されている。

・解析による強度の予測

井口ら⁽²⁷⁾により、片状黒鉛鑄鉄の疲労限度を予測するために、対象とする部位の片状黒鉛鑄鉄の黒鉛の形状や分布を詳細にモデル化した有限要素応力解析を行い、黒鉛をき裂と仮定して疲労限度を予測する手法が提案されている。この方法はモデル化した部位の詳細な調査を可能とするが、製品全体をモデル化して調査することは困難であり、製品開発中に不具合を起こした部位に対して原因を調査する際に用いるなど、用途は限定的になるものと考えられる。

- ・超音波探傷技術による推定

蜂須賀ら⁽²⁸⁾は、球状黒鉛鋳鉄中を伝わる音速と鋳鉄中の黒鉛の球状化率やヤング率には相関関係があることを示した。また、山田ら⁽²⁹⁾は、この特性を利用し音速と引張強さの相関関係から、超音波探傷機を活用した引張強さの予測の可能性を示した。このような比較的簡便な手法は製造工程の品質検査に有効な手法と考えられる。

- ・X線応力測定による鋳鉄の疲労限度の評価

青山ら⁽³⁰⁾は、片状黒鉛鋳鉄、黒心可鍛鋳鉄、球状黒鉛鋳鉄について、基地となる鋼の降伏応力とX線測定により推定した表面層の降伏応力の比が、鋼の疲労限度と各鋳鉄の疲労限度の比に概ね一致することを明らかにし、X線測定による各鋳鉄の疲労限度の予測が可能であることを示した。本手法も、超音波探傷技術と同様に製造工程の品質検査に有効な手法と考えられる。

1.2.3 数値解析を利用した製品各部の疲労限度の予測

今日までの数値解析技術の発展に伴い、鋳造時の湯流れや凝固の現象をコンピュータにより予測する技術をパッケージ化した鋳造解析ソフトが商品化されている。工業界においても鋳鉄に関して鋳造解析を活用した様々な検討が行われている。例えば、製造プロセスにおける引け巣などの欠陥の低減させるための鋳造方案の検討について、田中⁽³¹⁾は、簡易的な形状の金型傾斜鋳造の巣の発生について実験と鋳造解析の比較を行い、鋳造解析は巣の発生場所を精度よく予測可能であり、これを用いて鋳造条件の適正化が可能であることを示した。さらに、実部品への適用例として、藤城ら⁽³²⁾による船舶用シリンダヘッドの鋳造欠陥低減、石川ら⁽³³⁾によるフライホイールの引け巣の改善など多くの事例がみられる。

また、齋藤ら⁽³⁴⁾は、製造工程において厳密に制御することが困難な溶湯温度や鑄込み速度に対して、鑄造解析とタグチメソッドを活用することにより鑄造欠陥発生に対するロバスト性の向上を検討した事例を報告している。このように、製造プロセスにおける不具合の低減に対して、鑄造解析は大きな役割を果たしつつある。

鑄造品質の大きな問題の一つに残留応力がある。残留応力は欠陥などとは異なり目に見えないため、大きい残留応力が生じている部位の特定が困難であり、従来は経験的に残留応力が大きいと考えられる部位にひずみゲージを貼りつけ、切断法により残留応力を検証していた。このため、複雑な部品になると調査に時間が掛かり、部品全体の残留応力を把握することは不可能であった。荻野ら⁽³⁵⁾は、1軸簡易モデルを用いた残留応力の実験結果と解析結果の比較から、残留応力の予測には、鑄造解析において冷却速度を実際の冷却速度に合わせ、線膨張係数などの機械的性質の温度依存性を考慮することで、実験結果に対して十分な予測精度の結果が得られることを示した。

近年のコンピュータの計算能力の増大と鑄造解析の活用により、大型部品の各部の残留応力の予測が可能となった。Joerg C. Sturm ら⁽³⁶⁾は、エンジンのシリンダブロックについて鑄造解析と構造解析を連成させることにより、実働時の荷重、熱、残留応力を考慮した耐久性や軽量化の検討技術の報告をしている。しかし、実際の大型で複雑な形状の製品は、製品各部の冷却速度が異なるために、製品各部の組織や強度が大きく異なるが、これまでの検討では、製品は均一の機械的性質をもつ均質材と仮定され、強度の違いは考慮されていない。製品を造る前の設計検討段階で製品各部の強度の違いを把握するには、数値解析を使用して予測する必要があるが、牧村ら⁽³⁷⁾は、片状黒鉛鑄鉄および球状黒鉛鑄鉄の組織や機械的性質は冷却速度により決まることを明らかにし、肉厚の厚い部位から薄い部に至るまで様々な肉厚をもつ鑄造製品について、鑄造時の各部の冷却速度を鑄造解析により求めることで、組織や機械的性質が予測できることを示した。

McClory ら⁽³⁸⁾は、鑄造解析により芋虫状鑄鉄材のシリンダブロックの引張強さを予

測し、実験値に対して十分な予測精度であることを示した。さらに、芋虫状鋳鉄材の引張強さと疲労限度の相関関係から、引張強さに 0.45 を乗じることで疲労限度を推定できると仮定し、シリンダブロック各部の引張強さと疲労限度を求めることで、構造解析により得られた実働時のシリンダブロック各部の応力に対する耐久性の評価が可能であることを示した。C. Thomser ら⁽³⁹⁾は、芋虫状黒鉛鋳鉄および球状黒鉛鋳鉄について、鋳造解析により求めたシリンダブロック各部の組織および疲労限度を予測し、実験値との比較から十分な予測精度であることを示した。さらに、鋳造解析により求めたシリンダブロック各部の引張強さと疲労限度から、各部の耐久性の評価が可能であることを示した。

このような鋳造解析による鋳鉄の機械的性質の予測技術の発展と、さらなるコンピュータの計算能力の向上により、今後、鋳造解析技術は、引け巣や残留応力の低減、機械的性質の安定化といった製造現場における鋳造プロセスの改善検討だけではなく、残留応力、引張強さ、疲労限度を考慮した耐久性評価のツールとして設計現場においても活用が進むものと期待される。

ところが、1.1. 節で示したように片状黒鉛鋳鉄は鋳造品の生産量の 40%を占め、最も生産量が多い材料であるにもかかわらず、鋳造解析を用いた片状黒鉛鋳鉄の疲労限度の予測についての報告はない。鋳造解析を用いた片状黒鉛鋳鉄の疲労限度の予測手法を確立できれば、製造現場における製造プロセス最適化による生産効率向上、設計現場における製品各部の強度の違いを考慮した製品の最適設計による開発効率の向上、製品の軽量化の実現、レアメタルの使用量低減などに大きな貢献をすることが期待される。

1.3 本研究の目的

これまで、鋳鉄の鋳造時の冷却速度の違いによる基地組織、黒鉛形状の変化が及ぼす機械的性質への影響や、疲労メカニズムを考慮した疲労限度の予測方法に対する系統的な研究を行った報告はない。また、近年では解析技術の向上により、鋳鉄部品の鋳造時の引け巣などの欠陥の発生、残留応力の予測のみならず、引張強さも予測可能となったが、疲労限度の予測については、近年、芋虫状黒鉛鋳鉄や球状黒鉛鋳鉄についての報告はある⁽³⁹⁾ものの、片状黒鉛鋳鉄についての報告はない。このため、製造現場や設計現場における鋳造解析の活用は限定的であり、鋳造解析を活用した片状黒鉛鋳鉄の疲労限度の予測手法の確立が求められる。これらのことから、本研究では片状黒鉛鋳鉄材料の疲労メカニズムを明らかにし、疲労メカニズムに基づく各種鋳鉄の疲労限度の予測方法を検討する。特に実働状態を考慮した様々な応力状態における疲労限度の予測と耐久性評価について検討を行うとともに、鋳造解析を用いた疲労限度の検討手法を提案することを目的とする。

第1章「緒論」では、研究の背景、過去の研究概要、本研究の目的と概要について説明した。

第2章「片状黒鉛鋳鉄の疲労特性と疲労限度予測」では、片状黒鉛鋳鉄の疲労強度に及ぼす基地組織の影響、さらに、黒鉛先端からのき裂発生、進展挙動を明らかにした。これらの結果をもとに、疲労限度の予測方法について検討した。

第3章「疲労強度に及ぼす黒鉛形状の影響」では、含有する黒鉛の形状から、片状、芋虫状、球状の3種類に大別される鋳鉄について、それぞれの疲労限度の予測方法について検討した。

第4章「疲労強度に及ぼす平均応力の影響」では、製品の実働状態を想定し、曲げ、軸荷重といった異なる負荷状態、さらに平均応力が異なる場合における疲労特性を明らかにし、疲労限度の予測方法を検討した。また、疲労メカニズムに基づく構造解析によ

る耐久性評価方法についても検討した。

第5章「凝固解析による疲労限度予測」では、凝固解析による片状黒鉛鋳鉄の組織、材料特性の予測精度の検証を行うとともに、疲労限度の予測方法について提案した。

第6章「総括」では、各章で明らかにした研究成果をまとめて示し、本研究成果の有用性について述べる。

参考文献

- 1) 平成 23 年度版素形材年鑑, 素形材センター(2012).
- 2) 平成 28 年度版素形材年鑑, 素形材センター(2017).
- 3) 中江秀雄. 新版鋳造工学, 産業図書(2008).
- 4) 日本機械学会. 機械工学便覧β3 加工学・加工機器, 丸善(2006).
- 5) 峯田宏之, 大竹剛志, 安達直功. 高出力ディーゼルエンジン用 CV 黒鉛鋳鉄シリンドラブロック生産技術の開発, 鋳造工学, Vol.79, No.1 (2007), p.33-38.
- 6) 栗熊勉. 自動車部品における鋳鉄鋳物の最新製造技術, 鋳造工学, Vol.76, No.12 (2004), p.972-978.
- 7) M.Tholl, 曲田淳, S.Dawson. 高品位コンパクト黒鉛鋳鉄による乗用車エンジンブロックの薄肉・軽量化, 鋳物, Vol.67, No.12 (1995), p.898-905.
- 8) 中村 崇, 柴田 悦郎, 白鳥 寿一. 都市鉱山から人工鉱床への展開, 東北大学多元物質科学研究所素材工学研究彙報, Vol.64, No.1 (2008), p.65-72.
- 9) 上野勝司, 山田聡, 趙柏榮, 西岡弘雄, 衛藤洋仁. 金属材料評価の研究(2), 品質工学, Vol.15, No.5 (2007), p.165-173.
- 10) T.Ishino, S.Tanaka. Observation of Fracturing Process in Cast Irons by Microscope in Various Loadings, Imono, Vol.36, No.6 (1964), p.570-579.
- 11) T.Ishino, S.Tanaka. Some considerations on the fracture mechanism and strength

- of cast irons, Imono, Vol.36, No.7 (1964), p.663-669.
- 12) Z.R.He, S.Ji, G.X.Lin. Deformation and fracture of cast iron with ferrite matrix. Proceedings of the 9th European Conference on Fracture(ECF9), Varna, Bulgaria. (1992), p.1343-1348.
 - 13) K.Yasue, M.Isotani, Y.Kondo. Yielding Behavior of Cast Iron, Imono, Vol.51, No.11 (1979), p.633-637.
 - 14) G.N.J.Gillbert. Stress/Strain Properties of Cast Iron and Poisson's Ratio in Tension and Compression, Journal of the British Cast Iron Research Association, 9 (1961), p.347-363.
 - 15) T.Bruce, E.Rounding, H.Longn, R.S.Dwyer-Joyce. Characterisation of white etching crack damage in wind turbine gearbox bearings, Wear, Vol.338, No.339 (2015), p.164-177.
 - 16) JW Fash, DF Socie, ES Russel, Fatigue crack initiation and growth in gray cast iron, A Report of the Fracture Control Program, No.35 (1980), p.1-60.
 - 17) H.Nishitani, S.Tanaka. Initiation and Propagation of Fatigue Crack in Cast Irons (Rotating bending fatigue test of FC25 and FCD45), Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Vol.51, No.465 (1985), p.1442-1447.
 - 18) 大和田野利郎, 岸武勝彦, 永井恭一, 目代豊彦. 各種鑄鉄の疲労き裂伝ば特性, 鑄物, Vol.57, No.6 (1995), p.376-382.
 - 19) J.Yamabe, M.Kobayashi. Effect of Hardness and Stress Ratio on Threshold Stress Intensity Factor Ranges for Small Cracks and Long Cracks in Spheroidal Cast Irons, Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering, Vol.1, No.5 (2007), p.667-678.
 - 20) H.Nakae 鑄物技術者と機械設計技術者のための 新版 鑄鉄の材質 日本鑄造工

- 学会(2012).
- 21) 改訂 材料強度学 第4版 日本材料学会(2011).
 - 22) 古郷佐八郎, 荻野春之助, 中川隆, 小林正孝, 浅見克敏. 球状黒鉛鑄鉄の軸荷重下での疲労強度, 材料, Vol.33, No.375 (1984), p.1499-1505.
 - 23) 遠藤正浩. 球状黒鉛鑄鉄の疲労強度に及ぼす黒鉛の形状, 寸法, 分布の影響, 材料, Vol.38, No.433 (1989), p.1139-1144.
 - 24) 藤原昌晴, 服部孝博, 内藤猛. 黒鉛形状の定量的解析に基づく片状黒鉛鑄鉄の強度評価, 材料, Vol.43, No.488 (1994), p.528-532.
 - 25) 村上敬宜. 疲労強度に及ぼす微小欠陥や非金属介在物の影響とその定量的評価法, 鐵と鋼, 日本鐵鋼協會々誌, Vol.75, No.8 (1989), p.1267-1277.
 - 26) 酒井達雄, 古郷佐八郎, 鈴木幹彦. 球状黒鉛鑄鉄の回転曲げ荷重下での確率疲労特性, 材料, Vol.3, No.434 (1989), p.1268-1274.
 - 27) 井口克之, 多田直哉, 清水一郎. 片状黒鉛鑄鉄の微視的構造を考慮した有限要素解析によるディーゼルエンジンシリンダブロックの強度評価, 日本機械学会論文集 A編, Vol.79, No.799 (2013), p.281-293.
 - 28) 蜂須賀盛希, 岡田和彦, 金子雅和, 山田聡. CV 黒鉛鑄鉄における音速と黒鉛球状化率との関係, 鑄造工学 全国講演大会講演概要集 第154回全国講演大会講演概要集, 公益社団法人 日本鑄造工学会 (2009), p.90.
 - 29) 山田聡, 中山英明. 鑄鉄品の破壊試験から非破壊試験へ, 鑄造工学 全国講演大会講演概要集 第155回全国講演大会講演概要集, 公益社団法人 日本鑄造工学会 (2009), p.14.
 - 30) 青山咸恒, 並川宏彦. X線応力測定による鑄鉄の疲労強度評価, 材料, Vol.18, No.195 (1969), p.1087-1092.
 - 31) 田中正幸. 鑄造シミュレーションによる鑄物の高品質化技術, 東芝レビュー, Vol.68,

No.12 (2013), p.54-55.

- 32) 藤城孝宏, 荻野知也, 速水毅, 菟場紀之, 上田英明. 船用シリンダヘッドにおける鑄造欠陥の低減, 鑄造工学 全国講演大会講演概要集 第 157 回全国講演大会講演概要集, 公益社団法人 日本鑄造工学会 (2010), p.109.
- 33) 石川知哉, 小谷友勝, 荻野知也, 糸藤春喜. 球状黒鉛鑄鉄製フライホイールにおける熱バランサー方案の凝固解析, 鑄造工学 全国講演大会講演概要集 第 166 回全国講演大会講演概要集, 公益社団法人 日本鑄造工学会(2015), p.34.
- 34) 齋藤侑里子, 木間塚明彦, 黒木康徳. 鑄造シミュレーションを使ったロバスト最適条件の選定(新技術・新製品特集号), IHI 技報, Vol.51, No.1 (2011), p.37-42.
- 35) 荻野知也, 上田英明. 鑄鉄部材における残留応力解析の精度向上, 鑄造工学 全国講演大会講演概要集 第 159 回全国講演大会講演概要集, 公益社団法人 日本鑄造工学会 (2011), p.60.
- 36) Joerg C. Sturm, Guido Busch. Cast iron-a predictable material, China Foundry, Vol.8, No.1 (2011), p.51-61.
- 37) 牧村実, 堺邦益, 西山幸夫, 田中正則. 鑄鉄試験片の組織及び機械的性質と冷却速度との関係, 鑄物, Vol.56, No.1 (1984), p.15-21.
- 38) McClory Brian, Wai Nguyen, Christof Heisser. Effect of Simulated Material Properties and Residual Stresses on High Cycle Fatigue Prediction in a Compacted Graphite Iron Engine Block. SAE Technical Paper, No.2010-01-0016 (2010).
- 39) Thomser Corinna, Mathias Bodenbug, Joerg C. Sturm. Optimized Durability Prediction of Cast Iron Based on Local Microstructure, International Journal of Metalcasting, Vol.11, No.2 (2017), p.207-215.

第 2 章

片状黒鉛鑄鉄の疲労特性と
疲労限度予測

2.1 はじめに

第1章で述べたように、鋳鉄はエンジン用構造部材として必要不可欠な材料であり、その適用範囲はブラケット類などの小型構造物から、シリンダヘッドやシリンダブロックなどの大型構造物、さらには排気マニフールドなどの高温構造物など、多岐に渡る⁽¹⁾。また、疲労強度設計においては、鋳鉄の引張試験や疲労試験により得られた引張強さや疲労限度のデータを基に、製品全体を均質材と仮定して修正グッドマン線図により設計を行うが、実際には製品各部の鋳造時の冷却速度の違いにより、強度が大きく異なることが予想される。

シリンダヘッド各部から切り出した片状黒鉛鋳鉄の観察例を図2.1に示す。同図から、各部で片状黒鉛の長さや密度が異なることがわかる。さらに、同シリンダヘッドの任意の部位15か所から試験片を切り出し、曲げ強度を測定した。試験は2×10×30mmの平板状試験片を用い、支点間距離20mmの3点曲げにて実施した(JIS Z 2248-2006)⁽²⁾。試験片の切り出し位置を図2.2、試験片の形状と試験に用いた治具を図2.3、試験により得られた曲げ強度の度数分布を図2.4にそれぞれ示す。図2.4より、曲げ強度は最小値645MPaから最大値790MPaまで幅広く分布し、各部で曲げ強度が大きく異なっていることがわかる。このように、鋳鉄製品は部位により組織や強度が大きく異なるが、材料試験の際には強度データの取得に主眼が置かれ、き裂の発生や進展、破壊に至るメカニズムについては十分に調査されないことが多い。そのため、製品各部の冷却速度が異なることによる組織や強度の差を正確には予見できないことが問題となっている。

他方、タグチメソッドを用いた鋳鉄の強度の向上や安定化を検討した報告⁽³⁾⁽⁴⁾があるが、破壊メカニズムを把握し、強度に対する寄与度の大きい因子を含めてロバスト性の検討を行うことで鋳鉄製品各部の材料強度の向上や安定化をより効果的に行うことができる可能性がある。このため、鋳鉄の疲労き裂の発生や進展、破壊に至るメカニズムを把握することは非常に重要である。

片状黒鉛鋳鉄の静的な負荷に対する破壊挙動について、き裂は負荷の初期に片状黒鉛の割れや黒鉛と基地の界面の剥離により発生することが報告されている⁽⁵⁾⁽⁶⁾⁽⁷⁾。また、回転接触疲労下における風車翼のギヤボックスに用いられるベアリング材についても疲労過程の初期に介在物内部や基地と介在物の界面にき裂が発生すること、発生したき裂は基地の中を伝ばすることが報告されている⁽⁸⁾。高サイクル疲労については、き裂は全寿命の初期に黒鉛先端に発生し、き裂が連結しながら進展することが報告されている⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾。上述のように基地中の介在物は材料の引張強さや疲労強度に大きな影響を及ぼすことから、片状黒鉛鋳鉄の疲労挙動を理解するためには、黒鉛の影響を理解することが重要である。さらに、鋳造製品は鋳造時に製品各部の冷却速度が異なることに起因して、黒鉛寸法以外に基地組織も変化し、その結果として機械的性質も変化するが、疲労強度特性との関係は十分に明らかにはされていない。疲労メカニズムに基づいた合理的な疲労設計を行うためには、疲労強度に対するこれらの因子の影響を明らかにする必要がある。そこで、本章では、製品各部の冷却速度が異なることにより、組織や材料特性が変化するエンジン構造用鋳鉄の疲労限度の予測法について検討を行った。

まず、基地組織に着目し、現実的なエンジン構造用部材で生じ得る冷却速度の差による基地組織の違いが疲労強度特性に及ぼす影響について検討を行った。具体的には、異なる冷却速度により鋳造された基地組織(パーライトのラメラ間隔)のことなる片状黒鉛鋳鉄をもちいて、疲労強度に及ぼす基地組織の影響を評価した。

さらに、鋳造時の冷却速度が異なると、基地組織以外に黒鉛形状・寸法も変化すると考えられるため、シリンダヘッドから切出した試験片を用いて、疲労試験および疲労き裂伝ば試験を行い、疲労き裂の発生・伝ば挙動の調査を行い、疲労き裂の発生・伝ば挙動に及ぼす黒鉛形状・寸法の影響を評価した。疲労試験に用いた各試験片に含まれる最大黒鉛寸法については、村上らの提案する \sqrt{area} パラメータを用いて極値統計により予測した⁽¹²⁾⁽¹³⁾。極値統計の手順として、まず試験片表面の検査基準面積 $S_0(\text{mm}^2)$ を決定

し、検査する箇所が重複しないように複数の領域 n 箇所をランダムに決定する。ここでは黒鉛寸法の検査基準面積 $S_0=0.2187\text{mm}^2$ 、サンプル数 $n=40$ とした。各検査領域の最大黒鉛寸法から図 2.5 に示すような半円状の黒鉛を仮定して $\sqrt{\text{area_max}}$ を算出した。全ての検査領域から $\sqrt{\text{area_max}}$ を算出した後、各データを小さい方から順に $\sqrt{\text{area_max},j}(j=1\sim n)$ とし並べ替え、累積分布関数 $F_j(\%)$ 、基準化変数 y_j を式(2.1)および(2.2)により算出した^{(14),(15)}。

$$F_j = j / (n + 1) \times 100 \quad (2.1)$$

$$y_j = -\ln [-\ln \{ j / (n + 1) \}] \quad (2.2)$$

これらの結果から、横軸に $\sqrt{\text{area_max}}$ 、縦軸に基準化変数 y_j 、縦軸の第 2 軸に累積分布関数 $F_j(\%)$ をとった極値統計グラフを作成し、黒鉛寸法の評価を行った。

最後に、従来から用いられている経験式による疲労限度の予測法の検証を行うとともに疲労強度に及ぼす基地組織と黒鉛の影響の調査結果より得られた疲労メカニズムをもとに、疲労メカニズムおよび疲労強度特性への影響因子を考慮した破壊力学に基づく疲労限度の予測法について検討を行い、実際の疲労試験により得られた疲労限度との比較により、予測法の妥当性について検証を行った。

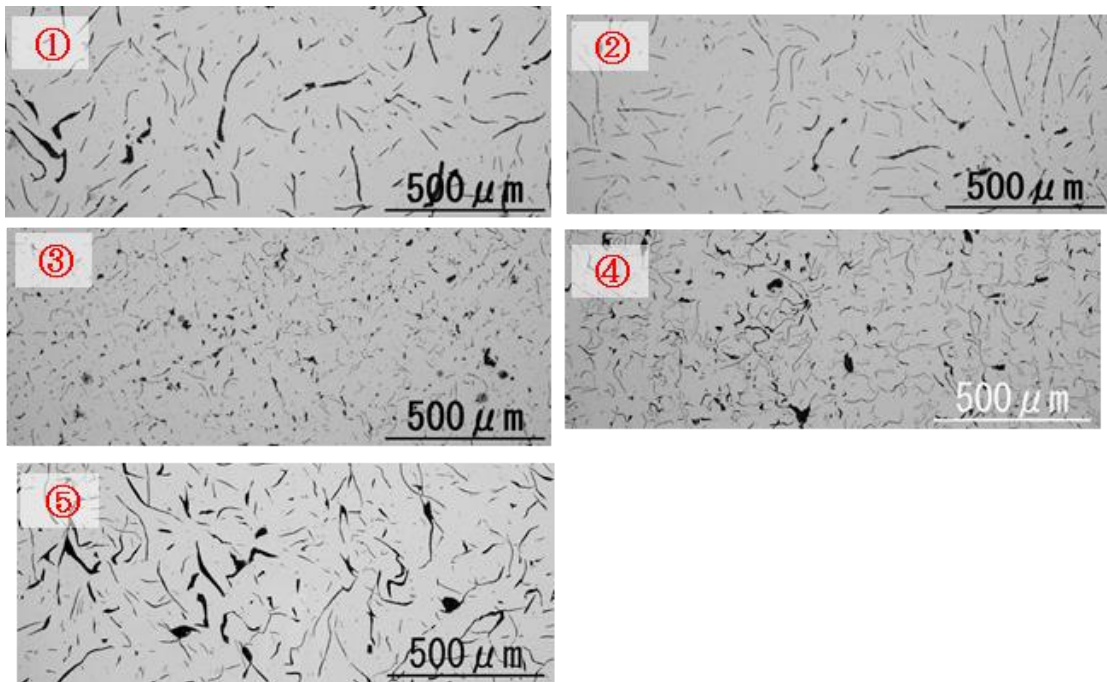
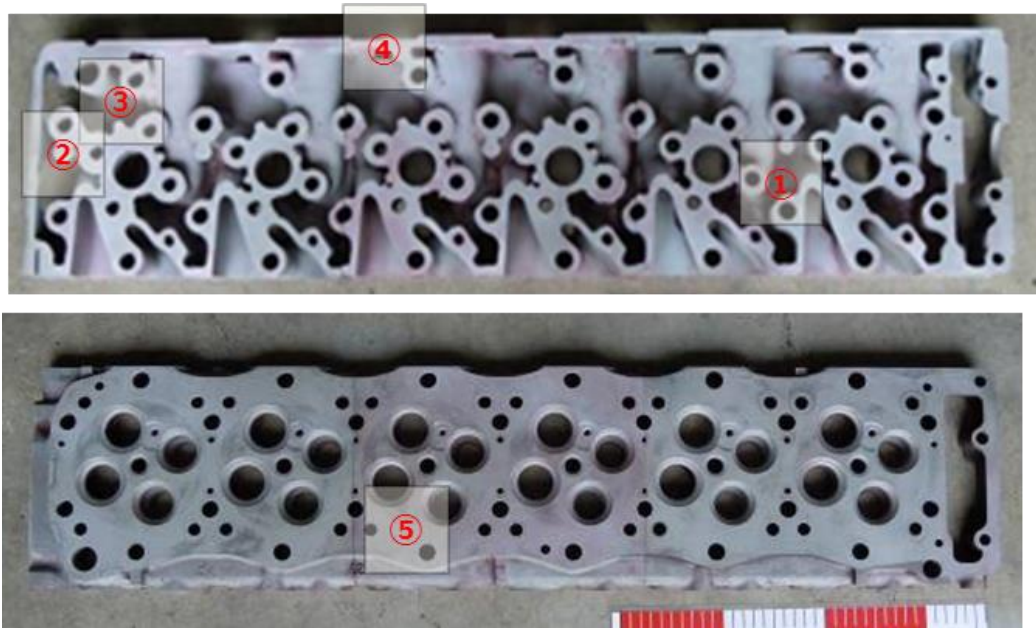


Fig. 2.1 Observation of microstructure in an actual cylinder head.

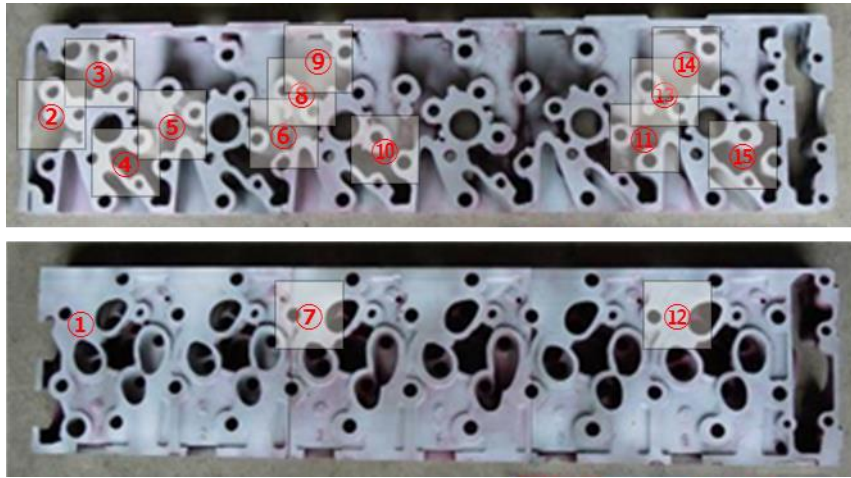


Fig. 2.2 Location of three-point bending test specimens cut out from a cylinder head.

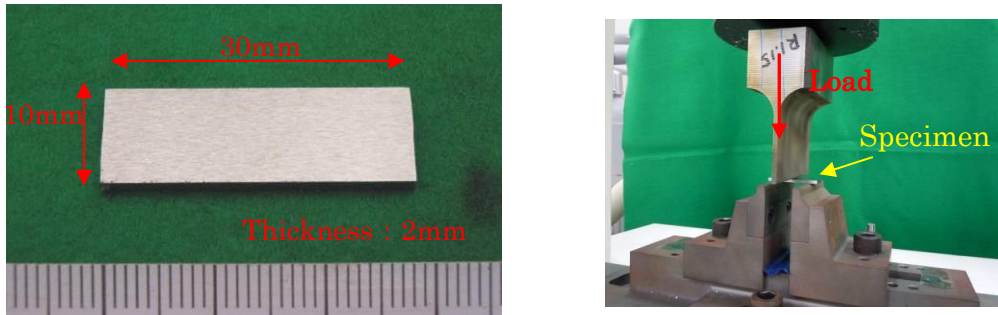


Fig. 2.3 Shape of specimens and zig for three points bending test.

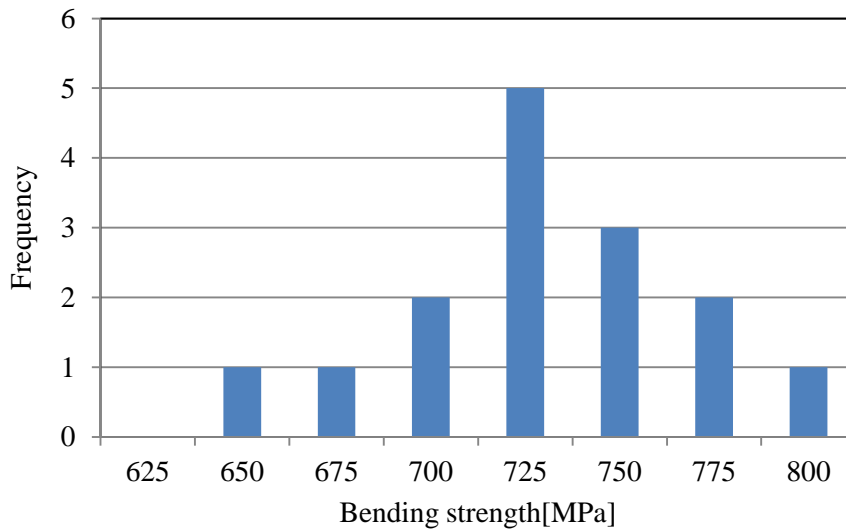


Fig. 2.4 Frequency distribution of bending strength.

2.2 供試材および試験方法

2.2.1 供試材

供試材については、疲労強度に及ぼす基地組織の影響を調査するための供試材と、疲労強度に及ぼす黒鉛の影響を調査するための供試材の 2 種類の供試材を準備した。

疲労強度に及ぼす基地組織の影響を調査するための供試材については、鋳造時の冷却速度を制御することで、黒鉛の分布・寸法は同一で基地組織のみ異なる 2 種類の片状黒鉛鋳鉄（以下、便宜上、A 材、B 材と呼ぶ）を作製した。それぞれの材料の鋳造時の冷却曲線を図 2.6 に示す。まず、黒鉛が晶出する 1100°C 付近の冷却速度を 2 種類の材料で同一となるように制御し、同じ形状・寸法の黒鉛を生成させた。次に、A 材は A1 変態点前の 800°C 付近から、B 材は A1 変態点後の 600°C 付近から冷却速度を変化させることで、両材料の基地組織のパーライト層のラメラ間隔を制御した。A 材および B 材の化学成分を表 2.1 に示す。上記の鋳造方法にて得られた A 材および B 材の光学顕微鏡による微視組織観察例を図 2.7 に示す。A 材、B 材ともに ASTM A247-16a⁽¹⁶⁾に基づく黒鉛の析出状況の分類は、等方性材料とみなすことの出来る A 型に分類される。さらに、A 材および B 材の黒鉛寸法を 2.1 節で示した極値統計に基づき整理した結果を図 2.8 に示す。同図から A 材と B 材の近似曲線の傾きが等しく、黒鉛寸法の分布が同等であることがわかる。エッチング後に光学顕微鏡により観察した微視組織の観察例を図 2.9 に示す。A 材、B 材ともに基地組織はパーライトからなり、パーライト率は 100%であった。次に SEM により測定倍率 1000 倍で微視組織を観察し、各試料 10 視野分のパーライト層のラメラ間隔を測定した。冷却条件によるラメラ間隔の違いの観察例を図 2.10 に、測定結果を表 2.2 に示す。各試料 10 視野分のラメラ間隔の平均値は、A 材で 0.59 μm 、B 材で 0.75 μm であった。図 2.11 にラメラ間隔の度数分布を示す。同図より、A 材よりも B 材の方がラメラ間隔は大きく、広い範囲で分布していることがわかる。上記の黒鉛と基地の観察結果から、両試験片は鋳造時の冷却速度を制御することにより、黒鉛分布・

寸法はほぼ同等で、基地のパーライト層のラメラ間隔のみが異なる材料が得られたことがわかる。次にビッカース硬さを測定した。黒鉛と基地の両方を含むように硬さを測定した結果を表 2.3 に、基地のみの硬さを測定した結果を表 2.4 に示す。表 2.3 および表 2.4 より、いずれもラメラ間隔が小さい A 材の方が B 材と比較して硬さが高いことがわかる。以上の各調査により得られた A 材、B 材の材料特性をまとめて、表 2.5 に示す。

疲労強度に及ぼす黒鉛の影響を調査するための供試材については、図 2.12 に示すディーゼルエンジン用シリンダヘッドの下面から切り出した片状黒鉛鑄鉄（FC300 材相当）を用いた。材料の化学成分を、表 2.6 に示す。切出した供試材の光学顕微鏡による微視組織観察例を図 2.13 および図 2.14 に示す。図 2.13 に示した組織観察写真は、エチルアルコール 95ml と硝酸 5ml から成る硝酸アルコール水溶液中に供試材を 1 秒間浸水させエッチングを行うことで得られた。同図から、基地組織はパーライトであり、パーライト率は 99.8%であった。図 2.14 からパーライト基地に様々な長さの片状黒鉛が三次元的にランダムに分布している様子が認められる。ASTM A247-16a⁽¹⁶⁾に基づく黒鉛の析出状況の分類は、等方性材料とみなすことの出来る A 型に分類される。さらに供試材のビッカース硬さの測定を行った(参考;JIS Z 2244-2009)⁽¹⁷⁾。本供試材の機械的性質を表 2.7 に示す。

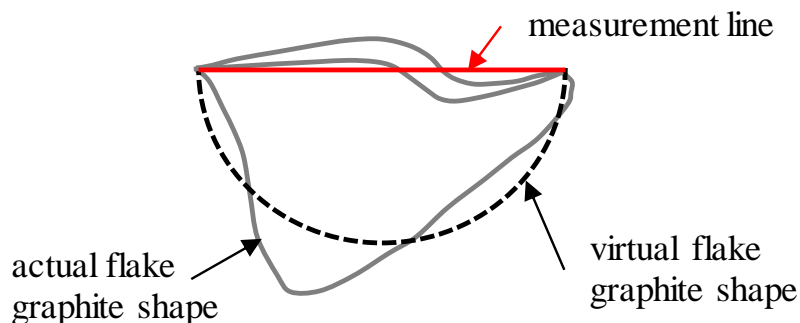


Fig. 2.5 Measurement method of flake graphite.

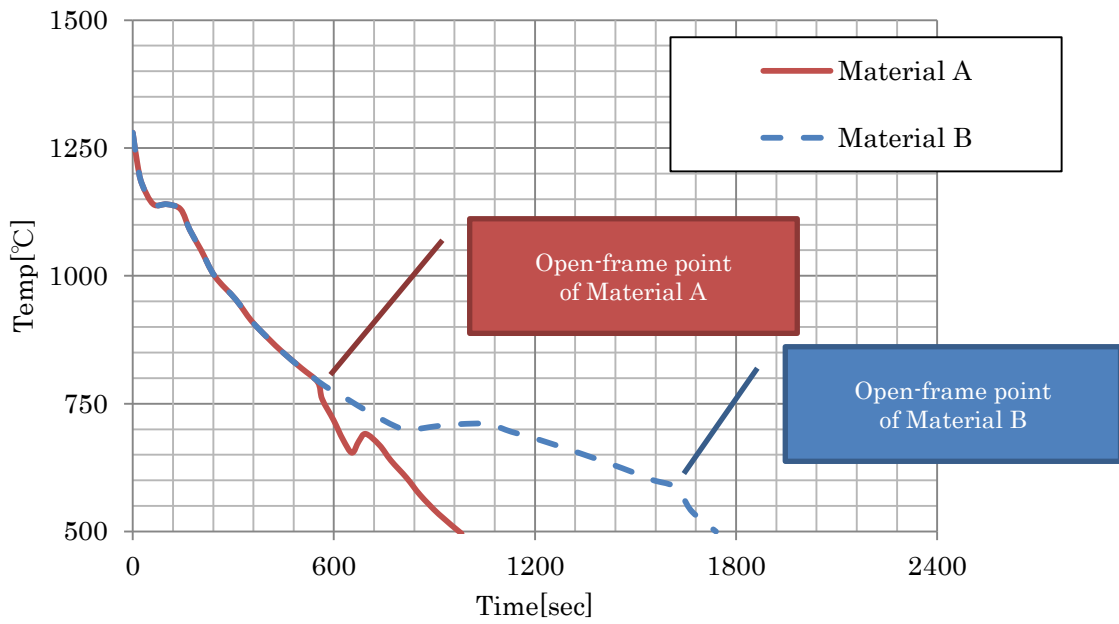
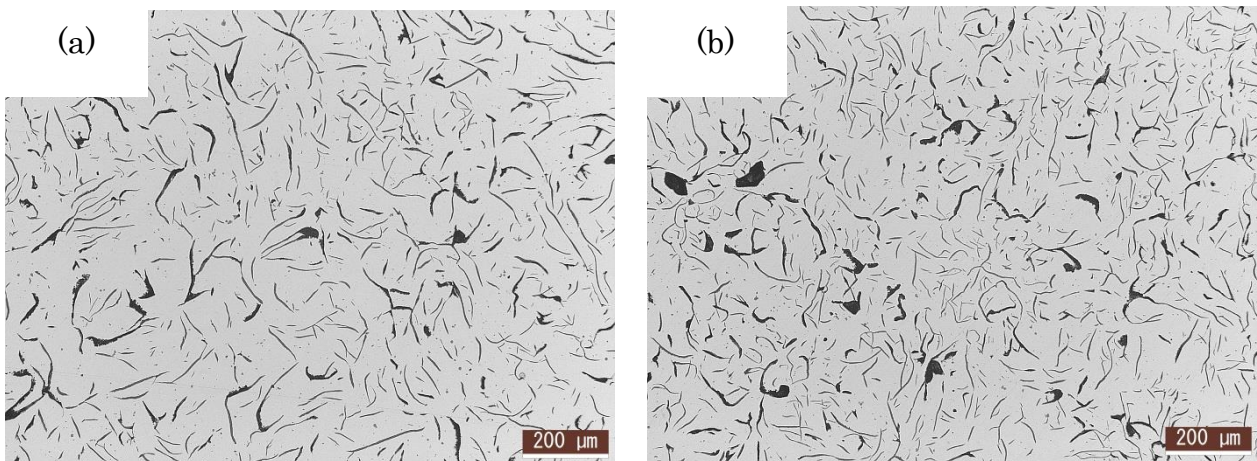


Fig. 2.6 Cooling speed of cast irons used in the study on effect of matrix.

Table 2.1 Chemical composition of material used in the study on effect of matrix.

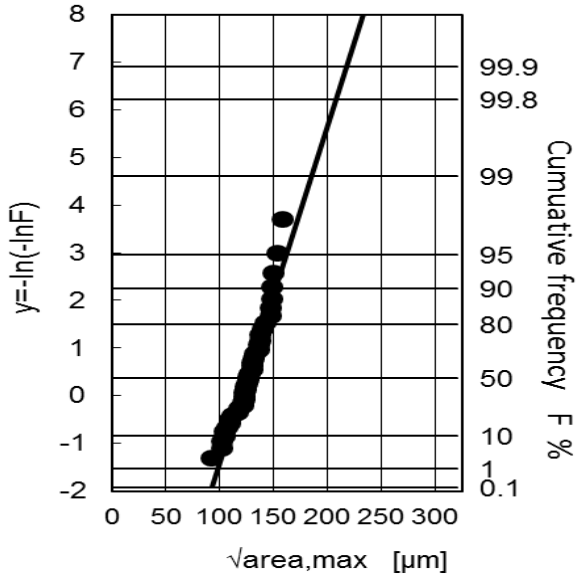
Component Value(wt%)	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Mo	Sn
Material A	3.23	1.96	0.73	0.027	0.09	0.65	0.20	0.25	0.08
Material B	3.24	1.95	0.73	0.027	0.09	0.65	0.23	0.25	0.08



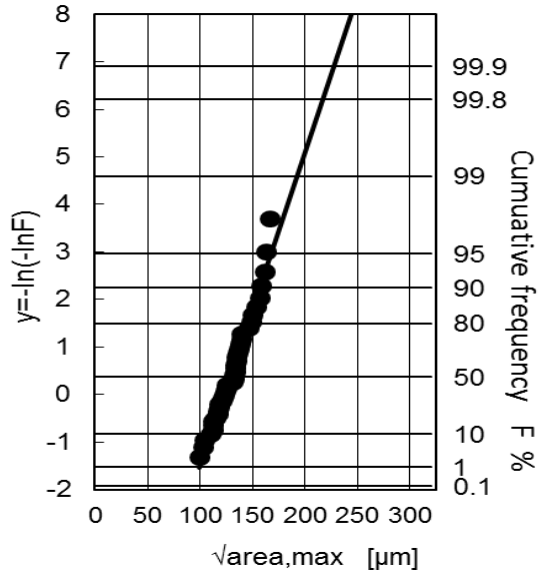
(a) Material A

(b) Material B

Fig. 2.7 Microstructure for cast irons with different cooling speed.

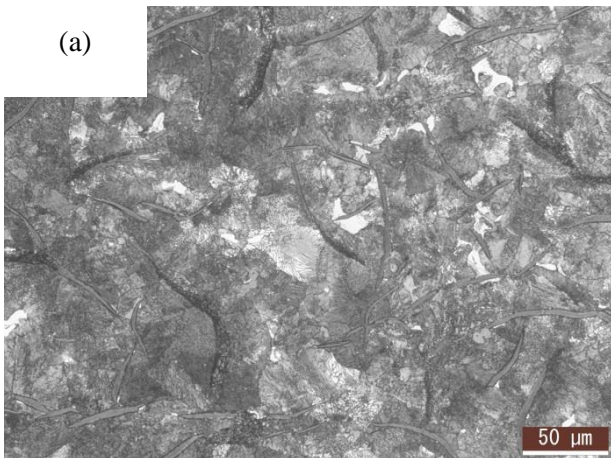


(a) Material A

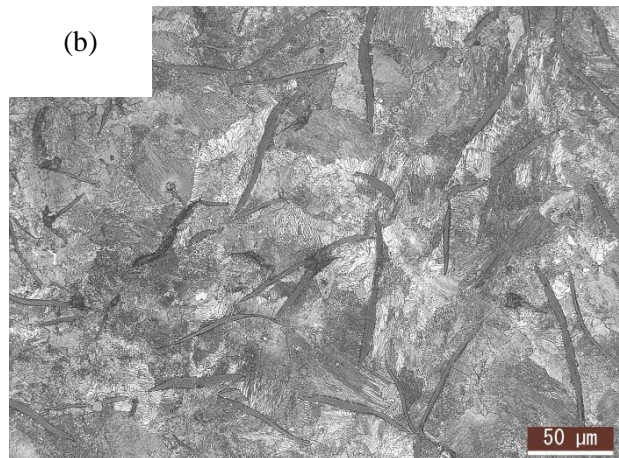


(b) Material B

Fig. 2.8 Statistics of extreme value probability for the maximum graphite size in cast irons with different matrix.

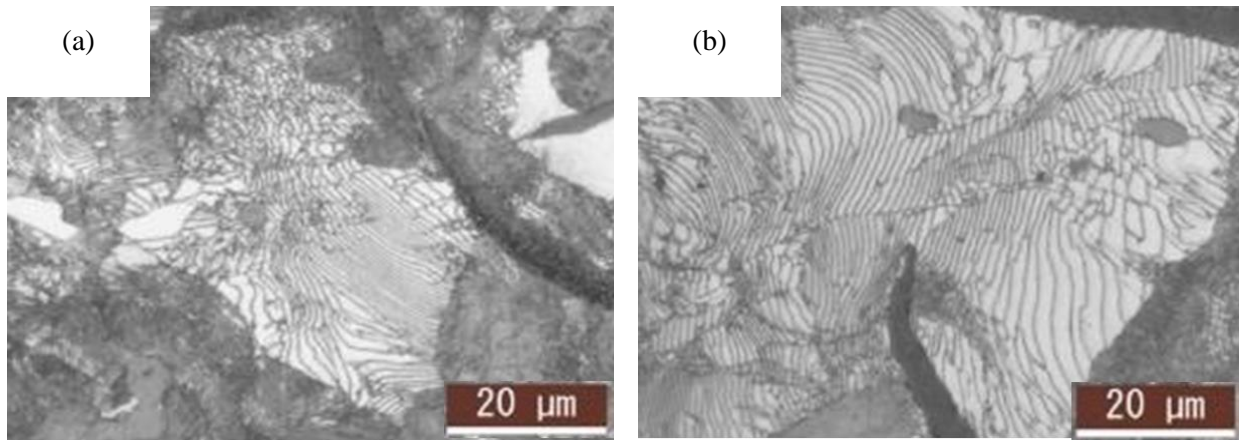


(a) Material A



(b) Material B

Fig. 2.9 Microstructure of etched surface for cast irons obtained with different cooling speed.



(a) Material A (b) Material B

Fig. 2.10 Observation of lamellar spacing of the pearlitic structures.

Table 2.2 Measurement results of lamellar spacing.

	Material A[μm]	Material B[μm]
Max.	0.68	1.1
Min.	0.5	0.56
Ave.	0.59	0.75

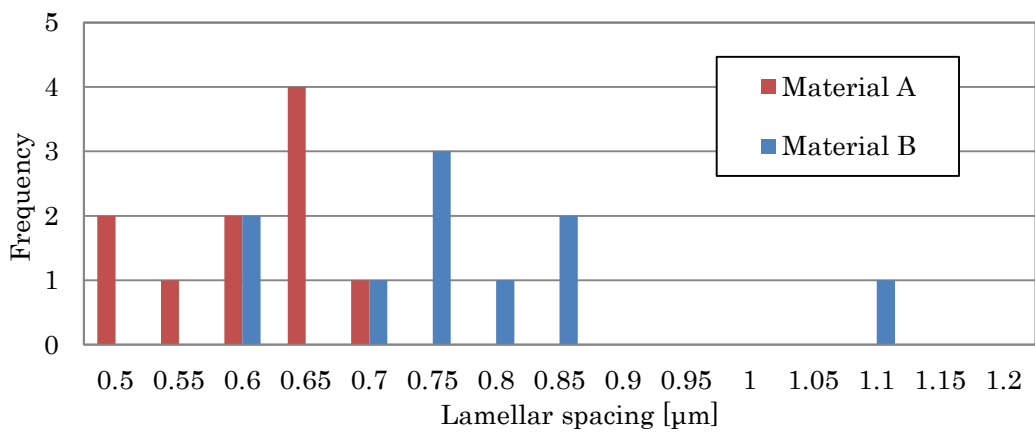


Fig. 2.11 Frequency distribution of lamellar spacing.

Table 2.3 Hardness of cast iron produced with different cooling rate.

	Material A[Hv]	Material B[Hv]
Max.	255	229
Min.	225	204
Ave.	240	217

Table 2.4 Hardness in matrix of cast iron produced with different cooling rate.

