

超合金の多数き裂シミュレーションに
よる高温疲労損傷解析と実機部材へ
の応用に関する研究

平成10年6月

藤山一成

目 次

第1章 緒 論	1
1.1 エネルギー機器用高温部材の寿命・余寿命評価に関する今日的課題	1
1.2 熱疲労・高温低サイクル疲労損傷に関する研究	4
1.3 余寿命評価へのシミュレーション解析の適用に関する研究	5
1.4 実機部材の余寿命評価へのシミュレーション解析の適用	6
1.5 本論文の構成	7
参考文献	8
第2章 超合金のマイクロ組織と高温低サイクル疲労における多数き裂形態の観察	11
2.1 緒 言	11
2.2 実験方法	11
2.2.1 供試材	11
2.2.2 試験片	12
2.2.3 実験方法	13
2.3 実験結果	14
2.3.1 ミクロ組織形態	14
(1)FSX414	14
(2)Nimonic263	16
(3)IN738LC	18
2.3.2 高温低サイクル疲労特性	20
(1)材料間の比較	20
(2)温度依存性(FSX414)	22
2.3.3 疲労破損試験片のき裂形態観察	23

(1)FSX414	23
(2)Nimonic263	29
(3)IN738LC	30
2.4 考察	31
2.4.1 ミクロ組織のシミュレーション	31
(1)シミュレーションモデル	31
(2)シミュレーション結果	32
(3)フラクタル次元によるシミュレーション結果の評価	34
2.4.2 高温低サイクル疲労特性	36
2.5 結言	40
参考文献	42
第3章 高温低サイクル疲労過程における多数き裂の発生特性	43
3.1 緒言	43
3.2 疲労途中止め観察試験	43
3.3 疲労途中止め試験片のき裂観察結果	44
3.3.1 FSX414	44
3.3.2 Nimonic263	51
3.3.3 IN738LC	58
3.4 多数き裂計測と繰返し数比の関係	60
3.4.1 き裂個数密度	60
3.4.2 き裂長さ密度	62
3.5 き裂発生寿命	63
3.5.1 微小き裂発生寿命評価	63
3.5.2 き裂長さ密度による微小き裂発生寿命分布の推定	64
3.6 結言	68
参考文献	69
第4章 高温低サイクル疲労における多数き裂の進展特性	71

4.1 緒言	71
4.2 多数き裂進展に及ぼすミクロ組織形態の影響	71
4.3 多数き裂の進展特性	76
4.3.1 き裂進展傾向解析	76
4.3.2 き裂進展解析に及ぼす観察間隔の影響	84
4.3.3 き裂合体特性	90
4.3.4 最大き裂の進展特性	92
4.4 結言	93
参考文献	94
第5章 高温低サイクル疲労損傷過程のモデリングとシミュレーション解析	95
5.1 緒言	95
5.2 シミュレーションモデル	95
5.2.1 シミュレーション領域	96
5.2.2 き裂発生モデル	96
5.2.3 き裂進展モデル	100
5.2.4 き裂による応力遮蔽効果	102
5.2.5 き裂合体条件	106
5.3 シミュレーションアルゴリズム	107
5.4 シミュレーション結果	109
5.4.1 FSX414	109
5.4.2 Nimonic263	112
5.5 考察	115
5.5.1 き裂発生寿命分布	115
5.5.2 き裂個数密度とき裂合体率	115
5.5.3 き裂長さ密度とき裂発生・進展律速の検討	118
5.5.4 最大き裂進展特性	120
5.5.5 温度依存性	122

5.6 結 言	123
参考文献	124
第6章 実機部材における多数き裂損傷の統計的傾向解析	125
6.1 緒 言	125
6.2 統計的傾向解析手法の概要	125
6.3 静翼の熱疲労損傷の特徴とき裂の傾向解析	127
6.3.1 静翼の熱疲労損傷の特徴	127
6.3.2 統計パラメータによる傾向解析	131
6.3.3 き裂進展速度解析	135
6.4 結 言	141
参考文献	142
第7章 実機部材の多数き裂シミュレーション解析	143
7.1 緒 言	143
7.2 シミュレーション解析方法	143
7.2.1 シミュレーション対象領域の設定	144
7.2.2 損傷モデル	145
7.2.3 温度・応力解析	146
7.2.4 シミュレーション条件	149
7.3 シミュレーション結果	150
7.4 考 察	151
7.5 結 言	153
参考文献	154
第8章 損傷のシミュレーション解析に基づく余寿命評価法	155
8.1 緒 言	155
8.2 保守管理における余寿命評価	156
8.3 余寿命評価方法	157