	Material A[Hv]	Material B[Hv]
Max.	407	355
Min.	322	317
Ave.	354	327

Table 2.5 Mechanical properties for flake cast irons produced with different cooling rate.

		Material A	Material B
Material		FC300	FC300
Matrix structure		Perlite	←
Content of pearlite phase		100%	←
Type of graphite		Flake graphite Type A	←
Vickers hardness[Hv]	Material	240	217
	Matrix	354	327
Lamellar spacing [µm]		0.59	0.75

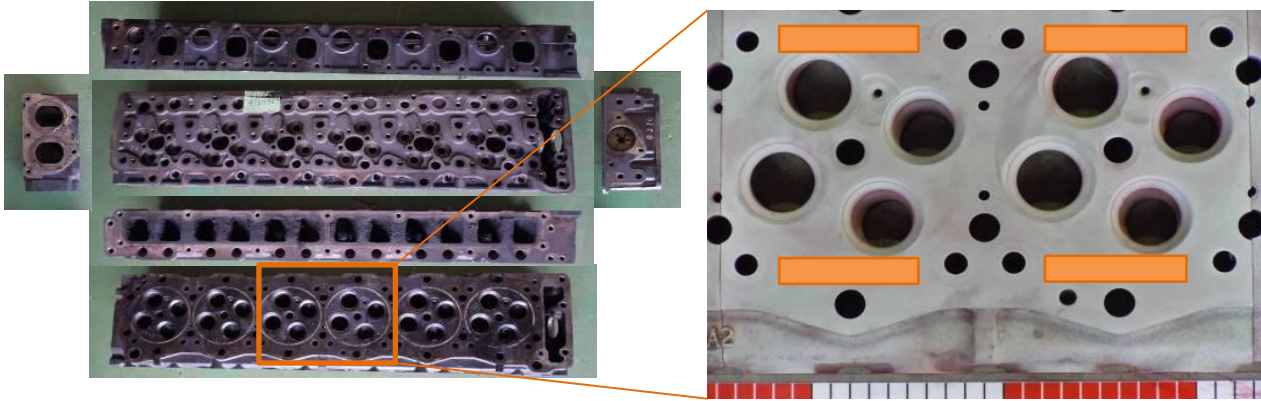


Fig. 2.12 Location of tensile test and fatigue test specimens cut out from a cylinder head..

Table 2.6 Chemical composition of material used in the study on tensile test and fatigue test.

Material	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Mo	Sn	Ni	V
Component Value(wt%)	3.34	1.94	0.68	0.022	0.087	0.66	0.19	0.26	0.1	0.03	<0.01



Fig. 2.13 Microstructure of material used (etched surface).

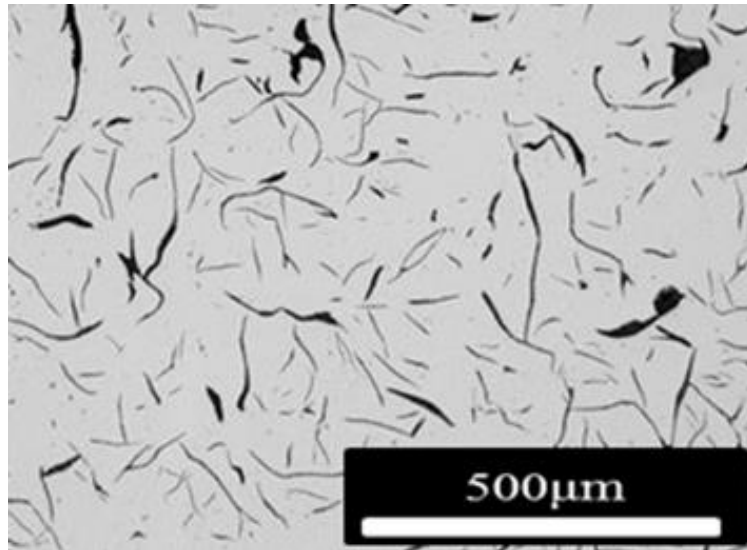


Fig. 2.14 Microstructure of material used (polished surface).

Table 2.7 Mechanical properties of flake cast irons cut from actual cylinder head.

Material	FC300
Matrix structure	Perlite
Content of pearlite phase	100%
Type of graphite	Type A
Vickers hardness[Hv]	217
Tensile strength[MPa]	297
0.2% proof stress[MPa]	254

2.2.2 引張試験

試験は図 2.12 に示すシリンダヘッドの下面から切り出した 12 本の試験片を用いて実施した。引張試験は、金属材料引張試験方法(適用規格 ; JIS Z 2241-2011)⁽¹⁸⁾に基づき、室温・大気中、ひずみ速度 0.3%/min 一定で実施した。試験に用いた試験片の寸法・形状を図 2.15 に示す。

2.2.3 回転曲げ疲労試験

疲労試験に用いた試験片の形状・寸法を図 2.16 に示す。試験片表面は、エミリー紙 #80 から #2000 まで負荷軸方向に灯油を用いた湿式研磨した後、灯油とアルミナの混濁液を用いバフ研磨を行い、疲労試験に供した。疲労試験は、小野式回転曲げ疲労試験機を用い、実験室雰囲気、応力比 $R=-1$ 、繰返し速度 50Hz の条件で行った(JIS Z 2274-1978)⁽¹⁹⁾。なお、試験片が破断せずに繰返し数が 10^7 回に達したとき試験を打ち切り、そのときの応力振幅 (10^7 回時間強度) を疲労限度とした。

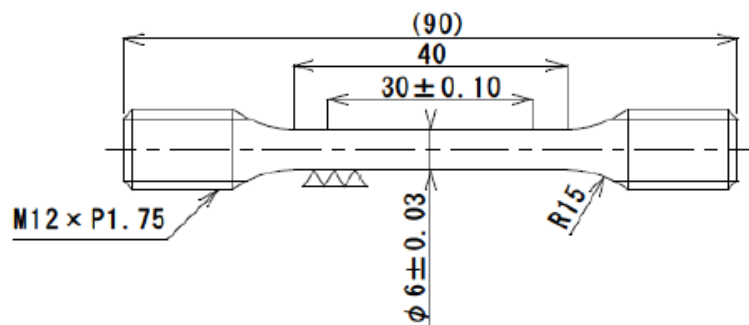


Fig. 2.15 Geometries for specimens used for tensile test (in mm).

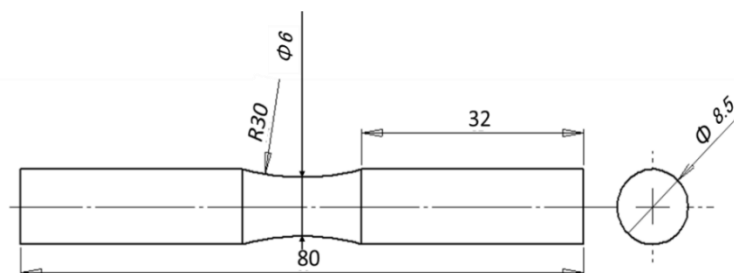


Fig. 2.16 Geometry of the specimen for fatigue test (in mm).

2.2.4 き裂伝ば試験

Yamabe ら⁽¹¹⁾は球状黒鉛鋳鉄のき裂伝ば挙動について、微小き裂の下限界応力拡大係数範囲に対し、長いき裂の下限界応力拡大係数範囲は、き裂開閉口挙動の影響を受けるため高い値となることを示している。そこで、鋳鉄のき裂進展特性を調べるために、表面き裂の伝ば試験と、長い貫通き裂の伝ば試験の2種類のき裂伝ば試験を実施した。

表面き裂の伝ば試験は、前項の回転曲げ疲労試験と同一条件で実施した。試験片表面は、エミリー紙#80 から#2000 まで負荷軸方向に灯油を用いた湿式研磨した後、灯油とアルミナの混濁液を用いたバフ研磨を行い、疲労試験に供した。試験機は小野式両振り回転曲げ疲労試験機を用い、実験室雰囲気、応力比 $R=-1$ の正弦波荷重制御、繰返し速度 50Hz で実施した。予め行った疲労強度試験の結果から予測される破断繰返し数の5%毎に疲労試験を中断し、レプリカ法により、試験部を転写して再び繰返し負荷を加えることを破断まで繰返した。レプリカ法では、試験片表面の凹凸をアセチルセルローズに転写して観察した。溶媒にはアセトンを用いて実施した。レプリカ法による検査領域を図 2.17 に示す。転写後には光学顕微鏡を用いて試験片の表面状態を確認した。観察されたき裂長さと負荷応力から応力拡大係数範囲 ΔK を算出し、繰返し数との関係からき裂伝ば曲線を得た。き裂長さは、図 2.18 に示すように試験の荷重方向に対し垂直な方向の長さとした。応力拡大係数範囲 ΔK は、以下の式(2.3)を用いて算出した。表面き裂の模式図を図 2.19 に示す。

$$\Delta K = \Delta\sigma\sqrt{\pi s} \cdot F(\alpha) \quad (2.3)$$

ここで、

$$F(\alpha) = 0.5667\alpha^2 - 0.1414\alpha + 0.7342$$

$$\alpha = b/r$$

であり、 $\Delta\sigma$ は応力振幅、 s はき裂部の円弧長さ、 F は補正係数、 α はき裂深さ b と試

験片半径 r の比である。

長い貫通き裂の伝ば試験を実施し、回転曲げ疲労試験中のレプリカ法観察により得られた表面き裂の伝ば挙動との比較を行い、片状黒鉛鋳鉄のき裂形状・寸法の違いによるき裂伝ば挙動の相違について検討した。長い貫通き裂の伝ば試験には電気油圧サーボ式疲労試験機を用い、周波数 20Hz、実験室環境で応力比 $R=0.1$ および 0.3 の 2 条件にて 4 点曲げ疲労き裂伝ば試験を行った。疲労試験に用いた試験片の形状・寸法を図 2.20 に示す。(適用規格 ; ASTM E399-90)⁽²⁰⁾。

応力拡大係数範囲 ΔK は、以下に示される式(2.4)を用いて算出した。

$$\Delta K = \frac{3}{2} \frac{\Delta P(l-l_i)}{bh^2} \sqrt{\pi a} \cdot f(\alpha) \quad (2.4)$$

ここで、

$$f(\alpha) = 1.122 - 1.121\alpha + 3.740\alpha^2 + 3.873\alpha^3 - 19.05\alpha^4 + 22.55\alpha^5$$

$$\alpha = (a/W)$$

ΔP : 荷重範囲, b : 板幅, h : 高さ, l : 外スパン, l_i : 内スパン, a : き裂長さ, W : 板厚である。

下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} の測定は予き裂を導入後、 ΔK を漸減させて測定した。き裂長さは、試験片両面で測定し、その平均値とした。漸減試験では、 $da/dN < 1 \times 10^{-11} \text{m/cycles}$ となったときにき裂が停留したとみなし、そのときの ΔK の値を下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} とした。下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} の値を得た後、わずかに荷重を増加させ、負荷応力一定の疲労き裂伝ば試験を実施した。

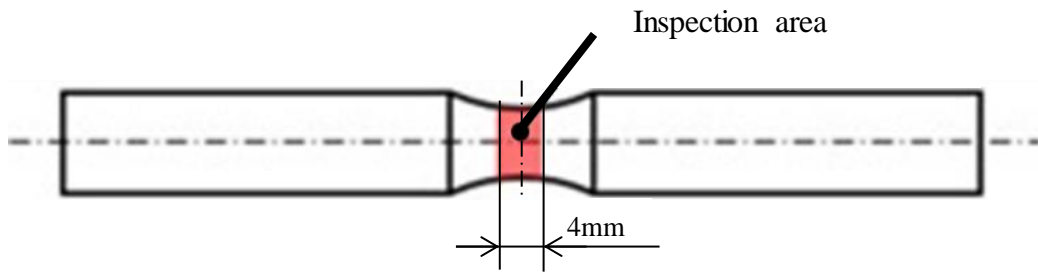


Fig. 2.17 Observation area by replication technique.

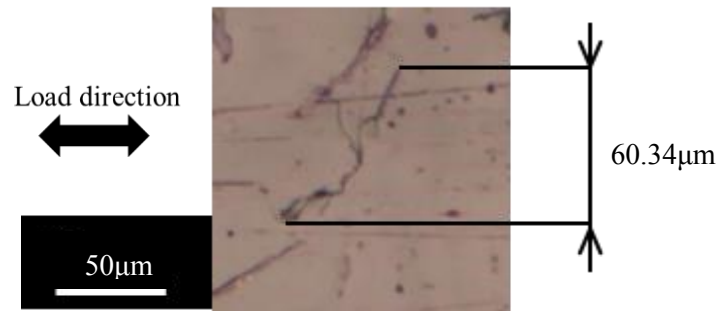


Fig. 2.18 Measurement of crack length.

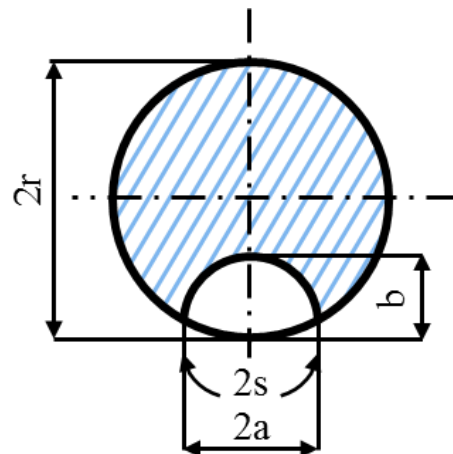
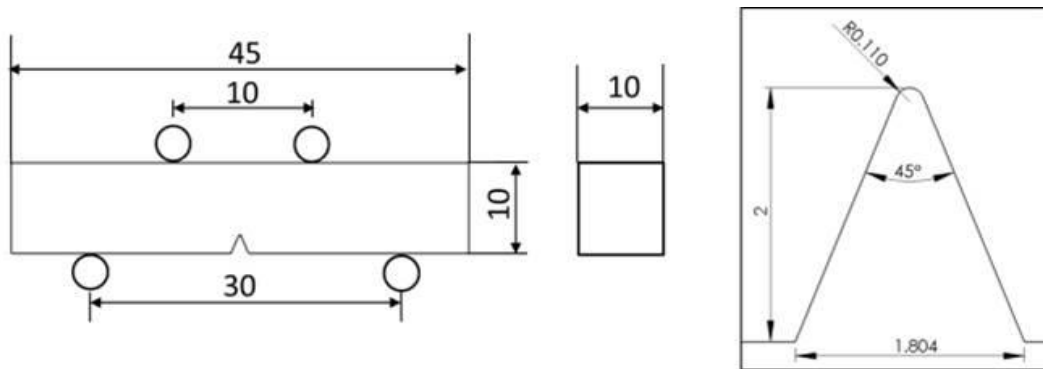


Fig. 2.19 Geometry of surface crack.



Enlarged view of notch area

Fig. 2.20 Geometry of the specimen for crack propagation test of long crack (in mm).

2.2.5 最大黒鉛寸法の予測

試験片表面に観察される黒鉛寸法より，2.1.2 項に示した方法で，最大黒鉛寸法 $\sqrt{\text{area_max}}$ の極値統計グラフを作成した⁽¹²⁾⁽¹³⁾。さらに，作成した極値統計グラフより，再帰期間 T ，累積分布関数 $F(\%)$ ，基準化変数 y_1 を式(2.5)，(2.6)および(2.7)により算出し，試験片に含まれる最大黒鉛寸法を推定した^{(14),(15)}。

$$T = (V + V_0)/V_0 \quad (2.5)$$

$$F = (T - 1)/T \times 100 \quad (2.6)$$

$$y = -\ln[-\ln\{(T - 1)/T\}] \quad (2.7)$$

ここで， V は予測を行う危険体積(mm³)， V_0 は検査基準体積(mm³)である。危険体積 V は負荷条件により異なり，本研究の回転曲げ疲労試験片に対する V は，村上らによって提案されている次の方法で計算した⁽¹⁴⁾。

図 2.21 に砂時計型回転曲げ疲労試験片試験部の模式図を示す。同試験片に対して，試験部の曲率半径 R が試験部の直径 d に比べて十分に大きいとき，式(2.8)，(2.9)および(2.10)で示される式が成り立つ。

$$d_1 = \frac{d}{\sqrt[3]{\gamma}} \quad (2.8)$$

$$z_1 = \sqrt{R^2 - \{R - 0.5 \times (d_1 - d)\}^2} \quad (2.9)$$

$$V = 0.25 \times \pi \times (1 - \gamma) \times (d - d_1)^2 z \quad (2.10)$$

ここで d は試験部の直径， R は試験部の曲率半径， d_1 と z_1 は試験片表面上での応力が $\sigma = \gamma\sigma_0$ となる点での直径および試験片中心部からの距離である。経験的に， γ は 0.95

として、本研究で用いた砂時計型回転曲げ疲労試験片の寸法を用いて、 $d=6(\text{mm})$ 、 $R=30(\text{mm})$ を式(2.8)、(2.9)および(2.10)に代入して計算した結果、 $V=10.1(\text{mm}^3)$ であった。また、 V_0 は S_0 に平面を立体化するための仮想的な厚さ h を考慮することによって得られる。

$\sqrt{\text{area_max}_j}$ の平均値を丸めた値として、式(2.11)を用いて算出する。

$$h = \frac{\sum \sqrt{\text{area_max}_j}}{n} \quad (2.11)$$

次に、式(2.12)を用いて V_0 を計算する。

$$V_0 = h_0 \times S_0 \quad (2.12)$$

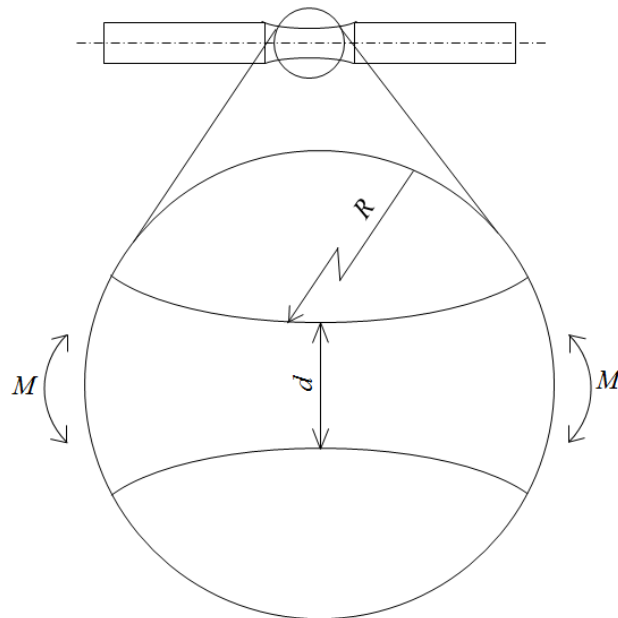


Fig. 2.21 Schematic view of specimen for rotating bending test.

2.3 試験結果および考察

2.3.1 弾塑性挙動

引張試験の結果を表 2.8 に示す。同表中の値は、実施した 12 本の引張試験の平均値である。また、応力-ひずみ線図の例を図 2.22 に示す。同図から、供試材の片状黒鉛鋳鉄は非線形挙動を示していることがわかる。原点から 100MPa を結ぶ直線の傾きから求めた見かけの弾性係数は 110GPa であり、0.2%耐力は 259MPa であるが、応力-ひずみ線図は 0.2%耐力よりも遥かに低い応力域から非線形的な挙動を示していることがわかる。また、試験片の破断時の応力は 300MPa であった。

応力負荷時の黒鉛先端部の塑性ひずみ分布を調べるため、片状黒鉛鋳鉄の微視組織の顕微鏡観察写真をもとに二次元モデル(縦 1mm×横 1mm, 要素数 630,439, 節点数 1,263,256)を作製し有限要素応力解析を実施した。図 2.23 に FEM に用いた解析モデルの寸法・形状を示す。黒鉛の特性は、井口らの報告⁽²¹⁾をもとに、ヤング率 $E=6.55\text{GPa}$ 、ポアソン比 $\nu=0.42$ の弾性体を仮定した。他方、片状黒鉛鋳鉄の基地は弾塑性体と考えられるが、基地自体の特性を測定することは困難であるため、引張試験で得られた供試材の応力-ひずみ線図と解析モデルによる応力-ひずみ挙動が合致するように、基地材料の見かけの降伏応力を調整した。調整により得られた基地材料の特性は、図 2.24 に青線を示す。また、引張応力 75MPa, 100MPa, 125MPa および 150MPa を負荷して得られたひずみの結果もそれぞれ同図中にプロットしている。図 2.24 から、解析により得られた引張負荷中の応力とひずみの値は、引張試験により得られた応力-ひずみ線図に良く一致していることがわかる。すなわち、詳細モデルを用いることで、片状黒鉛鋳鉄の非線形応力-ひずみ挙動をよく再現できることがわかった。

解析により得られた塑性ひずみ分布を図 2.25 に示す。解析結果から、0.2%耐力よりも遥かに低い応力域でも片状黒鉛先端の周辺域で塑性変形が発生していることがわかる。さらに、負荷の増大とともに塑性域が拡大し、100MPa 程度の引張り応力を負荷すると

塑性域が拡大するとともに隣接する片状黒鉛先端の塑性域と連結することが確認された。鋳鉄の応力-ひずみ線図は鋼-黒鉛系複合材の巨視的な挙動と考えられ、応力-ひずみ線図に認められる非線形特性は、基地の弾-塑性挙動だけではなく、負荷の増大にともない、まず空孔とみなせる黒鉛部の弾性変形が起こり、さらなる負荷の増加により黒鉛部先端に微視的な降伏が発生し、さらに負荷が増大するにつれ降伏領域が拡大することより引き起こされる挙動であること、この挙動は引張強さに対して非常に低い応力レベルから発生すること、が過去にも示されているが^{(22)・(23)}、本 FEM 解析結果からも、それらの影響による非線形な応力-ひずみ曲線が認められた。

2.3.2 疲労強度特性

図 2.26 に回転曲げ疲労試験の結果より得られた SN 線図を示す。同図から、 10^6 cycles 付近で折れ曲がり認められ、本供試材の 10^7 cycles で定義した疲労限度は 120MPa であった。SN 曲線から得られた回帰式を図 2.26 中に示す。ここでは、片対数折れ線回帰モデル⁽²⁴⁾を適用した。

Table 2.8 Mechanical property of material used.

Secant modulus [GPa]	110
Poisson's ratio	0.26
Tensile strength [MPa]	297
0.2% proof stress [MPa]	254

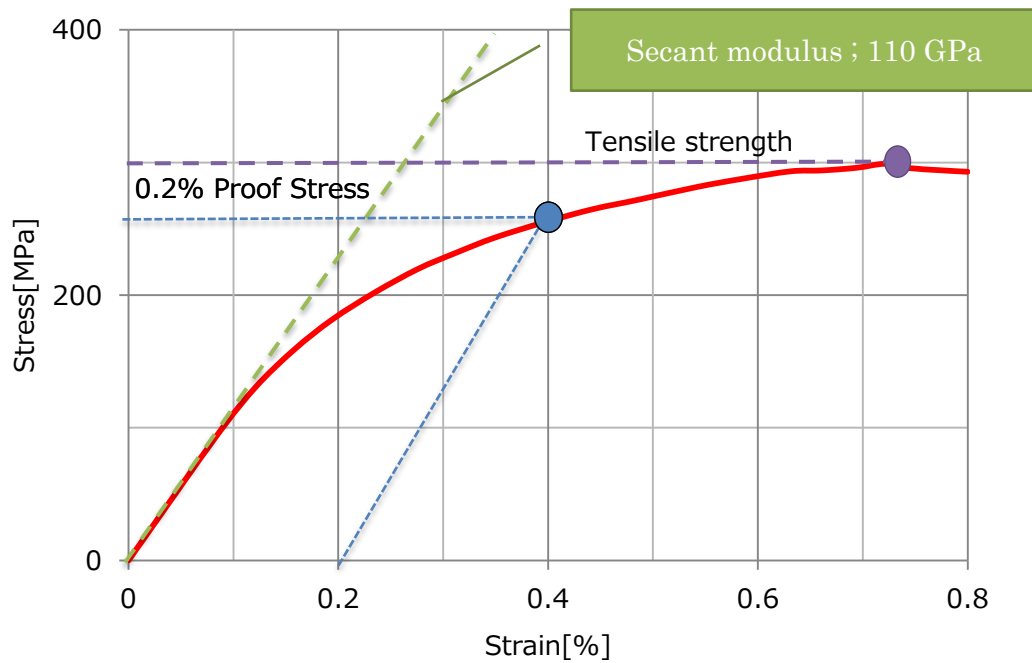


Fig. 2.22 Stress-Strain curve of cast iron obtained in tensile test.

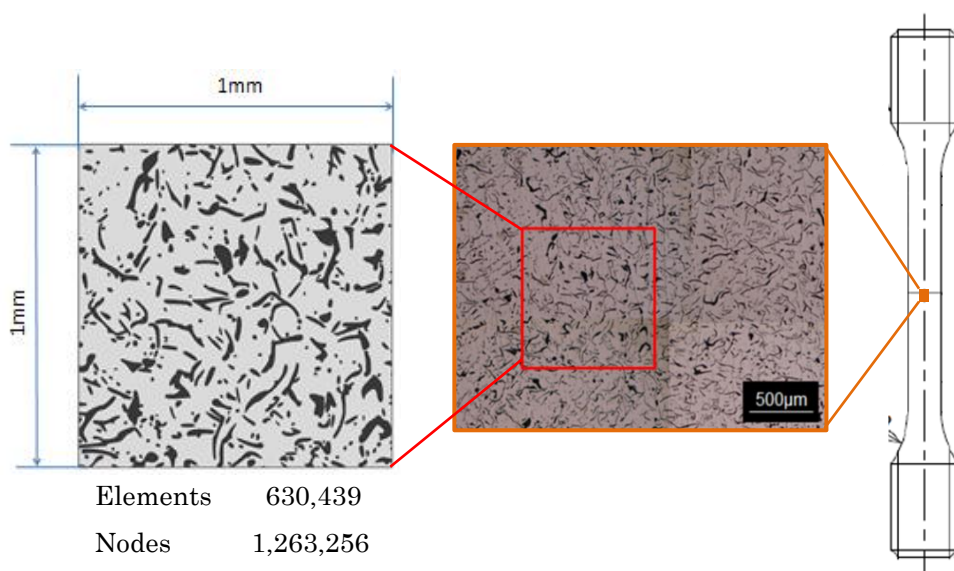


Fig. 2.23 FE model of flake graphite cast iron.

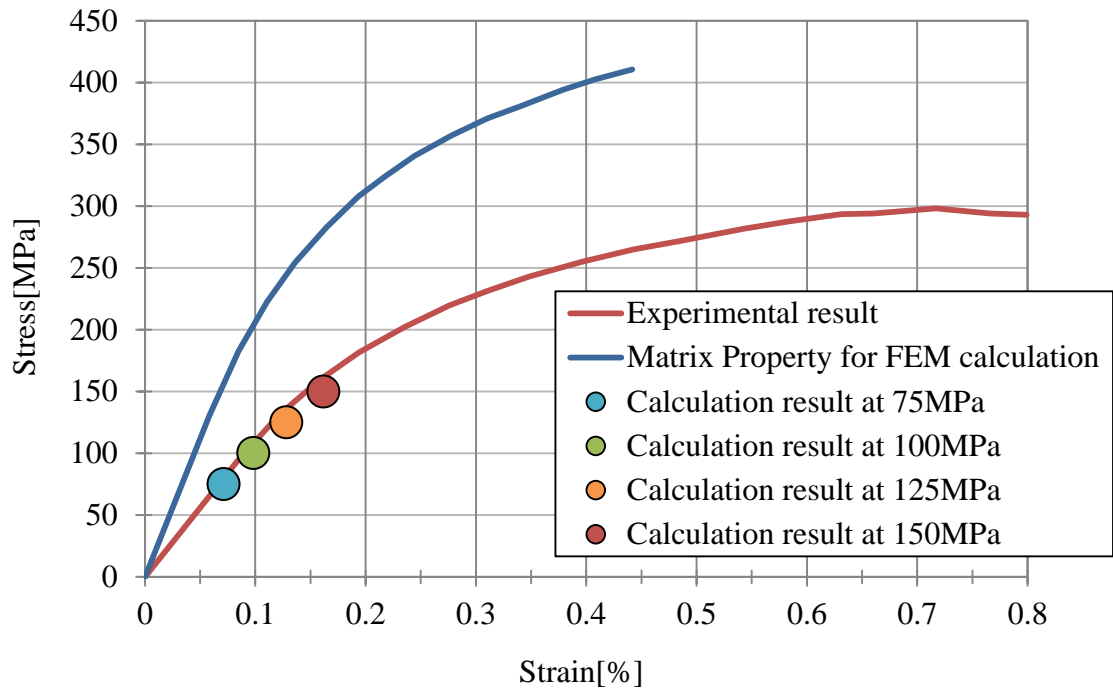


Fig. 2.24 Tuning result of stress-strain curve of FEM model.

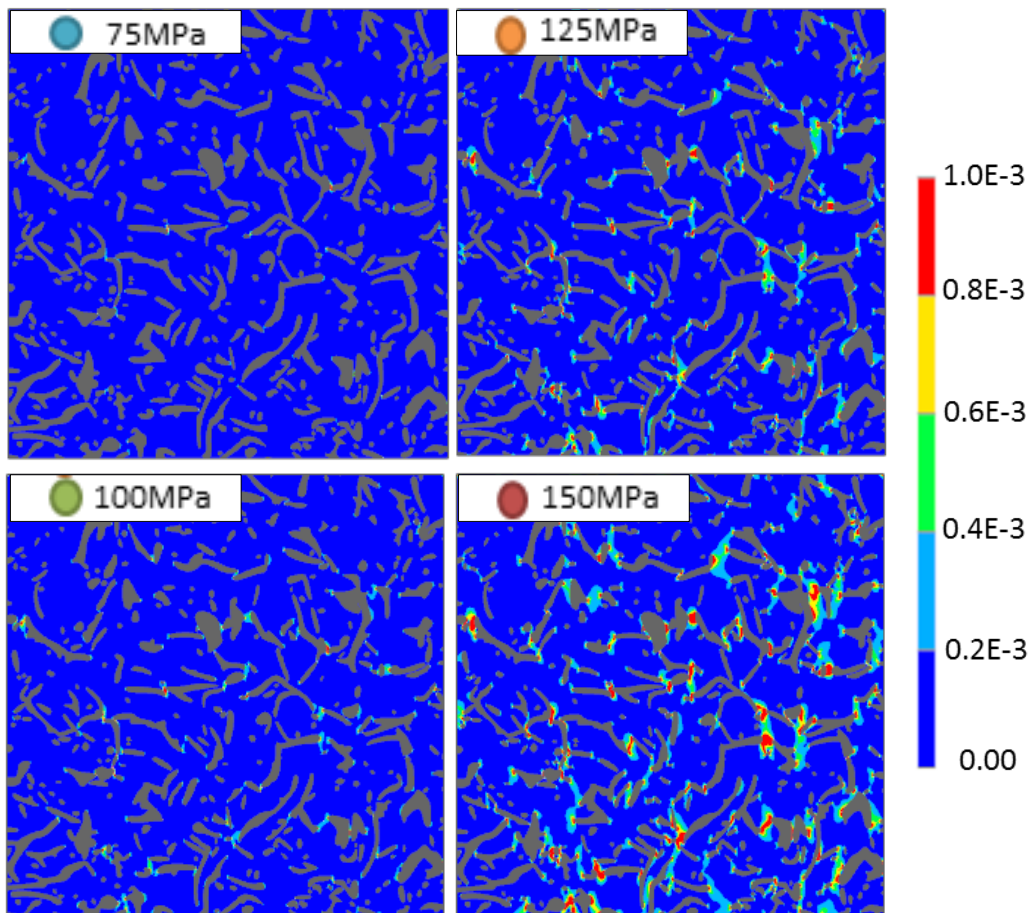


Fig. 2.25 Equivalent plastic strain obtained by FEM analysis.

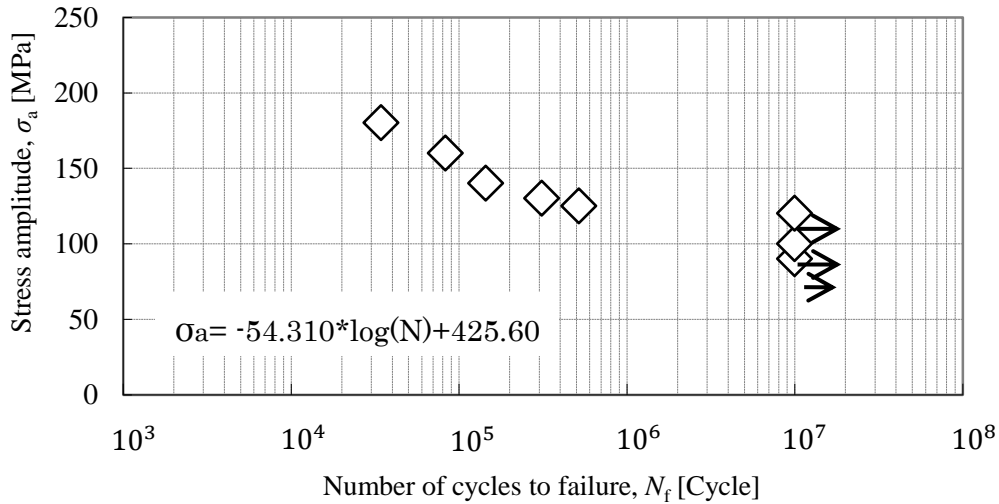


Fig. 2.26 S-N curve of cast iron obtained by rotating bending fatigue test.

2.3.3 従来の疲労限度予測式の検証

第 1 章で述べたように、強度や疲労限度の推定として、例えば、式(1.1)や式(1.2)のような経験式が用いられることが多い⁽²⁵⁾⁽²⁶⁾。そこで、これらの経験式について、予測精度の検証を行った。強度と硬さの関係を調査するため、また、表 2.2 に示すビッカース硬さの測定結果($H_V=217$)を ASTM E 140-02⁽²⁷⁾に定められている式(2.13)を用いてビッカース硬さからブリネル硬さへの変換を行い、得られた値($H_B=206$)を経験式(1.1)に代入し引張強さを推定した。

$$H_B = 18.799 + 0.73854H_V + 7.7886 \times 10^{-4}H_V^2 - 9.3938 \times 10^{-7}H_V^3 \quad (2.13)$$

次に、引張強さから曲げ疲労限度推定の経験式(1.2)を用いて疲労限度の予測を行った。ここで引張強さ σ_B は表 2.8 に示す結果から 297MPa を用いた。

これらの経験式により求めた引張強さと疲労限度の予測結果について、引張試験によ

り得られた引張強さおよび回転曲げ疲労試験により得られた回転曲げ疲労限度との比較を行った。それぞれの結果を表 2.9 に示す。結果から、引張強さの予測値と実験値の差は比較的小さく、実用的な精度で予測可能であることがわかった。他方、回転曲げ疲労限度については、実験値に対して予測値の差が 24%と大きいことがわかった。古郷ら⁽²⁸⁾は、鑄造条件の異なる球状黒鉛鑄鉄の引張強さおよび疲労限度を比較し、引張強さのばらつき 455~920MPa に対して、疲労限度のばらつきは 110~123MPa と、とても小さいことを示している。これらのことから、疲労限度の推定には、経験式(1.2)よりも精度の良い予測方法の検討が必要である。

より詳細に片状黒鉛鑄鉄の疲労限度を予測するために、対象とする部位の片状黒鉛鑄鉄の黒鉛の形状や分布を詳細にモデル化した有限要素応力解析を行い、黒鉛をき裂と仮定して疲労限度を評価する手法が井口らにより提案されている⁽²¹⁾。他方、図 2.4 に示したように、シリンダヘッドのように大型で複雑な形状の部品を鑄造により作製すると、各部の冷却速度が異なるため組織や強度が場所によって大きく異なる。このように場所毎に基地の特性や黒鉛の状態が複雑に変化する材料に対して有限要素応力解析による疲労強度の予測を行う際には、場所毎に組織の特性や黒鉛の形状や分布を解析モデルに反映して予測を行う必要があるため、実際の設計現場での適用は難しい。したがって、設計の現場では、簡便に適用が可能で、かつ、鑄造時の冷却速度の違いによる組織の違いの影響を考慮できる精度の良い強度予測法が求められる。

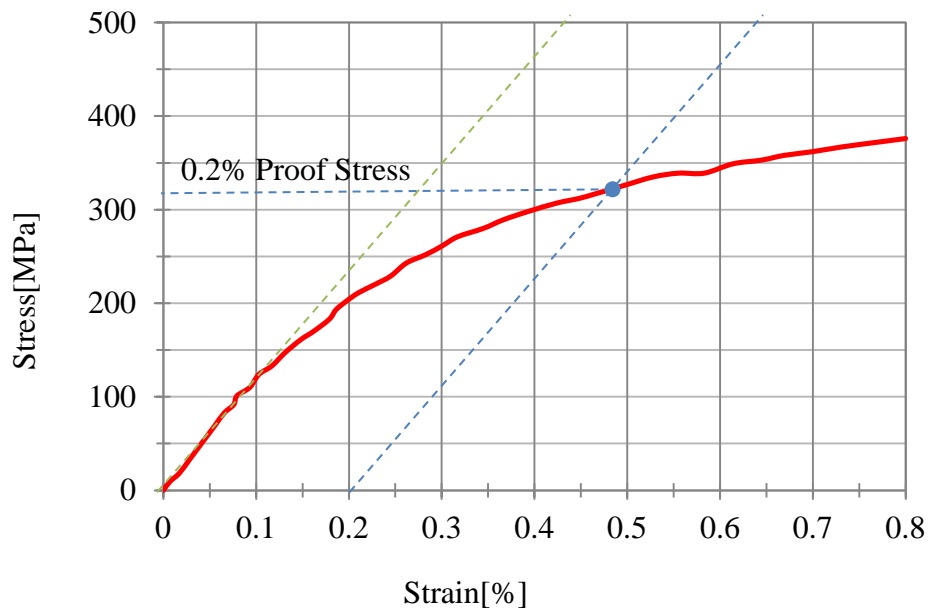
Table 2.9 Comparison of tensile strength and fatigue strength from experimental result and by estimation equations 1.1 and 1.2.

	Estimated result	Experimental result	Error
Tensile strength [MPa]	262	297	-12%
Fatigue strength [MPa]	149	120	24%

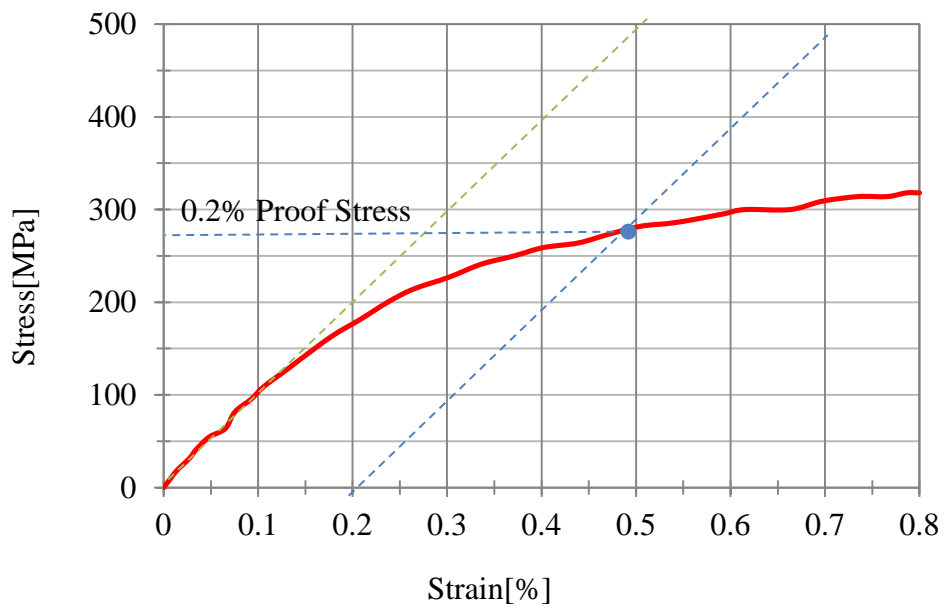
2.3.4 疲労強度に及ぼす基地組織の影響

基地組織の異なる片状黒鉛鋳鉄 A 材および B 材の引張試験の結果を、図 2.27 および表 2.10 に示す。A 材の 0.2%耐力は 320MPa、引張強さは 381MPa であった。また、B 材の 0.2%耐力は 274MPa、引張強さは 351MPa であり、0.2%耐力、引張強さともに、A 材の方が B 材よりも高い結果となり、引張強さに及ぼす基地組織の影響は大きいことがわかる。このことは、両材ともに黒鉛の寸法は同等だが、A 材の方が B 材よりも鋳造工程にて冷却速度が速いために基地組織のラメラ間隔が狭く、硬さが高いことが影響していると考えられる。

次に、疲労試験の結果を図 2.28 に示す。 10^7 cycles で定義した各材料の疲労限度は、A 材が 150MPa、B 材が 145MPa であった。これは、引張強さや 0.2%耐力に認められた A 材と B 材の差よりも小さい。パリタッドらは、球状黒鉛鋳鉄について疲労強度に及ぼす基地組織の影響は小さいと述べている⁽²⁹⁾が、本試験の結果から、片状黒鉛鋳鉄についても、疲労強度に及ぼす基地組織の影響は小さいことがわかる。



(a) Material A



(b) Material B

Fig. 2.27 Stress-Strain curve of cast iron obtained by tensile test.

Table 2.10 Results of tensile test.

	0.2% proof stress [MPa]	Tensile strength [MPa]
Material A	320	381
Material B	274	351

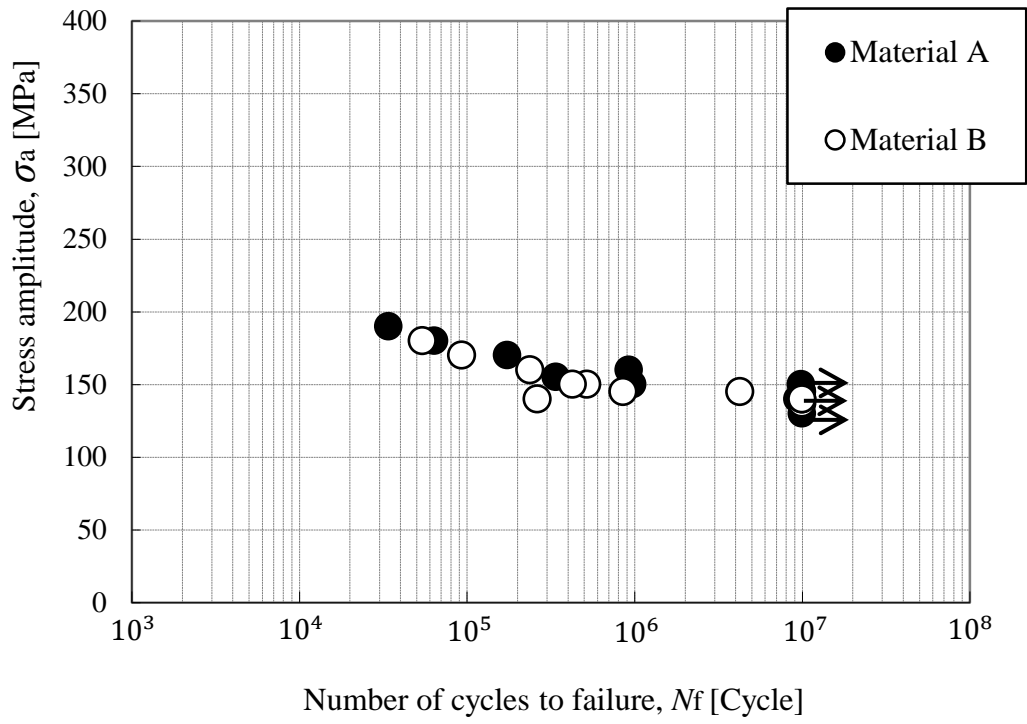


Fig. 2.28 $S-N$ curve for material A and B.

2.3.5 疲労き裂伝ば挙動

回転曲げ疲労試験で得られた疲労試験結果を参考に、有限寿命域($\sigma_a=130\text{MPa}$)での試験片破断までの表面き裂の伝ば挙動について調査した。レプリカ法により採取した表面き裂の様子を光学顕微鏡により観察した結果を図 2.29 に示す。同図中の四角い枠は疲労き裂を示している。疲労き裂は片状の黒鉛の先端から発生し、隣接する黒鉛のき裂と連結しながら、黒鉛に沿って伝ばしていることがわかった。SEM により疲労試験後の疲労破面の観察を行った結果を図 2.30 に示す。同図より、破面の各部に黒鉛が観察され、試験片内部のき裂も、表面に観察されたき裂伝ば挙動と同様に、隣接する片状黒鉛の影響を受けながら伝ばしていると推察される。上述のき裂伝ば挙動の観察結果から、片状黒鉛鋳鉄中の黒鉛はき裂の発生、進展挙動に対して大きな影響を及ぼしていることがわかる。

図 2.31 に試験片の表面で観察した、き裂長さ $2a$ とそれに対応する疲労寿命比 N/N_f の関係を示す。同図の縦軸はき裂長さ、横軸は疲労寿命比を示している。それぞれのプロットは、1本のき裂を示し、◎で示した箇所では隣接するき裂が連結したことを示している。西谷ら⁽³⁰⁾は、FC250 材の疲労き裂は全寿命の初期に発生することを報告しているが、本試験で用いた FC300 材でも、疲労き裂は全寿命の初期に複数ヶ所の黒鉛部から発生しており、全寿命に対して疲労き裂伝ば寿命が支配的であることが確認された。また、繰返し負荷中に停留するき裂も認められたが、図中の◎印で示すように、最終的にはき裂同士が連結し破断に至った。

図 2.32 に、図 2.31 に示す表面き裂の観察結果をもとに、それぞれの単一き裂に対して求めたき裂伝ば速度 da/dN と応力拡大係数範囲 ΔK の関係を示す。同図から、片状黒鉛鋳鉄の下限界応力拡大係数範囲は $1\sim 2\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 程度の値であることがわかる。

疲労限以下での停留き裂の有無を確認するために、疲労限 (120MPa) での疲労中断試験を行った。図 2.33 に試験片表面の観察例を示す。同図に示すように、今回の観察

では、疲労限以下の応力レベルでは黒鉛部にき裂が認められなかった。他方、130MPaで認められた停留き裂は最終的にき裂が進展・連結していることから、内部で進展していた可能性が考えられる。

長い貫通き裂のき裂伝ば試験でのき裂の観察例を図 2.34 および図 2.35 に示す。図 2.34 は応力比 $R=0.1$ 、図 2.35 は応力比 $R=0.3$ におけるき裂観察例である。いずれの応力比でも、疲労き裂は黒鉛部に沿って伝ばし、偏向をとめないながら進展している様子が認められた。図 2.34($R=0.1$) では、き裂の枝分れも観察された。

図 2.36 に長いき裂のき裂伝ば速度 da/dN と応力拡大係数範囲 ΔK の関係を示す。同図より、 $R=0.1$ から 0.3 の範囲では、き裂伝ば挙動に及ぼす応力比の影響は小さいことがわかる。長いき裂の下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} は $15\text{MPam}^{1/2}$ 程度であり、大和田野ら⁽³¹⁾による報告と同程度であった。図 2.37 にき裂伝ば速度 da/dN と有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} で整理した結果を示す。貫通き裂の下限界有効応力拡大係数範囲 $\Delta K_{eff,th}$ は $8\text{MPam}^{1/2}$ 程度であり、応力比の影響やき裂開閉口の影響を考慮しても、表面き裂で得られた下限界応力拡大係数範囲($\Delta K_{th}=1\sim 2\text{MPam}^{1/2}$)と比較して高い値を示した。これは、表面き裂の場合は片状黒鉛の先端部から発生・進展したき裂、すなわち、局所的なき裂の挙動を評価しているのに対し、長い貫通き裂の場合はき裂前縁で黒鉛部と母材部の両者が存在した状態で、き裂の偏向や枝分れをとめないながら伝ばするためと推察される。

以上の観察結果から、表面き裂は以下のプロセスを経ながら発生・進展をすることがわかった。

- ① 試験片表面の黒鉛端部からのき裂発生
- ② 表面き裂の進展・合体
- ③ 偏向、枝分れをとめないながらのき裂進展

上記き裂発生から進展のプロセスの模式図を図 2.38 に示す。

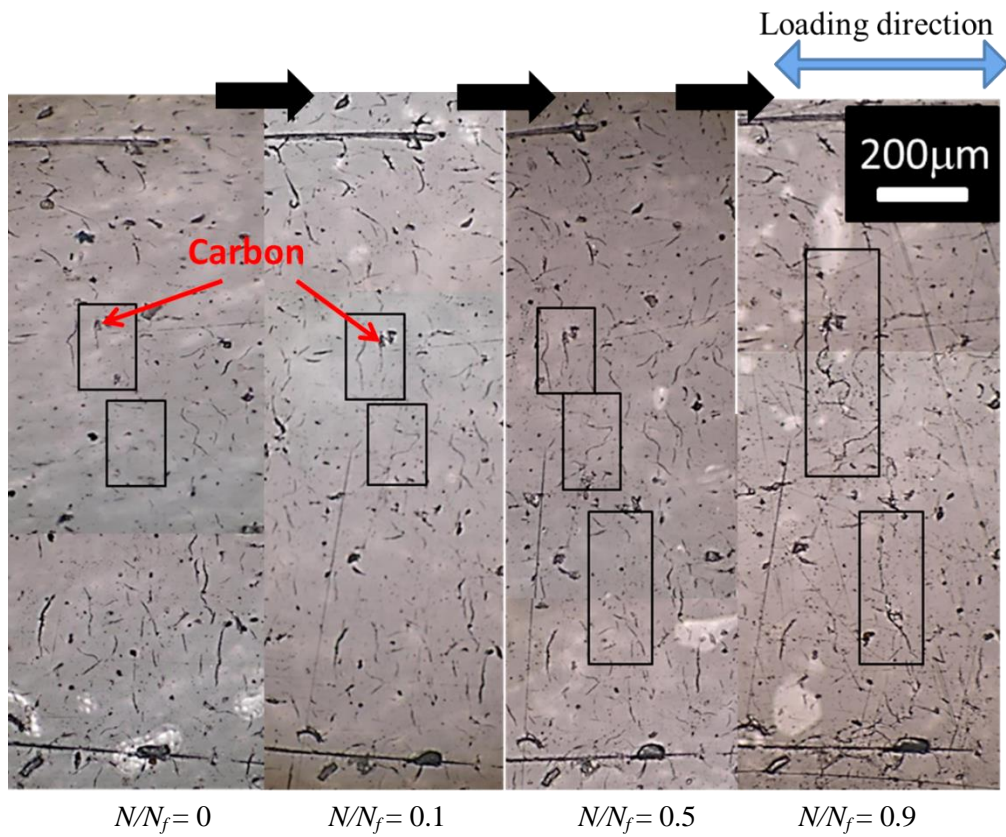


Fig. 2.29 Observation of surface crack. ($\sigma_a = 130\text{MPa}$)

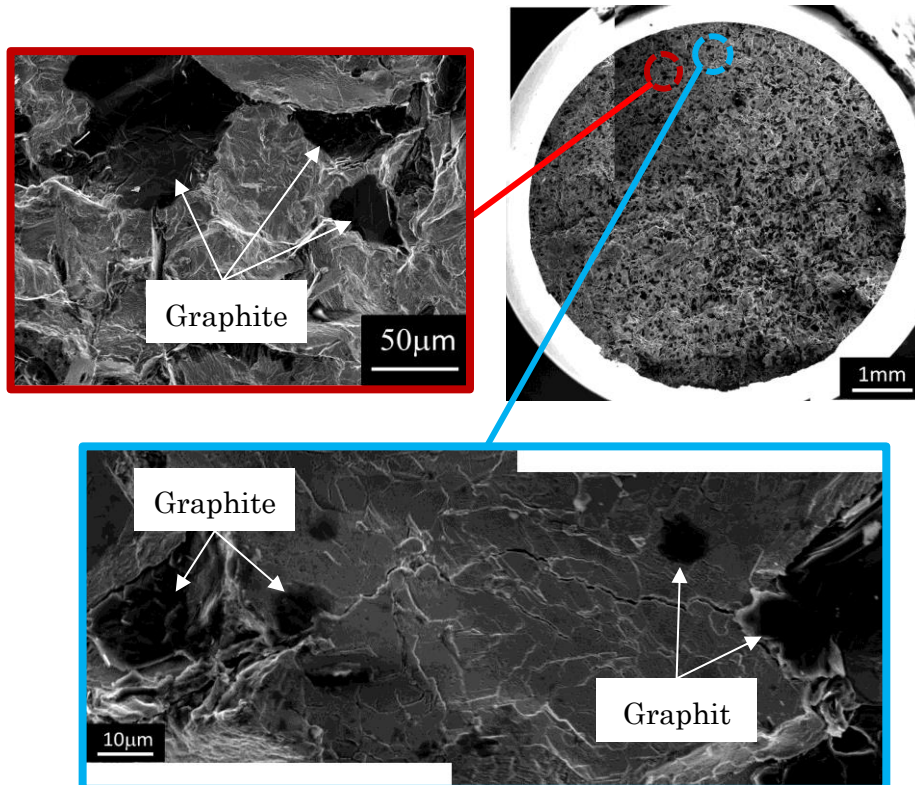


Fig. 2.30 Fracture surface observation of a specimen tested in rotating bending fatigue test ($\sigma_a = 130\text{MPa}$, $N_f = 1.14 \times 10^6$ cycles).