8.4 シミュレーション解析に基づく余寿命評価方法	159
8.5 ガスタービン静翼におけるシミュレーション解析に基づく余寿命評価方法	161
8.6 シミュレーション解析の応用	164
8.7 結 言	166
参考文献	167
第9章 結 論	169
関連発表論文	173
謝 辞	175

第1章 緒 論

1.1 エネルギー機器用高温部材の寿命・余寿命評価に関する今日的課題

今日、エネルギーの有効活用と地球環境保護の観点から、火力発電プラント等の高効率化のため高温機器の高温化と大型化が進み、しかもその使用条件は頻繁な起動停止や稼働率の上昇により過酷化している。近年高効率プラントとしてガスタービンと蒸気タービンを組合せたコンバインドサイクル発電が増加しているが、その主機である発電用大型ガスタービン高温部材の使用温度は、Fig.1.1¹⁾に示すように年々上昇を続けており、第一段静翼入口温度で1500°C以上、メタル温度で900°C以上に達する趨勢である。使用温度の上昇に対応して冷却技術ならびに超合金の耐熱性と高温強度の改良が進められ、動翼などには一方向凝固合金がすでに適用され、単結晶翼の適用も検討されている。

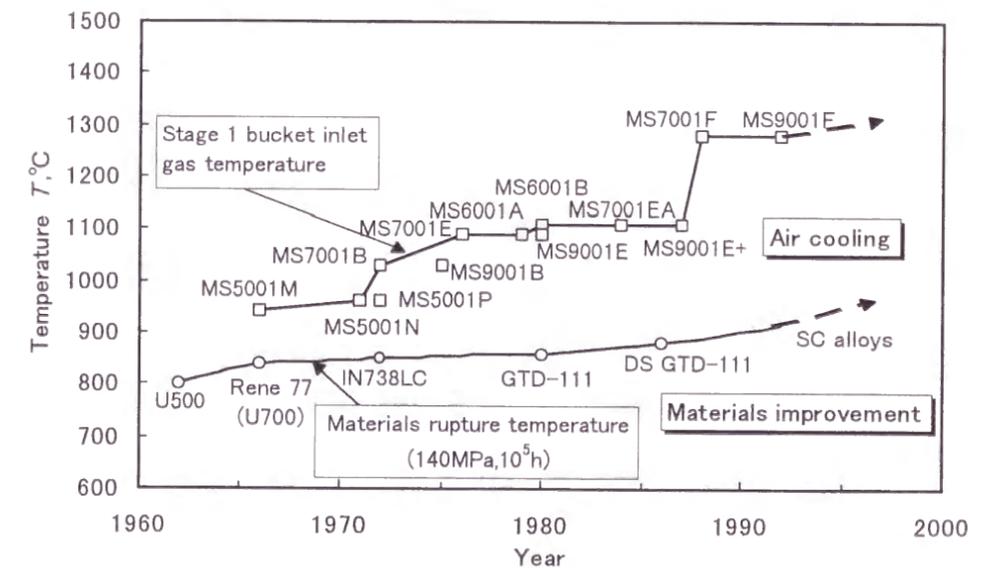


Fig.1.1 Firing temperature uprating trend and bucket material capability of GE gas turbines¹⁾.

ガス温度の上昇に比べ材料の使用温度には限界があるため、冷却を多用することとなり、その結果温度差の拡大による定常運転時の熱応力の増大と停止時熱応力との変化幅の増大が共に生じ、ガスタービンにおける熱疲労損傷の発生が従来機器に増して顕著となって

いる^{2),3),4)}。その例としてFig.1.2に、ガスタービン第一段静翼に生じる熱疲労き裂の例を模式的に示す⁵⁾。翼付根部近傍に比較的長いき裂が認められるほか、平坦部にも多数のき裂が分布している。これらの多数き裂は、広範囲に分布する損傷蓄積形態を示している。

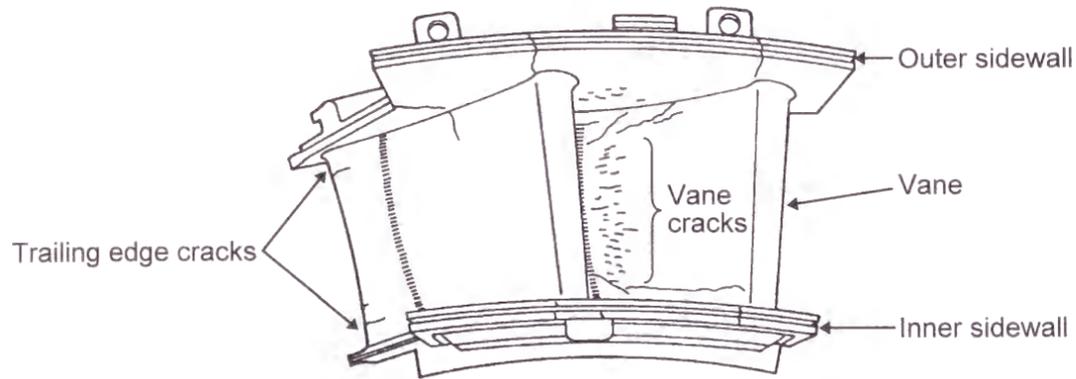


Fig.1.2 Thermomechanical fatigue (TMF) cracks in a gas turbine stage 1 nozzle.

この他に、ガスタービンにおいてはFig.1.3に示すように使用中の温度、応力、ひずみ、環境条件に起因する種々の劣化・損傷現象が生じ寿命支配因子となる⁵⁾。劣化は、高温下で材料のマイクロ組織が変化して生じる経時的な現象で、強度や延性・じん性の低下をもたらし、損傷の加速要因となる。損傷は、応力・ひずみの負荷により、ポイド、き裂、変形などが発生・進展し、ついには機器の破損や機能不全につながる現象であり、定常応力による高温クリープ、非定常熱応力による低サイクル熱疲労および振動応力による高サイクル疲労などがある。また、高温流体中の腐食成分や酸素による高温腐食・酸化は損傷を促進する。

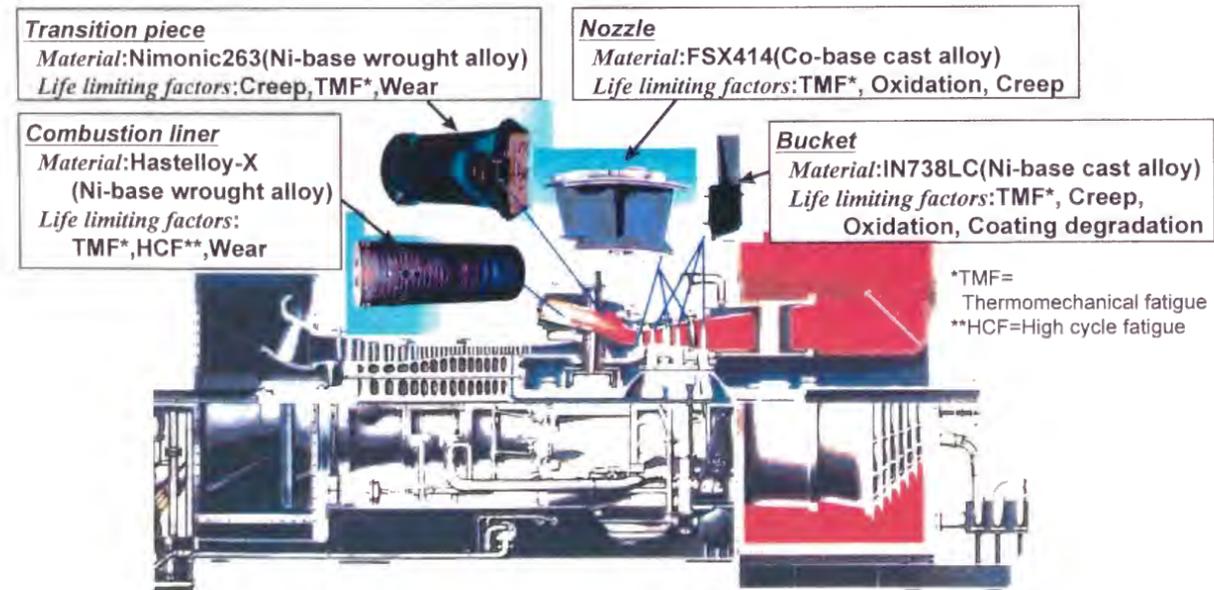


Fig.1.3 Materials and life limiting factors for high temperature components of MS9001E gas turbine.