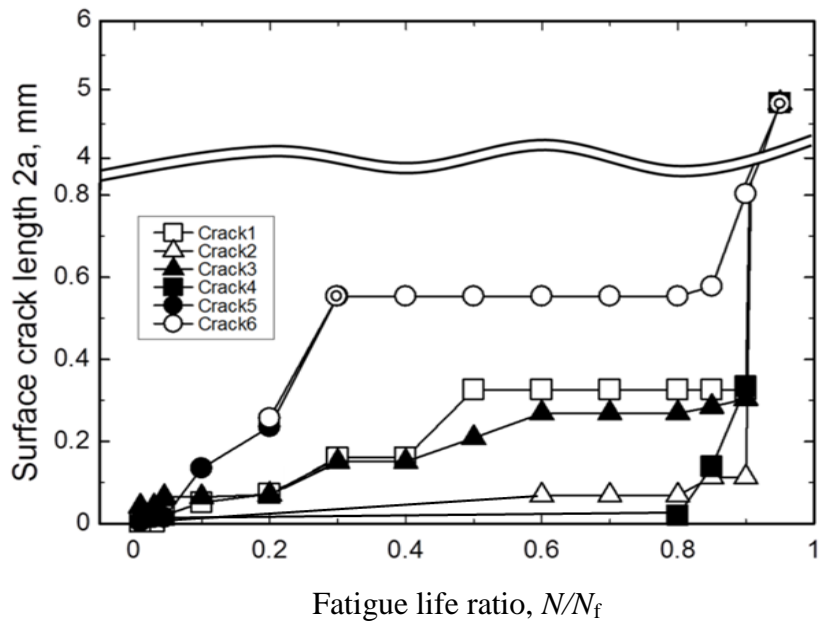


Fig. 2.31 Relationship between fatigue life ratio, N/N_f and crack length, $2a$ of surface crack.

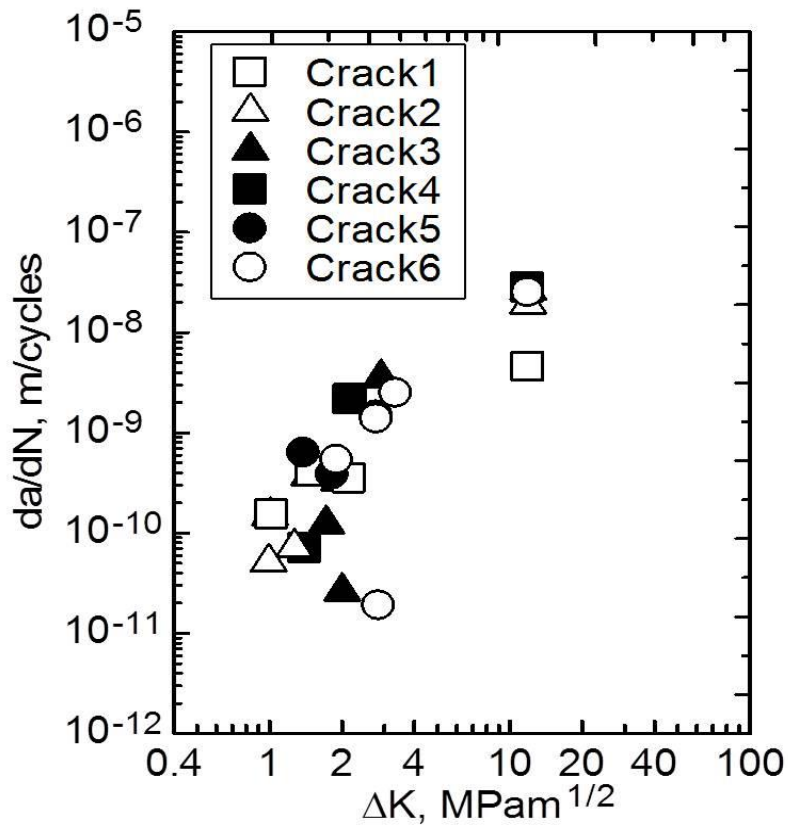


Fig. 2.32 Relationship between crack growth rate da/dN and stress intensity factor range ΔK of surface crack.

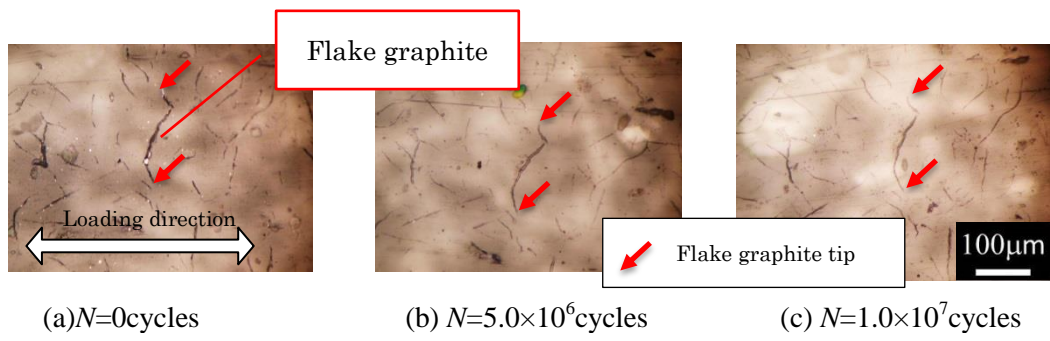


Fig. 2.33 Observation of surface in a specimen survived for 10^7 cycles at stress amplitude of 120MPa.

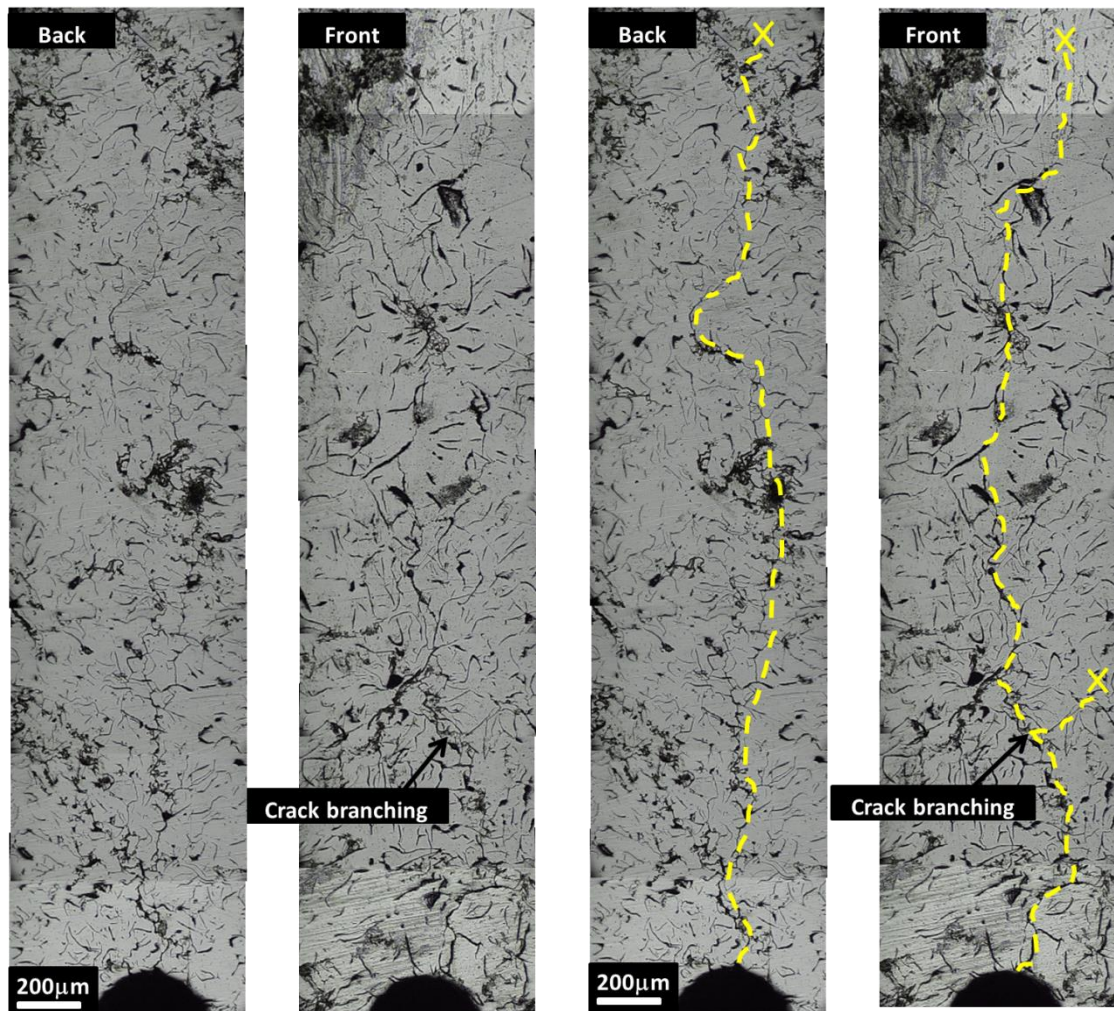


Fig. 2.34 Crack path observation of a through thickness crack tested in four-point bending test ($R=0.1$).

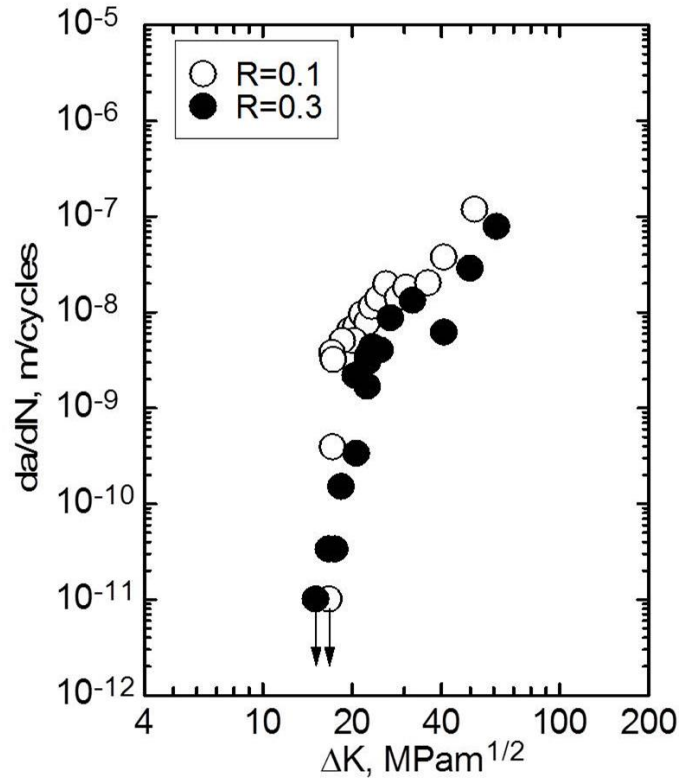


Fig. 2.36 Fatigue crack growth curves of a through thickness crack (ΔK vs da/dN).

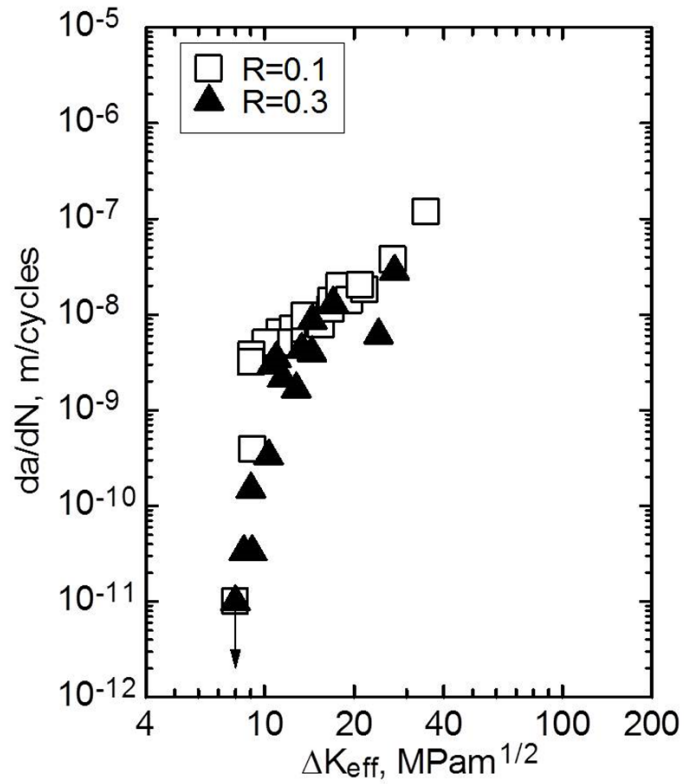


Fig. 2.37 Fatigue crack growth curves of a through thickness crack (ΔK_{eff} vs da/dN).

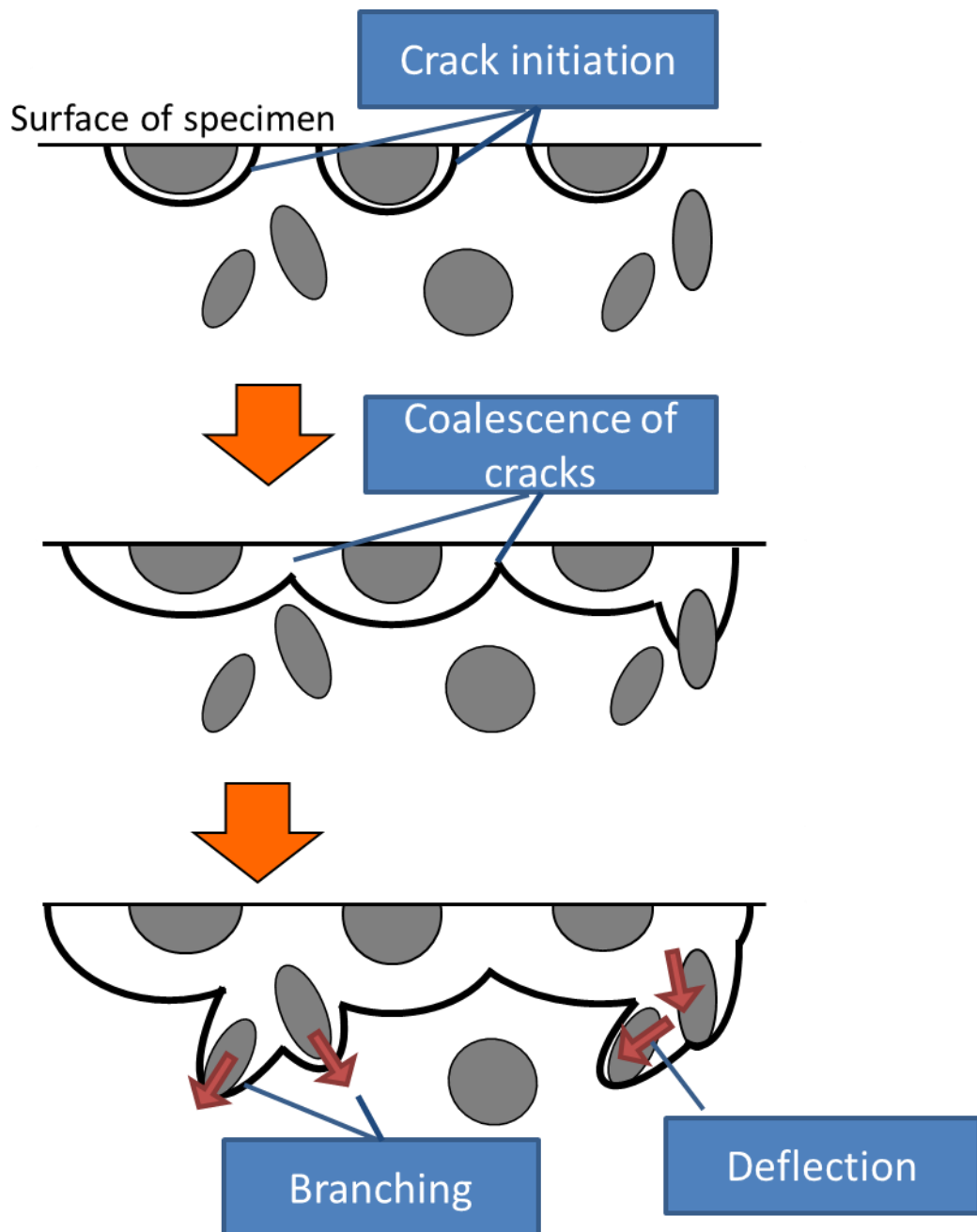


Fig. 2.38 Crack propagation process of surface crack.

2.3.6 疲労限度評価方法の検討

表 2.9 に示す経験式による引張強さおよび疲労限度予測の検証結果から、引張強さは予測値と実験値の差が小さいが、疲労限度については予測値と実験値の差が大きいことがわかった。また、図 2.28 の結果から、疲労強度に及ぼす基地組織の影響は小さいことがわかった。さらに、き裂進展挙動の調査結果から、疲労き裂は全寿命の初期に片状黒鉛の先端から発生・進展すること、また、疲労破面に無数の片状黒鉛が観察されたことから疲労強度に及ぼす黒鉛の影響が大きいこと、全寿命に対してき裂の進展寿命が支配的であること、が明らかとなった。

Yamabe らは球状黒鉛鑄鉄のき裂伝ば挙動について、長いき裂の下限界応力拡大係数範囲は、片状黒鉛鑄鉄の微小き裂の下限界応力拡大係数範囲に比べて、き裂開閉口挙動の影響を受けるため高い値となることを示した⁽¹¹⁾。前述のき裂伝ば挙動の調査結果から、本実験で用いた片状黒鉛鑄鉄についても同様に、長いき裂の下限界応力拡大係数範囲は、応力比やき裂閉口の影響を考慮しても表面き裂の下限界応力拡大係数範囲に対して高い値を示した。そこで、本項の疲労限度予測の検討では、片状黒鉛鑄鉄の長いき裂と表面き裂のき裂進展挙動に着目し、破壊力学を用いた疲労限度の予測を行い、実際の疲労限度との比較により、予測法の妥当性について検証する。

2.3.5 項のき裂伝ば挙動の調査からは、疲労限度以下での停留き裂の存在は明確に認められていないが、有限寿命を示す負荷応力条件では、全疲労寿命のごく初期に、片状黒鉛の先端部から疲労き裂が発生していた。遠藤は、球状黒鉛鑄鉄の表面を電解研磨することにより黒鉛を除去し、疲労試験を実施し、通常の球状黒鉛鑄鉄と電解研磨後の鑄鉄の疲労強度に差が無いことから、球状黒鉛鑄鉄の黒鉛を欠陥とみなせることを示している⁽³²⁾。藤原らは、片状黒鉛鑄鉄について黒鉛の長さや引張強さの関係を調査し、黒鉛の最大長さは引張強さと相関があり、さらに疲労強度は引張強さに依存することを示している⁽³³⁾。酒井らは、球状黒鉛鑄鉄の疲労破壊の起点となる黒鉛について調査を行い、

黒鉛部の面積の平方根 \sqrt{area} を求め、 \sqrt{area} と疲労寿命の間に明確な相関があることを示した⁽³⁴⁾。そこで、本研究では片状黒鉛鑄鉄の疲労強度に大きく影響を及ぼす黒鉛を初期き裂と仮定し、試験片表面に観察される黒鉛長さ a_0 から半円状のき裂を仮定し \sqrt{area} を求めた。

さらに、村上らにより提案されている式(2.14)で表される \sqrt{area} パラメータ⁽¹⁴⁾により、回転曲げ疲労限度の予測を行った。

$$\Delta K_{th} = 0.65\Delta\sigma_w\sqrt{\pi\sqrt{area}} \quad (2.14)$$

ここで、下限界最大応力拡大係数範囲 ΔK_{th} はき裂伝ば試験の結果より得られた値を用い、回転曲げ疲労試験の疲労限度 $\Delta\sigma_w$ を求めた。

また、試験片表面に観察される黒鉛寸法を極値統計により整理することで、破壊起点となりうる最大の黒鉛寸法 $\sqrt{area_max}$ を算出した。図 2.39 に極値統計により黒鉛寸法を予測した結果を示す。回転曲げ試験片の危険体積⁽¹⁴⁾から、累積分布関数 $F=99\%$ に対する最大黒鉛寸法 $\sqrt{area_max}$ は $175\mu\text{m}$ であった。

前章の 4 点曲げき裂伝ば試験により得られた長いき裂の下限界有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff_th} は $8\text{MPam}^{1/2}$ 程度であった。この値と予測された最大黒鉛寸法 $\sqrt{area_max}=175\mu\text{m}$ を用いて式(2.14)により推定した疲労限度 $\Delta\sigma_w$ は 525MPa となり、実際の疲労限度 $\Delta\sigma_w=120\text{MPa}$ に比べ大きく異なる結果となった。

他方、実際の疲労限度の値 $\Delta\sigma_w=120\text{MPa}$ および予測された最大黒鉛寸法 $\sqrt{area_max}=175\mu\text{m}$ を式(2.14)に代入することにより下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} を求めると、 $1.83\text{MPam}^{1/2}$ となった。この値は、レプリカ法による試験片表面のき裂観察により求めた下限界最大応力拡大係数($\Delta K_{th} = 1\sim 2\text{MPam}^{1/2}$)とほぼ等しい。

図 2.29 の疲労進展挙動の観察においてき裂の起点となった黒鉛について、破面から黒鉛寸法を測定したところ $\sqrt{area}=159\mu\text{m}$ であった(図 2.40)。これは極値統計により推定した最大黒鉛寸法 $\sqrt{area_max}=175\mu\text{m}$ とほぼ同等の値であり、さらに式(2.14)より求

めた疲労限度は 126MPa であり、実際の疲労限度に対する差は僅かであった。

以上より、片状黒鉛鑄鉄の曲げ疲労限度は、試験片表面の黒鉛先端に発生するき裂から得られた下限界最大応力拡大係数範囲と、極値統計により推定した最大黒鉛寸法を用いることで予測可能と考えられる。表面き裂の下限界応力拡大係数範囲を予測に用いることについては、全寿命のごく初期で黒鉛先端からき裂が発生したこと、明確な停留き裂が認められなかったことから、黒鉛先端からのき裂発生の有無が疲労破壊の臨界条件になっていると考えられることと対応しており、すなわち、上述の実験により明らかとなった片状黒鉛鑄鉄の疲労メカニズムから妥当と考えられる。

また、片状黒鉛鑄鉄は試験片中に黒鉛が 3 次元的に無数に分布しているため、黒鉛に近接する黒鉛との干渉効果の影響が生じると考えられるが、これらの影響を考慮すること無く疲労限度を予測可能であることがわかった。このことは、図 2.41 に示すような大きいき裂(\overline{AB})と小さいき裂(\overline{CD})の異なる表面き裂の干渉効果について、両き裂の間にさらに小さいき裂と同サイズ以上の空間($\overline{BC} \geq \overline{CD}$)があれば、き裂は単独で存在する場合と変わらないとの報告がある⁽¹⁴⁾。本試験に用いた片状黒鉛鑄鉄中の黒鉛の分布についても、図 2.29 および図 2.40 の観察結果から黒鉛は十分な空間が確保されながら分布しているため、黒鉛を単独のき裂みなすことができると考えられる。

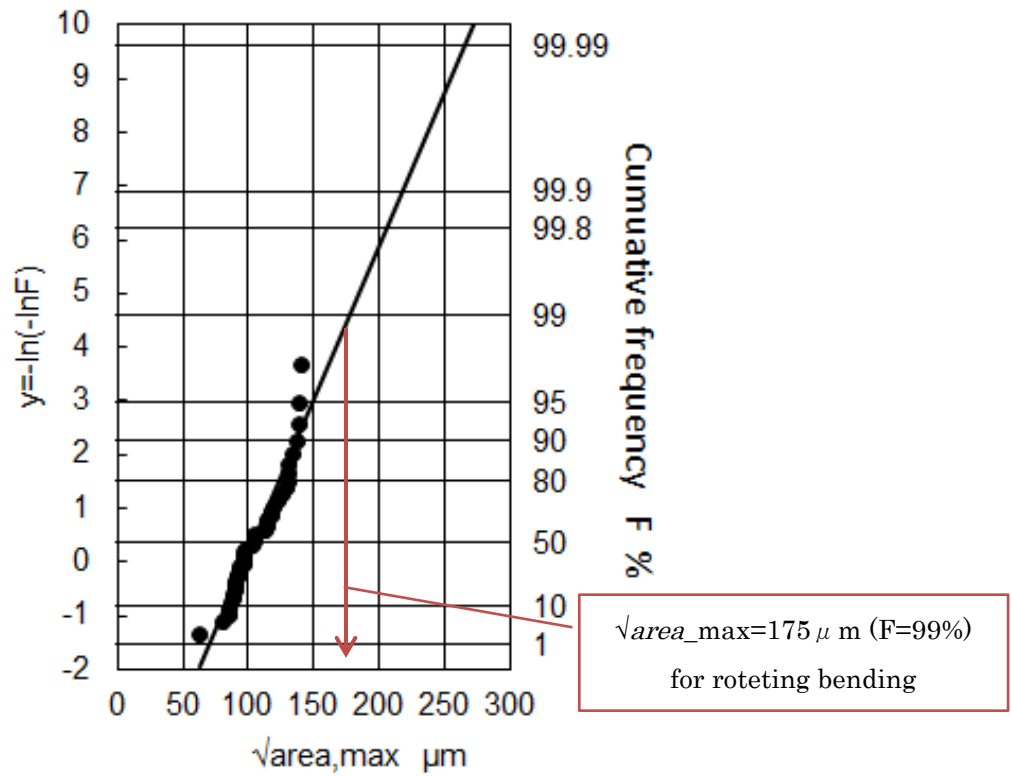


Fig. 2.39 Distribution of the maximum graphite size in extreme value statistics.

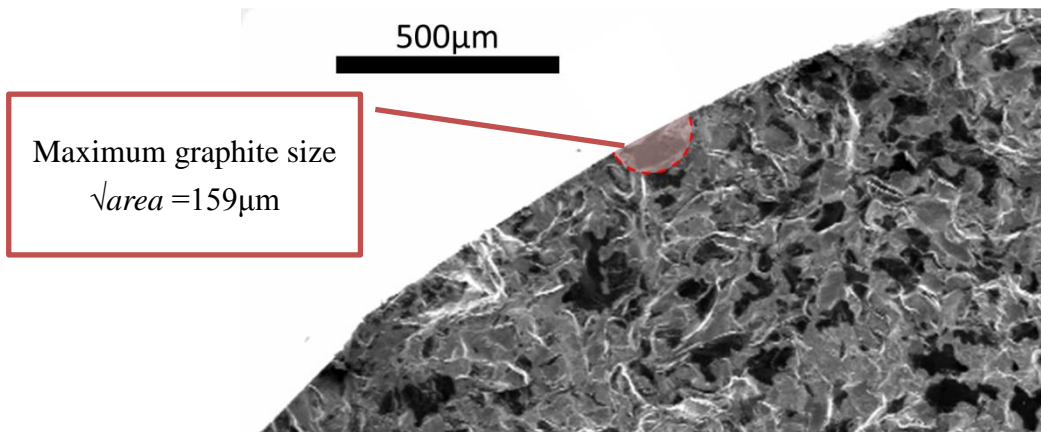


Fig. 2.40 Maximum graphite size at crack initiation point.

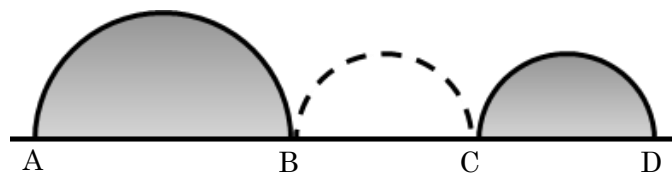


Fig. 2.41 Interaction of surface crack.

2.4 結言

従来の疲労限度予測の経験式の検証，基地組織の異なる黒鉛鋳鉄による疲労試験，異なるき裂形状による疲労き裂伝ば試験，詳細モデルを用いた有限要素解析等を行い，片状黒鉛鋳鉄の疲労メカニズムおよび疲労強度特性に対する支配因子を明らかにし，それらに基づいて疲労限度の予測法を検討した．得られた結果を以下にまとめる．

- 1) 従来の疲労限度予測の経験式では，片状黒鉛鋳鉄の疲労限度を実用的な精度で予測することができなかった．
- 2) 鋳造時の冷却速度を変化させることで得られた，基地組織のパーライトのラメラ間隔が異なる片状黒鉛鋳鉄による引張試験の結果，ラメラ間隔が小さい材料の方が大きい材料と比較して引張強さや0.2%耐力は高い値を示した．他方，疲労試験の結果では，ラメラ間隔が小さい材料と大きい材料の差は僅かであり，疲労強度に及ぼす基地組織の影響は小さいと考えられる．
- 3) 片状黒鉛鋳鉄の応力-ひずみ曲線は0.2%耐力よりも遥かに低い応力状態から非線形挙動が観察された．この挙動は，片状黒鉛鋳鉄の微細構造を再現した詳細モデルのFEMにより良く再現することが出来た．この非線形挙動は，黒鉛部の弾性変形や局所的な塑性変形の影響と考えられる．
- 4) 片状黒鉛鋳鉄の疲労き裂は，全寿命の初期に黒鉛の先端から発生し，隣接する片状黒鉛より発生した他のき裂と連結しながら黒鉛に沿って伝ばする．すなわち，黒片状黒鉛鋳鉄の疲労強度に対しては，黒鉛の形状，寸法，分布状態の影響が大きいと考えられる．
- 5) 回転曲げ疲労試験中のレプリカ法による観察より得られた表面き裂の下限界応力拡大係数範囲の値は，曲げ負荷による長い貫通き裂で得られた下限界応力拡大係数範囲の値と比べて，応力比の違いやき裂開閉口の影響を考慮しても低い．表面き裂の場合は，片状黒鉛の先端部から発生したき裂の局所的な伝ば挙動を示しているのに

対し、長い貫通き裂の場合は、き裂前縁に黒鉛部と母材部の両者を含んでおり、疲労き裂が偏向や枝分れを生じながら伝ばする挙動を示しているためと推察される。

- 6) 黒鉛を半円形状のき裂と仮定し、極値統計により推定される \sqrt{area} パラメータで表した最大黒鉛寸法と、表面き裂より得られた下限界最大応力拡大係数範囲の値を用いることで、片状黒鉛鑄鉄の疲労限度を精度良く予測可能であることがわかった。すなわち、破壊力学に基づくアプローチは、エンジン構造用部材に用いる片状黒鉛鑄鉄の疲労限度を推定するための有効な手法と考えられる。

参考文献

- 1) 栗熊勉. 自動車部品における鑄鉄鑄物の最新製造技術, 鑄造工学, Vol.76, No.12 (2004), p.972-978.
- 2) Japan Industrial Standard (JIS) Z 2248-2006“金属材料曲げ試験方法”(2006)
- 3) 上野勝司, 山田聡, 趙柏榮, 西岡弘雄, 衛藤洋仁. 金属材料評価の研究(2), 品質工学, Vol.15, No.5 (2007), p.165-173.
- 4) 齋藤侑里子, 木間塚明彦, 黒木康徳. 鑄造シミュレーションを使ったロバスト最適条件の選定(新技術・新製品特集号), IHI 技報, Vol.51, No.1 (2011), p.37-42.
- 5) T.Ishino, S.Tanaka. Observation of Fracturing Process in Cast Irons by Microscope in Various Loadings, Imono, Vol.36, No.6 (1964), p.570-579.
- 6) T.Ishino, S.Tanaka. Some considerations on the fracture mechanism and strength of cast irons, Imono, Vol.36, No.7 (1964), p.663-669.
- 7) Z.R.He, S.Ji, G.X.Lin. Deformation and fracture of cast iron with ferrite matrix. Proceedings of the 9th European Conference on Fracture(ECF9), Varna, Bulgaria. (1992), p.1343-1348.

- 8) T.Bruce, E.Rounding, H.Longn, R.S.Dwyer-Joyce. Characterisation of white etching crack damage in wind turbine gearbox bearings, *Wear*, Vol.338, No.339 (2015), p.164-177.
- 9) JW Fash, DF Socie, ES Russel. Fatigue crack initiation and growth in gray cast iron, A Report of the Fracture Control Program, No.35(1980), p.1-60.
- 10) H.Nishitani, S.Tanaka. Initiation and Propagation of Fatigue Crack in Cast Irons, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol.51, No.465 (1985), p.1442-1447.
- 11) J.Yamabe, M.Kobayashi. Effect of Hardness and Stress Ratio on Threshold Stress Intensity Factor Ranges for Small Cracks and Long Cracks in Spheroidal Cast Irons, *Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering*, Vol.1, No.5 (2007), p.667-678.
- 12) Y.Murakami. Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions on the Fatigue Strength of Metals, *JSME international journal*, Ser.1 Vol.32, No.2 (1989), p.167-180.
- 13) 村上敬宜, 遠藤正浩. 微小き裂の下限界応力拡大係数幅 ΔK_{th} に及ぼす硬さとき裂形状の影響, *日本材料学会*, Vol.35, No.395 (1986), p.911-917.
- 14) 村上敬宜. 金属疲労 微小欠陥と介在物の影響, 養賢堂(1993)
- 15) Y.Murakami. Inclusion rating by statistics of extreme values and its application to fatigue strength prediction and quality control of materials. *Journal Of Research-National Institute Of Standards And Technology*, No.99 (1994), p.345-345.
- 16) ASTM International (ASTM) A247-16a "Standard test method for evaluating the microstructure of graphite in iron castings"(2016).

- 17) Japan Industrial Standard (JIS) Z 2244-2009 "ビッカース硬さ試験-試験方法"
(2009).
- 18) Japan Industrial Standard (JIS) Z 2241-2011 "金属材料引張試験方法" (2011).
- 19) Japan Industrial Standard (JIS) Z 2274-1978 "金属材料の回転曲げ疲れ試験方法"
(1978).
- 20) ASTM International (ASTM)E399-90 "Standard Test Method for Plane-Strain
Fracture Toughness of Metallic Materials"(1997).
- 21) K.Iguchi, N.Tada, I.Shimizu. Transactions of the Japan Society of Mechanical
Engineers, Series A, Vol.79, No.799, (2013), p.68-80.
- 22) K.Yasue, M.Isotani, Y.Kondo. Yielding Behavior of Cast Iron, Imono, Vol.51,
No.11 (1979), p.633-637.
- 23) G.N.J.Gillbert. Stress/Strain Properties of Cast Iron and Poisson's Ratio in
Tension and Compression, Journal of the British Cast Iron Research Association,
9 (1961), p.347-363.
- 24) I.Nishikawa, H.Nakayasu, A.Sugeta, T.Yokomaku, S.Yoshioka, T.Shuto,
T.Shintani, T.Sakai. Proposal of Standard Regression Method for S-N Curve
Based on Fatigue Test Data for Metallic Materials, J. Soc. Mat. Sci., Japan,
Vol.51, No.1 (2002), 54-60.
- 25) H.Nakae 鋳物技術者と機械設計技術者のための 新版 鋳鉄の材質 日本鋳造工
学会(2012).
- 26) 改訂 材料強度学 第4版 日本材料学会(2011)
- 27) ASTM International (ASTM) E140-02"Standard Hardness Conversion Tables
for Metals Relationship Among Brinell Hardness, Vickers Hardness, Rockwell
Hardness, Superficial Hardness, Knoop Hardness, and Scleroscope Hardness"

(2002)

- 28) 古郷佐八郎, 荻野春之助, 中川隆, 小林正孝, 浅見克敏. 球状黒鉛鑄鉄の軸荷重下での疲労強度. 材料, Vol.33, No.375 (1984), p.1499-1505.
- 29) パリタッド・パンチュバンヨン, 梅田高照, 木村康夫. 球状, コンパクト・バーミキュラー, 及び片状黒鉛鑄鉄の疲れ限度と疲労クラック成長速度, 鑄物, Vol.54, No.12 (1982), p.802-808.
- 30) H.Nisitani, S.Tanaka. Initiation and propagation of fatigue crack in cast irons (Rotating bending fatigue test of FC25 and FCD45), Trans. Japan Soc. Mech. Eng., Vol.51, No.465 (1985), p.1442-1447.
- 31) 大和田野利郎, 岸武勝彦, 永井恭一, 目代豊彦. 各種鑄鉄の疲労き裂伝ぱ特性, 鑄物, Vol.57, No.6 (1995), p.376-382.
- 32) 遠藤正浩. 球状黒鉛鑄鉄の疲労強度に及ぼす黒鉛の形状, 寸法, 分布の影響. 材料, Vol.38, No.433 (1989), p.1139-1144.
- 33) 藤原昌晴, 服部孝博, 内藤猛. 黒鉛形状の定量的解析に基づく片状黒鉛鑄鉄の強度評価. 材料, Vol.43, No.488 (1994), p.528-532.
- 34) 酒井達雄, 古郷佐八郎, 鈴木幹彦. 球状黒鉛鑄鉄の回転曲げ荷重下での確率疲労特性. 材料, Vol.38, No.434 (1989), p.1268-1274.

第 3 章

各種鑄鉄の疲労強度に及ぼす黒鉛形状の影響

3.1 はじめに

第 1 章で述べたように，鑄鉄は含有する黒鉛の形状から，片状，芋虫状，球状の 3 種類に大別され，一般的に，片状黒鉛鑄鉄は，芋虫状，球状の鑄鉄に比べ鑄造性，被切削性に優れることから，幅広い用途に用いられている．他方，環境問題や省エネルギーの観点から，エンジンにはさらなる軽量化，高機能・高効率化が求められ⁽¹⁾，これらの要望に応えるため，高温，高負荷状態に耐えるエンジン用構造部材として片状黒鉛鑄鉄から芋虫状黒鉛鑄鉄や球状黒鉛鑄鉄への材料の置換も行われている⁽²⁾⁽³⁾⁽⁴⁾．

第 2 章では，片状黒鉛鑄鉄の疲労破壊挙動について調査を行い，き裂は全寿命の初期に黒鉛端部から発生し，偏向や枝分れを生じながら進展することを明らかにした．さらに，片状黒鉛鑄鉄の疲労強度に及ぼす基地組織の影響は僅かなのに対して，黒鉛寸法の影響が大きいこと，回転曲げ疲労試験で得られた疲労限度は，試験片表面の黒鉛端部に発生する疲労き裂の下限界最大応力拡大係数範囲と，極値統計処理により推定した最大黒鉛寸法 $\sqrt{area_max}$ ⁽⁵⁾ により予測が可能であることを明らかにした．

本章では，鑄鉄の疲労強度特性に及ぼす黒鉛形状の影響を調査し，黒鉛形状の異なる各種鑄鉄（片状黒鉛鑄鉄，芋虫状黒鉛鑄鉄および球状黒鉛鑄鉄）に対して，疲労限度の予測方法の検討を行った．

3.2 供試材および試験方法

3.2.1 供試材

疲労強度特性に及ぼす黒鉛形状の影響を調べるため，エンジン用構造部材として用いられる片状，芋虫状および球状の黒鉛を有する鑄鉄を供試材として準備した．なお，片状黒鉛鑄鉄については，黒鉛の寸法および引張強さが異なる 2 種類の材料を実験に供した．以下，片状黒鉛鑄鉄を C 材および D 材，芋虫状黒鉛鑄鉄を E 材，球状黒鉛鑄鉄を F 材と呼ぶ．図 3.1 に光学顕微鏡で観察した各供試材の微視組織観察例，表 3.1 に各供

試材の機械的性質を示す。同表より、各材料の基地の硬さは概ね同等であることが分かる。引張強さについては、球状黒鉛鑄鉄が最も強度が高く、次いで芋虫状黒鉛鑄鉄、そして片状黒鉛鑄鉄の順に低い強度を示した。また、2種類の片状黒鉛鑄鉄を比べると、C材の方がD材よりも高い引張強さを示している。

3.2.2 回転曲げ疲労試験

疲労試験には図 2.16 に示す試験片を用いた。試験片表面は、エミリー紙#80 から #2000 まで負荷軸方向に灯油を用いて湿式研磨した後、灯油とアルミナの混濁液を用いてバフ研磨を行い、疲労試験に供した。疲労試験は、小野式回転曲げ疲労試験機を用い、実験室雰囲気、応力比 $R=-1$ 、繰返し速度 50Hz の条件で行った(参考:JIS Z 2274-1978)⁽⁶⁾。なお、試験片が破断せずに繰返し数が 10^7 回に達したとき試験を打ち切り、そのときの応力振幅 (10^7 回時間強度)を疲労限度とした。疲労試験後の破面は走査型電子顕微鏡を用いて観察した。

3.2.3 レプリカ法による疲労き裂の発生・進展挙動の観察

試験片形状、試験条件は前項の回転曲げ疲労試験に用いた試験片の寸法と同一である。回転曲げ疲労試験で得られた $S-N$ 曲線から、各黒鉛鑄鉄について、疲労寿命が 10^5 - 10^6 サイクル程度となる負荷応力振幅を見積もり、その負荷応力振幅条件で疲労中断試験を行った。ここでは、負荷応力振幅を、C材、D材は 130MPa、E材は 230MPa、F材は 300MPa とした。

推定される破断寿命の 5%の繰返し数を負荷する度に疲労負荷を中断し、レプリカ法により試験部を転写して再び繰返し負荷を加えることを破断まで繰返し、図 2.17 に示す試験片表面中央付近の幅 4 mmの範囲について、き裂の発生・進展過程を観察した。レプリカ法については、第 2 章にて説明した手法と同様の手法である。観察されたき裂長

さと負荷応力から応力拡大係数範囲 ΔK を算出し、繰返し数との関係からき裂伝ば曲線を得た。き裂長さは図 2.18 に示すように試験機の負荷軸方向に対して垂直な面への投影長さとした。応力拡大係数範囲 ΔK は、以下の式(3.1)を用いて算出した。

$$\Delta K = \Delta\sigma\sqrt{\pi s} \cdot F(\alpha) \quad (3.1)$$

ここで、

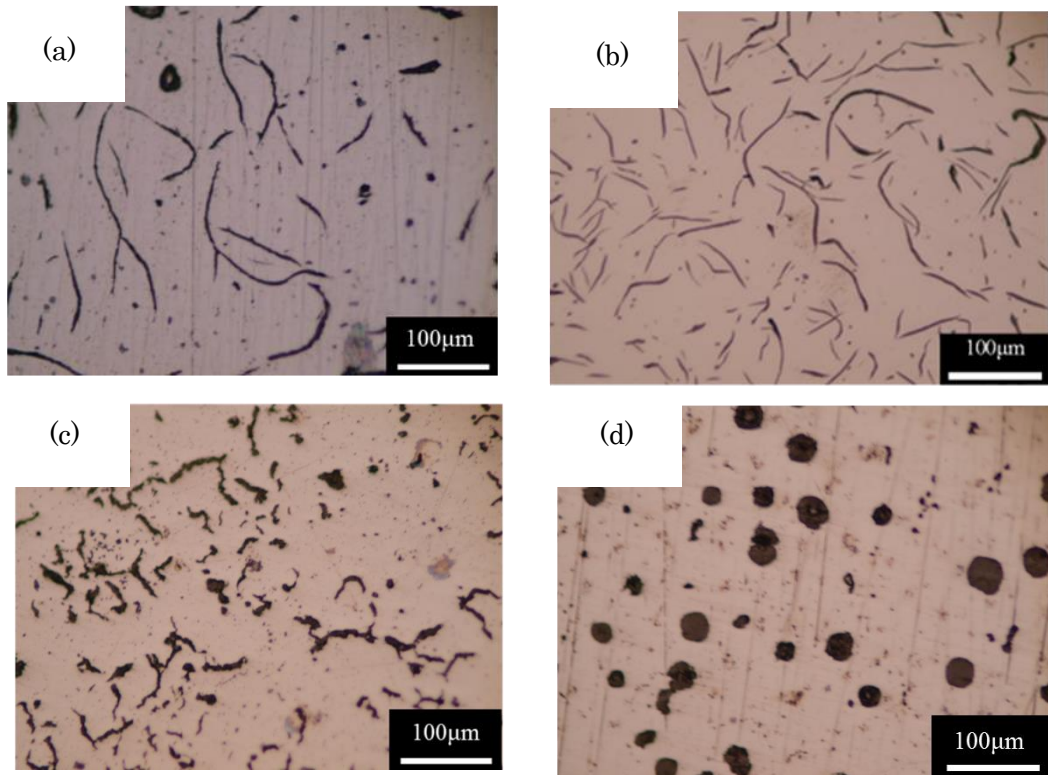
$$F(\alpha) = 0.5667\alpha^2 - 0.1414\alpha + 0.7342$$

$$\alpha = b/r$$

であり、 $\Delta\sigma$ は応力振幅、 F は補正係数である。また、 s はき裂部の円弧長さ、 α はき裂深さ b と試験片半径 r の比であり、それぞれの関係は、図 2.19 に示す表面き裂の模式図の通りである。

3.2.4 最大黒鉛寸法の予測

各鋳鉄の試験片表面に観察される黒鉛寸法より、観察視野に含まれるサンプル内の最も長い黒鉛長さを測定し、半円状の黒鉛を仮定して面積を算出し、面積の平方根として $\sqrt{area_max}$ を求めた。ここで、黒鉛寸法の検査基準面積は 0.2187mm^2 とし、サンプル数は40とした。さらに、2.1.3節で示した方法で、 $\sqrt{area_max}$ の極値統計グラフを作成した⁽⁷⁾⁽⁸⁾。作成した極値統計グラフより、再帰期間 T 、累積分布関数 $F_T(\%)$ 、基準化変数 y_T を第2章の式(2.5)、(2.6)および(2.7)により算出し、試験片に含まれる最大黒鉛寸法を推定した⁽⁸⁾。



(a) Material C, (b) Material D, (c) Material E, (d) Material F.