Fig.1.4に、高温部品の寿命消費過程を代表的な2パターンに分類して模式的に示す^{5),6)}。図中Type Iとして示したものは、蒸気タービン等のように、設計尤度があり、設計寿命を越えてもさらに使用可能な場合である。一方、Type IIとして示したものは、使用中に損傷が生じてもある程度許容し、補修によって損傷を回復させながら目標寿命まで使用する場合である。

ガスタービンは主にType IIに属する機器であり、部材の余寿命を予測してできる限り長期間使用することが運用コスト最適化の観点からも極めて重要となってきた。損傷を許容する場合にも、その有害度を判断するために、検査情報に基づく余寿命評価法の確立が不可欠である⁷⁾。

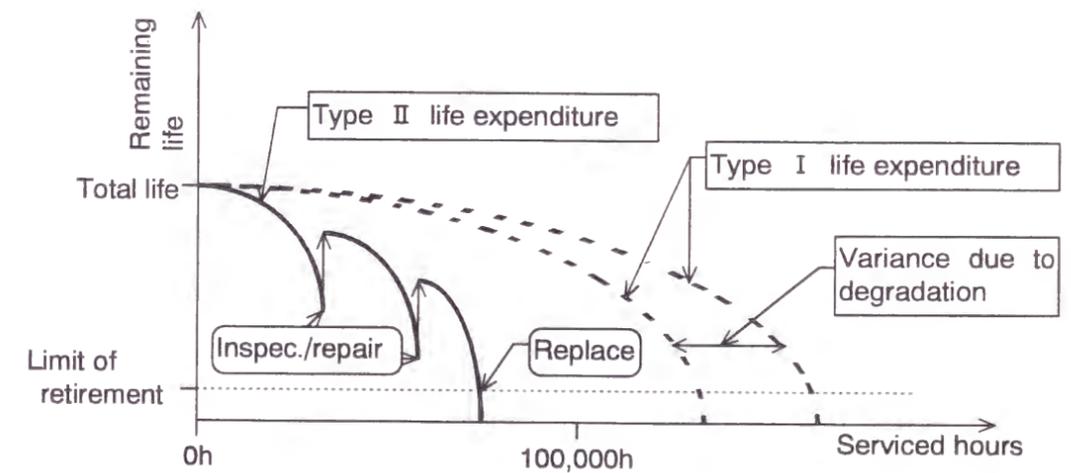


Fig.1.4 Typical two types of life expenditure trend of high temperature components.

ガスタービン高温部品の劣化・損傷形態は極めて多様かつ複雑であるため、各部品の寿命支配因子を明らかにしたうえで、余寿命予測法を開発することが必要である。また、寿命予測ばかりでなく、損傷量評価から補修量を予測することや、損傷とマイクロ組織などの関係から耐損傷材料の開発を行うことが、保守管理合理化および長寿命化のための有効な手段となる。これらの施策を、最新の計測・解析・実験技術を駆使して合理的かつ低コストで実現することがエネルギー機器用高温部材の寿命・余寿命評価における今日的課題であると考えられる。

1.2 熱疲労・高温低サイクル疲労損傷に関する研究

本研究は、過酷な条件で使用される高温機器、特にガスタービンにおける余寿命評価法の確立を主たる目的としているが、これらの機器部材では、熱疲労・高温低サイクル疲労損傷が寿命支配因子のひとつとして重要であるため、数多くの研究がなされてきた。そのなかでも疲労損傷については次のような観点からのアプローチが行われてきた。

熱疲労・高温低サイクル疲労損傷は、Fig.1.5に示すCoffin⁸⁾の概念に代表されるように、構造物のひずみ集中部にひずみ制御状態が生じ、この部分に仮想的な試験片を考えて試験片の破損寿命が実機のき裂発生寿命に相当するとして評価されてきた。このモデルでは、試験片に生じた支配的なき裂の進展則からManson-Coffin式と同じ形の評価式が得られるが、超合金のような高強度低延性材には、破損寿命特性を十分に表わせない場合のあることが指摘されている⁹⁾。