Fig. 3.1 Microstructure for cast irons with different graphite shape.

Table 3.1 Mechanical properties for cast irons with different graphite shape.

		Material C	Material D	Material E	Material F
Material		FC250	FC300	CGI	FCD
Matrix structure		Pearlite	←	←	←
Type of graphite		Flake graphite	←	Spheroidal + Compacted graphite	Spheroidal graphite
Spheroidizing ratio [%]		0	←	0-20	80-100
Tensile strength [MPa]		312	300	493	776
0.2% proof stress[MPa]		209	267	394	438
Vickers hardness[Hv]	Material	202	216	260	265
	Matrix	296	298	303	310

3.3 試験結果および考察

3.3.1 疲労強度特性

C材, D材, E材およびF材の疲労試験結果をそれぞれ図3.2, 図3.3, 図3.4および図3.5に示す. 10^7 サイクルで定義した疲労限度はそれぞれ, C材が110MPa, D材が120MPa, E材が220MPa, F材が290MPaであった.

図3.6にC材, 図3.7にD材, 図3.8にE材, 図3.9にF材の疲労破面をそれぞれ示す. 各図(a)から, 各材料ともに通常の金属の疲労破面とは異なる粗い凹凸の破面が観察され, 各図(b)に示すように破面の各部に無数の黒鉛が観察された. また, これらの観察結果から, 各材料の疲労き裂は基地中に分布する黒鉛を伝わるように伝ばしている様子がうかがえることから, 疲労き裂の発生, 進展には黒鉛が大きな影響を及ぼしていると考えられる.

疲労限度は, 黒鉛形状に注目すると, 片状黒鉛鑄鉄(C材, D材), 芋虫状黒鉛鑄鉄(E材), 球状黒鉛鑄鉄(F材)の順に高い強度を示し, 引張試験の結果と対応している. 他方, 片状黒鉛鑄鉄のC材とD材を比較すると, D材の方がわずかに高い疲労限度を示しており, 引張強さと疲労限度の間に単純な相関は認められなかった. これは, 古郷ら⁹⁾が示した球状黒鉛鑄鉄の引張強さと疲労限度の関係と同様の結果である.

各材料の基地組織は表3.1に示すように, いずれもパーライトであり, 硬さにも大きな差はない. また, 各供試材の鑄造時の冷却速度は完全に一致していないとしても, 第2章の結果から, 基地組織の疲労強度に対する影響は小さいと考えられる. このことから, 各供試材の疲労限度の相違に対しては, やはり黒鉛の寸法や形状が支配的と考えられる.

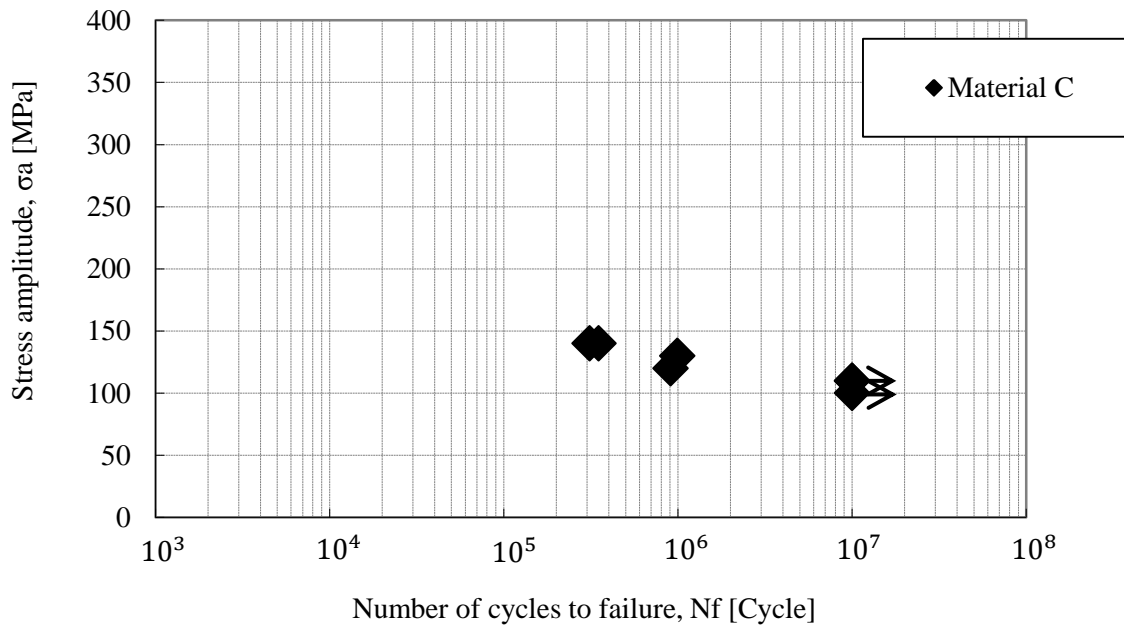


Fig. 3.2 *S-N* curve for material C.

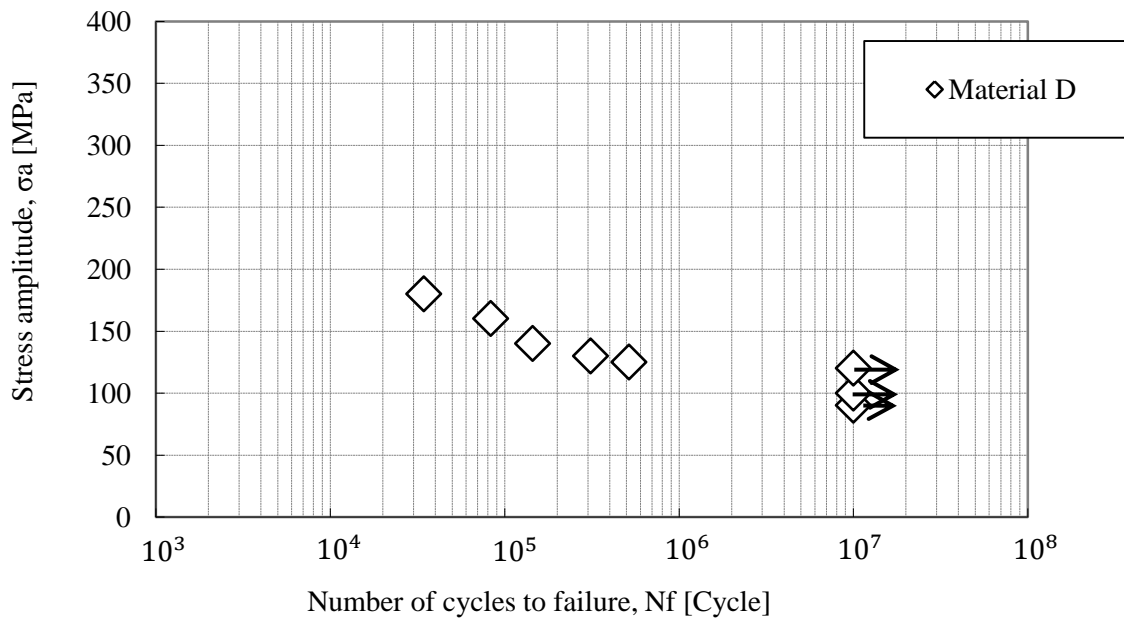


Fig. 3.3 *S-N* curve for material D.

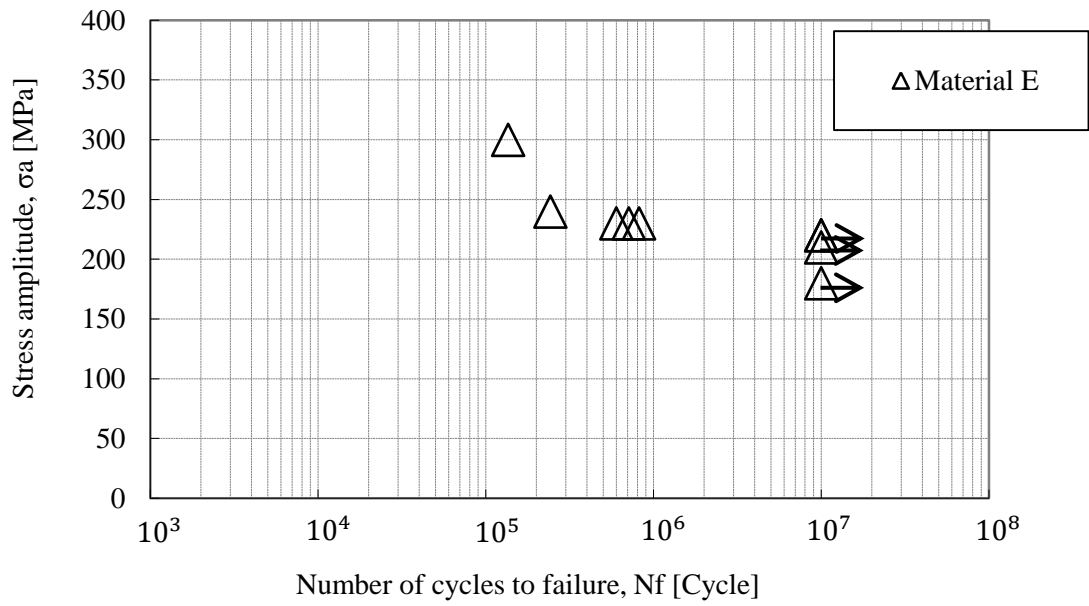


Fig. 3.4 *S-N* curve for material E.

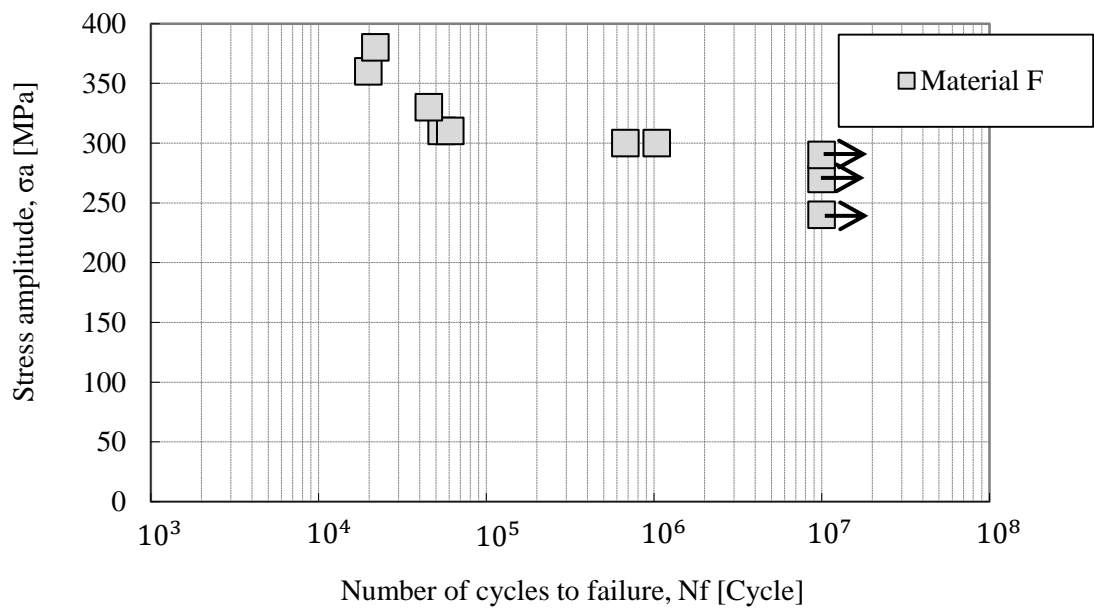
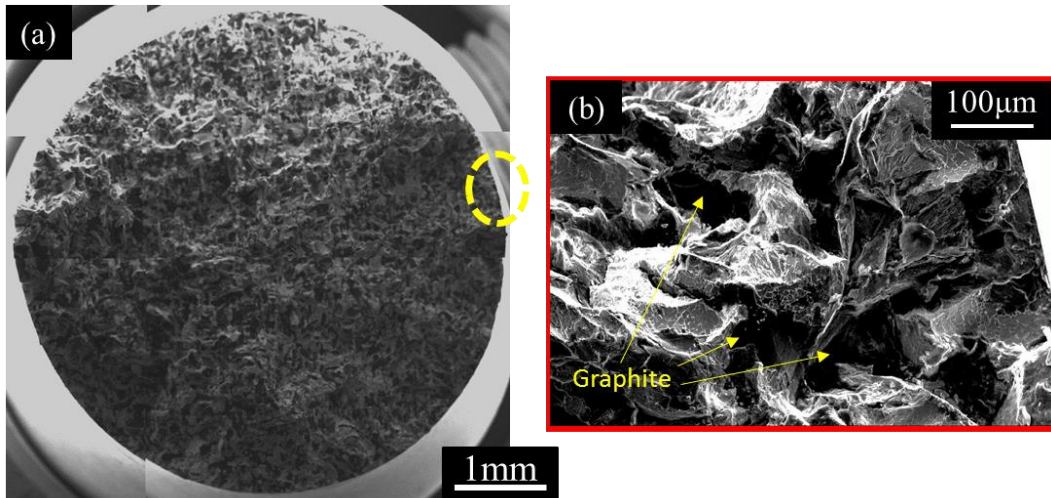
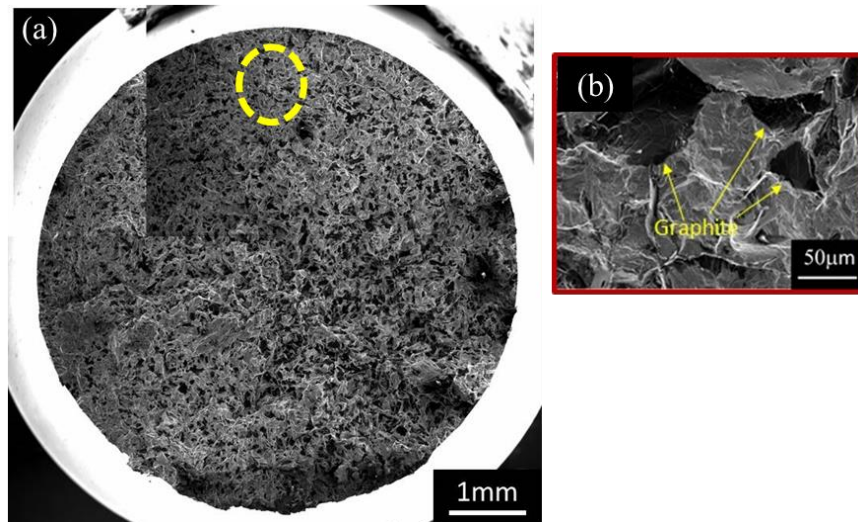


Fig. 3.5 *S-N* curve for material F.



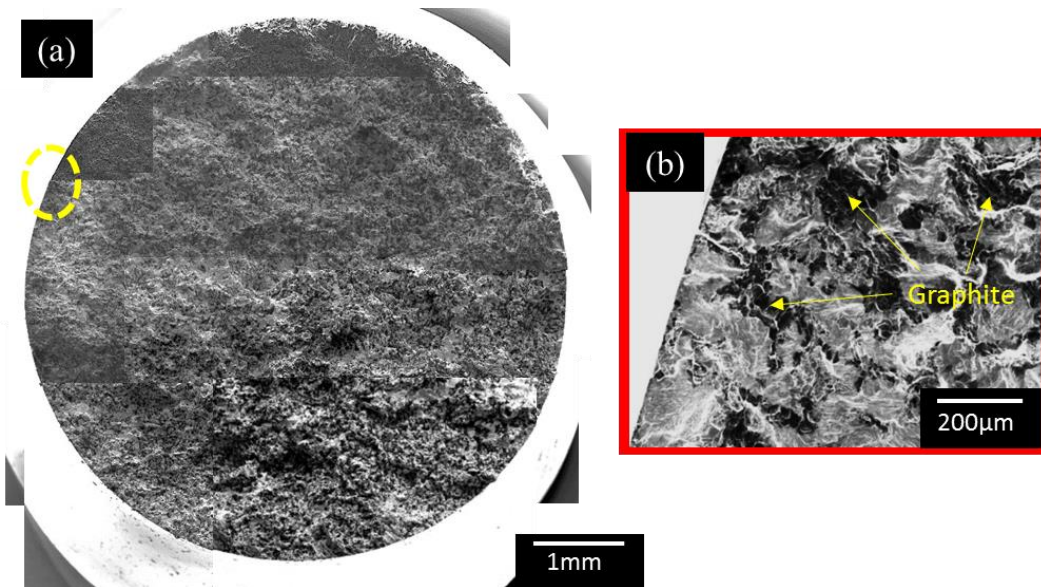
(a) Overview, (b) Graphite and base material.

Fig. 3.6 Fracture surface observation in material C. ($\sigma_a = 130MPa, N_f = 311500cycles$)



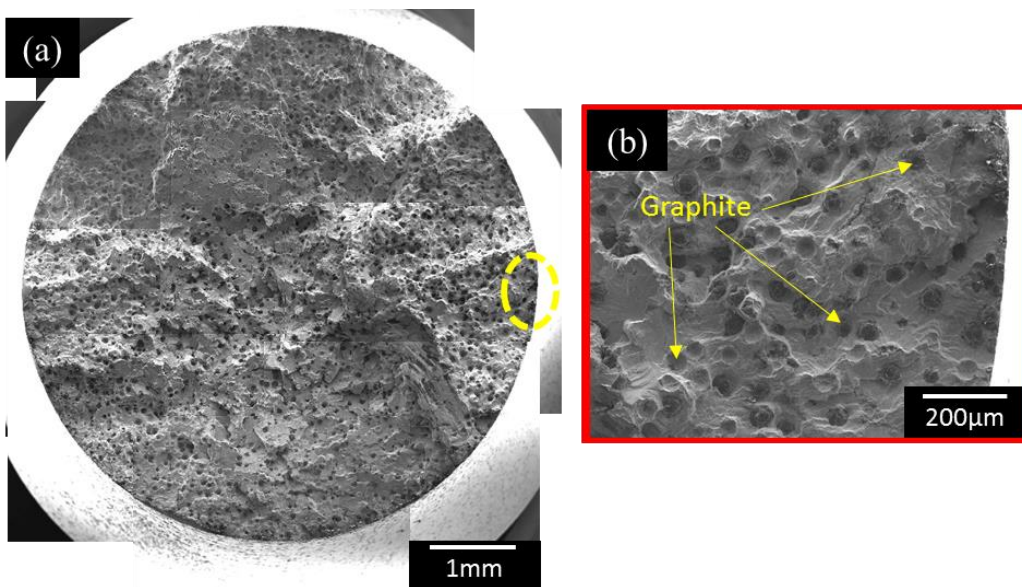
(a) Overview, (b) Graphite and base material.

Fig. 3.7 Fracture surface observation in material D. ($\sigma_a = 130MPa, N_f = 1140000cycles$)



(a) Overview, (b) Graphite and base material.

Fig. 3.8 Fracture surface observation in material E. ($\sigma_a = 230MPa, N_f = 821800cycles$)



(a) Overview, (b) Graphite and base material.

Fig. 3.9 Fracture surface observation in material F. ($\sigma_a = 300MPa, N_f = 79000cycles$)

3.3.2 疲労き裂の発生・伝ば挙動

疲労中断試験を行いレプリカ法により試験片表面の疲労き裂の発生・伝ば挙動を観察した。図 3.10 から図 3.13 に各鋳鉄の試験片表面の疲労き裂の発生・伝ば挙動観察例を示す。図中の丸印は疲労き裂発生起点を示し、矢印は疲労き裂の先端を示している。

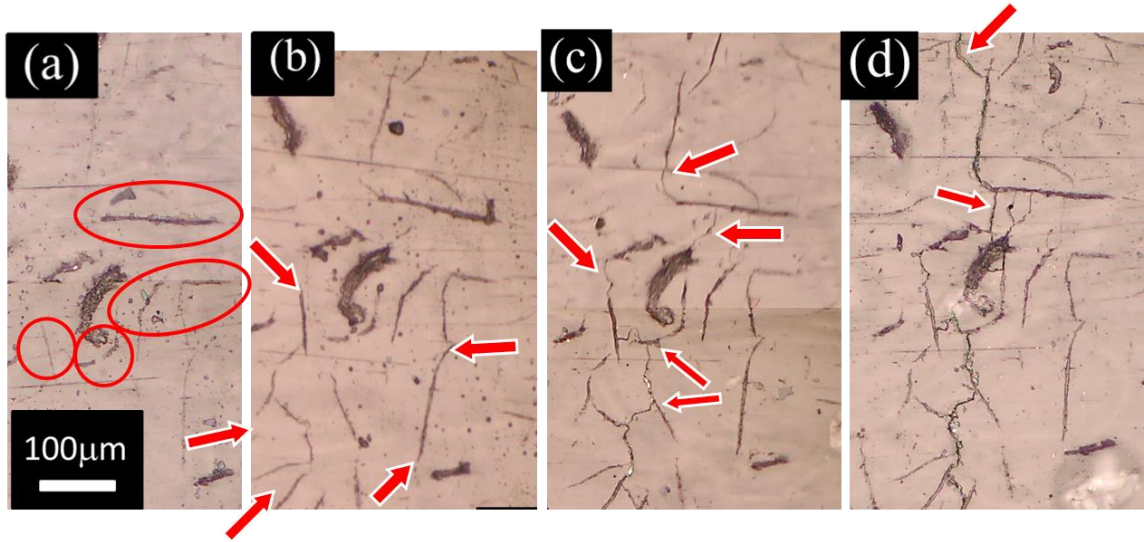
図 3.10 に片状黒鉛鋳鉄 (C 材) の疲労き裂の観察例を示す。本試験は応力振幅 $\sigma_a = 130\text{MPa}$ の条件下で行ない、 $N_f = 311500\text{cycles}$ で試験片が破断に至った。同図(a)は繰返し荷重負荷前の試験片表面であり、(b)は全寿命に対し 10%の負荷を繰返した後の観察例、(c)は全寿命に対し 50%の負荷を繰返した後の観察例、(d)は全寿命に対し 90%の負荷を繰返した後の観察例である。図 3.11 に片状黒鉛鋳鉄 (D 材) の疲労き裂の観察例を示す。本試験は応力振幅 $\sigma_a = 130\text{MPa}$ の条件下で行ない、 $N_f = 1140000\text{cycles}$ で試験片が破断に至った。同図(a)は繰返し荷重負荷前の試験片表面であり、(b)は全寿命に対し 10%の負荷を繰返した後の観察例、(c)は全寿命に対し 50%の負荷を繰返した後の観察例、(d)は全寿命に対し 90%の負荷を繰返した後の観察例である。図 3.10 および図 3.11 より片状黒鉛鋳鉄 C 材、D 材ともに、疲労き裂は全寿命の初期に黒鉛部から複数発生しており、全寿命に対してき裂伝ば寿命が支配的であった。片状黒鉛鋳鉄について、高温低サイクル疲労下では、全寿命初期段階に黒鉛と基地のはく離および黒鉛先端を起点とするマイクロクラックが多数発生するとの式田ら⁽¹⁰⁾による報告がある。本実験結果より、高サイクル疲労においても、片状黒鉛鋳鉄では全寿命の初期にき裂が発生し、き裂同士が合体して主き裂となり、それが進展し破断に至る様子が観察された。

図 3.12 に芋虫状黒鉛鋳鉄 (E 材) の疲労き裂の観察例を示す。本試験は応力振幅 $\sigma_a = 230\text{MPa}$ の条件下で行ない、 $N_f = 821800\text{cycles}$ で試験片が破断に至った。同図(a)は繰返し荷重負荷前の試験片表面であり、(b)は全寿命に対し 29%の負荷を繰返した後の観察例、(c)は全寿命に対し 66%の負荷を繰返した後の観察例、(d)は全寿命に対し 88%の負荷を繰返した後の観察例である。芋虫状黒鉛鋳鉄では、黒鉛が星形き裂のような複

雑な形状を有しているため、寿命初期に黒鉛先端から様々な方向にき裂が発生し、また、き裂の合体は全寿命の 30%程度で認められた。

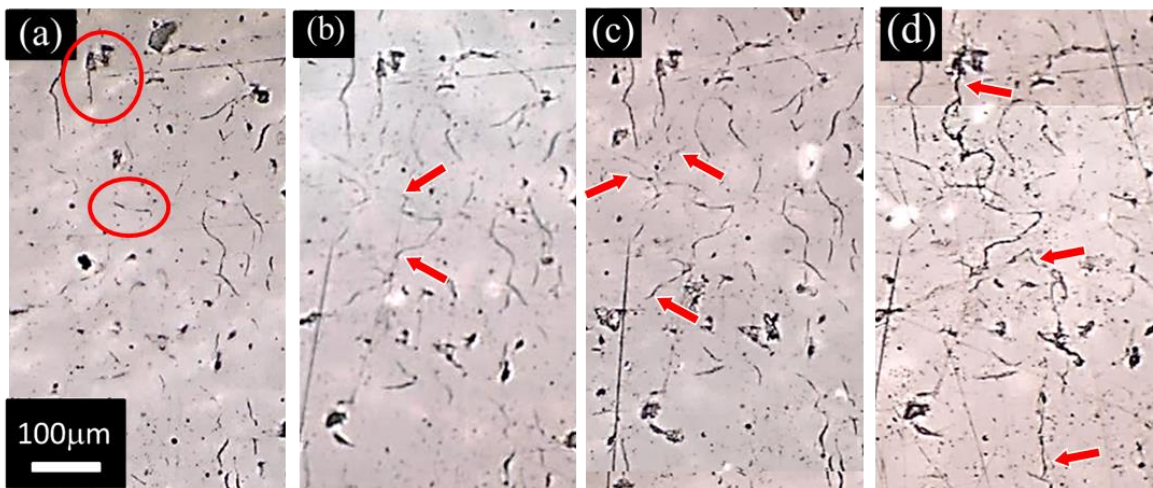
図 3.13 に球状黒鉛鑄鉄 (F 材) の疲労き裂の観察例を示す。本試験は応力振幅 $\sigma_a = 300\text{MPa}$ の条件下で行ない、 $N=79000\text{cycles}$ で試験片が破断に至った。同図(a)は繰返し荷重負荷前の試験片表面であり、(b)は全寿命に対し 10%の負荷を繰返した後の観察例、(c)は全寿命に対し 50%の負荷を繰返した後の観察例、(d)は全寿命に対し 90%の負荷を繰返した後の観察例である。球状黒鉛鑄鉄では、全寿命の半分程度までは、発生した複数のき裂がそれぞれ成長し、その後、合体・伝ばする様子が認められた。

第 2 章の片状黒鉛鑄鉄および、Yamabe ら⁽¹¹⁾の球状黒鉛鑄鉄の調査結果から、長いき裂と試験片表面の黒鉛先端に発生するき裂の下限界応力拡大係数範囲の値が異なることがわかっている。また、第 2 章の片状黒鉛鑄鉄の疲労限度の予測方法の検討結果から、試験片表面の黒鉛先端に発生するき裂から得られた下限界最大応力拡大係数範囲と、極値統計により推定した最大黒鉛寸法により片状黒鉛鑄鉄の疲労限度を精度良く予測可能であることがわかった。そこで、本章では各鑄鉄材の試験片表面の黒鉛先端に発生するき裂の発生、進展挙動に着目し、き裂伝ば速度と応力拡大係数範囲の関係を整理した。図 3.14 に、各鑄鉄材のき裂の伝ば速度 da/dN と応力拡大係数範囲 ΔK の関係を示す。なお、本実験では疲労中断試験のレプリカ法による観察結果からき裂伝ば曲線を得ており、また、き裂が黒鉛から生じているために、下限界付近の応力拡大係数範囲の値は黒鉛寸法に依存する。そこで、ここでは、き裂伝ば曲線に折れ曲りが認められる値を下限界応力拡大係数範囲として用いることとした。このように見積もった下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} は、片状黒鉛鑄鉄が約 $1.8\text{MPam}^{1/2}$ 、芋虫状黒鉛鑄鉄が約 $2.1\text{MPam}^{1/2}$ 、球状黒鉛鑄鉄が約 $2.3\text{MPam}^{1/2}$ と差は小さい。この結果からも、鑄鉄の疲労強度特性に対しては、基地組織の影響は小さく、黒鉛寸法の影響が大きいと考えられる。



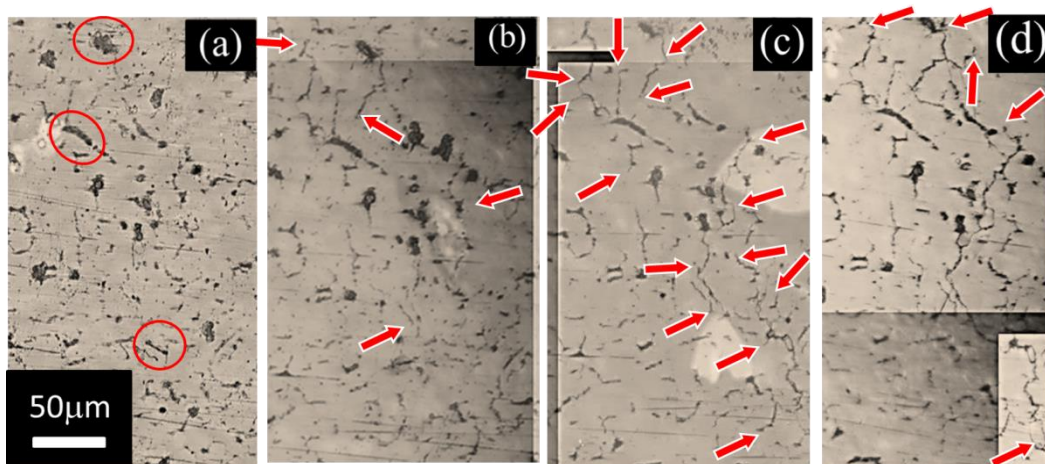
(a) $N/N_f = 0$, (b) $N/N_f = 0.1$, (c) $N/N_f = 0.5$, (d) $N/N_f = 0.9$

Fig. 3.10 Observation of surface crack in material C ($\sigma_a = 130\text{MPa}$).



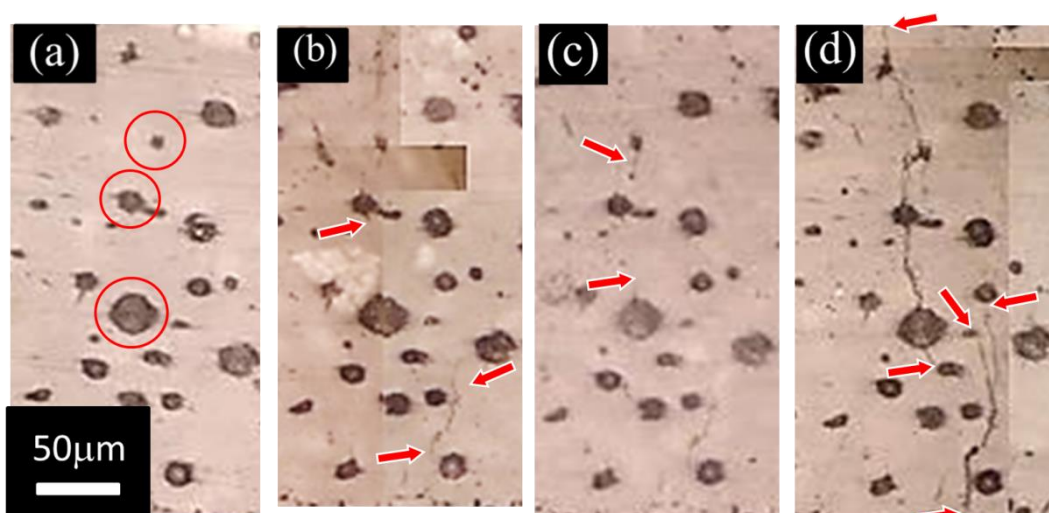
(a) $N/N_f = 0$, (b) $N/N_f = 0.1$, (c) $N/N_f = 0.5$, (d) $N/N_f = 0.9$

Fig. 3.11 Observation of surface crack in material D ($\sigma_a = 130\text{MPa}$).



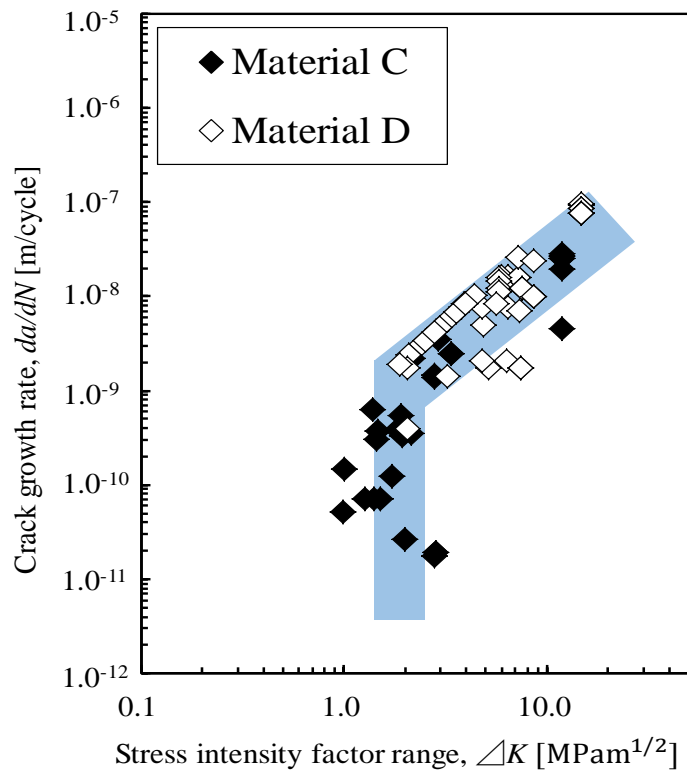
(a) $N/N_f = 0$, (b) $N/N_f = 0.29$, (c) $N/N_f = 0.66$, (d) $N/N_f = 0.88$

Fig. 3.12 Observation of surface crack in material E ($\sigma_a = 230\text{MPa}$).

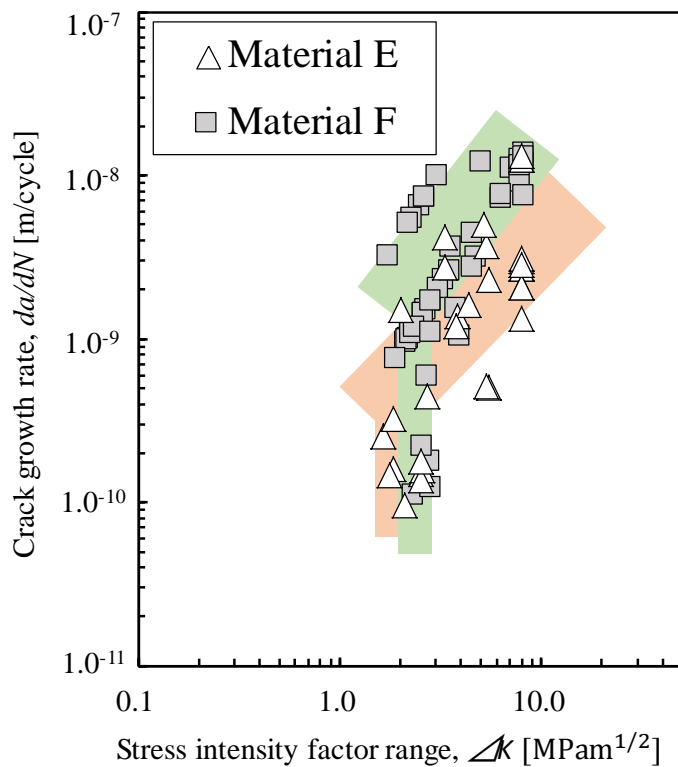


(a) $N/N_f = 0$, (b) $N/N_f = 0.1$, (c) $N/N_f = 0.5$, (d) $N/N_f = 0.9$

Fig. 3.13 Observation of surface crack in material F ($\sigma_a = 300\text{MPa}$).



(a) Material C and Material D



(b) Material E and Material F

Fig. 3.14 Relationship between crack growth rate da/dN and stress intensity factor range ΔK for each material.

3.3.3 疲労限度の予測

レプリカ法による観察結果から、疲労限度以下での停留き裂の存在は明確に認められていないが、いずれの材料も疲労き裂発生起点は黒鉛部分であった。また、黒鉛先端からの疲労き裂は全疲労寿命のごく初期に発生していることが確認された。そこで、式(2.14)を用いて、 \sqrt{area} パラメータ⁽⁸⁾により疲労限度の予測を試みた。

ここでは、黒鉛を初期き裂と仮定している。片状黒鉛鑄鉄 C 材および D 材、芋虫状黒鉛鑄鉄 E 材、球状黒鉛鑄鉄 F 材の最大黒鉛寸法 $\sqrt{area_max}$ の値を第 2 章と同様の極値統計処理により予測した。各材料の最大黒鉛寸法 $\sqrt{area_max}$ の予測結果を図 3.15 に示す。同図の近似曲線の傾きから、黒鉛寸法は、片状黒鉛鑄鉄 C 材 > 片状黒鉛鑄鉄 D 材 > 芋虫状黒鉛鑄鉄 E 材 > 球状黒鉛鑄鉄 F 材の傾向にあることがわかる。また、回転曲げ疲労試験に使用した図 2.16 の試験片寸法から予測した片状黒鉛鑄鉄 C 材および D 材、芋虫状黒鉛鑄鉄 E 材、球状黒鉛鑄鉄 F 材の最大黒鉛寸法 $\sqrt{area_max}$ は、それぞれ、287 μm 、176 μm 、125 μm 、50 μm であった。

極値統計により推定した最大黒鉛寸法 $\sqrt{area_max}$ および下限界応力拡大係数範囲より式(2.14)を用いて求めた各試験片の 10^7 サイクルで定義した疲労限度の予測結果を表 3.2 にまとめて示す。同表より、片状黒鉛鑄鉄 C 材および D 材、球状黒鉛鑄鉄 F 材の疲労限度は、それぞれ、102MPa および 131MPa、282MPa であり、疲労試験の結果とほぼ一致した。酒井らは、球状黒鉛鑄鉄について \sqrt{area} と疲労寿命の間に明確な相関があることを示している⁽¹²⁾。また、山辺らは \sqrt{area} パラメータを用いて球状黒鉛鑄鉄の疲労限度を評価可能であると述べている⁽¹³⁾。また、村上らは球状黒鉛鑄鉄の表面に観察される見かけの最大黒鉛寸法と真の最大黒鉛寸法については、誤差が無視できる程度に小さいことを示している⁽⁸⁾。黒鉛と隣接する黒鉛の干渉については、図 3.13 に観察されるように黒鉛は十分な空間が確保されながら分布しているため、黒鉛を単独のき裂とみなすことができたと考えられる。

本実験結果より、片状黒鉛鑄鉄だけではなく球状黒鉛鑄鉄についても、半円状の黒鉛を仮定して面積を算出し、面積の平方根 \sqrt{area} 求め、極値統計により予測した最大黒鉛寸法 $\sqrt{area_max}$ と、下限界応力拡大係数範囲により、疲労強度を予測できると考えられる。

他方、芋虫状黒鉛鑄鉄の疲労限度の予測結果は 179MPa であり、実験により得られた 10^7 サイクルで定義した疲労限度の値 220MPa と比較して著しく低い値を示した。本実験では、黒鉛の長さをもとに主応力面に投影した半円状の黒鉛を仮定して \sqrt{area} パラメータを求めている。しかし、実際の芋虫状黒鉛鑄鉄は、黒鉛先端が枝分れした複雑な形状を有している。そこで、黒鉛形状を考慮した疲労強度予測式を検討した。前述の極値統計により最大黒鉛寸法を調べた際に用いた 40 個のサンプルについて黒鉛形状を分類し、その頻度を調査した。図 3.16 に黒鉛形状の観察例と模式図を示す。黒鉛形状の調査結果より、図 3.16(e)に示す黒鉛が二又に分岐している場合が全体の 42%であり最も多い結果となった。そこで、最も多く観察された図 3.16(e)の形状を芋虫状黒鉛鑄鉄の初期き裂形状と仮定し、疲労強度予測式を検討する。図 3.16(e)の黒鉛の形状を詳細に調べた結果、図 3.16 中の模式図に示す芋虫状黒鉛先端の枝分かれしたき裂間の角度は約 45 deg であり、枝分かれした黒鉛長さの比は $2b_1:2b_2$ が約 2:1 であった。これらの結果から、式(3.2)に示す応力拡大係数の算出式の補正係数 F_I としてき裂形状の影響を考慮することとした⁽¹⁴⁾。

$$F_I = K_I/\sigma\sqrt{\pi a} \quad (3.2)$$

ここでは、き裂進展の可能性が高い b_1 側の黒鉛先端部について補正係数 F_I を検討した。 b_1/b_2 の変化にともなう補正係数 F_I の変化を図 3.17 に示す⁽¹⁴⁾。同図より、 b_1/b_2 の増加にともない、 F_I が減少している。すなわち、芋虫状黒鉛鑄鉄では、複雑な形状を有する黒鉛先端部で、枝分かれや屈曲による応力遮蔽効果が生じる可能性があり、半円状の表面き裂を仮定した場合よりも実際の応力拡大係数は低いと考えられる。枝分かれした

黒鉛長さの比から b_2/b_1 =約 0.5 であり，図 3.17 より補正係数 $F_1=0.765$ を用いて応力拡大係数を再計算し，疲労強度を予測した結果，234MPa となり，実験により得られた 10^7 サイクルで定義した疲労限度の値 220MPa に近い値が得られた．以上の結果より，芋虫状黒鉛鑄鉄は，黒鉛形状を応力拡大係数の補正係数として考慮することで，疲労限度を予測できると考えられる．

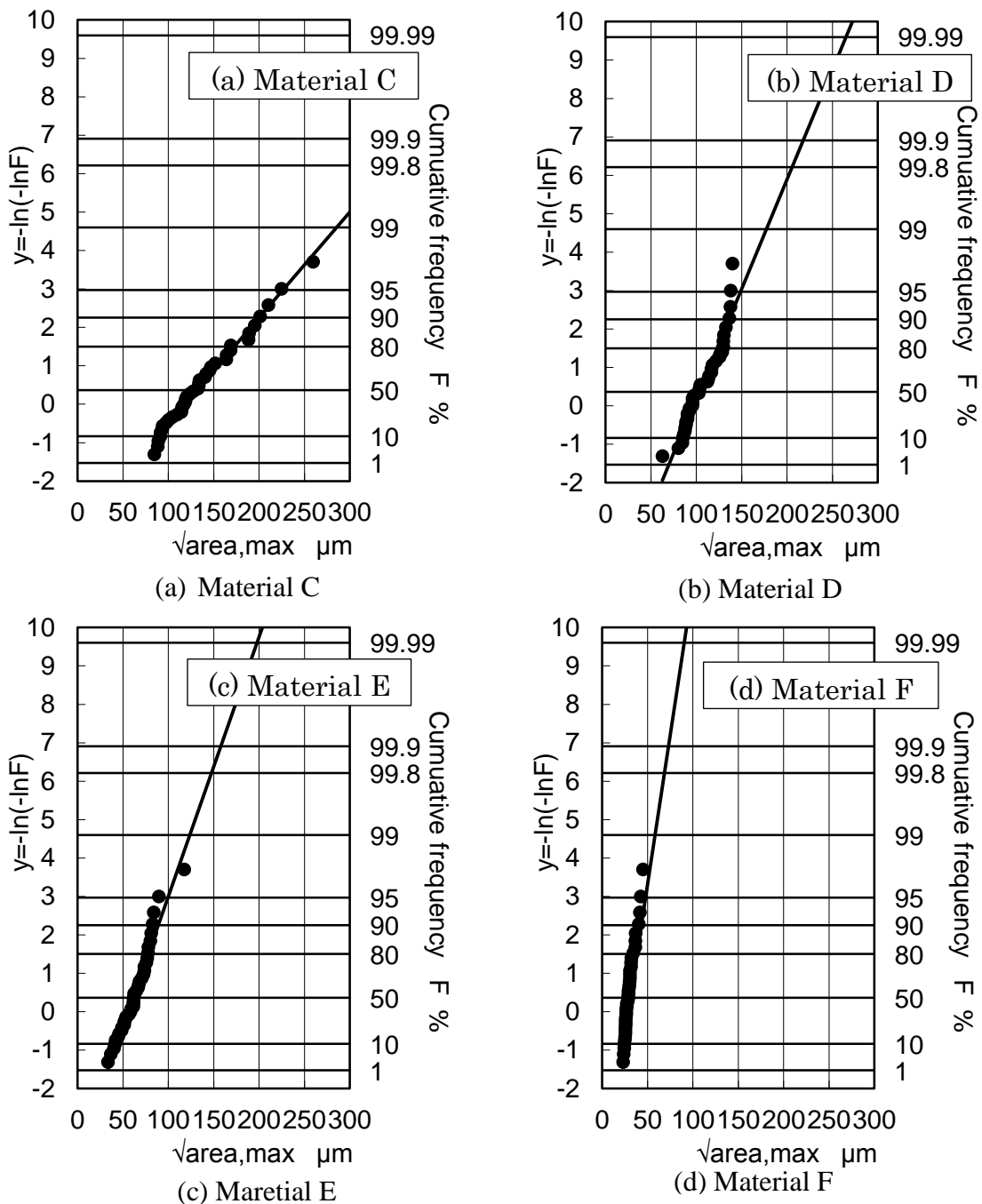
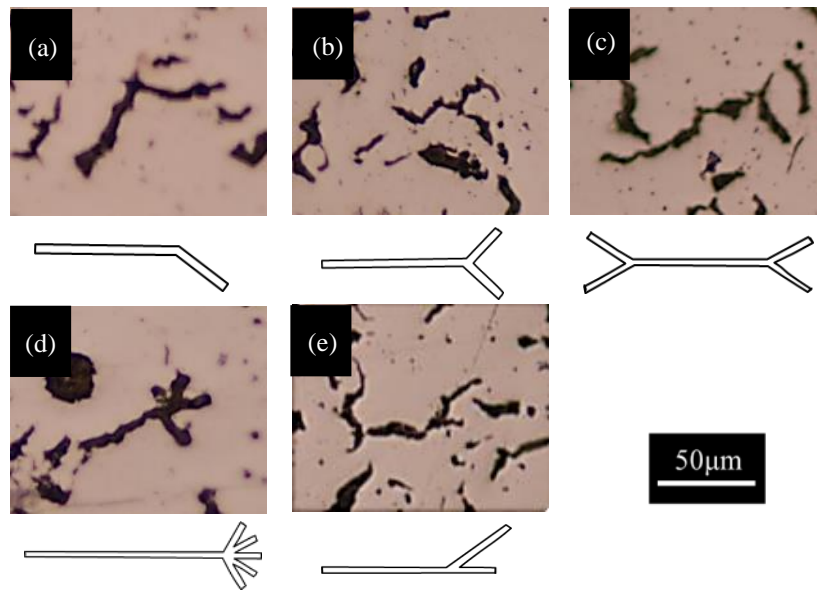


Fig. 3.15 Statistics of extreme value probability for each material.

Table 3.2 Comparison between experimental result and prediction on fatigue limit.

		(c)	(d)	(e)	(f)
Fatigue limit σ_{w0} [MPa]	Experiment	110	120	220	290
	Prediction	102	131	179	282
$\sigma_{w0_experiment} / \sigma_{w0_prediction} \%$		107.8	91.6	122.9	102.8



(a) Single bent crack, (b) Simply symmetric branched crack,
 (c) Doubly symmetric branched crack,
 (d) Symmetric multiple branched crack,
 (e) Asymmetric branched crack bifurcated from main crack.