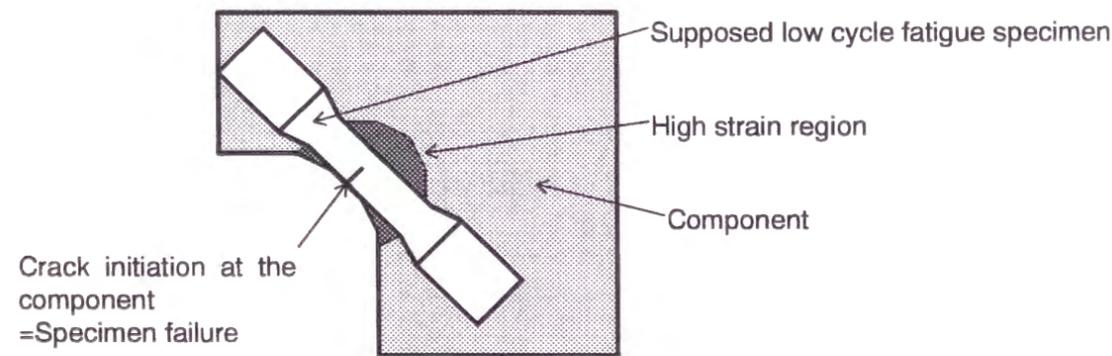


Fig.1.5 Modeling of low cycle fatigue crack initiation at a component.

一方、実際の低サイクル疲労は、多数の微小き裂が繰返し比較的初期から発生し、次第に発達しながら、巨視き裂となり破損に至る現象であることが明らかとなってきた。き裂の発生は、材料のマイクロ組織の中でき裂発生抵抗の小さい部分からランダムに生じ、発生したき裂は進展後き裂進展抵抗の高い部分に到達して停留するが、隣接する複数のき裂の合体により再び急速な進展が生じることが明らかにされてきた。

クリープ・疲労重畳損傷過程では、大谷らが304ステンレス鋼などについて、多数き裂の挙動に関する詳細な観察を行っている。それによれば、低サイクル疲労における表面微小き裂には次のような特徴が認められる^{10)~14)}。即ち、き裂の発生は、主に応力軸と垂直をなす1粒界ファセット単位で試験片表面に優先的に生じ、発生したき裂に隣接する粒界が破壊し

やすく、その粒界の破壊がき裂進展になる。この観察により、き裂個数密度、長さ・角度の分布などに関する詳細な情報が得られており、シミュレーションモデル構築の基盤となっている。

超合金については、実機使用温度が極めて高くなることから、酸化によるき裂発生促進効果が顕著に現れる¹⁵⁾。ガスタービン超合金は一般に高温耐酸化性を十分有するように合金設計がなされているが、多結晶の場合、粒界やデンドライト境界に析出した炭化物とマトリクスとの界面が酸化の優先経路となり、界面の結合力が減少して引張応力が負荷されると容易にき裂が生じるようになる。従って、超合金の熱疲労・高温低サイクル疲労におけるき裂発生形態は、マイクロ組織形態に強く依存する。

1.3 余寿命評価へのシミュレーション解析の適用に関する研究

高温部品の余寿命評価を精度良く行うためには、寿命を支配する損傷のマイクロ過程をマクロ寿命に結びつける必要がある。その一つの有望な手段として、コンピュータシミュレーションの応用が考えられる^{16),17)}。従来、シミュレーションを構造部材の疲労寿命評価法に適用する立場から、結晶粒オーダの微小き裂を対象とした多数き裂のシミュレーション^{18)~23)}に関する研究がなされ、損傷機構の解明や確率論的寿命評価に活用されてきた。低サイクル疲労は、多数のき裂が同時に発生し進展するため、高サイクル疲労におけるような単一き裂のモデルとは異なる扱いが必要である。マクロき裂モデルでは疲労損傷の物理過程が説明できず、一方、転位組織レベルのマイクロモデルでは通り帯からマイクロき裂が発生するごく初期のみを対象とし、多数き裂の干渉効果の考慮も困難である。これらに比べて、結晶粒オーダのメゾスコピックモデルによる取扱いが最も有効であると考えられる²⁴⁾。