Fig. 3.16 Type of crack shape observed and its schematic illustration ⁽¹⁵⁾.

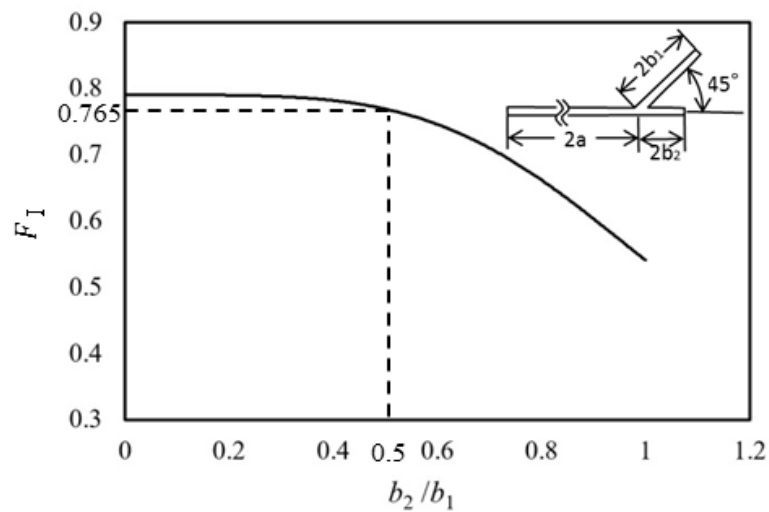


Fig. 3.17 Correction factor, F_I for asymmetric branched crack at branching angle of 45° and $b_1/a \rightarrow 0$ ⁽¹⁵⁾.

3.4 結言

鋳鉄構造用部材の疲労強度を予測するため、鋳鉄の疲労強度に及ぼす黒鉛形状の影響について調査を行い、黒鉛形状の異なる各種鋳鉄の疲労限度予測方法を検討した。以下に結論を記す。

- 1) 試験に供したいずれの黒鉛鋳鉄も、疲労き裂は全疲労寿命のごく初期に黒鉛部を起点に発生しており、全寿命に対してき裂伝ば寿命が支配的であった。
- 2) レプリカ法による観察より求めた各黒鉛鋳鉄の下限界応力拡大係数範囲は、片状黒鉛鋳鉄が約 $1.8\text{MPam}^{1/2}$ 、芋虫状黒鉛鋳鉄が約 $2.1\text{MPam}^{1/2}$ 、球状黒鉛鋳鉄が約 $2.3\text{MPam}^{1/2}$ であり、その差は小さい。
- 3) 球状黒鉛鋳鉄の疲労限度は、片状黒鉛鋳鉄と同様に、黒鉛を半円形状の表面き裂と仮定して求めた $\sqrt{\text{area}}$ パラメータを用いて極値統計により予測した最大黒鉛寸法と、表面き裂の下限界応力拡大係数範囲により予測可能である。
- 4) 芋虫状黒鉛鋳鉄は黒鉛先端での分岐き裂が著しく、それに起因する応力遮蔽効果が生じていると考えられるため、疲労限度の予測には黒鉛形状を考慮した補正係数の導入が有効と考えられる。

参考文献

- 1) Stanton, D. Systematic Development of Highly Efficient and Clean Engines to Meet Future Commercial Vehicle Greenhouse Gas Regulations, SAE Int. J. Engines, Vol.6, No.3 (2013), p.1395-1480.
- 2) 峯田宏之, 大竹剛志, 安達直功. 高出力ディーゼルエンジン用 CV 黒鉛鋳鉄シリンダブロック生産技術の開発, 鋳造工学, Vol.79, No.1 (2007), p.33-38.
- 3) 栗熊勉. 自動車部品における鋳鉄鋳物の最新製造技術, 鋳造工学, Vol.76, No.12

- (2004), p.972-978.
- 4) M.Tholl, 曲田淳, S.Dawson. 高品位コンパクト黒鉛鋳鉄による乗用車エンジンブロックの薄肉・軽量化, 鋳物, Vol.67, No.12 (1995), p.898-905.
 - 5) Y.Murakami. Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions on the Fatigue Strength of Metals, JSME international journal, Ser.1 Vol.32, No.2 (1989), p.167-180.
 - 6) Japan Industrial Standard (JIS) Z 2274-1978 “金属材料の回転曲げ疲れ試験方法” (1978)
 - 7) 村上敬宜, 遠藤正浩:微小き裂の下限界応力拡大係数幅 ΔK_{th} に及ぼす硬さとき裂形状の影響, 日本材料学会, Vol. 35, No.395 (1986), p.911-917.
 - 8) 村上敬宜. 金属疲労 微小欠陥と介在物の影響, 養賢堂(1993)
 - 9) 古郷佐八郎, 荻野春之助, 中川隆, 小林正孝, 浅見克敏. 球状黒鉛鋳鉄の軸荷重下での疲労強度, 材料, Vol.33, No.375 (1984), p.1499-1505.
 - 10) 式田昌弘, 松本弘司, 坂根政男, 大南正瑛. 片状, CV, 球状黒鉛鋳鉄の高温低サイクル疲労, 日本機械学会論文集(A編), 57巻 536号 (1991), p.700-707.
 - 11) J.Yamabe, M.Kobayashi. Effect of Hardness and Stress Ratio on Threshold Stress Intensity Factor Ranges for Small Cracks and Long Cracks in Spheroidal Cast Irons, Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering, Vol.1, No.5 (2007), p.667-678.
 - 12) 酒井達雄, 古郷佐八郎, 鈴木幹彦. 球状黒鉛鋳鉄の回転曲げ荷重下での確率疲労特性. 材料, Vol.38, No.434 (1989), p.1268-1274.
 - 13) 山辺純一郎, 小林幹和, 中島範之. 鋳肌を有する球状黒鉛鋳鉄の疲労強度評価, 日本機械学会論文集(A編), 71巻 701号 (2005), p.116-123.
 - 14) Y.Murakami, S.Aoki, N.Hasebe, Y.Itoh, H.Miyata, N.Miyazaki, H.Terada,

K.Tohgo, M.Toya, R.Yuuki editor : STRESS INTENSITY FACTORS
HANDBOOK, Vol.2, Pergamon Press. (1987)

第 4 章

片状黒鉛鑄鉄の疲労強度に
及ぼす平均応力の影響

4.1 はじめに

前章までの検討により、片状黒鉛鋳鉄の回転曲げ疲労限度は、黒鉛を半円形状の表面き裂と仮定して求めた \sqrt{area} パラメータ⁽¹⁾ の極値統計処理により推定した最大黒鉛寸法 $\sqrt{area_max}$ と、試験片表面の黒鉛端部のき裂発生時の下限界応力拡大係数範囲により予測可能であることを明らかにした。他方、実際のエンジン構造用部品は、鋳造時に発生する残留応力、製造時に部品を締結する際のボルト軸力や運転時の熱膨張による変形などにより、運転時の燃焼圧力の繰返し負荷以外に複雑な外力に曝されている。そこで、設計時にはこれらの外力が負荷されても疲労き裂などの不具合が発生しないように十分な耐久性を持った製品を設計する必要がある。一般的に高サイクル疲労に対する疲労強度設計では、横軸に引張強さ、縦軸に疲労限度をとり、それらを直線で結んだ修正グッドマン線図⁽²⁾を用い、その線に対して十分に安全側となる応力レベルでの使用となるように設計検討を行う(図 4.1)。このような複雑な外力を考慮した設計検討の必要性から、曲げ荷重下の疲労限度の予測以外に、軸荷重や異なる平均応力など、様々な外力に対応した疲労限度の予測についても検討する必要がある。しかし、片状黒鉛鋳鉄の疲労限度に及ぼす平均応力の影響の調査は川口らにより R 比-1 以上の範囲の調査結果が報告されている⁽³⁾が、実際のエンジン部品では平均応力が圧縮の応力場となる部位も

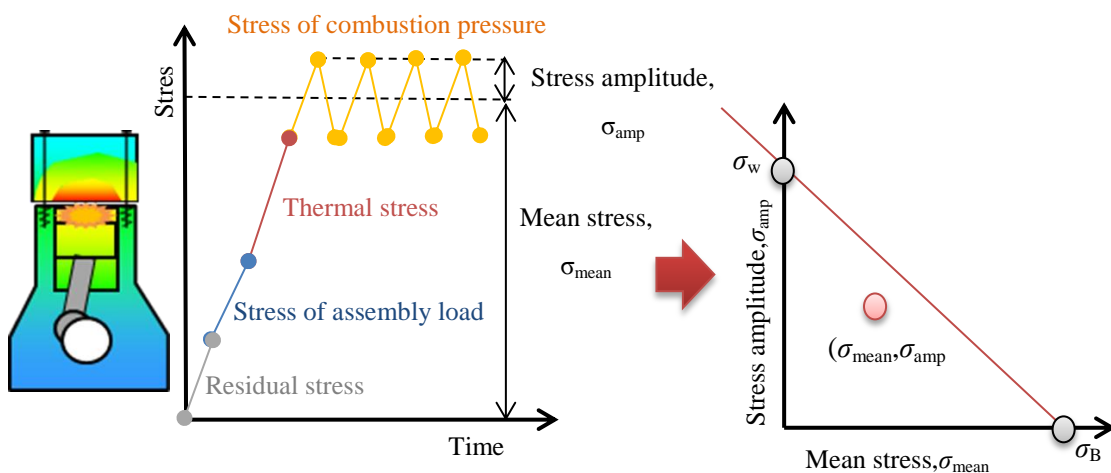


Fig. 4.1 Evaluation of fatigue strength in structural members by modified Goodman diagram.

存在することから、 R 比-1以下の領域も含めたより広範囲について挙動を把握し、予測を行うことが必要である。そこで、本章では、軸荷重下における疲労限度に及ぼす平均応力の影響を調査するために、平均応力-150MPa から 200MPa までの広範囲において疲労試験を実施し、破壊力学を用いた疲労限度の予測法を検討した。さらに、疲労メカニズムに基づく CAE による耐久性評価方法の検討を行った。

4.2 供試材および実験方法

4.2.1 供試材

本試験では供試材として、ディーゼルエンジン用シリンダヘッドの下面から切り出した片状黒鉛鑄鉄（FC300 材相当）を用いた。切り出し位置は、第 2 章の図 2.12 と同位置とした。切り出した供試材の光学顕微鏡による微視組織観察例は図 2.13 および図 2.14 に示す通りである。図 2.13 から基地組織はパーライトであり、パーライト率は 99.8%であり、図 2.14 から基地中に様々な長さの片状黒鉛が三次元的にランダムに分布している様子がうかがえる。ASTM A247-16a⁽⁴⁾に基づく黒鉛の析出状況の分類は、等方性材料とみなすことの出来る A 型に分類される。材料の化学成分および機械的性質は、それぞれ表 2.6、表 2.7 に示す通りである。

4.2.2 回転曲げ疲労試験

疲労試験は、小野式回転曲げ疲労試験機を用い、実験室雰囲気、応力比 $R=-1$ 、繰返し速度 50Hz の条件で行った(参考;JIS Z 2274-1978)⁽⁵⁾。なお、試験片が破断せずに繰返し数が 10^7 回に達したとき試験を打ち切り、そのときの応力振幅（ 10^7 回時間強度）を疲労限度とした。回転曲げ疲労試験片形状を図 4.2(a)に示す。試験片表面は、エミリー紙#80 から#2000 まで負荷軸方向に灯油を用いた湿式研磨した後、灯油とアルミナの混濁液を用いバフ研磨を行い、疲労試験に供した。

4.2.3 軸荷重疲労試験

軸荷重疲労試験法(ASTM E466-15)⁽⁶⁾に基づき行った。疲労負荷の荷重条件は正弦波、繰返し速度は 30Hz, 実験環境は室温・大気中とした。なお, 平均応力の影響を調査するため, 平均応力を-150MPa, -100MPa, -50MPa, 0MPa, 50MPa, 100MPa, 150MPa および 200MPa とした各条件で応力振幅を変化させた疲労試験を行った。なお, 試験片が破断せずに繰返し数が 10^7 回に達したとき試験を打ち切り, そのときの応力振幅 (10^7 回時間強度) を疲労限度とした。

図 4.2(b)に軸荷重疲労試験に用いた試験片の寸法・形状を示す。試験片表面は, エミリー紙#80 から#2000 まで負荷軸方向に灯油を用いた湿式研磨した後, 灯油とアルミナの混濁液を用いバフ研磨を行い, 疲労試験に供した。

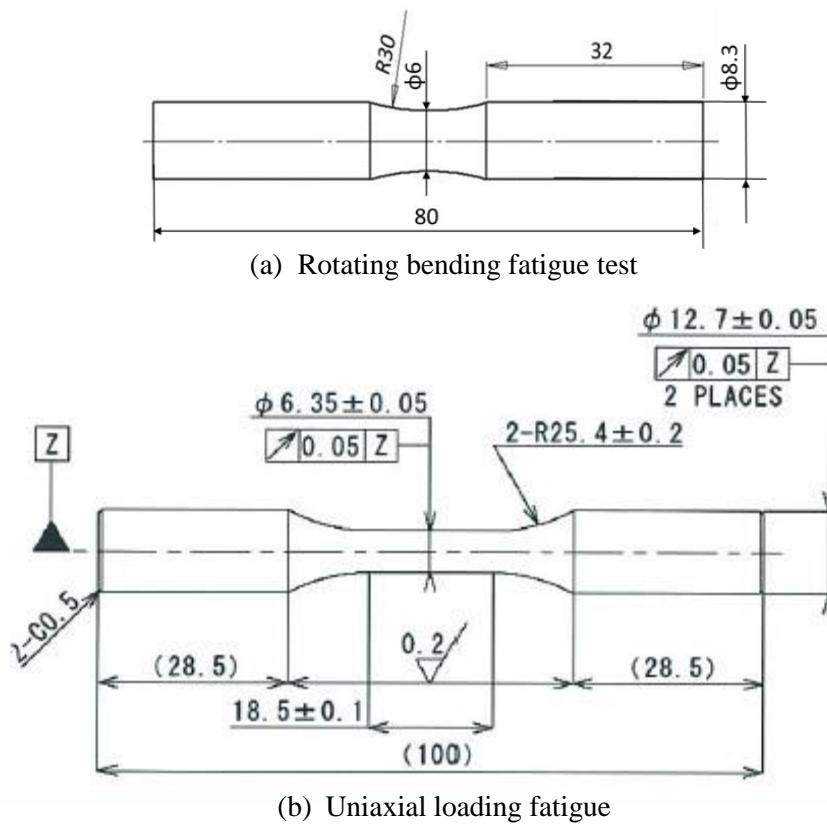


Fig. 4.2 Geometries for specimens used for fatigue test (in mm).

4.3 試験結果および考察

4.3.1 疲労強度に及ぼす負荷状態の影響

回転曲げ疲労試験および軸荷重疲労試験の結果を図 4.3 に示す。両疲労試験における疲労強度と各 $S-N$ 曲線から得られた回帰式を表 4.1 および表 4.2 に示す。ここでは、片対数折れ線回帰モデル⁽⁷⁾を適用した。図 4.3 から、両試験ともに 10^6 cycles 付近に変曲点が観察され、 10^7 cycles の疲労限度は、回転曲げ疲労が 120MPa、軸荷重疲労が 100MPa であった。この荷重条件による疲労限度の差は一般的に認められ、負荷条件の違いにより試験片断面中の応力勾配が異なるために、両負荷状態では危険体積が異なることが原因と考えられる。

4.3.2 疲労強度に及ぼす平均応力の影響

平均応力 $\sigma_{\text{mean}} = -150\text{MPa}$, -100MPa , -50MPa , 0MPa , 50MPa , 100MPa , 150MPa および 200MPa における軸荷重疲労試験の結果を図 4.4 に示す。各試験条件における疲労限度と各 $S-N$ 曲線から得られた回帰式を表 4.3 および表 4.4 に示す。ここでは、片対数折れ線回帰モデル⁽⁷⁾を適用した。試験の結果から、平均応力 50MPa 以下の疲労試験においては、平均応力の上昇に伴い疲労限度が低下した。また、平均応力 50MPa 以上の疲労試験においては、疲労限度に認められる平均応力の影響は小さい。

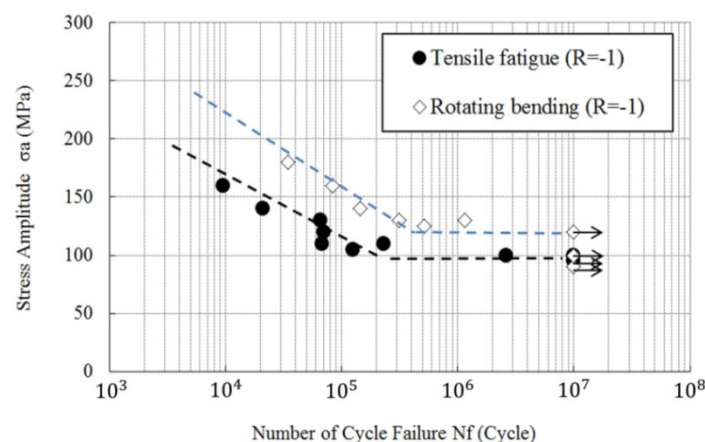


Fig. 4.3 $S-N$ curve of cast iron obtained by rotating bending fatigue test and uniaxial loading fatigue test.

Table 4.1 Applied stress amplitude and fatigue life data of obtained with rotating bending fatigue test and uniaxial loading fatigue test.

Rotating bending ($R=-1$)		Uniaxial loading ($R=-1$)	
σ_{amp} [MPa]	Cycles	σ_{amp} [MPa]	Cycles
180	3.5×10^4	160	9.5×10^3
160	8.3×10^4	140	2.1×10^4
140	1.5×10^5	130	6.6×10^4
130	1.1×10^6	120	7.1×10^4
130	3.1×10^5	110	2.3×10^5
125	5.2×10^5	110	6.8×10^4
120	1.0×10^7	105	1.3×10^5
100	1.0×10^7	100	1.0×10^7
90	1.0×10^7	100	2.6×10^6
		95	1.0×10^7

Table 4.2 Equation for SN curves obtained by rotating bending fatigue testing and uniaxial loading fatigue testing. ($R=-1$).

Rotating bending fatigue test	$\sigma_{amp} = -54.310 \cdot \log(N) + 425.60$
Uniaxial loading fatigue test	$\sigma_{amp} = -39.400 \cdot \log(N) + 312.19$

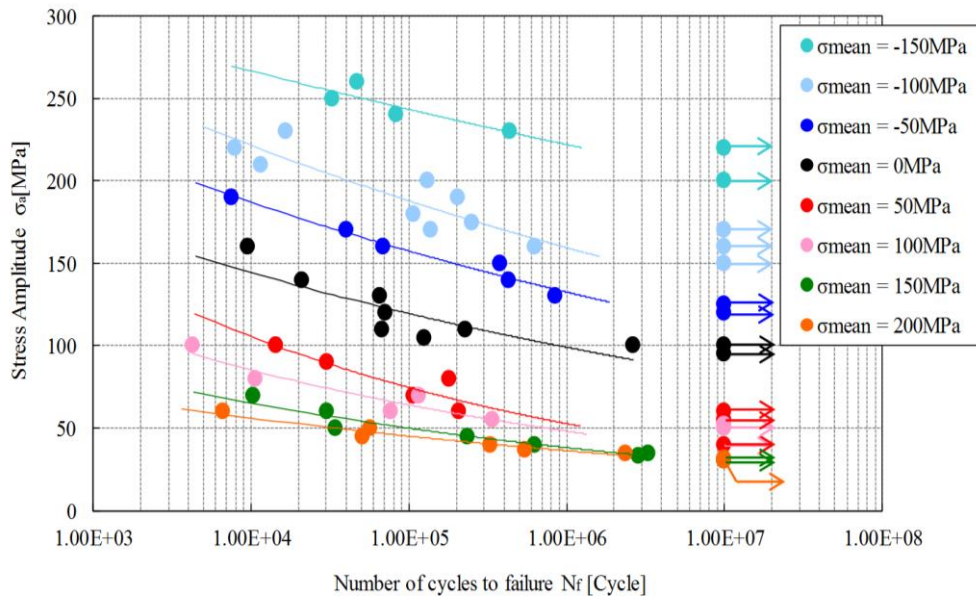


Fig. 4.4 S-N curve of cast iron obtained in uniaxial load fatigue test carried out with different mean stress ($\sigma_{mean} = -150 \sim 200$ MPa).

Table 4.3 Experimental results of fatigue limit at each mean stresses obtained in uniaxial loading fatigue test ($\sigma_{\text{mean}}=-150\sim 200\text{MPa}$).

Mean stress [MPa]	-150	-100	-50	0	50	100	150	200
Stress amplitude of fatigue limit [MPa]	220	170	125	100	55	52	31	32

Table 4.4 Equations for SN curves of uniaxial loading fatigue test carried out with different mean stresses.

Mean stress [MPa]	Equation
-150	$\sigma_{\text{amp}} = -22.205 \cdot \log(N) + 354.62$
-100	$\sigma_{\text{amp}} = -30.350 \cdot \log(N) + 341.73$
-50	$\sigma_{\text{amp}} = -27.429 \cdot \log(N) + 295.90$
0	$\sigma_{\text{amp}} = -39.400 \cdot \log(N) + 312.19$
50	$\sigma_{\text{amp}} = -27.915 \cdot \log(N) + 215.33$
100	$\sigma_{\text{amp}} = -21.448 \cdot \log(N) + 172.26$
150	$\sigma_{\text{amp}} = -15.412 \cdot \log(N) + 127.60$
200	$\sigma_{\text{amp}} = -11.656 \cdot \log(N) + 103.60$

4.3.3 軸荷重疲労限度の予測

回転曲げ疲労試験では、試験片表面に最大応力が発生することから、試験片表面の黒鉛を半円状の表面き裂と仮定して求めた $\sqrt{\text{area}}$ パラメータを用いて極値統計により試験片表面付近に存在する最大黒鉛寸法を予測することにより疲労限度の予測を行った。他方、軸荷重疲労試験では、試験片平行部の体積全体に最大応力が発生することから、平行部の体積を考慮してき裂の起点と成り得る黒鉛の存在を検討する必要がある。そこで、図 4.5 に示す試験片平行部断面中の青い円に示すように、試験片平行部の表面に観察される黒鉛寸法と同じ直径の円状の黒鉛が試験片の内部に存在すると仮定して $\sqrt{\text{area}}$ パラメータを用いて極値統計により試験片内部に存在する最大黒鉛寸法を予測した。極値統計による最大黒鉛寸法の予測手順は、第 2 章と同様の手順である。ただし、軸荷重疲労試験片の疲労限度の予測を行う体積 $V(\text{mm}^3)$ および検査基準体積 $V_0(\text{mm}^3)$ につ

いては、村上らによって提案されている次の方法で計算した^{(8),(9)}。

図 4.2(b)に示す軸荷重疲労試験片の形状より、試験部の直径を $d(=18.5\text{mm})$ 、試験部の長さ $l(=6.35\text{mm})$ とすると、危険体積 V は式(4.1)で表される。

$$V = 0.25\pi d^2 l \quad (4.1)$$

平面を立体化するための仮想的な厚さ $h(\text{mm})$ は式(4.2)を用い算出し、検査基準体積 $V_0(\text{mm}^3)$ を式(4.3)により求めた。

$$h = \Sigma \sqrt{\text{area_max}} / n \quad (4.2)$$

$$V_0 = h * S_0 \quad (4.3)$$

上記方法により求めた軸荷重負荷時の累積分布関数 $F=99.99\%$ に対する試験片内部に存在する最大黒鉛寸法 $\sqrt{\text{area_i_max}}$ は $366\mu\text{m}$ となった。

さらに、図 4.5 の赤い半円に示すように、試験片表面にも試験片内部と同じ直径の半円の黒鉛が存在すると仮定して $\sqrt{\text{area}}$ を求め、上記と同様に極値統計により試験片表面に存在する最大黒鉛寸法を予測した。累積分布関数 $F=99.99\%$ に対する試験片表面に存在する最大黒鉛寸法 $\sqrt{\text{area_s_max}}$ は $265\mu\text{m}$ となった。

また、内部き裂、および表面き裂の $\sqrt{\text{area}}$ パラメータと下限界応力拡大係数範囲の関係式は、村上らによりそれぞれ式(4.4)および(4.5)が提案されている⁽¹⁰⁾。

内部き裂に対する式

$$\Delta K_{th} = 0.5 \Delta \sigma_w \sqrt{\pi \sqrt{\text{area_i}}} \quad (4.4)$$

表面き裂に対する式

$$\Delta K_{th} = 0.65 \Delta \sigma_w \sqrt{\pi \sqrt{\text{area_s}}} \quad (4.5)$$

ここで、 ΔK_{th} は下限界応力拡大係数範囲であり、第 2 章のレプリカ法による試験片表面の疲労き裂の伝ば挙動の観察結果から得られた、片状黒鉛鑄鉄の表面き裂の下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} の値 $1.83\text{MPam}^{1/2}$ を用いた。また、 $\Delta \sigma_w$ は疲労限度、 $\sqrt{\text{area_i}}$ は内部き裂面積の平方根、 $\sqrt{\text{area_s}}$ は表面き裂面積の平方根である。

試験片内部に存在する最大黒鉛寸法 $\sqrt{area_i_max}$ は $366\mu\text{m}$ と予測され、これらの値を式(4.4)に代入して求めた疲労限度 σ_w は 108MPa であった。他方、試験片表面に存在する最大黒鉛寸法 $\sqrt{area_s_max}$ は $265\mu\text{m}$ と予測され、これらの値を式(4.5)に代入して求めた疲労限度 $\Delta\sigma_w$ は 98MPa であった。すなわち、試験片内部の黒鉛よりも表面の黒鉛の方が疲労限度が低い値となり、疲労限度は試験片表面の最大黒鉛寸法により決まることがわかる。すなわち、軸荷重疲労試験に用いた試験片の疲労限度は $\Delta\sigma_w=98\text{MPa}$ と予測され、実際の軸荷重疲労試験の疲労限度(100MPa)と良い一致を示した。

以上のことから、回転曲げ疲労だけではなく、軸荷重疲労についても、 \sqrt{area} パラメータを用いることで破壊力学的に疲労限度を予測可能であることがわかった。

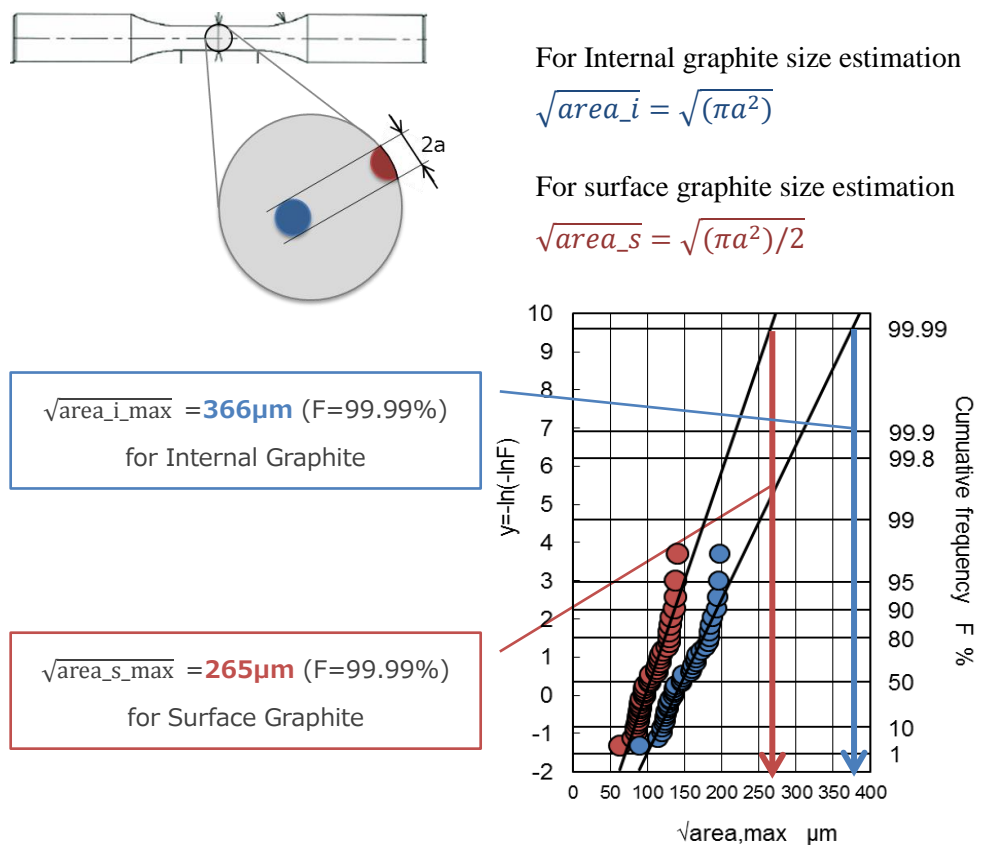


Fig. 4.5 Distribution of the maximum graphite size in internal and surface region by using extreme value statistics.

4.3.4 応力比が異なる場合の疲労限度の予測

図 4.4 に示した平均応力の異なる疲労試験の結果から得られた、各平均応力における疲労限度の最大応力 σ_{max} 、平均応力 σ_{mean} および最小応力 σ_{min} の関係を整理した結果を図 4.6 に示す。同図から、 -150MPa から 50MPa の広い範囲($R \leq 0$ の範囲)で平均応力や最小応力の大小にかかわらず、疲労限度における最大応力がおおよそ 100MPa 程度の値であることがわかる。

$R \leq 0$ および $R > 0$ における最大応力 σ_{max} 、最小応力 σ_{min} 、平均応力 σ_{mean} 、応力振幅 σ_{amp} および、有効応力振幅範囲 $\Delta\sigma_{eff}$ の関係図を、図 4.7 および図 4.8 に示す。ここで、応力振幅 $\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min}$ であり、応力拡大係数範囲 $\Delta K = K_{max} \cdot K_{min} = \Delta\sigma\sqrt{\pi a}$ である。また、一般的に $\sigma_{min} < 0$ の条件では、き裂を開口させる引張応力の繰返しにより進展し、圧縮によるき裂閉口時はき裂進展に影響はない($K_{min} = 0$)と考えられるため、 $\Delta K = K_{max} = \sigma_{max}\sqrt{\pi a}$ が用いられる^②が、図 4.6 に示す各平均応力における疲労限度の結果から、片状黒鉛鋳鉄の疲労き裂進展も同様に圧縮によるき裂閉口はき裂進展に影響はない($K_{min} = 0$)と考えられることがわかる。

また、前項の検討結果から、 \sqrt{area} パラメータにより求めた $R = -1$ の軸荷重の疲労限度は $\sigma_w = 98\text{MPa}$ と予測され、 $R \leq 0$ の応力域では、平均応力 σ_{mean} と有効応力振幅範囲 $\Delta\sigma_{eff}$ には式(4.6)の関係が成立する。

$$\sigma_{mean} = \frac{1+R}{2} \Delta\sigma_{eff} = \frac{1+R}{2} 98\text{MPa} \quad (4.6)$$

$R > 0$ の領域では、長いき裂の下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} はき裂閉口の影響により R 比によって異なると考えられる^①。他方、表面き裂においては、第 2 章の図 2.32 および図 2.37 に示したように、片状黒鉛鋳鉄の黒鉛先端から発生する表面き裂のき裂伝ば抵抗は、長いき裂のき裂伝ば抵抗からき裂閉口の影響を除去したよりもさらに低い。こ

のことから、表面き裂のき裂伝ば抵抗に対する R 比の影響は小さいと考えられ、平均応力によらず ΔK_{th} の値はほぼ一定と考えられる。そのため、 $R > 0$ の領域では、平均応力 σ_{mean} に係わらず一定の ΔK_{th} に対応した有効応力振幅範囲 $\Delta\sigma_{eff}$ は一定と考えられる。

図 4.9 に上記の破壊力学的考察から求めた各平均応力における疲労限度の予測値を破線で示す。さらに図 4.4 に示した平均応力が異なる軸荷重疲労試験の結果から得られた各平均応力における疲労限度の関係を図 4.9 に示す。同図から、疲労試験により得られた各平均応力と疲労限度の関係は、図中に実線で示す修正グッドマンの関係には従わず、平均応力 50MPa 付近から傾きが変わり、平均応力 $\sigma_{mean} = -150 \sim 100$ MPa の広い範囲で破壊力学により求めた疲労限度の予測値と良い一致を示した。

他方、疲労限度線図中にプロットした疲労試験で得た疲労限度の結果から、平均応力 σ_{mean} が 150MPa 以上の負荷条件では疲労限度に対する平均応力の影響が大きくなり、疲労限度の値は水平な破線で表した疲労限度の予測値よりも低い値となった。この負荷条件では、最大応力 σ_{max} は 181MPa と 100MPa を大きく超えており、第 2 章の図 2.25 に示す FEM 解析の結果から、片状黒鉛の先端付近の基地は塑性変形し、また隣接する塑性域と連結していると考えられる。片状黒鉛鑄鉄は、曲げ強度の 70% から 80% の静的な負荷で黒鉛部にき裂が発生するとの報告がある⁽¹¹⁾。本実験においても引張強さの 60% を超える高い平均応力状態で繰返し負荷を受けた黒鉛に割れや基地との剥離が発生し、疲労限度線図の傾きに変化が認められたと考えられる。

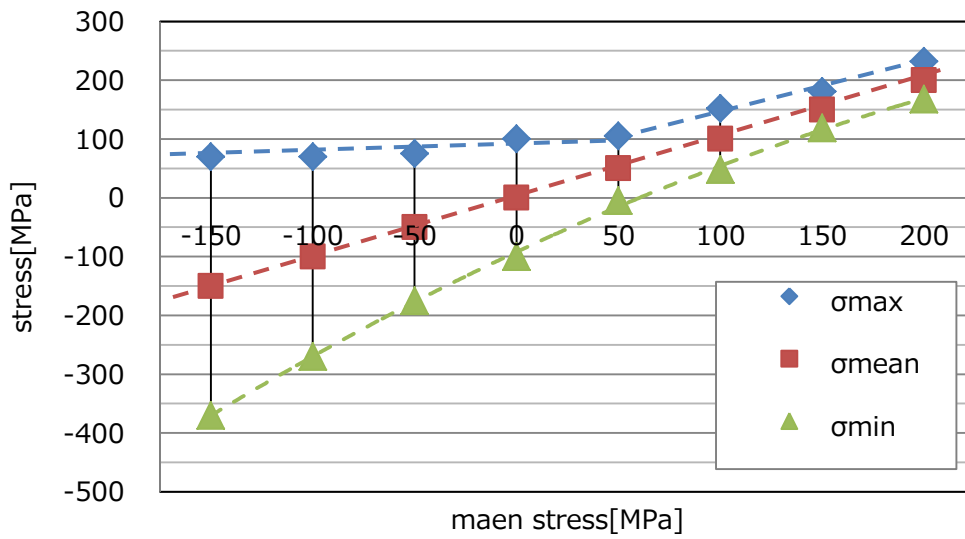


Fig. 4.6 Stresses at fatigue limit for each mean stresses obtained with uniaxial load fatigue test carried out with different mean stresses.

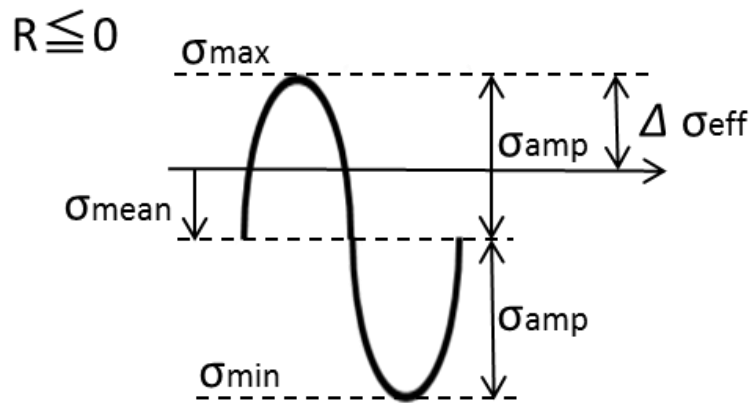


Fig.4.7 Effective stress amplitude range ($\Delta\sigma_{eff}$) for $R \leq 0$.

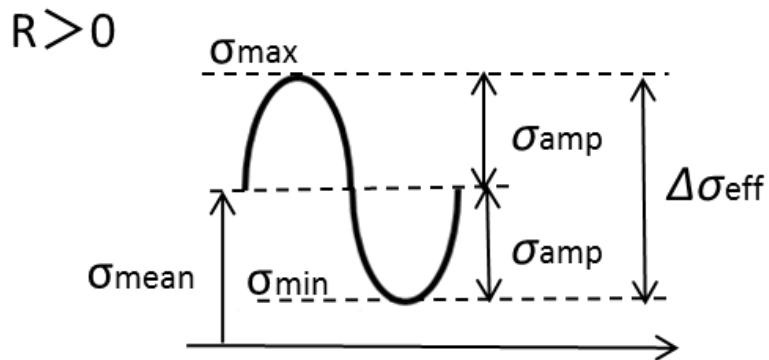


Fig. 4.8 Effective stress amplitude range ($\Delta\sigma_{eff}$) for $R > 0$.

4.3.5 応力評価方法の検討

運転時のエンジン部品の応力場は、各気筒の燃焼による圧力が順番に発生するため、部品各部に負荷される荷重の向きが刻々と変化する。そこで、耐久性の評価の際には、最も耐久性に影響を与える応力の向きを考慮する必要がある。構造解析によるエンジン部品の耐久性評価の際には、図 4.10 に示すような Critical Plane 法により自由表面の各要素の要素中心を軸にして面内方向の全方向の応力変動について平均応力と応力振幅を算出し、修正グッドマン線図上の安全率を算出することにより、最も低い安全率となる向きの平均応力と応力振幅を求めることで耐久性の評価を行うことがある。このような評価方法は、すべての自由表面の要素に対して全方向の安全率を算出するため、計算時間が膨大となる。

図 4.11 に Critical Plane 法を用いてエンジンシリンダヘッドの耐久性を評価した際の安全率分布の例を示す。また、図 4.12 は図 4.11 と同機種エンジンについて耐久試験を実施した際にき裂の発生した部位を示す。両図より、実機き裂部位と解析の安全率の低い部位の傾向は概ね一致することがわかる。しかし、両図の(a)中間デッキ A 部、

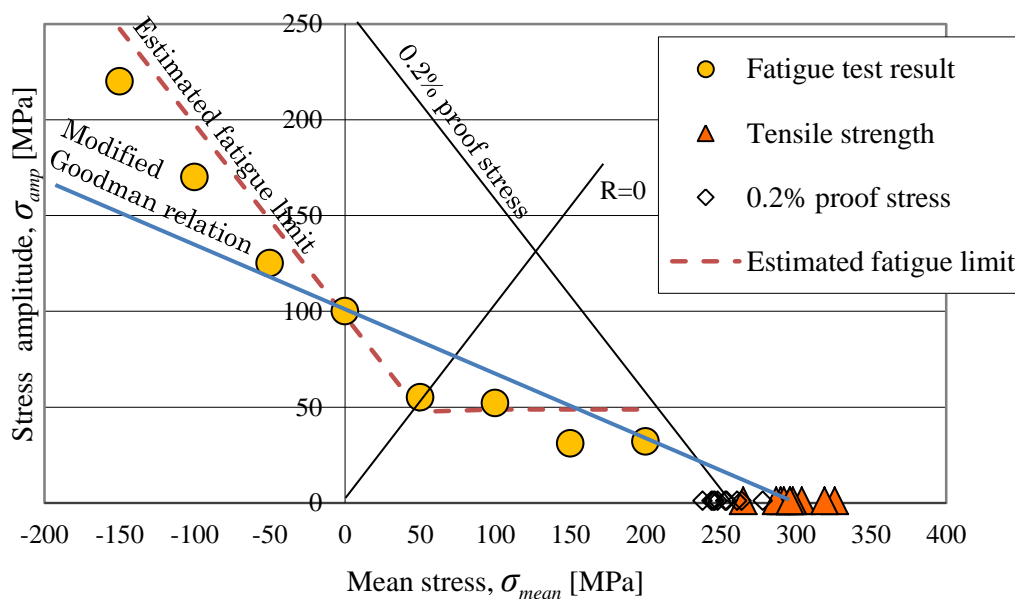


Fig. 4.9 Relation between mean stress and stress amplitude.

(b)下段デッキ B 部は、シリンダヘッドの構造解析の結果から危険部位と評価されたにもかかわらず、耐久試験で疲労き裂が発生しなかった部位である。A 部は気筒間に位置し、自気筒の燃焼時の圧力以外に隣接する気筒の燃焼時の圧力の影響も受ける部位である。また、B 部は気筒中央の燃焼室直上付近に位置する部位であり、燃焼圧力により大きく突き上げられる圧力に曝される部位である。A 部および B 部の応力変動を図 4.13 および図 4.14 に示す。両図中の赤線は Critical Plane 法により求められた応力である。A 部は隣接する気筒の燃焼圧力を受けて大きな圧縮応力に曝される向きを危険な向きと判定している。B 部は自気筒の燃焼圧力を受けて大きな圧縮応力に曝される向きを危険な向きと判定している。他方、図 4.6、図 4.7 および図 4.8 に示す検討結果から、片状黒鉛鋳鉄の疲労き裂は応力振幅 σ_{amp} の大きさよりも、有効応力振幅範囲 $\Delta\sigma_{eff}$ や最大応力 σ_{max} が支配的であることが明らかになった。A 部、B 部について、最大主応力方向の応力の変動を両図中の青線で示す。A 部、B 部ともに、 σ_{max} の方向の $\Delta\sigma_{eff}$ が小さくなり、A 部、B 部ともに耐久試験時に疲労き裂が発生しなかった事実と一致する。このように σ_{max} の方向の応力に着目しシリンダヘッドの耐久性を評価した際の安全率分布の結果を図 4.15 に示す。同図から、安全率分布は、図 4.12 に示す実機耐久試験の疲労き裂の発生部位に良く一致する傾向を示した。以上の結果から、片状黒鉛鋳鉄の耐久性は、最大主応力方向の平均応力と応力振幅により評価することが妥当であると考えられる。さらに、この方法は、すべての自由表面の要素に対して最大主応力の方向のみの安全率を算出して評価が行えるため、計算時間を大幅に短縮することが可能となり、耐久性能の予測精度向上とともに、作業効率の向上も期待される。

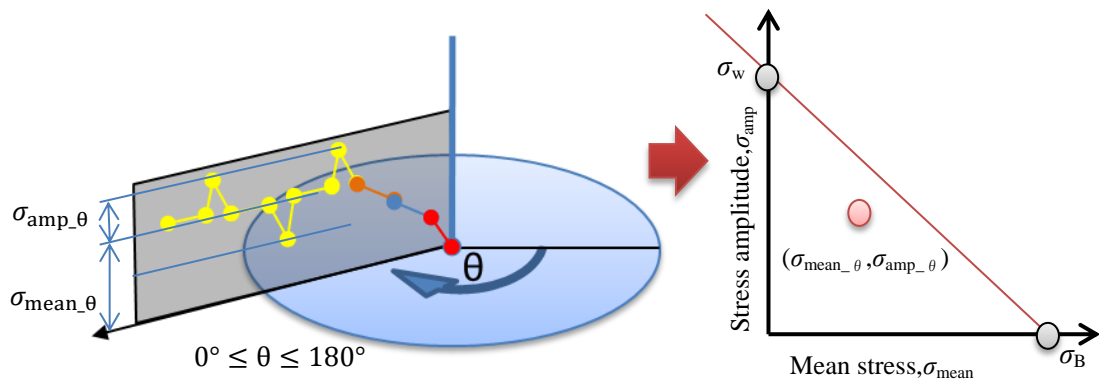
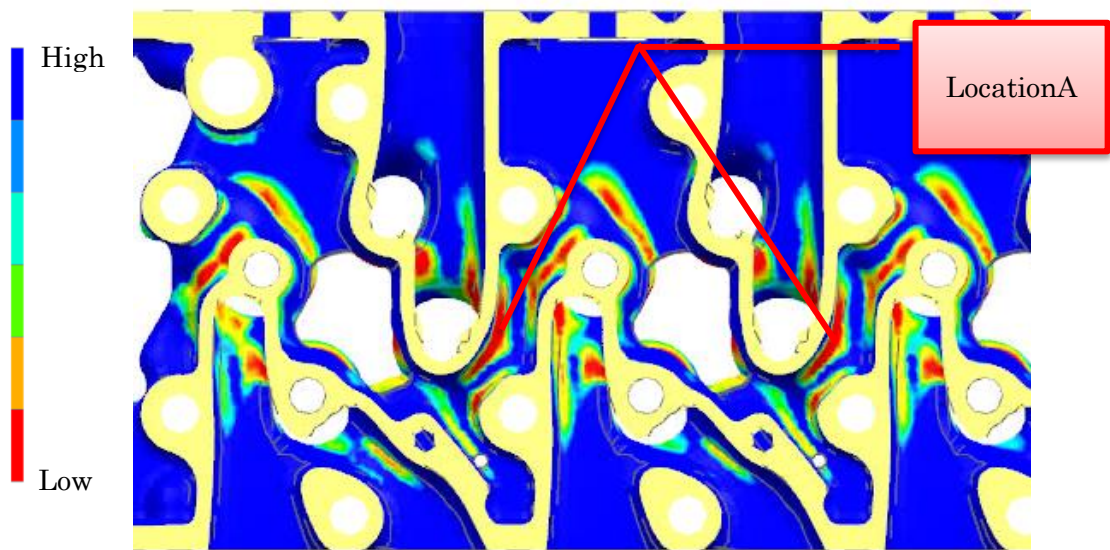
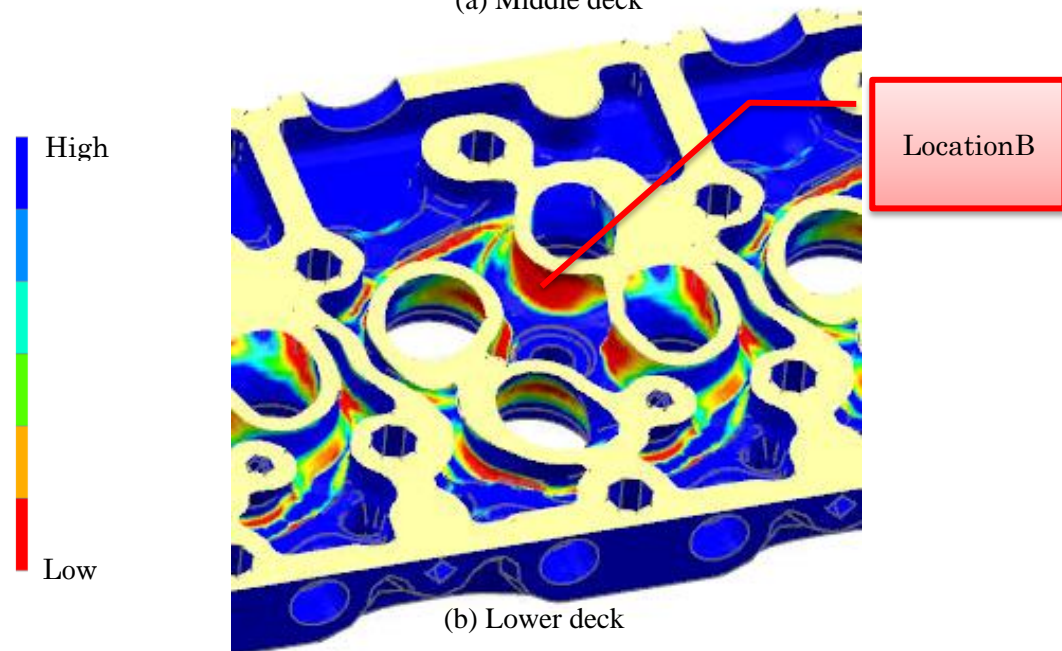


Fig. 4.10 Schematic illustration for durability estimation by Critical Plane method.

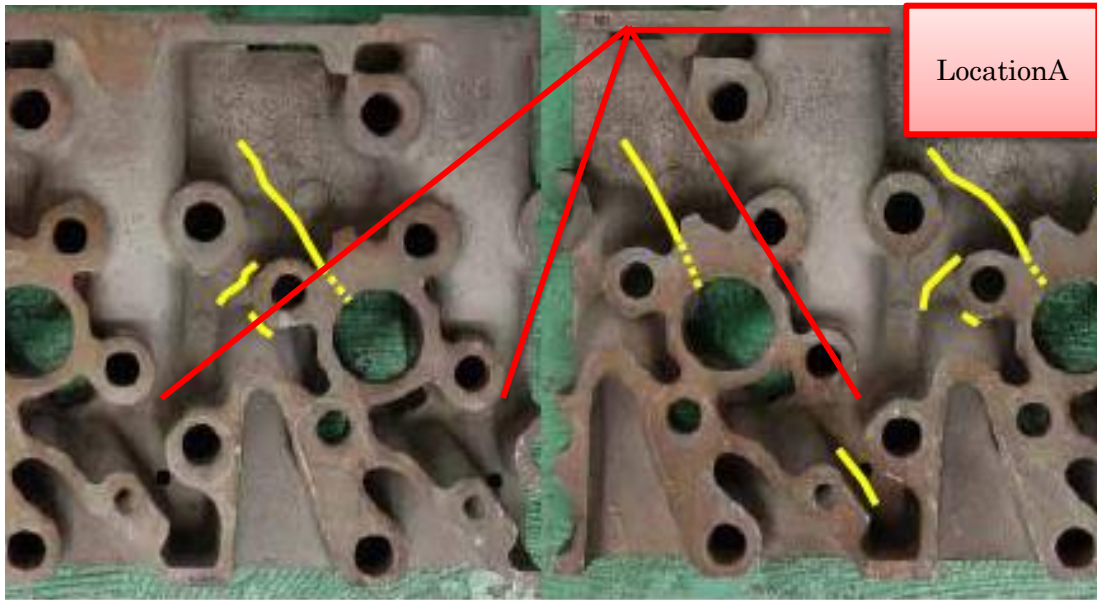


(a) Middle deck

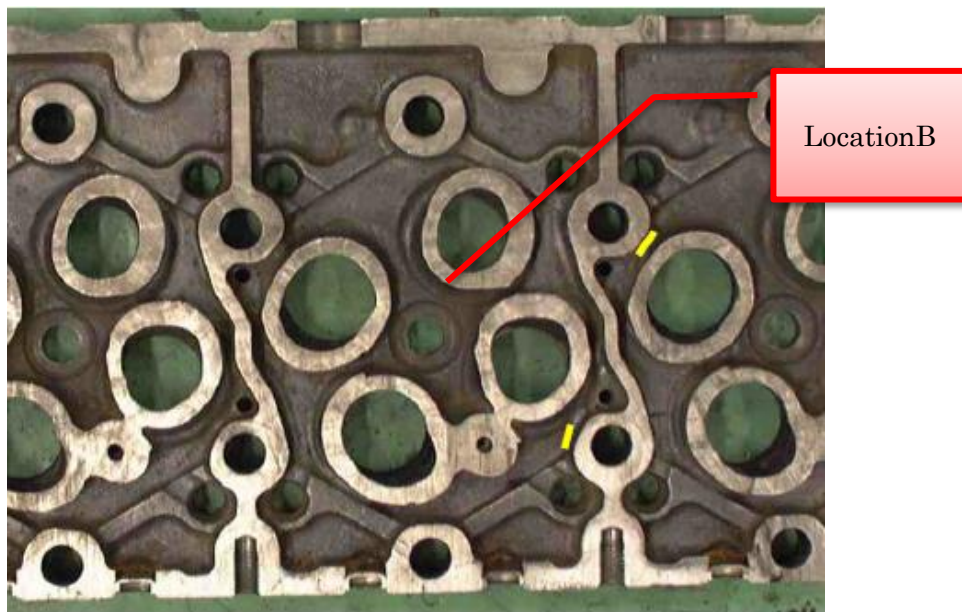


(b) Lower deck

Fig. 4.11 Durability estimation result(Safety factor) by Critical Plane method of cylinder head.



(a) Middle deck



(b) Lower deck

Fig. 4.12 Crack location in the durability test of the cylinder head.

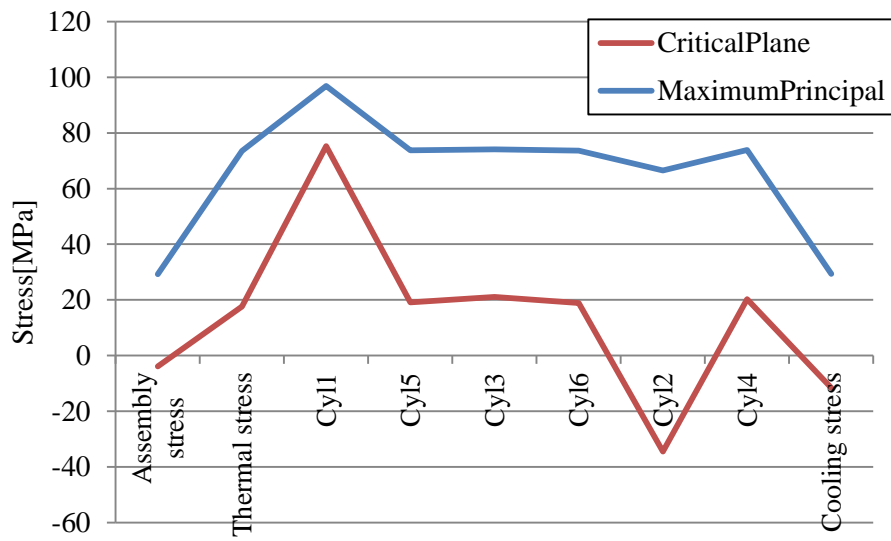


Fig. 4.13 Stress history of location A.

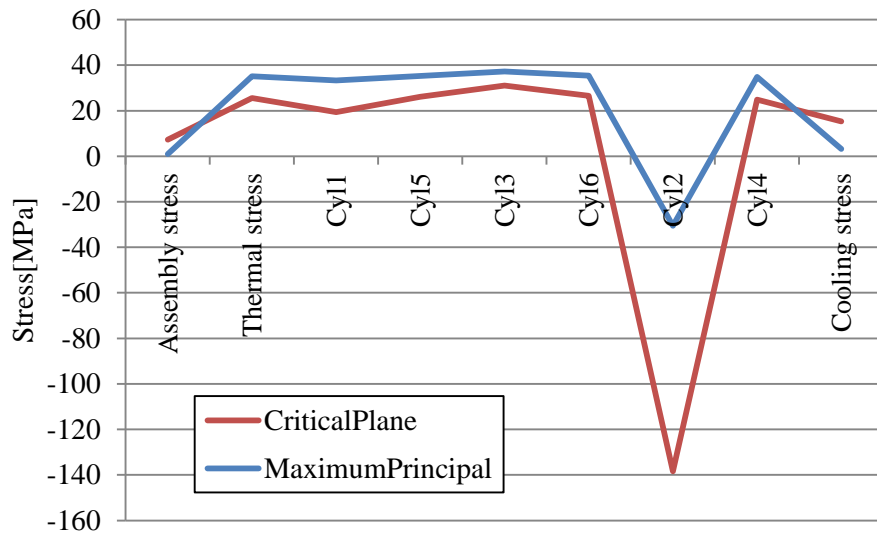
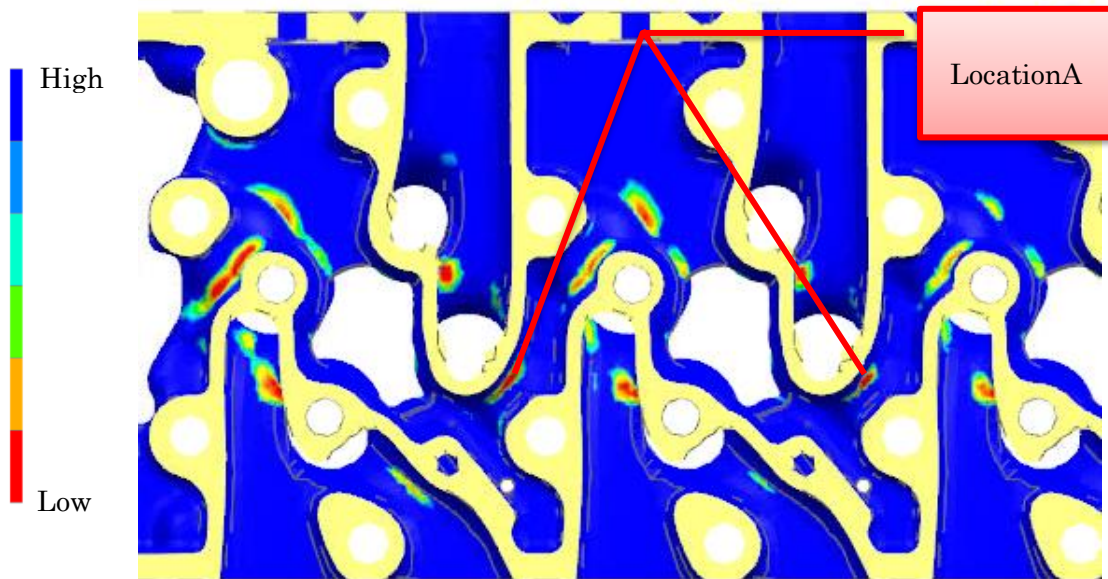
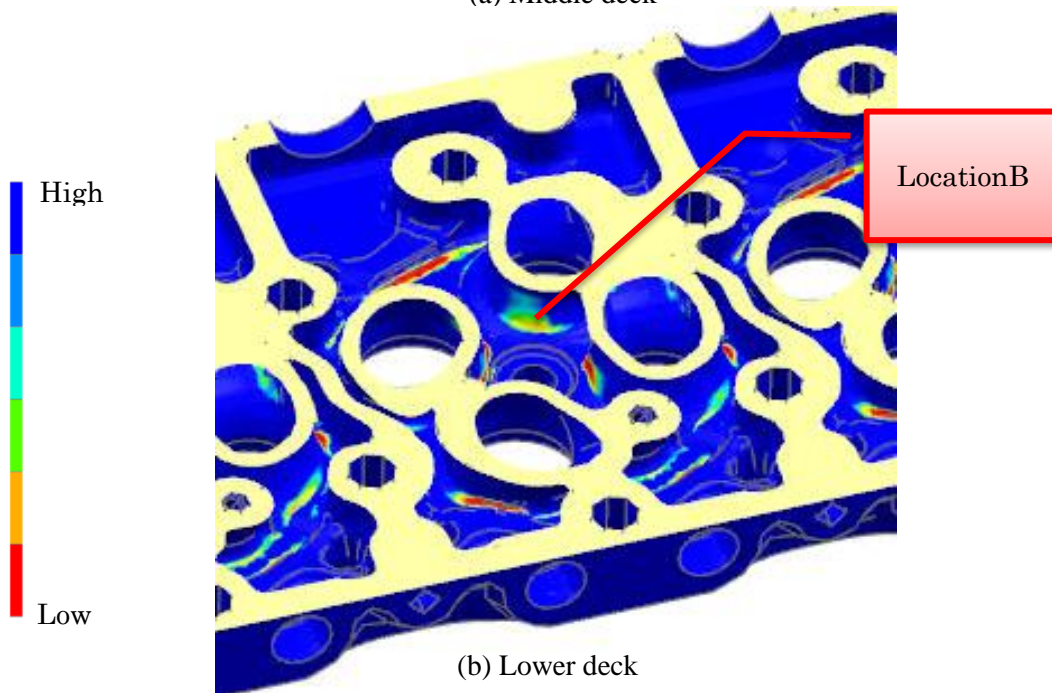


Fig. 4.14 Stress history of location B.



(a) Middle deck



(b) Lower deck

Fig. 4.15 Durability estimation result(Safety factor) by Maximum Principal Stress method of cylinder head.

4.4 結言

本章ではエンジン構造用部材として幅広い用途に使用されている片状黒鉛鋳鉄について、き裂発生から疲労破壊に至るき裂進展挙動の調査から得た知見をもとに、軸荷重負荷状態下での疲労限度の予測法について検討し、平均応力が異なる場合に対する破壊力学的手法の有効性を示すとともに、構造解析による耐久性評価手法について考察を行った。

- 1) 黒鉛を半円形状の表面き裂と仮定して求めた \sqrt{area} パラメータを用いて極値統計により予測した最大黒鉛寸法と、表面き裂の下限界応力拡大係数範囲を用いることで、曲げや軸荷重といった応力状態の異なる疲労限度について、精度良く予測可能であることがわかった。
- 2) 疲労限度線図は修正グッドマンの関係には従わず、平均応力 $\sigma_{mean} = -150 \sim 100 \text{MPa}$ の広い範囲で、破壊力学により求めた応力比の異なる疲労限度の予測値と実験値が良い一致を示すことがわかった。
- 3) 平均応力 σ_{mean} が 150MPa 以上の負荷条件では、疲労限度線図の傾きが変化し、疲労試験で得た疲労限度の値は、疲労限度の予測値よりも低い値となった。高平均応力状態下の疲労限度は、片状黒鉛先端周囲の局所的な塑性変形や黒鉛の割れや基地との剥離の影響を受けていると考えられる。
- 4) 破壊力学によるアプローチは、エンジン構造用部材に用いる片状黒鉛鋳鉄について、曲げや軸荷重のような異なる負荷条件や広範囲の異なる平均応力状態下の疲労限度を推定するための有効な手法と考えられる。
- 5) 片状黒鉛鋳鉄部品の耐久性は、構造解析により求められる最大主応力方向の平均応力と、応力振幅により評価することが妥当と考えられる。

参考文献

- 1) Y.Murakami. Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions on the Fatigue Strength of Metals, JSME international journal, Ser.1, Vol.32, No.2 (1989), p.167-180.
- 2) 改訂 材料強度学 第4版 日本材料学会(2011)
- 3) S.Kawaguchi, R.Hamanaka, T.Tagawa. Mean Stress Effect on Fatigue Strength in Gray Cast Iron and Its Mechanism. Tetsu-to Hagane, Vol.98, No.8 (2012), p.442-449.
- 4) ASTM International (ASTM) A247-16a "Standard test method for evaluating the microstructure of graphite in iron castings" (2016).
- 5) Japan Industrial Standard (JIS) Z 2274-1978 "金属材料の回転曲げ疲れ試験方法" (1978).
- 6) ASTM International (ASTM) E466-15 "Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials"(2015).
- 7) I.Nishikawa, H.Nakayasu, A.Sugeta, T.Yokomaku, S.Yoshioka, T.Shuto, T.Shintani, T.Sakai, T.Sakai, Proposal of Standard Regression Method for S-N Curve Based on Fatigue Test Data for Metallic Materials, J. Soc. Mat. Sci., Japan, Vol.51, No.1 (2002), p.54-60.
- 8) 村上敬宜. 金属疲労 微小欠陥と介在物の影響, 養賢堂(1993)
- 9) Y. Murakami, Inclusion rating by statistics of extreme values and its application to fatigue strength prediction and quality control of materials. Journal of Research of the National Institute of Standards and Technology, Vol.99, No.4 (1994), p.345-351.
- 10) Y.Murakami, Quantitati Eevaluation of Effects of Defects and Non-metallic

Inclusions on Fatigue Strength of Metals, Tetsu-to-Hagane, No.75, Vol.8 (1989),
p.1267-1277.

- 11) T.Ishino, S.Tanaka. Some considerations on the fracture mechanism and strength of cast irons, Imono. Vol.36. No.7 (1964), p.663-669.

第 5 章

片状黒鉛鑄鉄の凝固解析に
よる疲労限度予測

5.1 はじめに

複雑な形状をした鋳造部品は鋳造時の冷却速度が部位毎に異なることにより、生成される基地組織や黒鉛形状・寸法が部位毎に異なるため、鋳鉄部品の強度が場所によって大きく異なる。第2章の図2.1にシリンダヘッド中の各部の黒鉛の分布の観察例が示すように、切り出し位置により黒鉛の長さが大きく異なることがわかる。しかし、設計初期の段階で製品中の強度の差を把握して設計を行うことは困難なため、現状では所定の部位より切り出した試験片により得られた引張強さや疲労限度をもとに、その強度が製品全体の強度を保証するものと仮定して、第4章の図4.1に示す修正グッドマン線図を作成し製品設計を行っている。また、製造時の製品の強度保証については、所定の部位の硬さや引張強さを確認すること、あるいは製品鋳造時に同時に鋳込んで作製した試験片の強度を測定することで行っている。そのため、製品の最弱部の強度を過大評価した設計、製造がなされる可能性があり、このような部位を検出し改善するために、試作品を用いた設計と評価を何度も繰り返す必要がある。

牧村ら⁽¹⁾は、片状黒鉛鋳鉄および球状黒鉛鋳鉄の組織や機械的性質は冷却速度により決まることを明らかにし、肉厚の太い部位から薄い部位に至るまで様々な肉厚をもつ鋳造製品について、鋳造解析により実際の鋳造時の各部の冷却速度を再現することで、組織や機械的性質が予測できることを示している。鋳造解析を用いれば、複雑な形状をした製品各部の組織や機械的性質が予測可能となり、設計検討段階で各部位の材料強度の差を考慮した製品設計を可能とし、製品開発の効率を飛躍的に向上させることが期待される。

これまで、鋳造解析を用いて、鋳鉄製品の鋳造欠陥を低減させる鋳造方案の検討⁽²⁾⁽³⁾⁽⁴⁾や鋳残留応力予測⁽⁵⁾など、鋳造品質の改善検討を行った多くの事例が報告されている。さらに、製造工程において厳密に制御することが困難な溶湯温度や鋳込み速度に対して、鋳造解析とタグチメソッドを活用することにより鋳造欠陥発生に対するロバスト性の

向上を検討した事例も報告されている⁽⁶⁾。

設計検討時に鋳造時の冷却速度のことなるために生じる製品各部の引張強さや疲労限度の差が予測できれば、構造解析で求めた組付け荷重や実働荷重により製品が受ける負荷に対して、部位毎に従来よりも現実的な耐久性評価を行うことが可能となる。さらに、耐久性を考慮した鋳造品質のロバスト性検討に鋳造解析を活用できれば、実際の鋳造による鋳造品質の検証回数を大幅に低減させることが可能となり、コスト、時間の大幅な削減が期待される。

Joerg C. Sturm ら⁽⁷⁾は、エンジンのシリンダブロックについて構造解析と鋳造解析を連成させることによる、実働時の荷重、熱、残留応力を考慮した耐久性や軽量化の検討例を報告をしているが、シリンダブロックの材料は均質材として扱い、製品各部の材料強度の差は考慮されない。McClory ら⁽⁸⁾は、鋳造解析により芋虫状鋳鉄材のシリンダブロックの引張強さを求め、さらに、芋虫状鋳鉄材の引張強さと疲労限度の相関関係から、引張強さに 0.45 を乗じた値を疲労限度と定義し、シリンダブロック各部の引張強さと疲労限度を求めることで、構造解析により求めたエンジン実働時の応力場に対する耐久性の評価が可能であることを示した。しかし、古郷ら⁽⁹⁾は、球状黒鉛鋳鉄について、引張強さと疲労限度が比例関係にないことを報告している。また、第 3 章の調査結果から、片状黒鉛鋳鉄についても引張強さと疲労限度は完全な比例関係にはない結果が得られている。これらのことから、鋳造解析により引張強さと疲労限度をそれぞれ別に求めることが妥当と考えられる。C. Thomser ら⁽¹⁰⁾は、芋虫状黒鉛鋳鉄および球状黒鉛鋳鉄について、鋳造解析により求めた各部の微細組織結果をもとに疲労限度を予測し、実験値との比較から十分な予測精度であることを示した。さらに、鋳造解析により求めたシリンダブロック各部の引張強さと疲労限度から、鋳鉄製品の耐久性の評価が可能であることを示した。しかし、片状黒鉛鋳鉄については、鋳造解析を用いた鋳造製品の組織、硬さ、引張強さ、残留応力、引け巣などの予測は可能であるが、疲労限度の予測を行った

報告例はない。

そこで本章では、鋳造解析ソフトの設計検討や製造性検討への活用に向け、片状黒鉛鋳鉄の疲労限度の予測方法の検討を行う。

5.2 階段状鋳物の凝固解析方法

5.2.1 供試材

図 5.1 に示す鋳型を用いて、階段状鋳物（階段形状 A, 階段形状 B）を作製した。各階段部の幅と長さは、50mm×50 mm であり、階段形状 A の板厚はそれぞれ 4 mm, 7 mm, 10 mm, 13 mm である。また、階段形状 B の板厚はそれぞれ 20 mm, 30 mm, 40 mm, 50 mm である。以降、同図に示すように各部位を階段形状と板厚から、A-4, A-7, A-10, A-13, B-20, B-30, B-40, B-50 と表す。

鋳造時の注湯温度は 1399℃であり、湯汲みですくい注湯により鋳造を行った。また、注湯時間は約 5 秒で完了するように実施した。図 5.2 に、注湯から凝固までの温度変化の測定例を示す。測温位置は階段状鋳物の各肉厚部中心にて行った。

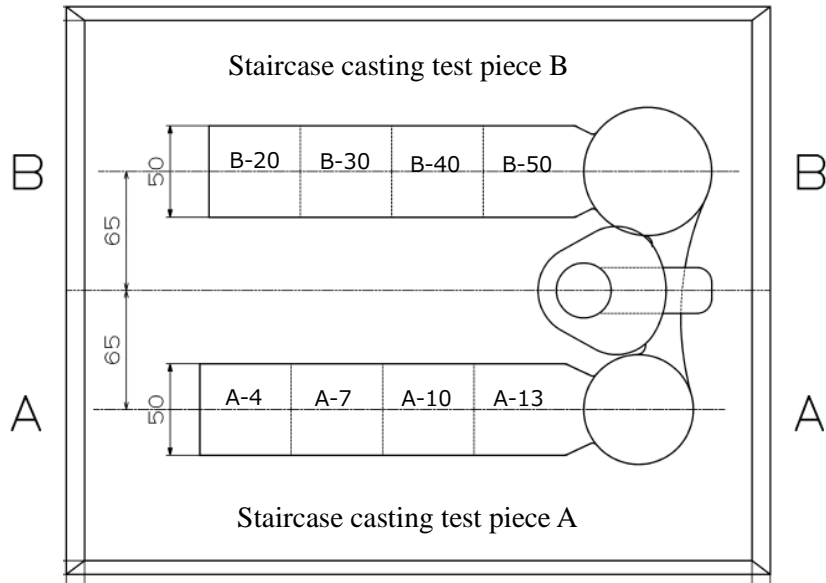
鋳造により得られた階段形状 A および、階段形状 B の階段状鋳物を図 5.3 に示す。また、実験に用いた片状黒鉛鋳鉄の化学成分を表 5.1 に示す。階段形状 A および、階段形状 B の各肉厚部中央付近から試験片を切り出し、引張試験を実施した。引張試験に用いた試験片形状を図 5.4 に示す。A-4 部は同図(A)に示す試験片形状、A-7 部は(B)に示す試験片形状、その他の板厚部については(C)に示す試験片形状を用いて、引張試験を実施した。引張試験は JIS Z 2241-2011⁽¹¹⁾に準じて実施し、試験速度は、0.2%耐力取得前は 10MPa/sec, 0.2%耐力取得後は 20%/min とした。

各肉厚部の黒鉛の分類については、ASTM A-247-16a⁽¹²⁾に基づき分類を行った。また、各肉厚部の黒鉛面積率、パーライト率については、画像処理(2 値化)により黒鉛部分と基地組織部分を分離し測定した。画像処理には、イノテック社の QuickGrainPro を用

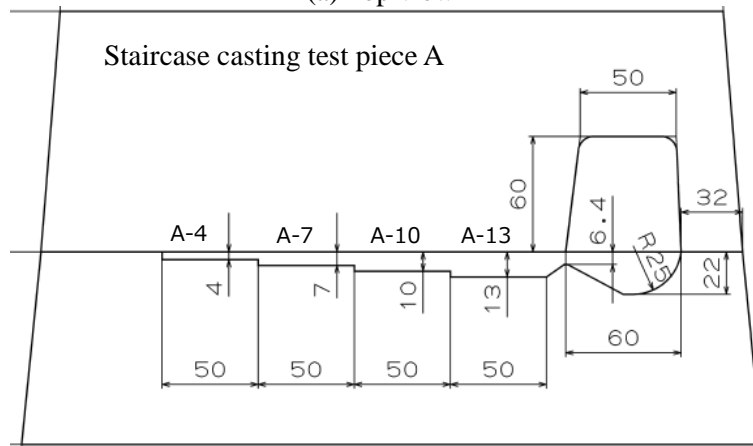
いた。さらに、各肉厚部のビッカース硬さの測定は、JIS Z 2244-2009⁽¹³⁾に基づき実施した。

5.2.2 階段状鋳物の凝固解析

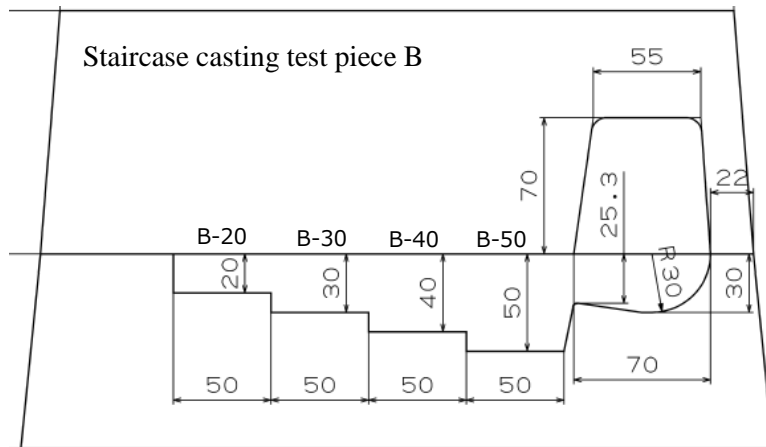
階段状鋳物の各部の組織および材料特性を予測するために鋳造解析ソフト MAGMA 社の MAGMASOFT を使用した。鋳造解析ソフトには、鋳造時の湯流れや凝固の現象を予測する機能があるが、本検討に用いた階段状鋳物は比較的形状が単純であることから、湯流れは考慮せず、凝固解析の機能を使用して組織や強度の予測を行った。本解析に用いた階段状鋳物の解析モデルの形状を図 5.5 に示す。解析モデルの要素数は、階段状鋳物部で要素数 529,121、モデル全体で要素数 11,657,520 である。凝固解析を用いた組織や機械的性質の予測や残留応力予測の精度向上には、冷却温度曲線の合せ込みが重要であることが報告されている⁽¹⁾⁽⁵⁾。そこで、本研究で実施した凝固解析においても、図 5.2 に示した実際の鋳造時の温度測定結果に対して解析時の冷却温度を合わせるためにパラメータの調整を行った。調整を行った後の冷却温度曲線を図 5.6 に示す。



(a) Top view



(b) Section A-A



(c) Section B-B

Fig. 5.1 Casting mold of staircase casting test piece used in the present study.

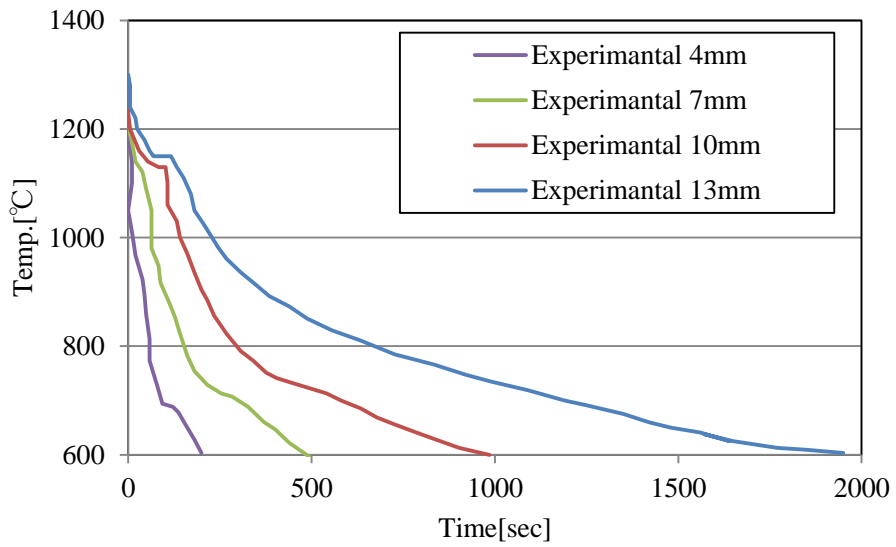


Fig. 5.2 Cooling curve of cast irons used in the present study.

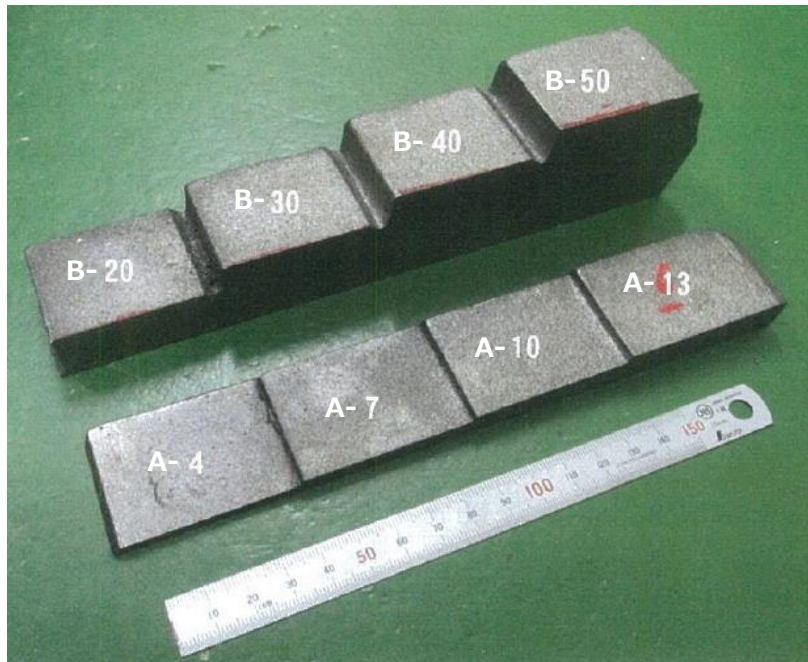


Fig. 5.3 Staircase casting test piece used.

Table 5.1 Chemical composition of material used on staircase casting test piece.

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Cu	Sn
mass%	3.19	1.96	0.59	0.021	0.083	0.24	0.28	0.52	0.081

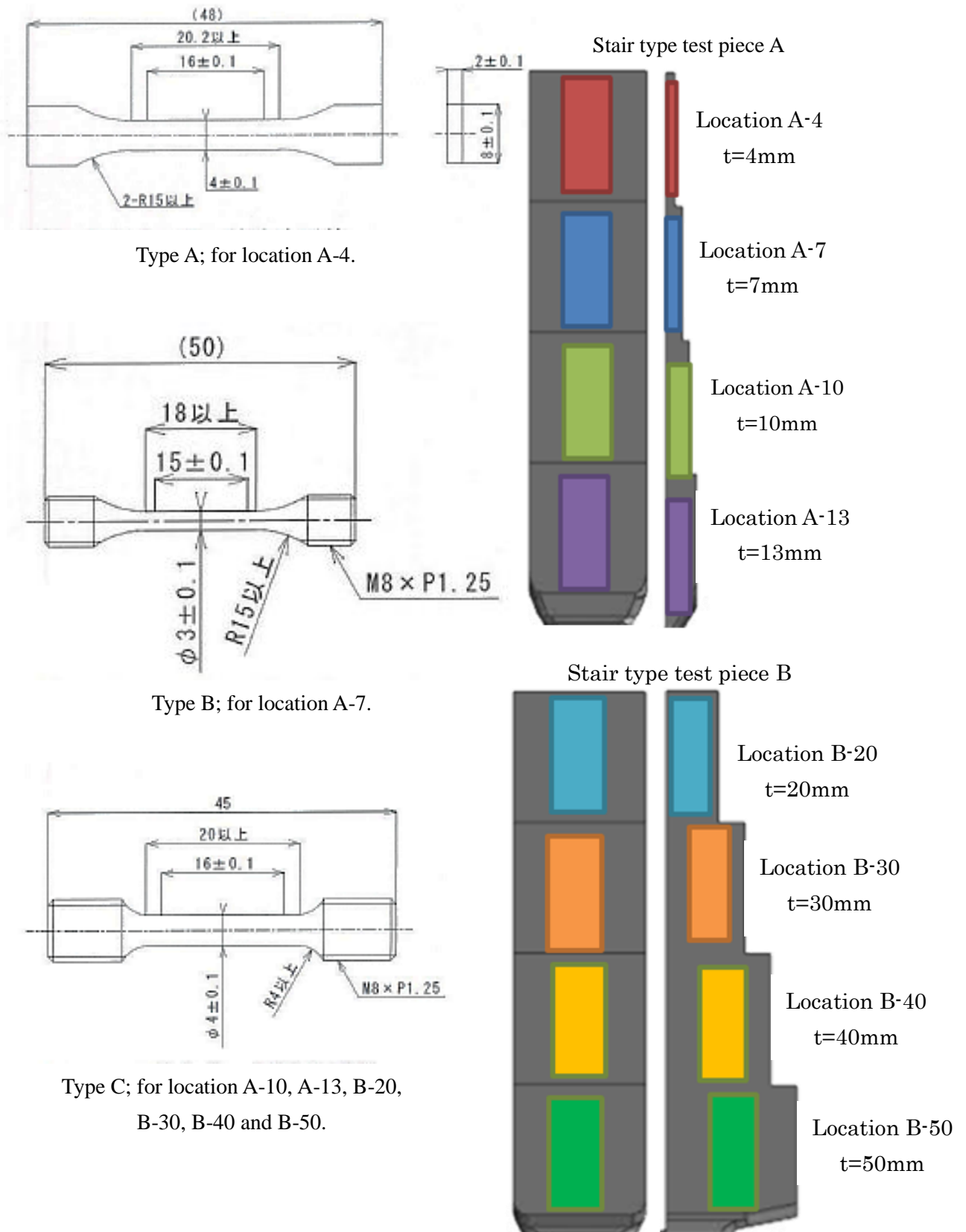


Fig. 5.4 Geometry of the specimen for tensile test (in mm).

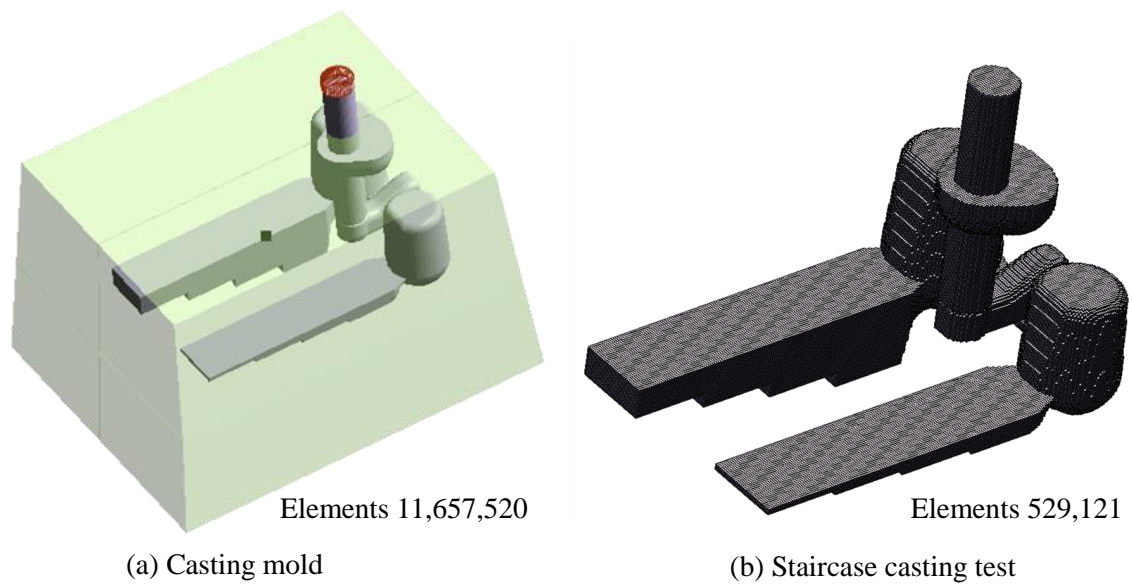


Fig. 5.5 FEM model for casting simulation.

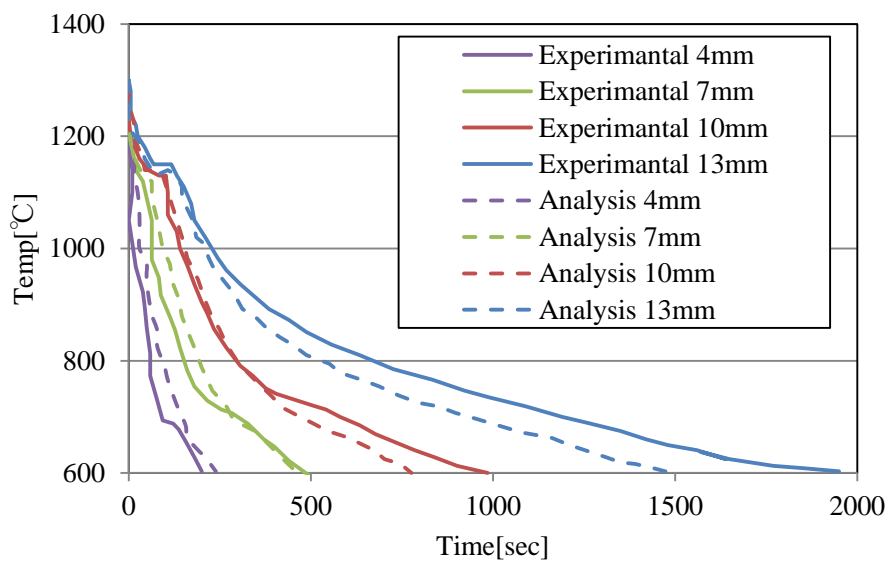


Fig. 5.6 Fitting result of cooling curve of cast irons used in casting analysis.

5.3 階段状鋳物の凝固解析結果

作製した階段状鋳物の各階段部を切り出して微細組織の観察を行った。黒鉛の観察結果を図 5.7 に示す。各階段部の黒鉛の分類結果、階段部 A-4, A-7 は E に分類される黒鉛形状であった。その他の部位は A に分類される黒鉛形状であった。また、各階段部の黒鉛面積率は、6.5%~9.3%の範囲であった。さらに、エッチングを行い組織の観察を行った結果は図 5.8 に示すとおりであり、何れの部位もパーライト率は 100%であった。

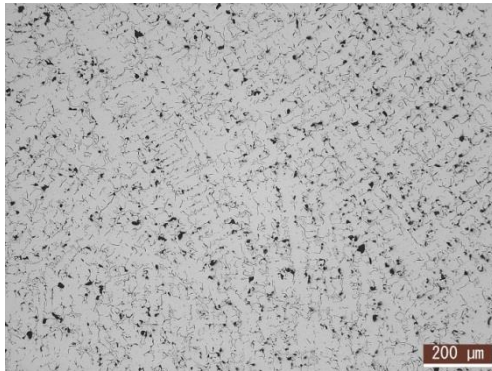
硬さについては、各部階段部について測定するとともに、凝固解析による予測を行った。凝固解析による各階段部の硬さの分布を予測した結果を図 5.9 に示す。結果から、階段部の厚さが大きくなるほど硬さが低下する傾向にあることが確認された。各測定結果および解析結果をまとめて、表 5.2 に示す。ラメラ間隔が狭いほど硬さは高い値を示し、ラメラ間隔と硬さの関係は第 2 章での検討結果に一致する。硬さの測定結果と予測結果の関係を図 5.10 に示す。実験値に対して解析は硬さを高めに予測する傾向にあるが、良い相関関係にあることがわかる。

次に、引張強さについても、硬さと同様に、各部階段部について実測するとともに凝固解析による予測を行った。凝固解析による各階段部の引張強さの分布を予測した結果を図 5.11 に示す。結果から、硬さと同様に階段部の厚さが大きくなるほど引張強さが低下する傾向にあることが確認された。各階段部から切り出した試験片を用いて行った引張試験の結果と凝固解析による引張強さの予測結果を表 5.3 に示す。また、引張強さの測定結果と予測結果の関係を図 5.12 に示す。引張強さも硬さと同様に実験値に対して解析は高めに予測する傾向にあるが、良い相関関係にあることが確認された。

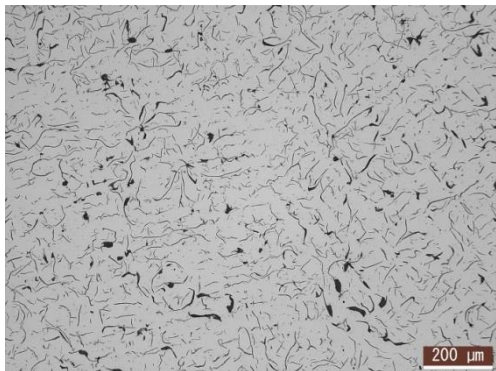
これらの結果から、牧村ら⁽⁴⁾の報告と同様に、凝固解析の際に冷却速度を実際の鋳造時の温度変化に合わせることで、鋳造品の硬さや引張強さを実験値に対して良い精度で予測できることがわかった。そこで、本解析結果を用いて疲労限度予測法の検討を行うこととした。



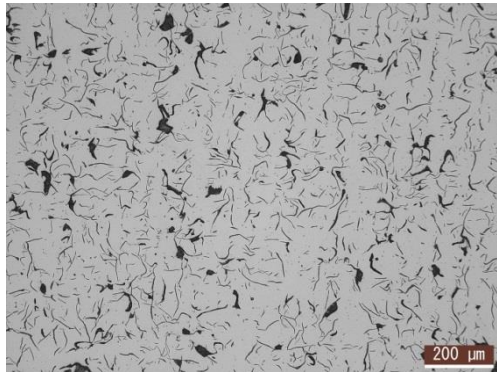
(a) Location A-4 (t=4mm)



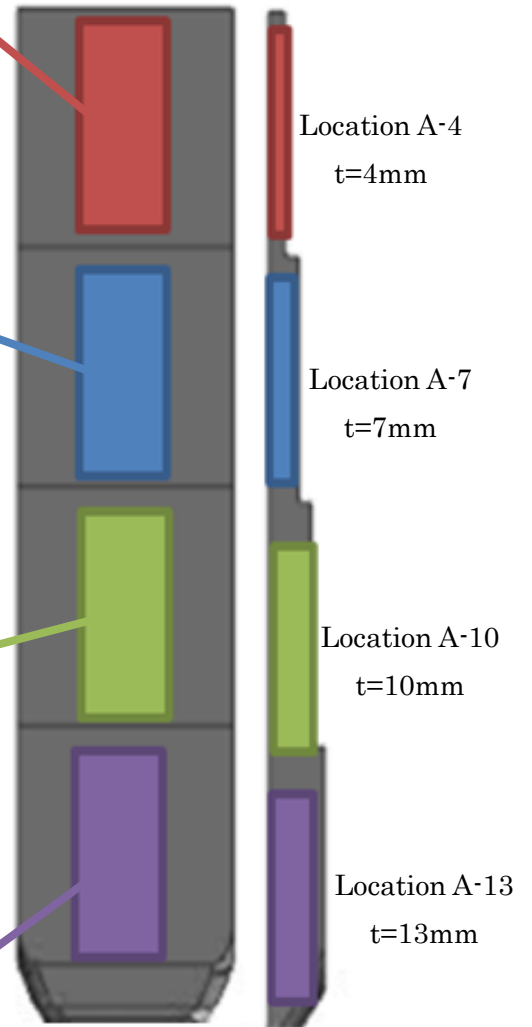
(b) Location A-7 (t=7mm)



(c) Location A-10 (t=10mm)



(d) Location A-13 (t=13mm)



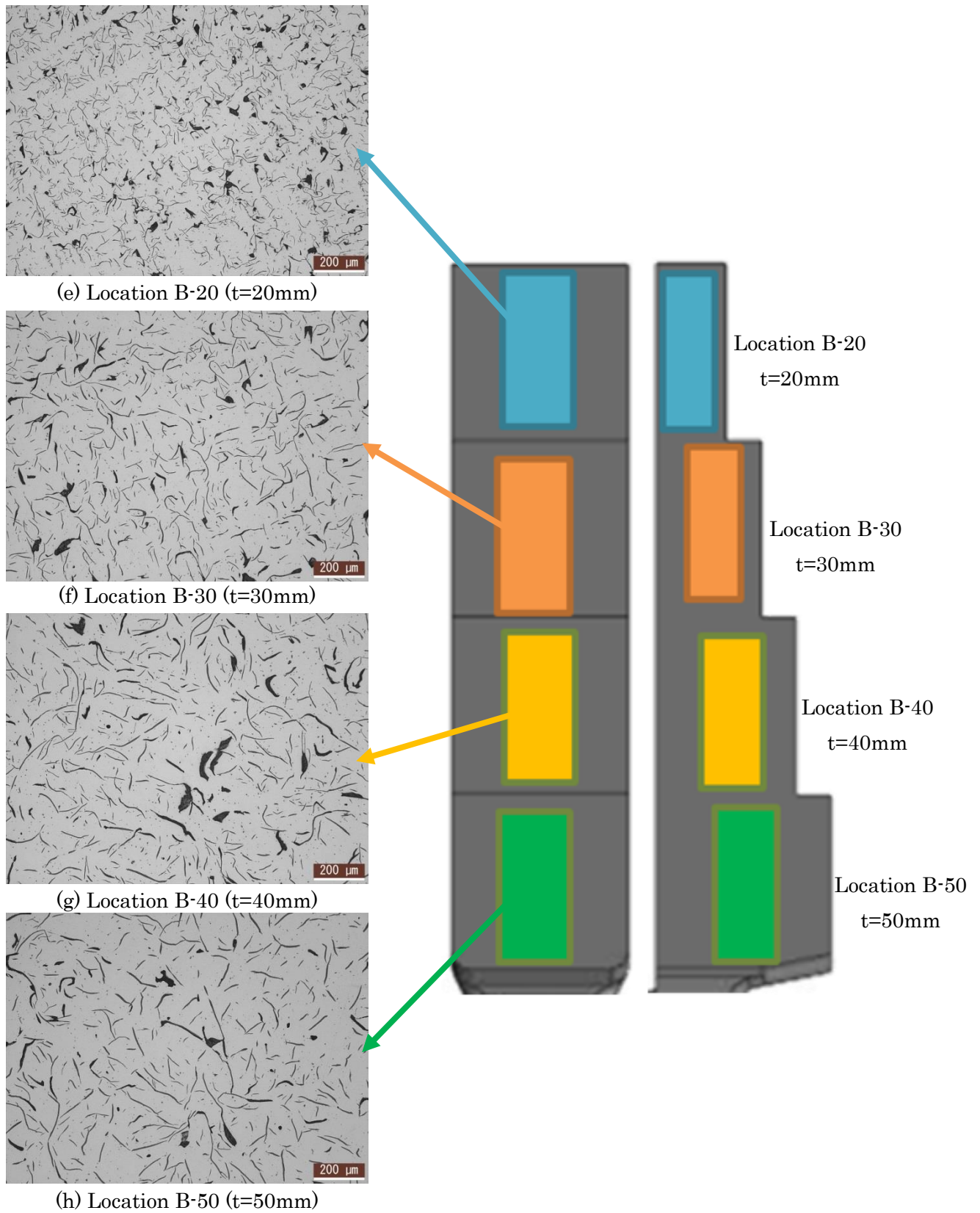
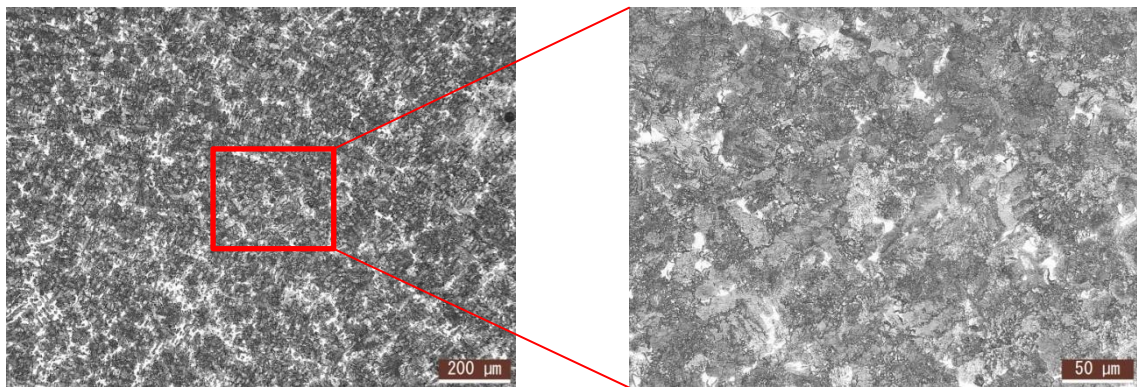
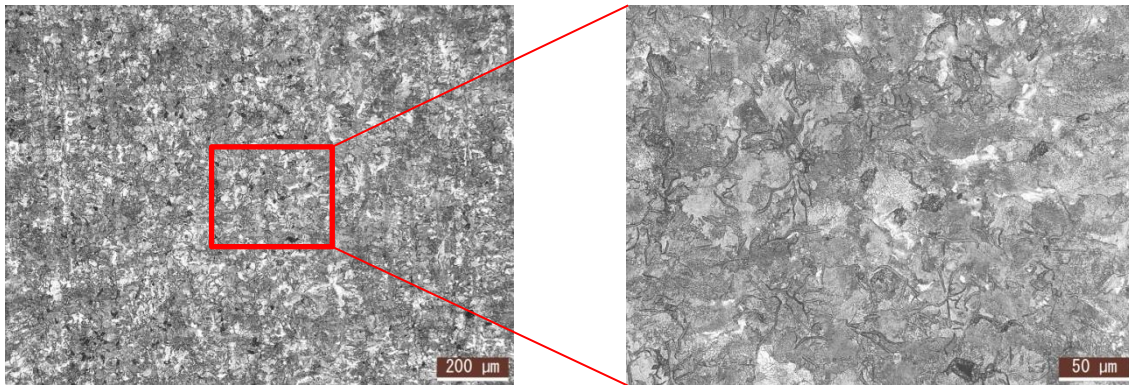


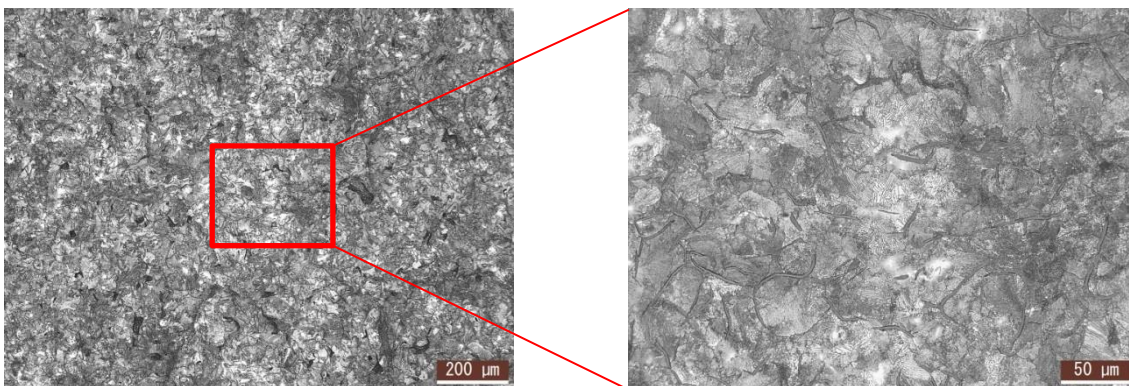
Fig. 5.7 Microstructure for cast irons used in the present study.