高温クリープ・疲労損傷と寿命評価へのシミュレーション解析の適用については、大谷、北村、多田ら^{25)~30)}の系統的な観察とシミュレーション解析による帰納的・逆解析的余寿命評価法の提案がある。本手法では、粒界破壊抵抗分布モデルを次のように構築している。即ち、三重点間の各粒界に統計分布をもつ破壊抵抗を与え、負荷繰返し1回ごとに各粒界の破壊抵抗が破壊駆動力分だけ減少し、ある粒界の破壊抵抗値が零ないしは負になったとき、その粒界が破壊し、き裂が発生するものとする。粒界モデルの形成の仕方には、1次元から3次元まで各種提案されており、多結晶組織とき裂の不規則な分布を再現している。また、き裂同士の干渉効果も考慮されている。

1.4 実機部材の余寿命評価へのシミュレーション解析の適用

大谷¹⁶⁾は、余寿命予測技術に要求される基本事項は、指定された設備に対する特定の部位、箇所における固有の材料損傷を定量的に精度良く計測あるいは計算することであり、そのために余寿命支配因子ならびに損傷と寿命の関係を明確化すべきことを指摘している。さらに、損傷や寿命に関する基礎的法則があいまいであったり、基礎的法則では複雑な条件下の実機に関する寿命予測が困難であっても、過去の類似の知識や定期検査による情報を活用して将来を予測する方法を考案する必要があることを指摘した上で、従来の演繹的・順解析的方法による方法に代わって、高精度な余寿命推定を目標とするための帰納的・逆解析的評価法を提案した¹⁶⁾⁻²⁶⁾。

この方法では、前節で述べたように、キャビティ、ボイドあるいはき裂を損傷の対象として損傷の発生・成長則(移行関係)をモデル化し、実験室における基礎試験によって必要な数値を定めて、実機部位の損傷に関する計算機シミュレーションを行う。このシミュレーション結果と定期検査時のレプリカ等による非破壊的観察情報との対比を行って、シミュレーションの入力を修正することにより、次回定検時の損傷の予測精度を向上させることができる。さらにシミュレーションによる方法では、過酷な運転条件や材料劣化など、未知の因子による寿命の変化を予知するために過大の入力を想定して余寿命予測を行うことができる。

このように、シミュレーション解析は、多数き裂による疲労損傷現象の解明と余寿命評価に対して有望な方法であると考えられる。そこで、本研究では、高温機器での最も過酷な損傷の一つである熱疲労・高温低サイクル疲労損傷について、試験片ベースでは、高温低サイクル疲労における多数き裂の挙動の追跡観察に基づくシミュレーション解析を行い、実機部材については検査記録に基づく多数き裂のシミュレーション解析を行って、損傷予測法としての有効性について検討する。さらに、提案したシミュレーション解析法の高温機器部材の余寿命評価と保守管理への適用法について考察する。

1.5 本論文の構成

実機構造部材の寿命・余寿命評価へのシミュレーション適用のためには、Fig.1.4に示すステップが必要と考えられる¹⁷⁾。即ち、実際の現象を十分把握した上で、基本的な劣化・損傷のマイクロ過程を明らかにし、さらに実機構造部材への適用が可能なシミュレーションモデルを構築し、実機の検査データと対比して検証する。以下の各章では、この手順をふまえて、ガスタービン静翼の余寿命評価へのシミュレーション解析の適用方法を構築するための検討を段階的に行っていく。