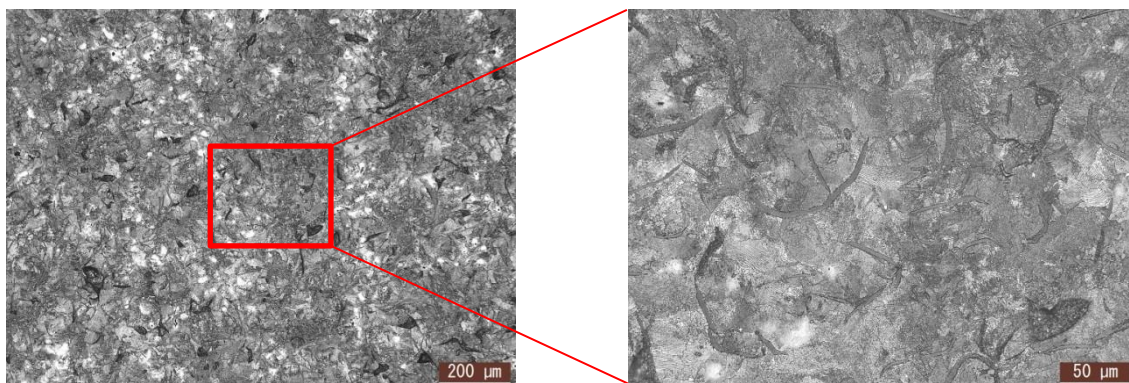
(a) Location A-4 ($t=4\text{mm}$)



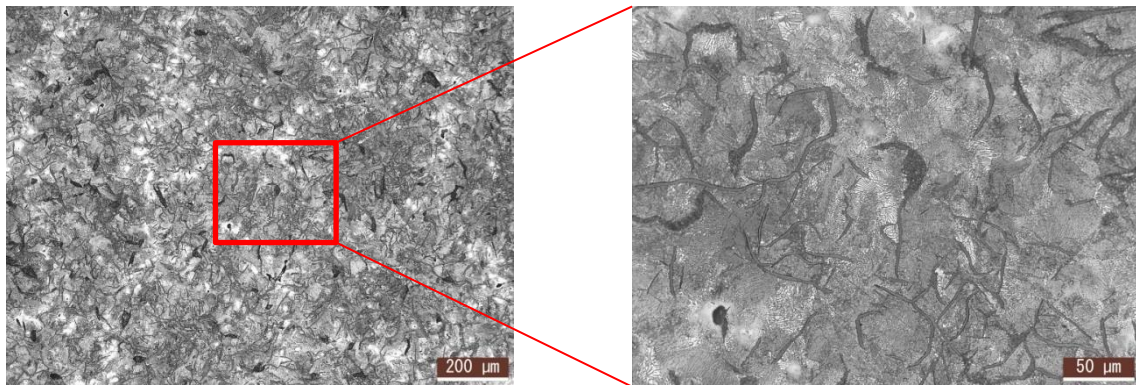
(b) Location A-7 ($t=7\text{mm}$)



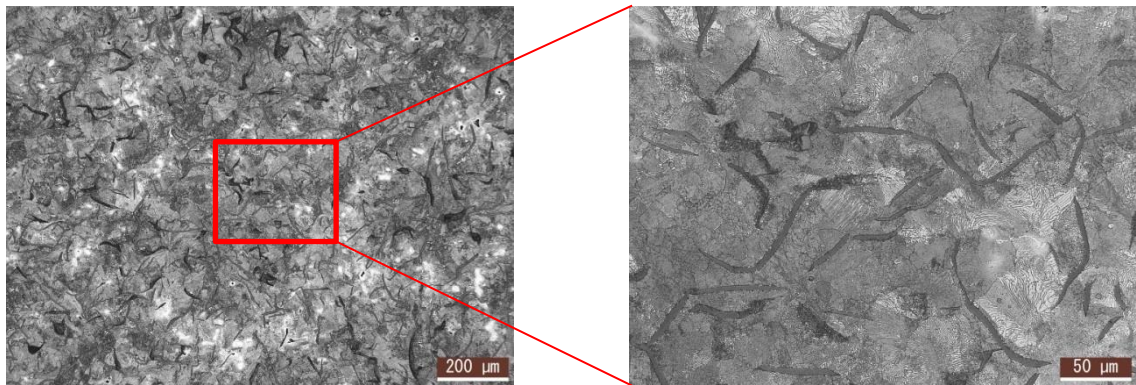
(c) Location A-10 ($t=10\text{mm}$)



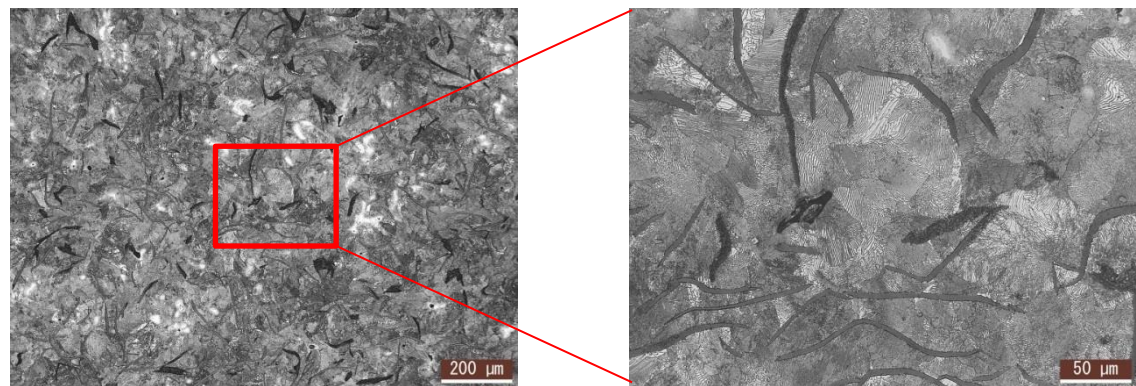
(d) Location A-13 ($t=13\text{mm}$)



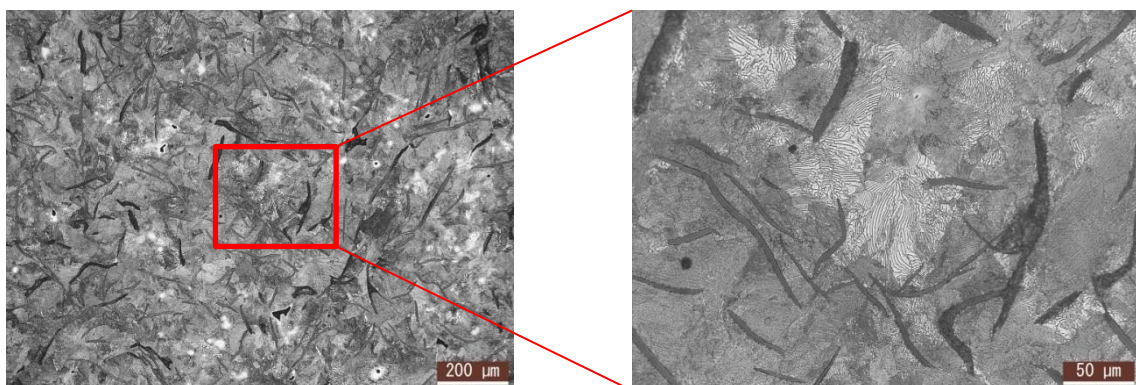
(e) Location B-20 (t=20mm)



(f) Location B-30 (t=30mm)



(g) Location B-40 (t=40mm)



(h) Location B-50 (t=50mm)

Fig. 5.8 Etched surface of cast irons used in the present study.

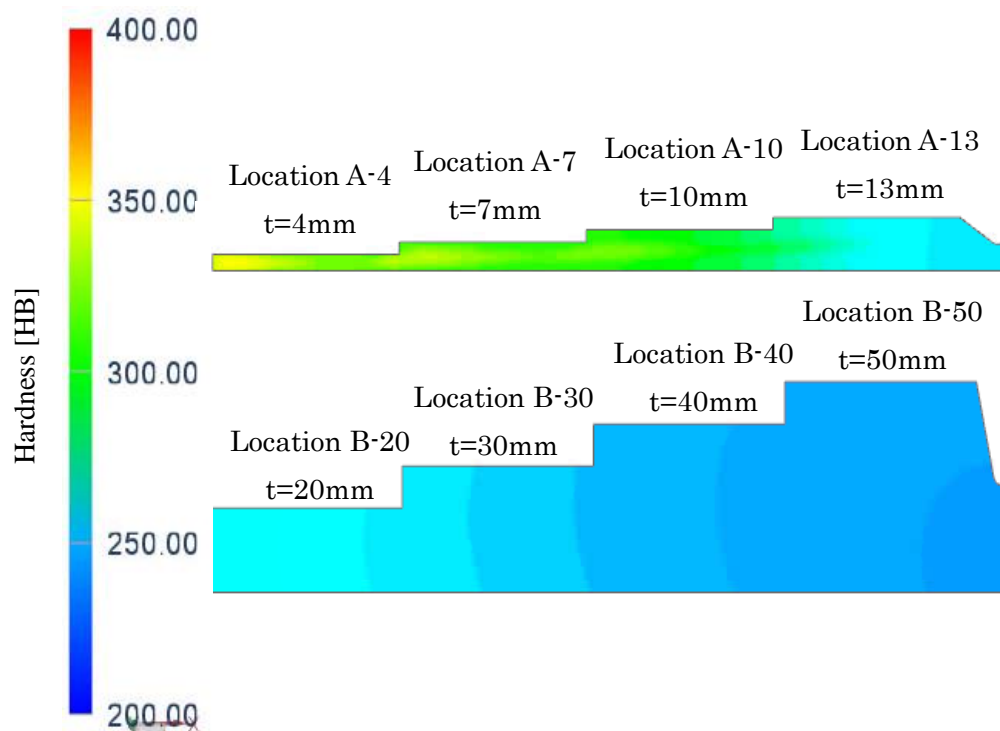


Fig. 5.9 Predicted result of hardness obtained by casting analysis.

Table 5.2 Measured and predicted values of mechanical properties.

Location	Experimental results					FEM
	Type of Graphite	Graphite area ratio [%]	Pearlite rate [%]	Lamellar spacing [μm]	Hardness [HB]	Hardness [HB]
A-4	E	6.5	100	0.76	302	325
A-7	E	7.2	100	0.77	285	313
A-10	A	7.4	100	0.92	275	309
A-13	A	9.3	100	0.90	255	277
B-20	A	9.0	100	0.88	241	265
B-30	A	8.1	100	1.16	255	256
B-40	A	7.6	100	1.16	241	248
B-50	A	8.0	100	1.21	229	244

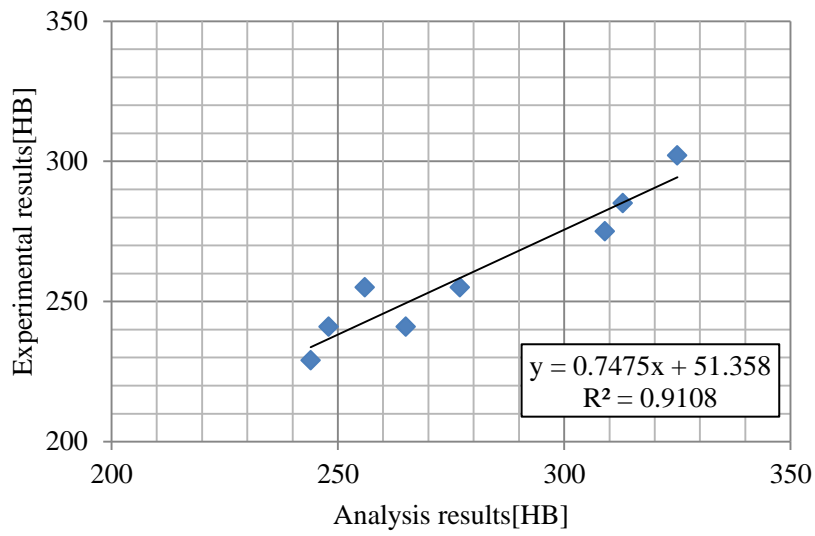


Fig. 5.10 Relationship between predicted value and measured value on Brinell hardness.

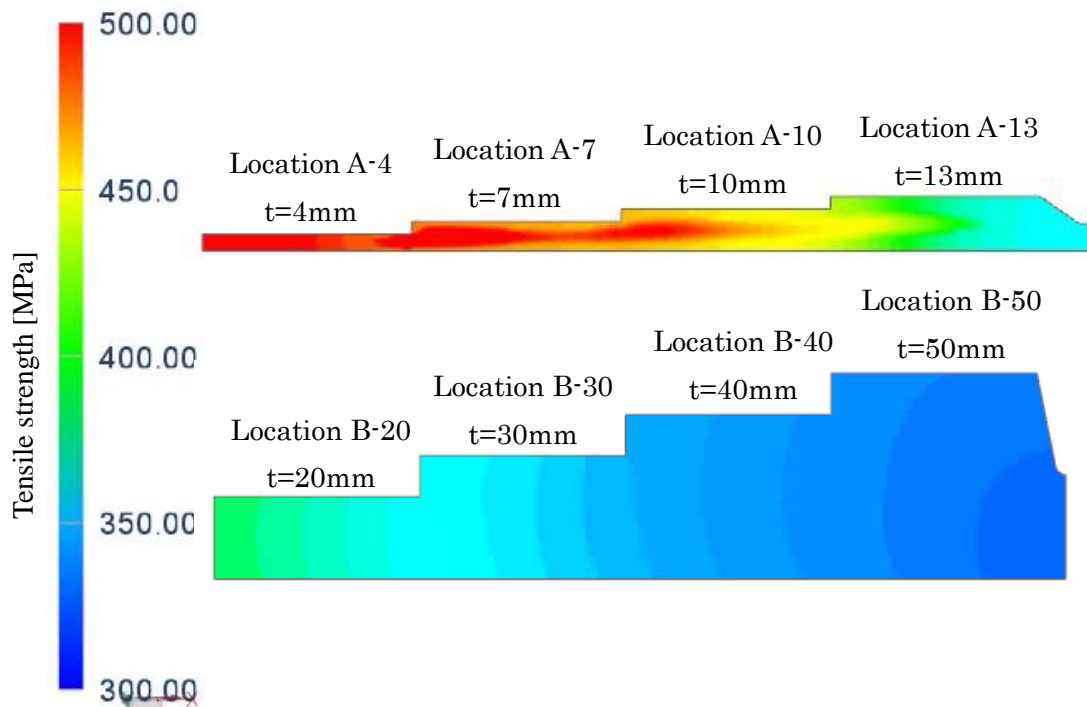


Fig. 5.11 Predicted result of tensile strength obtained by casting analysis.

Table 5.3 Comparison between experimental value obtained by tensile test and predicted value obtained by casting analysis in tensile strength.

Location	Experimental results		FEM
	0.2% proof stress [MPa]	Tensile strength [MPa]	Tensile strength [MPa]
A-4	-	351	511
A-7	339	429	499
A-10	304	371	478
A-13	286	327	389
B-20	239	287	380
B-30	236	290	359
B-40	227	262	341
B-50	213	266	330

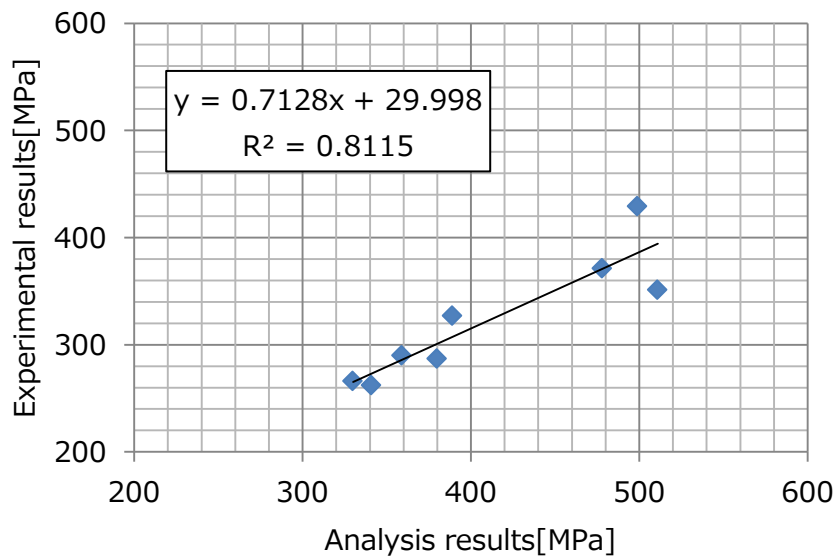


Fig. 5.12 Relationship between predicted value and measured value on tensile strength.

5.4 疲労限度の予測方法の検討

エンジン部品は実働時の燃焼圧力による振動などにより変動応力の繰返し入力に曝されるため、引張強さ以下の応力でも疲労破壊を起す可能性がある。そこで、設計時にはこれらの外力を考慮し、疲労き裂などの不具合が発生しないように十分な強度を持った設計を行う必要がある。一般的に高サイクル疲労に対する疲労強度設計では、第4章の図4.1に示したような修正グッドマン線図⁽¹⁴⁾を用い、その線に対して十分に安全側となる応力場での使用となるように設計検討を行う。5.3節の結果から、凝固解析の際に冷却速度を実際の鋳造時の温度変化に合わせることで片状黒鉛鋳鉄材の硬さや引張強さを実験値に対して良い精度で予測可能なことがわかった。しかし、片状黒鉛鋳鉄材の疲労限度の予測については、現状では凝固解析により予測をすることは出来ない。そこで、本節では片状黒鉛鋳鉄材の疲労限度の予測方法の検討を行う。

第2章にて、片状黒鉛鋳鉄の疲労強度には黒鉛寸法が支配的であること、さらに、片状黒鉛鋳鉄の疲労限度は、黒鉛を半円形状の表面き裂と仮定して求めた \sqrt{area} パラメータを用いて極値統計により予測した最大黒鉛寸法と、黒鉛端部のき裂発生時の下限界応力拡大係数範囲により予測可能であることを明らかにした。このように、片状黒鉛鋳鉄の疲労限度は黒鉛寸法が支配的であるため、片状黒鉛鋳鉄の最大黒鉛寸法を予測することができれば、その結果により疲労限度を予測することが可能となる。他方、片状黒鉛鋳鉄は、凝固過程で晶出した黒鉛が核となりオーステナイト相が生成し、共晶セルとなる。さらに周囲の溶湯中の炭素が核となっている黒鉛に結合することで黒鉛が成長し、それに伴い周辺の共晶セルも成長することが知られている⁽¹⁵⁾。また、過去の片状黒鉛の冷却速度と組織の関係の調査では、共晶凝固速度が遅いほど共晶セルサイズが大きくなり、片状黒鉛長さも長くなることが報告されている^{(1),(16)}。

これらの報告から、共晶セルサイズは黒鉛寸法と相関性の高いパラメータであることがわかる。片状黒鉛鋳鉄の疲労限度の予測には、鋳鉄中に含まれる最大黒鉛寸法を把握

することが必要であるが、共晶セルサイズと最大黒鉛寸法の関係についての報告はない。そこで、凝固解析による共晶セルサイズの予測精度の検証と、共晶セルサイズと最大黒鉛寸法の相関関係の調査を行った。

5.4.1 共晶セルサイズの予測精度検証

片状黒鉛鑄鉄の表面を鏡面に仕上げ、エッチングした部位 A-4 の組織観察の例を図 5.13 に示す。同図から共晶セル同士の境界が甲羅状に観察されることがわかる。これは凝固過程において添加元素である Cr, Mo, Cu, Si は、共晶セル境界に濃縮され、エッチングに用いた腐食液では腐食されにくいために、白い甲羅状に観察されるためである。図中赤線に示すように、甲羅状の輪郭で囲まれた各領域それぞれが共晶セルである。各階段部の共晶セルサイズを切片法⁽¹⁷⁾により測定した。光学顕微鏡を用いて各階段部について 5 視野分の撮影画像から共晶セルの測定を行い、その平均値を共晶セルサイズとした。

また、共晶セルサイズの予測に用いた鑄造解析ソフト MAGMASOFT は、鑄鉄の成分と冷却速度の関係性の膨大な実験データから共晶セルサイズを予測する凝固解析のアルゴリズムを有している。凝固解析により得られた階段状鑄物各部の共晶セルサイズの分布を予測した結果を図 5.14 に示す。同図から、階段部の厚さが大きくなるほど共晶セルサイズが大きくなり、また、表面よりも内部の方が共晶セルサイズが大きくなる傾向を示していることがわかる。これは、厚さが大きくなるほど冷却速度が遅くなることが影響していると考えられる。

各階段部の共晶セルサイズの測定結果と凝固解析による予測結果を表 5.4 および図 5.15 に示す。結果から、共晶セルサイズの予測値と測定値には良い相関関係があり、解析により精度良く共晶セルサイズを予測できることがわかる。

5.4.2 最大黒鉛寸法と疲労限度の予測

各階段部に含まれる最大黒鉛寸法を、村上らの提案している \sqrt{area} パラメータを用いて極値統計により評価した⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾。なお、片状黒鉛の形状については半円を仮定して \sqrt{area} を算出した。さらに、図 5.16 に示す軸荷重疲労試験用の試験片を想定した危険体積に含まれる最大黒鉛寸法の予測を第 3 章と同様の手順で行った。ここでは黒鉛寸法の検査基準面積は 0.2187mm^2 、サンプル母数は 40、予測を行う危険体積は試験片寸法から 300mm^3 とした。

各階段部の最大黒鉛寸法の予測結果を図 5.17 および表 5.4 に示す。共晶セルサイズと最大黒鉛寸法の間係を図 5.18 に示す。共晶セルサイズと最大黒鉛寸法には、相関関係があることがわかった。ただし、単純な線形関係ではなく、本調査から両者の関係について式(5.1)の関係式を得た。

$$y = 480.57x^{0.7509} \dots (5.1)$$

式(5.1)を用いることで、解析や測定により求めた共晶セルサイズから最大黒鉛寸法を予測できる。図 5.19 に階段状鋳物の各部の共晶セルサイズの結果から、式(5.1)を用いて最大黒鉛寸法を予測した結果を示す。同図から、階段部の厚さが大きくなるほど、最大黒鉛寸法が大きくなる傾向を示すことが確認された。さらに、予測した最大黒鉛寸法を式(5.2)に代入することで疲労限度の予測が可能となる。

$$\Delta K_{th} = 0.65\Delta\sigma_w\sqrt{\pi\sqrt{area}} \dots (5.2)$$

ここで、第 3 章の結果から黒鉛寸法の異なる 2 種類の片状黒鉛鋳鉄の下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} はどちらも $1.83\text{MPam}^{1/2}$ であった。本検討に用いた階段状鋳物について

も片状黒鉛鑄鉄であることから、 $\Delta K_{th}=1.83\text{MPam}^{1/2}$ とした。

図 5.20 に、階段状鑄物の各部の最大黒鉛寸法の結果から、式(5.2)を用いて求めた疲労限度の予測結果を示す。以上の結果より、凝固解析の際に冷却速度を実際の鑄造時の冷却速度に合わせることで製品各部の共晶セルサイズを精度良く予測し、実験により求めた共晶セルサイズと最大黒鉛寸法の関係を用いて予測した最大黒鉛寸法と片状黒鉛鑄鉄の下限界応力拡大係数範囲の値を式(5.1)に代入することで、疲労限度の予測が可能と考えられる。

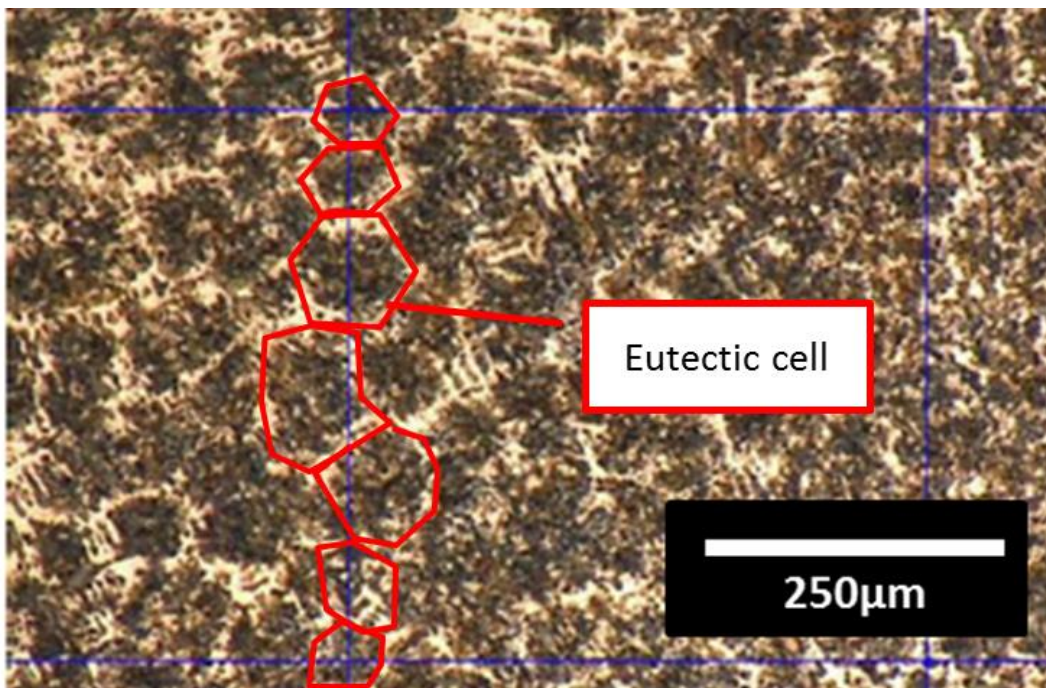


Fig. 5.13 Measurement of eutectic cell size.

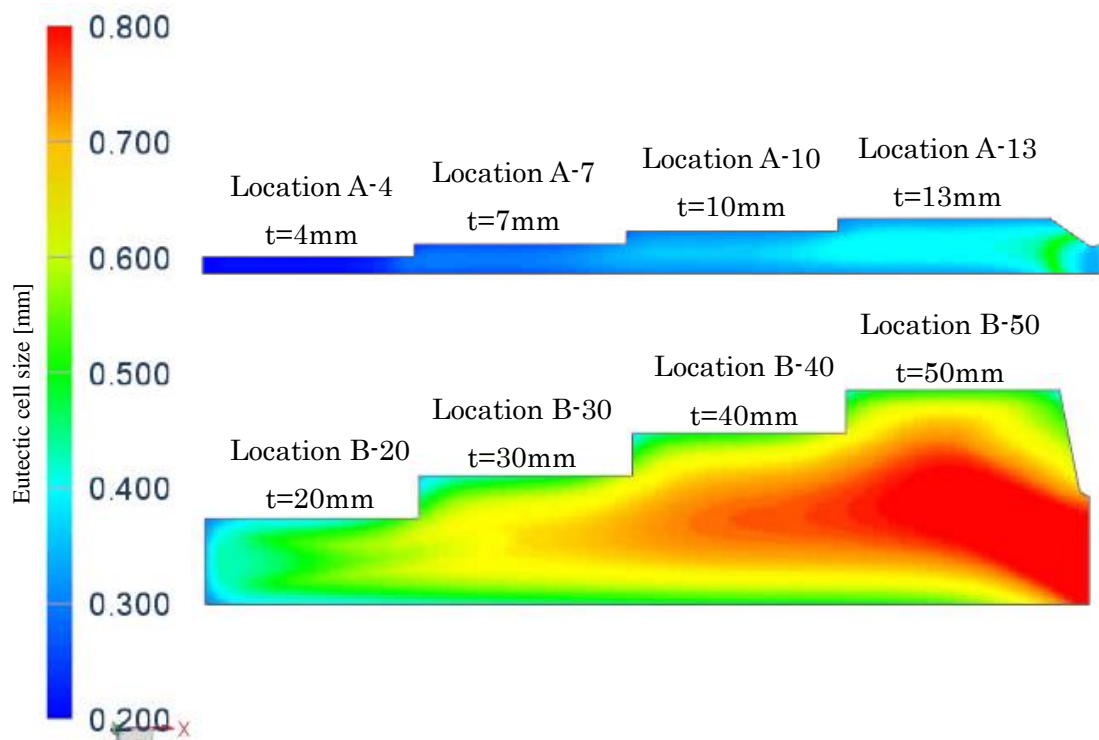


Fig. 5.14 Eutectic cell size prediction result obtained by casting analysis.

Table 5.4 Measured and predicted results of eutectic cell size.

	Experimental results	FEM
Location	Eutectic cell size[mm]	Eutectic cell size[mm]
A-4	0.08	0.21
A-7	0.22	0.29
A-10	0.25	0.36
A-13	0.40	0.40
B-20	0.65	0.50
B-30	0.72	0.68
B-40	0.76	0.76
B-50	0.90	0.81

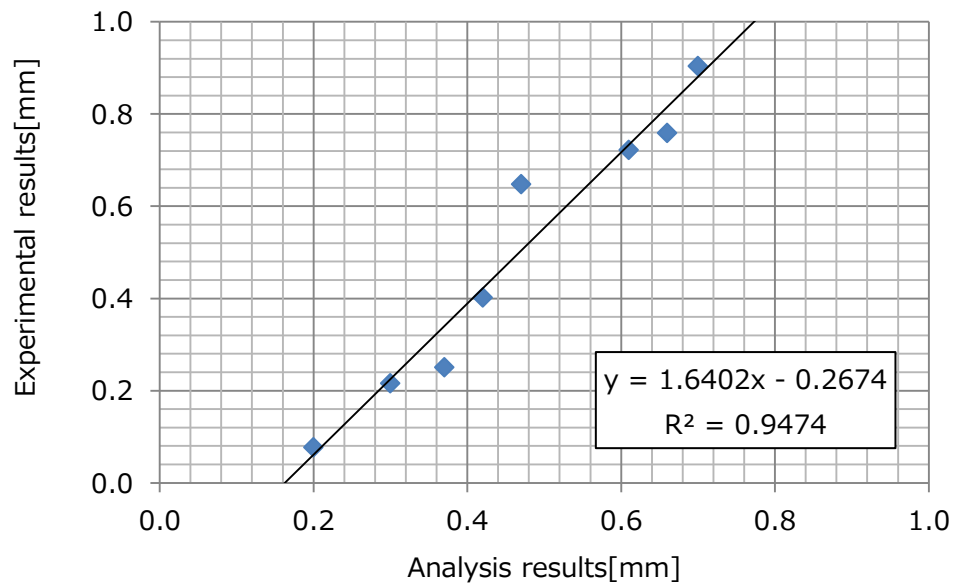


Fig. 5.15 Relationship between prediction and observation of eutectic cell size.

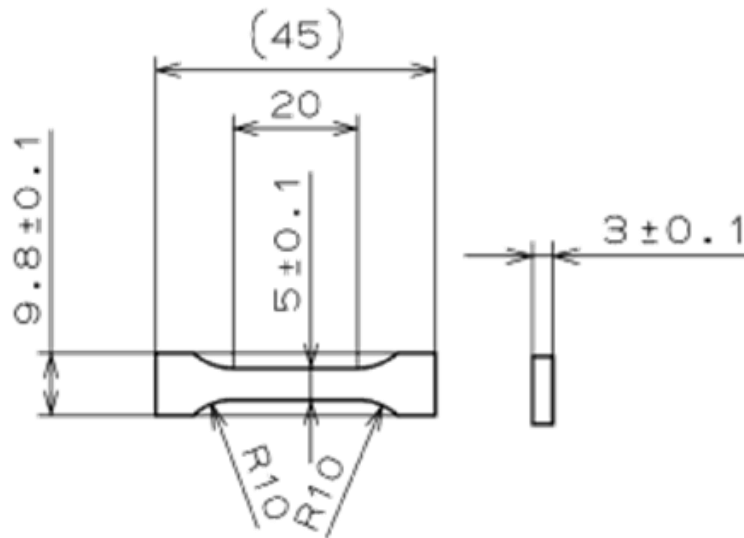
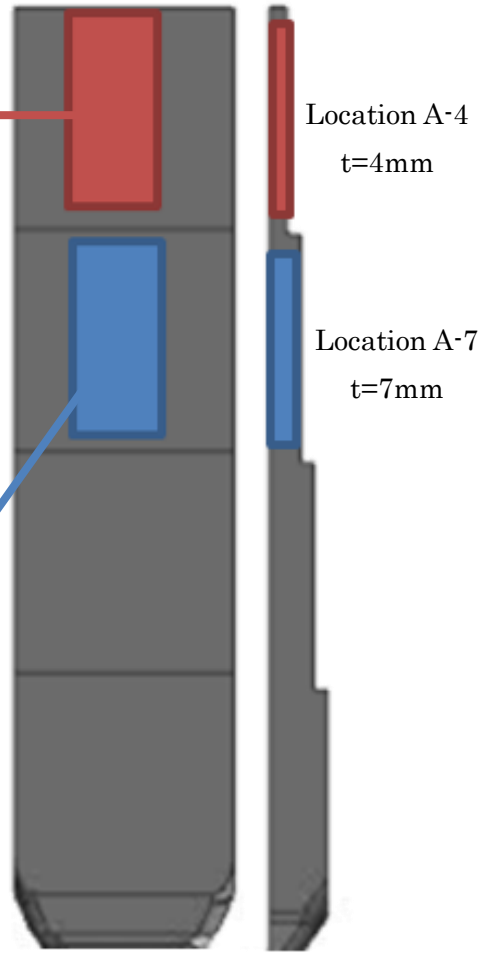
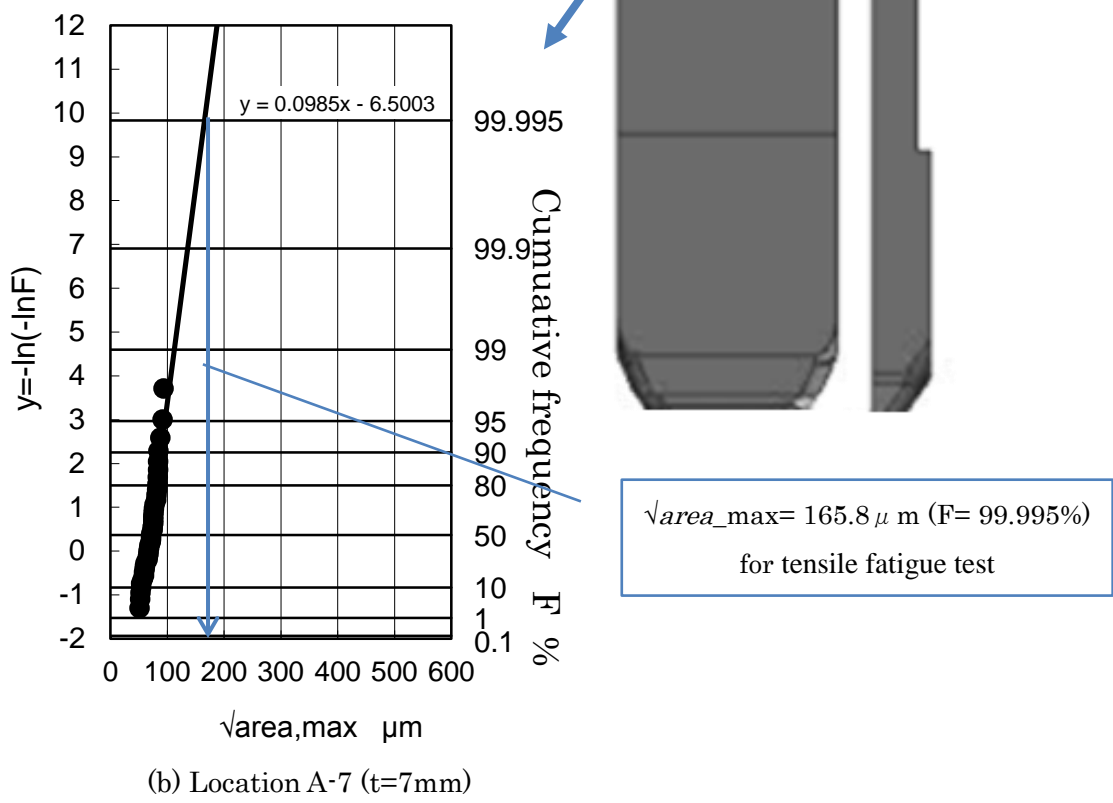
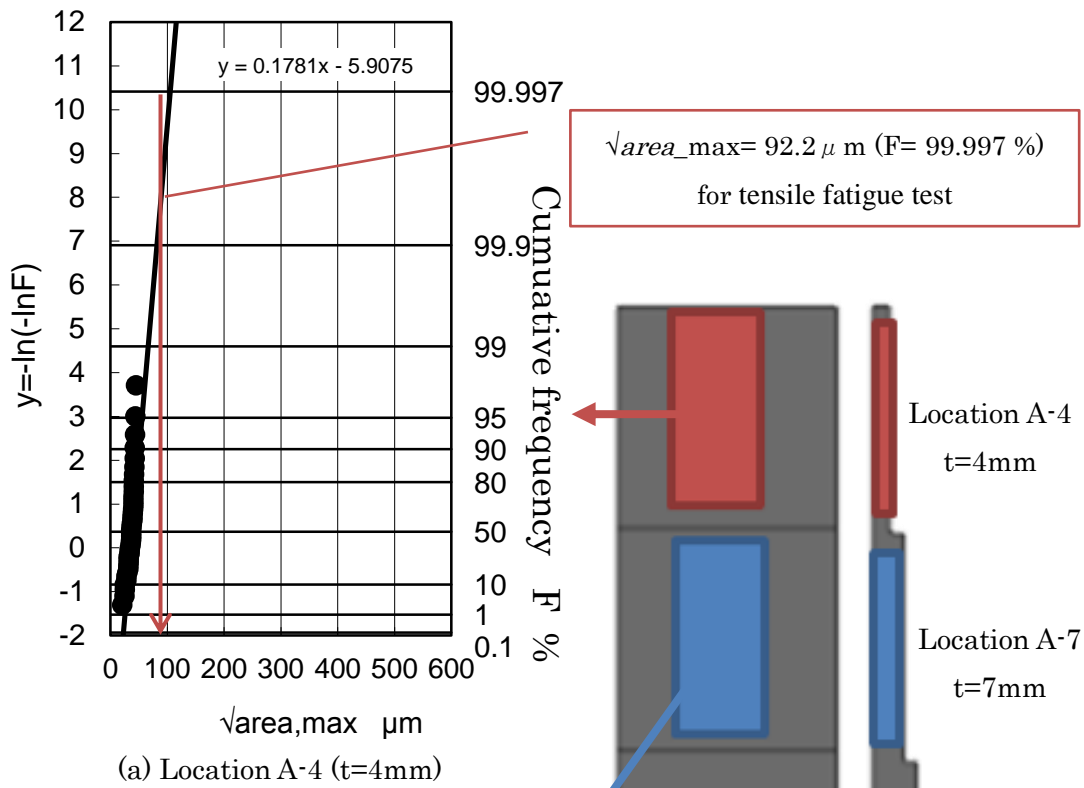
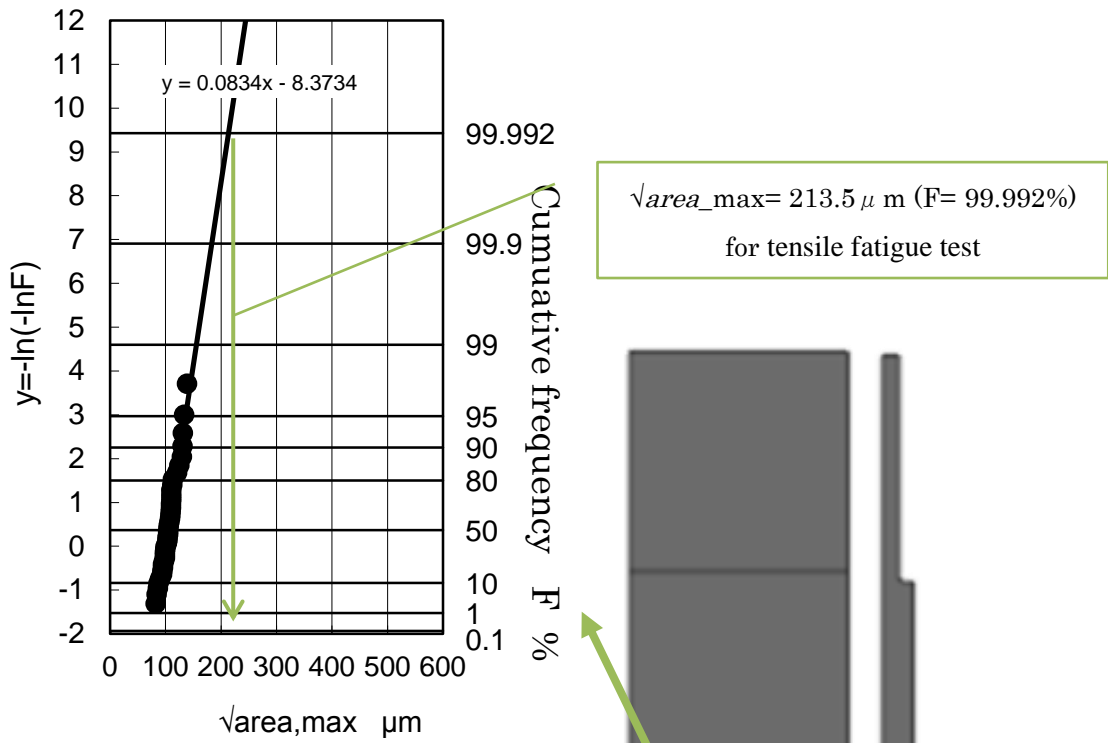
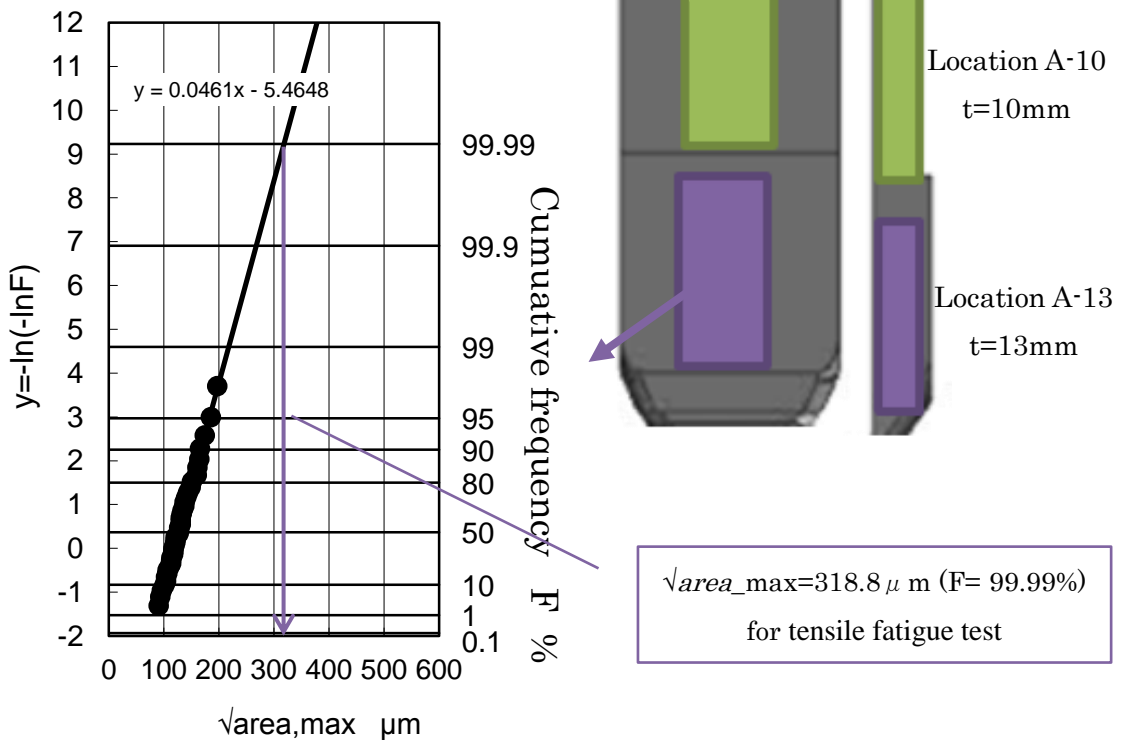


Fig. 5.16 Geometries for specimens used for estimation of the maximum graphite size (in mm).

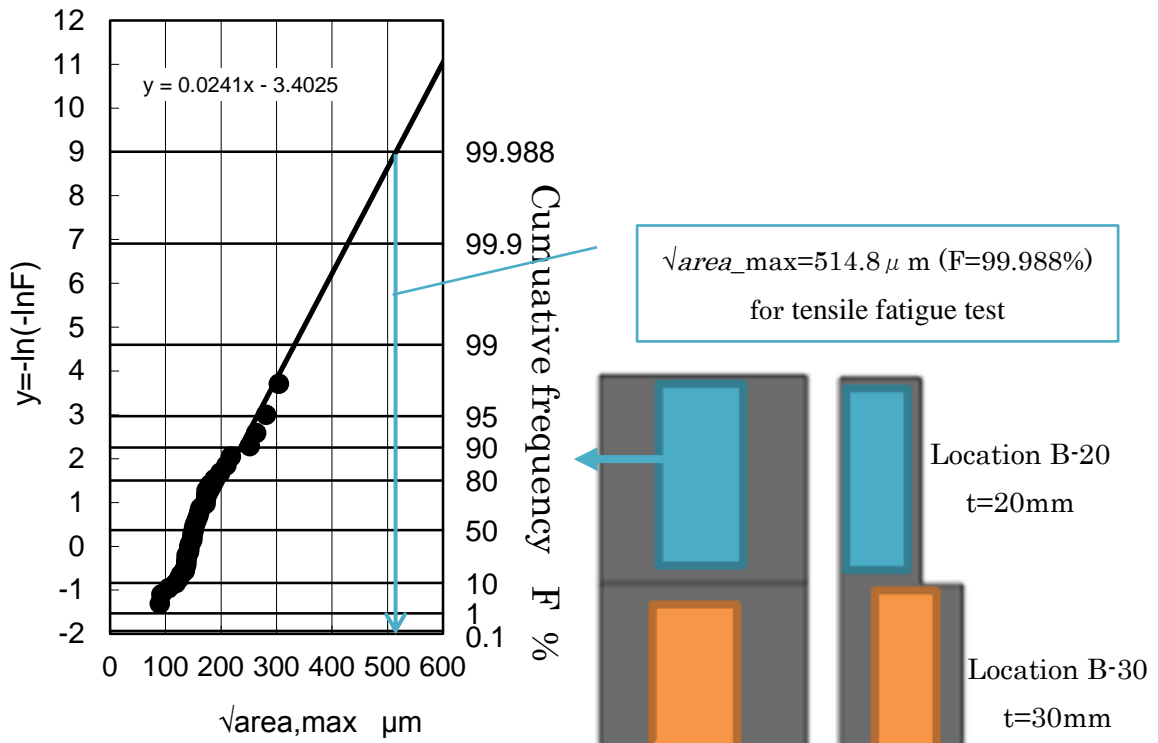




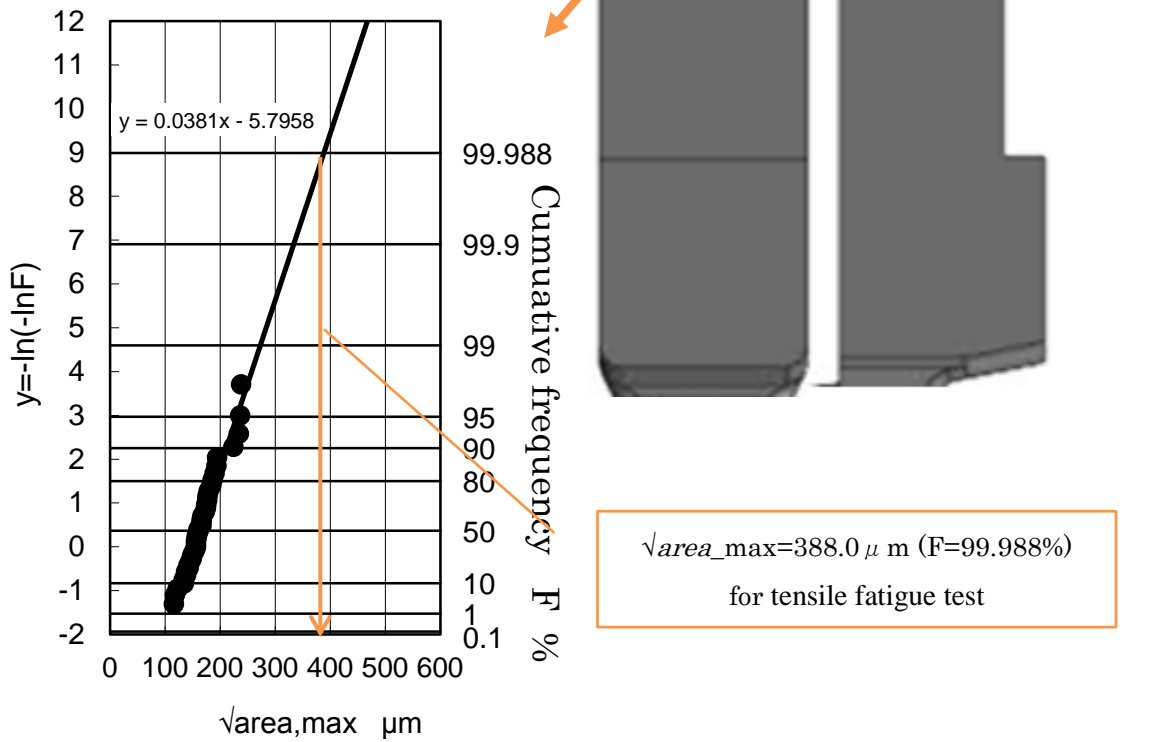
(c) Location A-10 (t=10mm)



(d) Location A-13 (t=13mm)



(e) Location B-20 (t=20mm)



(f) Location B-30 (t=30mm)

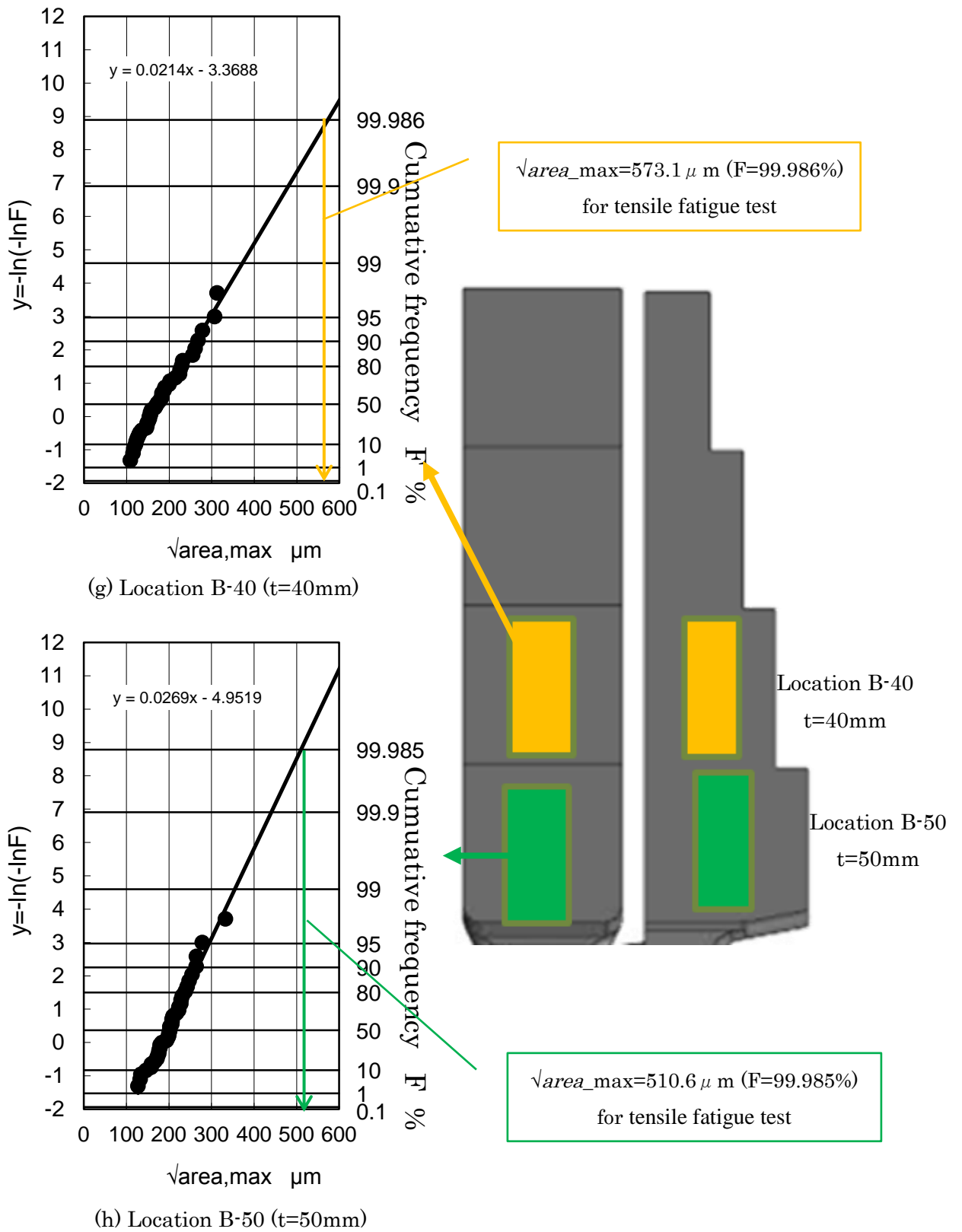


Fig. 5.17 Statistics of extreme value probability for each location.

Table 5.4 Estimation results of maximum graphite size for each location.

	Experimental results
Location	Maximum graphite size [μm]
A-4	92
A-7	166
A-10	213
A-13	319
B-20	515
B-30	388
B-40	573
B-50	511

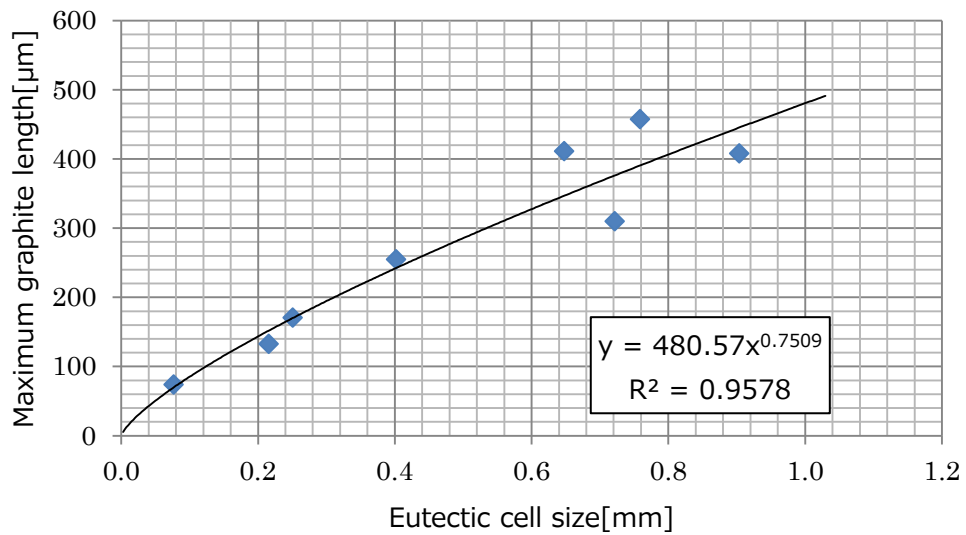


Fig. 5.18 Relationship between eutectic cell size and maximum graphite length.

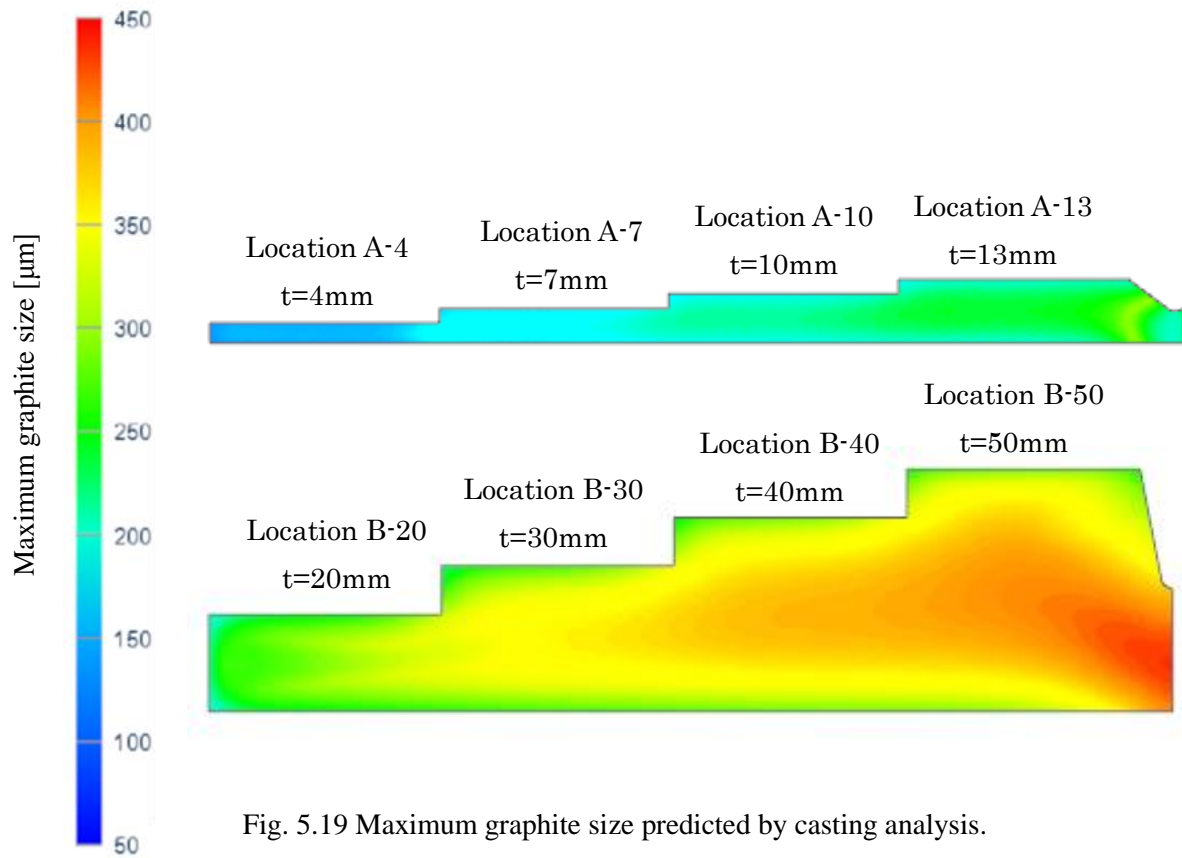


Fig. 5.19 Maximum graphite size predicted by casting analysis.

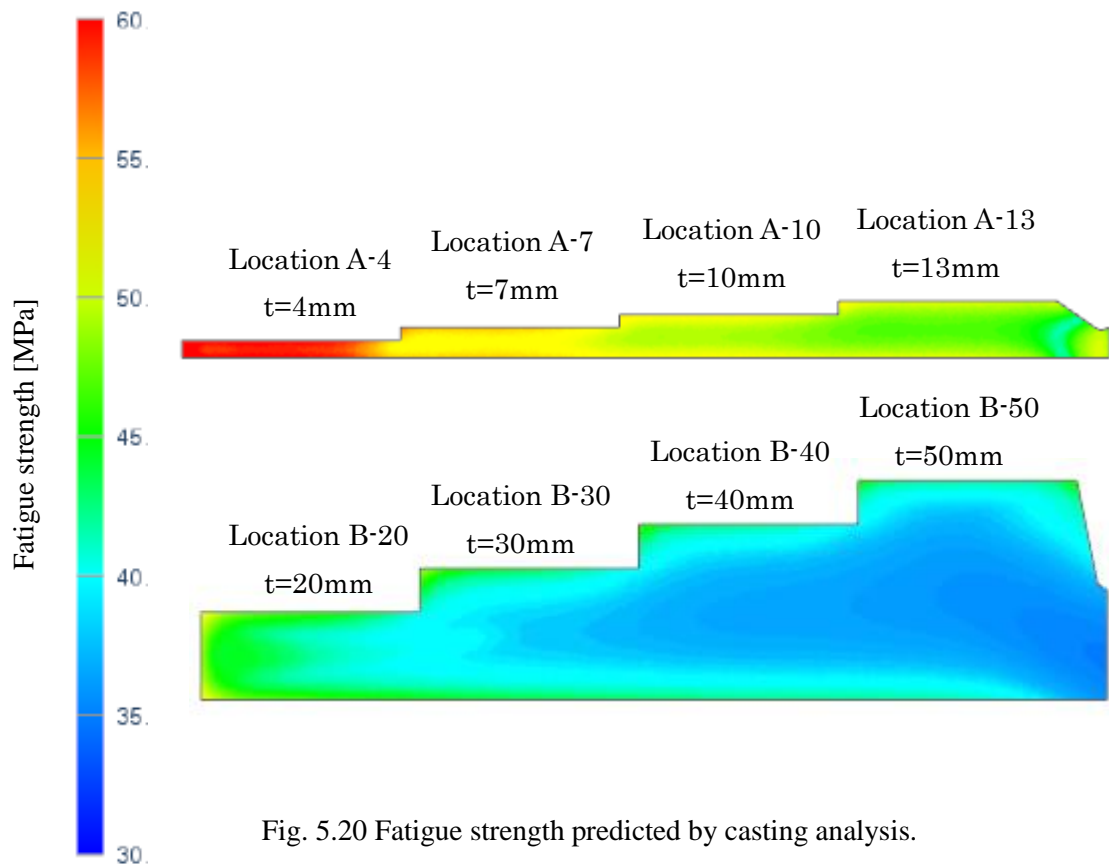


Fig. 5.20 Fatigue strength predicted by casting analysis.

5.5 製品の耐久性評価への適用

階段型鋳物の各階段部より軸荷重疲労試験用試験片を切り出す位置を検討した図面を図 5.21 に示す。同図中に示す各階段部の切り出し位置より切り出した試験片の疲労限度の差について鋳造解析により予測を行った。各試験片の疲労限度の予測結果を図 5.22 および図 5.23 に示す。結果から、階段部の肉厚が薄いほど疲労限度が高いことがわかる。また、階段部の肉厚が厚くなるほど疲労限度の差が大きくなることがわかる。

図 5.24 および図 5.25 に各試験片の疲労限度の差を低減するために、切り出し位置を再検討した結果を示す。結果から、階段部の肉厚が厚い部位の疲労限度の差が、図 5.22 および図 5.23 の結果に対して低減されたことがわかる。

このように、本手法を用いることで、シリンダヘッドのような大型鋳物の異なる部位の疲労限度を事前に予測可能となる。この手法は、製品の疲労限度のロバスト性向上などの検討にも有効と考えられる。また、本手法を用いて凝固解析より鋳鉄製品各部の強度を予測することで、図 26(a)に示すように従来は均質材と仮定して設計を行っていた鋳造製品に対して、同図(b)に示すような製品各部の引張強さおよび疲労限度の用いた耐久性の評価が可能となる。

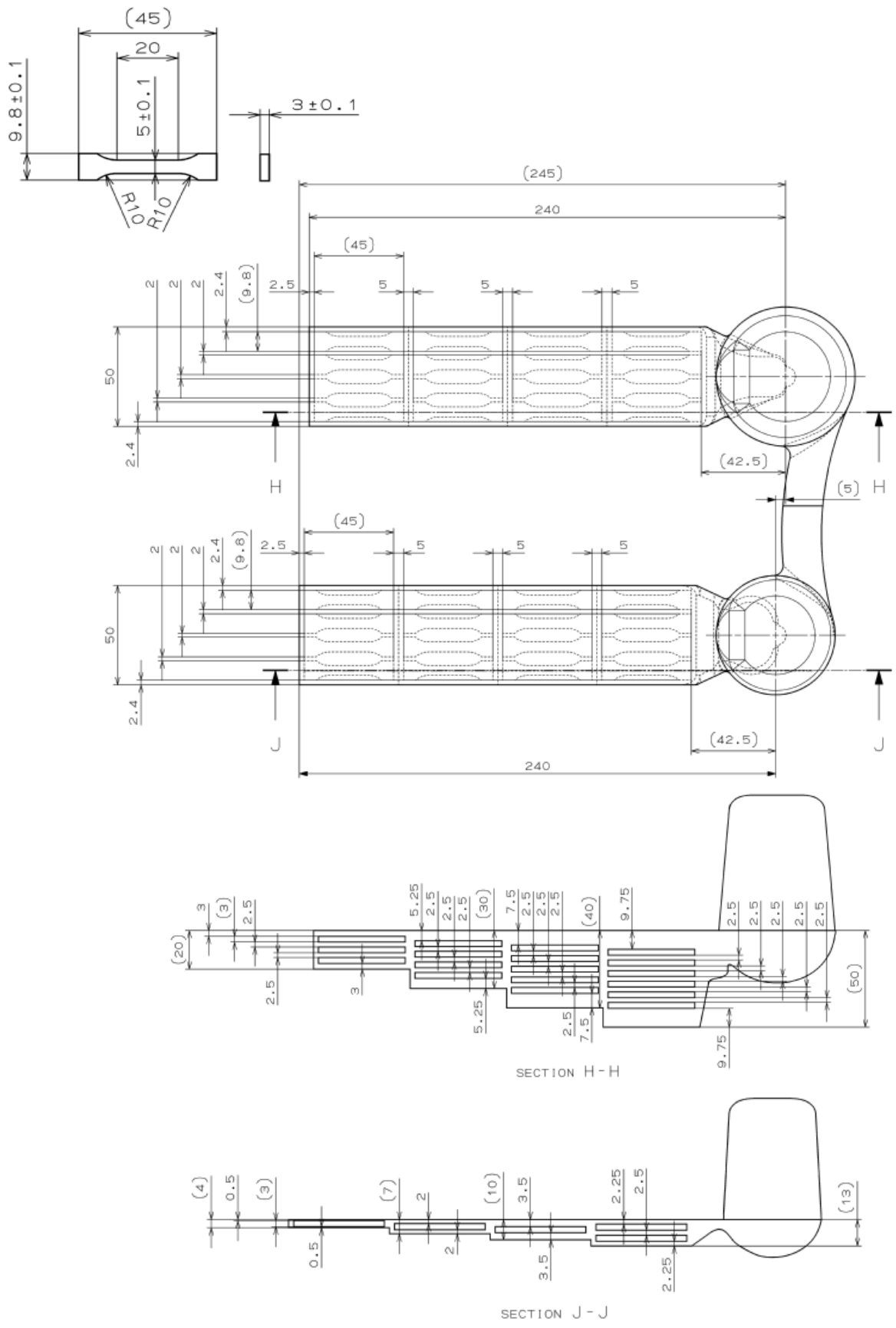


Fig. 5.21 Location of specimens cut from staircase casting test piece.

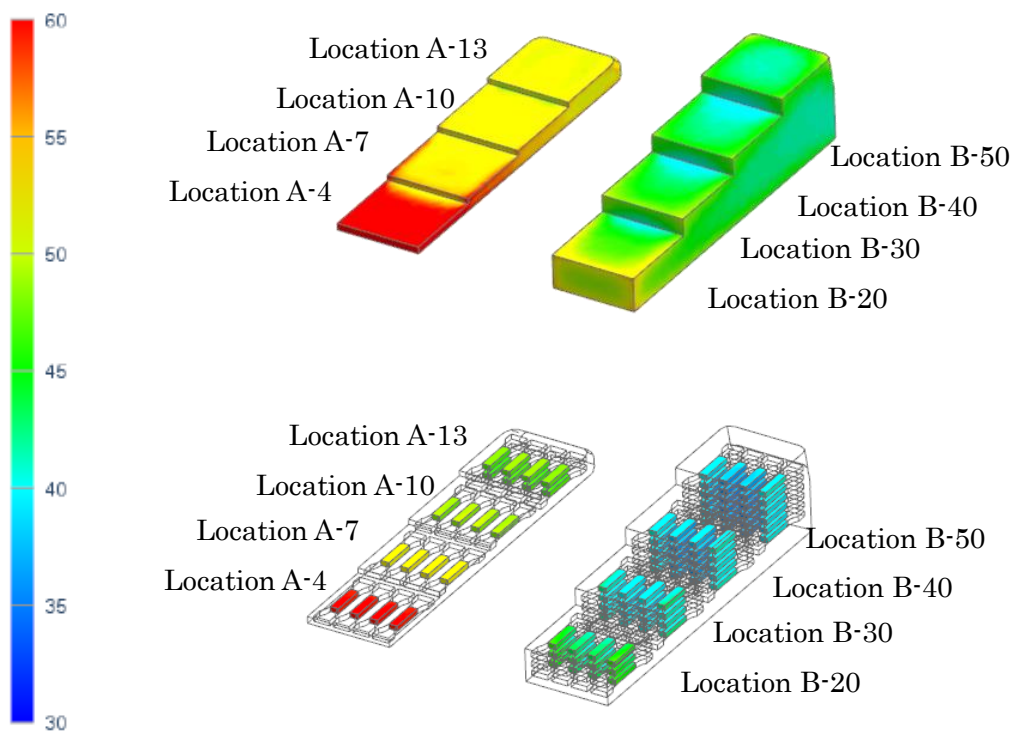


Fig. 5.22 Fatigue strength of staircase casting test piece and specimens.

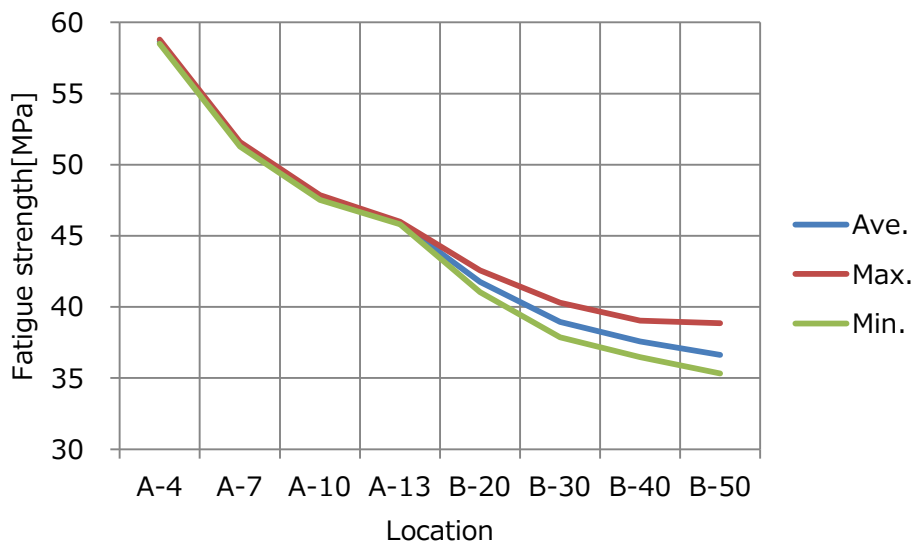


Fig. 5.23 The variation of fatigue strength due to the cut-out position of staircase casting test piece.

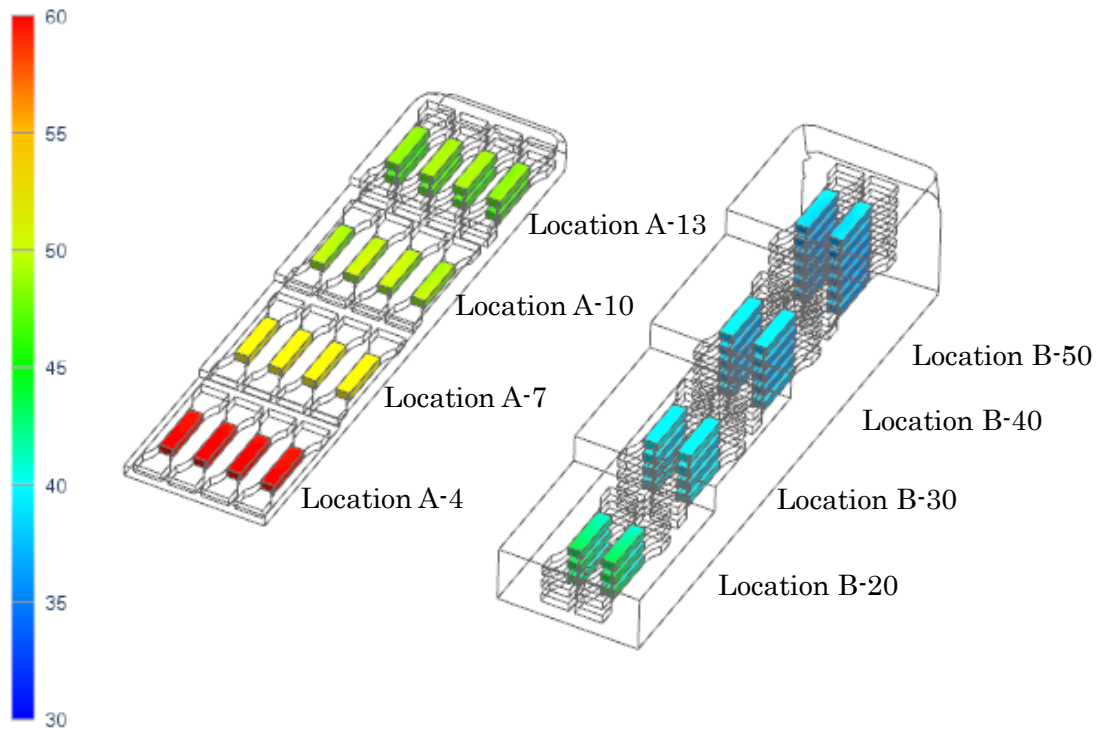


Fig. 5.24 Reconsideration results of the cut-out location of specimens from staircase casting test piece.

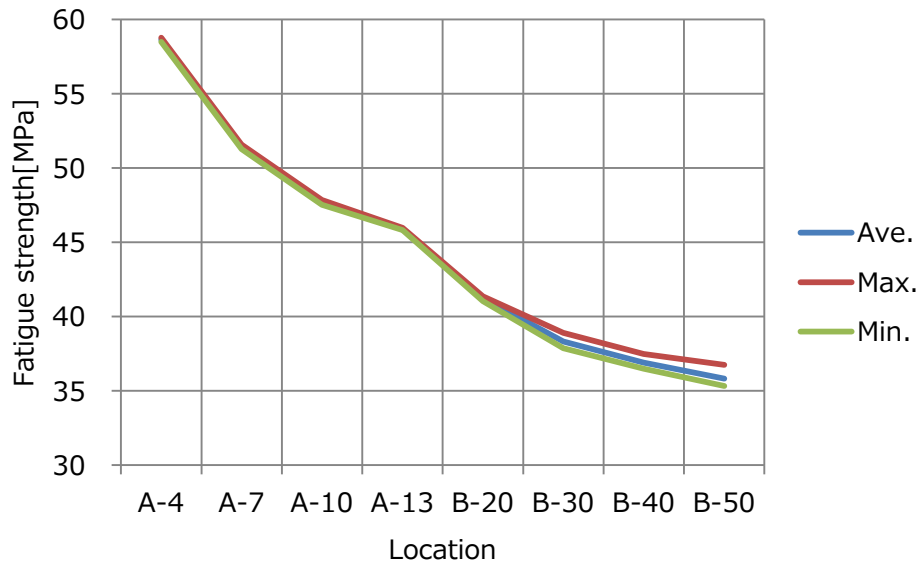
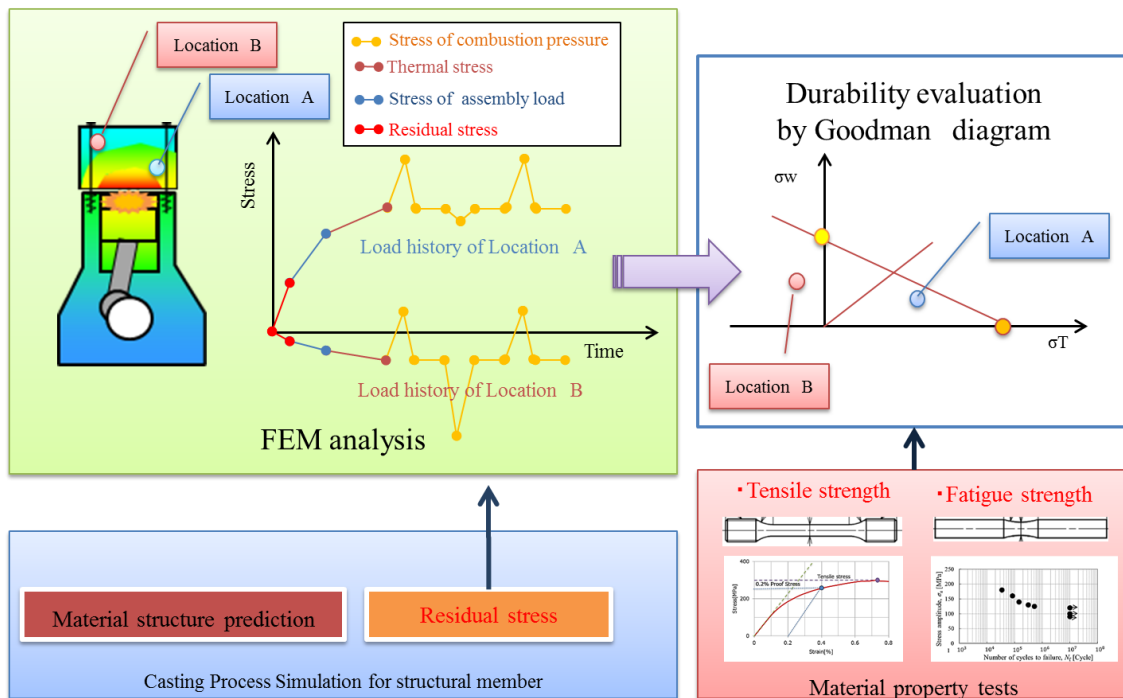
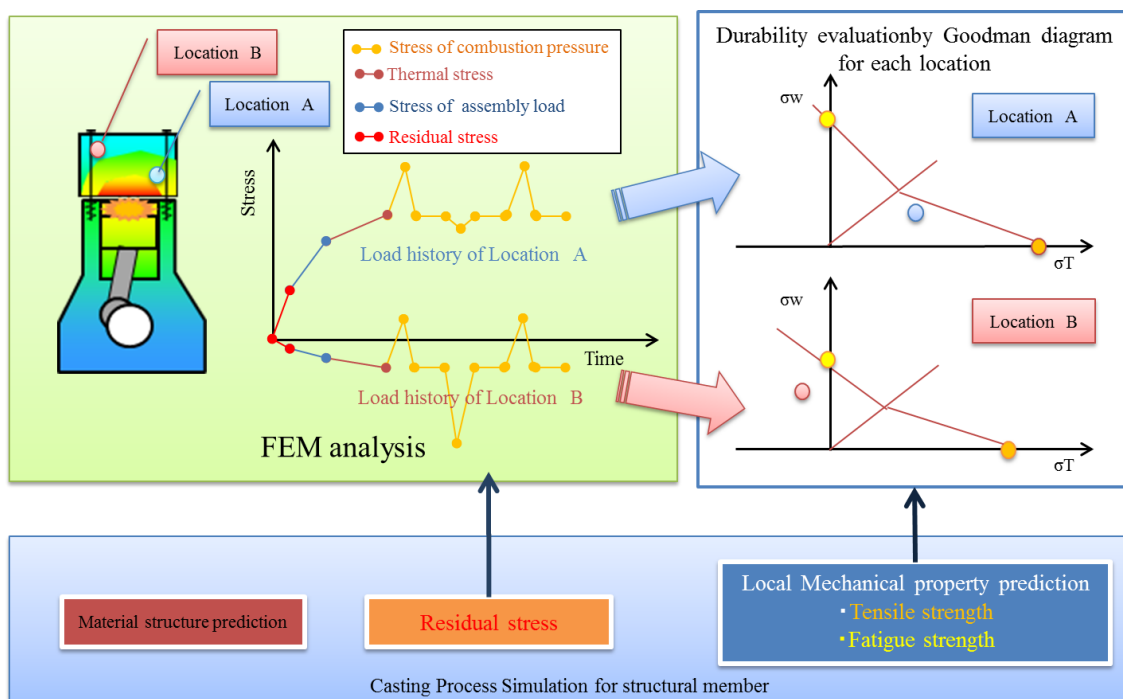


Fig. 5.25 The variation of fatigue strength due to reconsideration of the cut-out position of staircase casting test piece.



(a) Current durability evaluation process



(b) Proposed durability evaluation process

Fig. 5.26 Changes in durability evaluation process using FEM analysis by casting process simulation

5.6 結言

本章では片状黒鉛鋳鉄について、階段状鋳物を用いて冷却速度の異なる各部位の組織および材料特性の調査を行い、凝固解析により予測した階段状鋳物の組織の予測精度を検証した。また、既存の凝固解析ソフトでは予測ができない片状黒鉛鋳鉄の疲労限度の予測方法を検討した。

- 1) 凝固解析時の冷却速度を実際の鋳造時の温度変化に合わせることで、鋳造品の共晶セルサイズ、硬さおよび引張強さを、実験値に対して良い精度で予測可能なことが確認できた。
- 2) 共晶セルサイズと最大黒鉛寸法は相関関係にあることがわかった。また、推定した最大黒鉛寸法 $\sqrt{area_max}$ と、黒鉛端部のき裂発生時の下限界応力拡大係数範囲により疲労限度の予測が可能と考えられる。本方法を用いることで、凝固解析により、製品各部で大きく異なる疲労限度を予測することが可能と考えられる。
- 3) 凝固解析を用いることで、複雑な形状をした片状黒鉛鋳鉄製品の鋳造時の材料強度の差の予測やその低減の検討、材料強度の差を考慮した耐久性の評価が可能となった。

参考文献

- 1) 牧村実，堺邦益，西山幸夫，田中正則．鋳鉄試験片の組織及び機械的性質と冷却速度との関係，鋳物，Vol.56, No.1(1984), p.15-21.
- 2) 藤城孝宏，荻野知也，速水毅，菟場紀之，上田英明．船用シリンダヘッドにおける鋳造欠陥の低減：鋳造工学 全国講演大会講演概要集 第 157 回全国講演大会講演概要集，公益社団法人 日本鋳造工学会（2010），p.109.
- 3) 石川知哉，小谷友勝，荻野知也，糸藤春喜．球状黒鉛鋳鉄製フライホイールにおける熱

- balancer 方案の凝固解析. 鑄造工学 全国講演大会講演概要集 第 166 回全国講演大会講演概要集, 公益社団法人 日本鑄造工学会 (2015), p.34.
- 4) 田中正幸. 鑄造シミュレーションによる鑄物の高品質化技術. 東芝レビュー, Vol.68, No.12 (2013), p.54-55.
 - 5) 荻野知也, 上田英明. 鑄鉄部材における残留応力解析の精度向上. 鑄造工学 全国講演大会講演概要集 第 159 回全国講演大会講演概要集. 公益社団法人 日本鑄造工学会 (2011), p.60.
 - 6) 齋藤侑里子, 木間塚明彦, 黒木康徳. 鑄造シミュレーションを使ったロバスト最適条件の選定 (新技術・新製品特集号), IHI 技報, Vol.51, No.1 (2011), p.37-42.
 - 7) Joerg C. Sturm, Guido Busch. Cast iron-a predictable material. China Foundry, Vol.8, No.1 (2011), p. 51-61.
 - 8) McClory Brian, Wai Nguyen, Christof Heisser. Effect of Simulated Material Properties and Residual Stresses on High Cycle Fatigue Prediction in a Compacted Graphite Iron Engine Block. SAE Technical Paper, No.2010-01-0016. (2010).
 - 9) 古郷佐八郎, 荻野春之助, 中川隆, 小林正孝, 浅見克敏. 球状黒鉛鑄鉄の軸荷重下での疲労強度. 材料, Vol.33, No.375 (1984), p.1499-1505.
 - 10) Thomser Corinna, Mathias Bodenbug, Joerg C. Sturm. Optimized Durability Prediction of Cast Iron Based on Local Microstructure. International Journal of Metalcasting, Vol.11, No.2 (2017), p.207-215.
 - 11) Japan Industrial Standard (JIS) Z 2241-2011 "金属材料引張試験方法" (2011).
 - 12) ASTM International (ASTM) A247-16a "Standard test method for evaluating the microstructure of graphite in iron castings"(2016).
 - 13) Japan Industrial Standard (JIS) Z 2244-2009 "ビッカース硬さ試験-試験方法"

(2009).

- 14) 改訂 材料強度学 第4版 日本材料学会(2011)
- 15) 中江秀雄. 鑄鉄の凝固, 鑄造工学, Vol.79, No.11 (2007), p.682-689.
- 16) 鈴木陽, 大平五郎, 井川克也. 鑄鉄の共晶凝固速度と組織について, 鑄物, Vol.38, No.7 (1966), p.456-461.
- 17) 高山善匡. 結晶粒度の評価法, 軽金属, Vol.44, No.1 (1994), p.48-56.
- 18) 村上敬宜. 金属疲労 微小欠陥と介在物の影響, 養賢堂(1993)
- 19) Y. Murakami, Inclusion rating by statistics of extreme values and its application to fatigue strength prediction and quality control of materials. Journal of Research of the National Institute of Standards and Technology, Vol.99, No.4 (1994), p.345-351.

第 6 章

総括

複雑な形状の製品を安価に製造できるため、エンジン用構造部材など、幅広い用途に使用されている鋳鉄は、シリンダヘッドのような大型で複雑な形状の製品を鋳造する際に、製品各部の冷却速度の違いから組織や強度が場所によって大きく異なることが問題となっている。他方、疲労限度を予測する経験式は信頼性が低く、また、疲労試験による検証は製品各部から切り出した試験片を用いて多くの試験を実施する必要がある、現実的では無いため、現状は、製品の代表部位の強度を確認することで製品全体が代表部位と同等の強度を持つ均質材と仮定してエンジン部品の設計検討が行われている。

一方で、環境問題や省エネルギーの要求からエンジンにはさらなる軽量化、高機能化、高効率化が求められ、これまでよりもさらに高い機能・信頼性を確保しながら、軽量なエンジンを設計する必要がある、CAE の利用が必要不可欠だが、複雑な応力状態に曝されるエンジン部品の CAE による耐久性評価の精度は必ずしも十分とは言えない。

上述の社会的および技術的な背景から、鋳鉄を構造部材として用いる際に必要な機能・信頼性を確保しながら、軽量なエンジン構造を実現するための疲労設計法の確立が求められる。そこで、本研究では、片状黒鉛鋳鉄材料の疲労メカニズムを明らかにし、疲労メカニズムに基づく各種鋳鉄の疲労限度の予測方法を検討した。特に実働状態を考慮した様々な応力状態における疲労限度の予測方法と耐久性の評価方法について検討を行うとともに、鋳造解析を用いた疲労限度の予測方法を確立することを目的とした。以下に本研究で得られた成果を総括して述べる。

始めに、鋳造時の冷却速度を変えることで基地組織のパーライトのラメラ間隔および機械的性質を変化させた片状黒鉛鋳鉄を用いた疲労試験を実施し、疲労強度に及ぼす基地組織の影響について検討した。また、疲労中断試験により疲労き裂の発生および伝ば挙動を詳細に調べた。これらの結果から、パーライトのラメラ間隔が小さい材料と大きい材料の疲労強度の差は僅かであり、疲労強度に及ぼす基地組織の影響は小さいこと、疲労き裂は全寿命の初期に黒鉛先端から発生し、隣接する片状黒鉛のき裂と連結しながら

ら黒鉛に沿って伝ばすること、全寿命に対してき裂伝ば寿命が支配的であること、き裂の発生・進展挙動には黒鉛が大きな影響を及ぼしていること、などを明らかにした。これらの結果から、試験片表面の黒鉛から発生するき裂進展挙動に着目し、表面き裂の下限界応力拡大係数範囲と、黒鉛を初期き裂と仮定し \sqrt{area} パラメータを用いて極値統計により予測した最大黒鉛寸法により、片状黒鉛鋳鉄の疲労限度を精度良く予測可能であることを明らかにした。

次に、鋳鉄の疲労強度に及ぼす黒鉛形状の影響を調べるため、片状、芋虫状および球状の各鋳鉄を供試材として疲労試験を行い、疲労限度の予測方法を検討した。いずれの鋳鉄材料も、疲労き裂は全疲労寿命のごく初期に黒鉛部を起点に発生しており、全寿命に対してき裂伝ば寿命が支配的であることを明らかにした。球状黒鉛鋳鉄の疲労限度は片状黒鉛鋳鉄と同様に、黒鉛を半円形状の表面き裂と仮定して求めた \sqrt{area} パラメータを用いて極値統計により予測した最大黒鉛寸法と、表面き裂の下限界応力拡大係数範囲により精度良く予測可能であることを示した。他方、芋虫状黒鉛鋳鉄は黒鉛の分岐が著しく、それに起因する応力遮蔽効果が生じていると考えられるため、疲労限度の予測には黒鉛形状の影響を応力拡大係数の補正係数として考慮することが有効であることを示した。

続いて、実際のエンジンの運転状態において、複雑な応力状態に曝されるエンジン部品の耐久性評価を想定し、負荷形式および平均応力が異なる場合に対する、破壊力学的な疲労限度の予測手法の有効性について検討した。片状黒鉛鋳鉄の疲労限度線図は従来の疲労設計で用いられている修正グッドマンの関係には従わず、応力比が異なる場合は、平均応力が $-150\sim 100\text{MPa}$ の広い範囲で、破壊力学的な手法により予測した疲労限度と実験により得られた疲労限度が良い一致を示すことを示した。さらに、疲労メカニズムに基づく CAE による耐久性の評価方法をシリンダヘッドに適用し、実機耐久試験の結果との比較から、その有効性を示した。

さらに、片状黒鉛鋳鉄に注目して鋳造プロセス-微視組織-疲労強度の関係を定量的に検討し、凝固解析により最大黒鉛寸法を予測可能とするとともに、予測した最大黒鉛寸法に基づき疲労限度を予測する手法を提案した。また、CAEを用いた製品各部の強度の違いを考慮した耐久性評価の有効性について述べた。

これらの研究成果を設計・製造工程にて活用することにより、以下の効果が期待される。従来、経験式や検証試験により把握していた鋳鉄製品の疲労限度について、微視組織観察から最大黒鉛寸法を把握し、破壊力学的な手法により、製品各部の疲労限度を精度良く予測して設計検討を行うことが可能となる。さらに、凝固解析による最大黒鉛寸法の予測を可能としたことから、微視組織の観察を行うことのできない設計初期の構想段階から、製品各部の疲労限度を予測し設計検討を行うことが可能と考えられる。鋳鉄の疲労メカニズムに基づくCAEによる耐久性評価を実施することで、製品の初期品質の向上が期待され、特に、上記の製品各部の疲労限度の予測手法と合わせることで、製品各部の異なる強度を考慮した適切な耐久性評価が実施可能となり、軽量で高い信頼性を確保した製品設計の実現が期待される。また、製造工程においても、従来から鋳造解析により検討がされていた湯流れ性や残留応力に加え、引張強さ、疲労限度も考慮した鋳造方案の検討、ロバスト性改善の検討を行うことが可能となり、製品の強度改善や製品品質の向上の効果が期待される。さらに、実際の製品から最大黒鉛寸法を測定することにより、開発中の不具合発生時における疲労限度の検証や、製造工程における非破壊検査による製品の疲労限度の確認、品質保証を、従来よりも容易に行うことが可能になると考えられる。このような効果により、製品品質の向上や設計検討・耐久性評価試験の回数低減による開発期間短縮、開発コスト削減が期待される。

謝辞(ACKNOWLEDGEMENTS)

本研究は、長岡技術科学大学機械系 准教授 宮下幸雄先生のご指導のもとに行われたものであり、研究推進、データ分析、論文作成に至るまで常に適切なご助言、ご指導を賜りました。ご多忙な中、多くの時間を割いていただきましたことに、心より感謝致します。

また、東北大学 名誉教授 新家光雄先生、芝浦工業大学 教授 橋村真治先生、長岡技術科学大学 理事・副学長 鎌土重晴先生、長岡技術科学大学機械系 教授 井原郁夫先生には、本論文をご査読・審査頂き、ご指摘を頂くと同時に、適切なご助言を頂きましたことに心より感謝致します。

さらに、宮下研究室 西水貴洋氏、斉藤大翔氏、加藤洋祐氏には、本研究の遂行にあたり多大なるご協力をいただきましたことに心より感謝致します。いつも研究室に温かく迎えて頂きました長岡技術科学大学機械系 准教授 大塚雄市先生、宮下研・大塚研の研究室の皆さんにも心より感謝致します。

本研究にご理解をいただき、社会人博士課程へ入学、通学するには多大なるご支援を頂きました東京ラヂエータ製造株式会社執行役員開発本部副本部長 蛭川耕二氏に厚く御礼を申し上げます。

共同研究のメンバーとして課題解決に向け様々な面でご協力いただき、有意義なディスカッションをさせて頂きました、いすゞ自動車株式会社 車両審査実験第二部 衛藤洋仁博士、相田真宏氏、CAE デジタル開発推進部 新矢伸昭シニアエキスパート、PT 商品企画・設計第三部 高橋浩平氏に心より感謝致します。

共同研究や社会人博士課程入学に際し、ご理解いただき、適切なマネジメントおよびご協力を頂き、研究を支えて下さった、PT 商品企画・設計第三部 幾竹弘志チーフエンジニア、高橋聡グループリーダー、谷村昌紀グループリーダー、ならびに大学通学や論文執筆の際には業務面でサポートいただきました PT 商品企画設計第三部の皆様に感謝

致します。

エンジン装置設計部時代にグループリーダーとしてご指導いただいて以来、今日まで適宜ご指導いただきました飯田眞氏、開発技術企画部 中込彰上級職にも感謝致します。

PT 商品企画・設計第一部 鈴木泰順グループリーダー、NGV 企画・設計部 貴志彰仁グループリーダー、エンジン装置設計部 本間伸一シニアエキスパート、PT 商品企画・設計第二部 佐々木聡シニアエキスパートとの社外ディスカッションのお蔭でリフレッシュして研究に取り組むことが出来ました。お気遣い頂き有難う御座いました。

社会人博士課程へ同時期に共に通学し、専門的助言やディスカッションをしていただいた東芝マテリアル株式会社 山本慎一氏に感謝致します。

社会人学生受験を迷っていた際に背中を押していただき、その後も様々な面でご支援いただきました株式会社サンメイ 今宮貴隆氏に感謝致します。

I would like to offer my greatest thankful to “my brother” Dr. Andre Staudte for helpful advice when I writing a paper.

株式会社アイメタルテクノロジーの皆様、株式会社キグチテクニクスの皆様、SCSK 株式会社の皆様、MAGMA GmbH の皆様、いすゞ同期入社の皆様、その他ご支援、ご協力いただきました多くの皆様に厚く御礼申し上げます。皆様のお蔭で、長岡技術科学大学工学研究科において恵まれた環境の中で社会人博士課程として貴重な経験をさせていただきました。また、本研究の成果は皆様のご協力なくしては得ることができませんでした。今後の鋳物部品の設計、検討の進歩に少しでも役立つことを願っています。

最後に、通学に際してご支援、ご協力いただきました茨城、新潟の両親、家族に感謝致します。そして、この3年間一緒に過ごす時間を削られても、理解し協力してくれた子供たちに感謝します。

2018年8月

白土 清