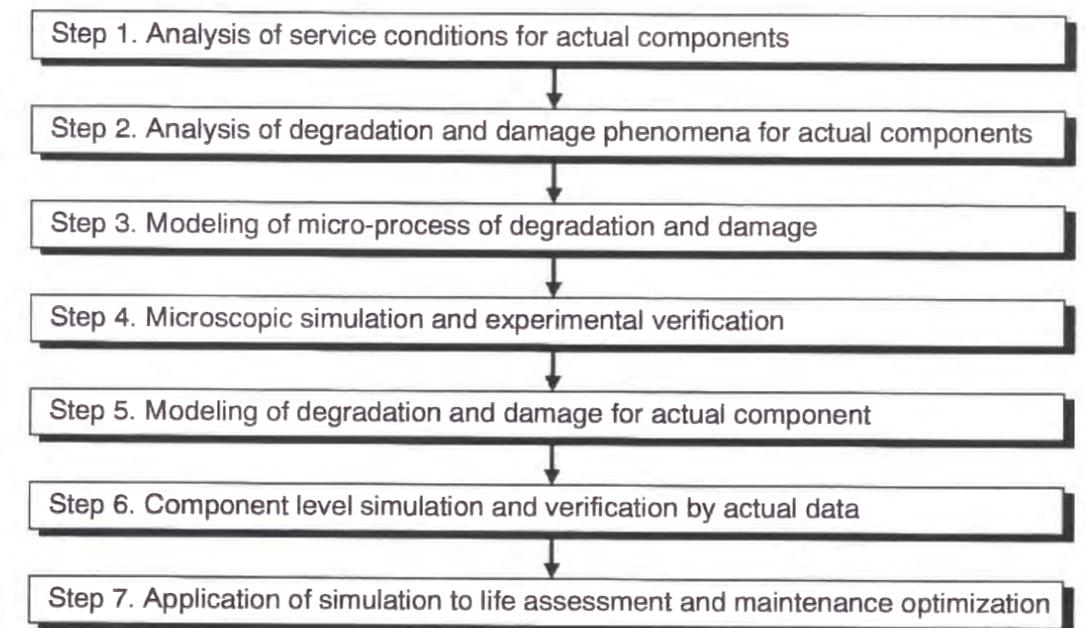


Fig.1.4 Procedure for the application of computer simulation to life assessment.

緒論に続く第2章では、本論文において主たる損傷解析の対象となるガスタービン用超合金のマイクロ組織形態観察に基づく組織シミュレーションモデルの構築と、高温低サイクル疲労特性ならびに損傷形態の特徴について述べる。

第3章では、超合金の高温低サイクル疲労損傷過程の追跡観察をもとに、多数き裂の発生特性を統計的に検討し、損傷過程のモデル化に必要な知見について述べる。

第4章では、同じく超合金の高温低サイクル疲労損傷過程の追跡観察をもとに、多数き裂の進展・合体特性を検討し、損傷過程のモデル化に必要な知見について述べる。

第5章では、超合金の不規則なマイクロ組織形態を考慮した、き裂発生と進展過程の損傷シ

シミュレーション解析法を提案し、第2章から第4章にて観察を行った高温低サイクル疲労損傷過程に適用してその有効性を検討する。

第6章では、実機静翼の多数き裂の計測データから、多数き裂の発生・進展特性を統計的傾向解析により検討し、その特徴を明らかにすると共に、試験片レベルでの損傷現象との相似性を検討する。

第7章では、実機静翼モデルについて多数き裂の発生・進展シミュレーション解析を行い、検査データの統計的傾向解析結果と比較しシミュレーション手法の有効性について検討する。

第8章では、シミュレーション解析法を応用した実機部材の寿命・余寿命評価技術とその保守管理への応用について述べる。

第9章では、以上の結果を総括し、今後の展望について述べる。

参考文献

- 1) P. W. Schilke, A. M. Beltran, A. D. Foster and J. J. Pepe, Advanced gas turbine materials and coatings, GER-3569C, (1992)
- 2) R. Viswanathan and J. M. Allen, Ed., "Life Assessment and Repair Technology for Combustion Turbine Hot Section Components", Proc., an International Conference, ASM International and EPRI (EPRI Report GS-7031), 1990.
- 3) R. Viswanathan, Damage Mechanics and Life Assessment of High-temperature Components, ASM International, (1989).
- 4) 藤山一成, 吉岡洋明, 岡部永年, "ガスタービンの劣化・損傷形態と健全性確保のための寿命評価技術", 日本機械学会No.910-37シンポジウム講演論文集, pp.34-37(1991).
- 5) 藤山一成, 吉岡洋明, 岡部永年, "高温機器部材における材質劣化と多重き裂損傷のシミュレーション解析", 日本機械学会No.940-34シンポジウム講演論文集"材料と構造物の強度と破壊", pp.110-117(1994).
- 6) 岡部永年, 近藤卓久, "ガスタービンの寿命診断・保守技術", 東芝レビュー, Vol.49, No.4, pp.275-278(1994).
- 7) M. Ichikawa and N. Okabe, "Some Problems in Probabilistic Fracture Mechanics", Current Japanese Materials Research, Vol.5 T. Nakagawa, H. Ishikawa and A. Tsurui Ed., pp.1-

24(1989).

- 8) L. F. Coffin, Jr, "Fatigue at High Temperature", ASTM STP 520, pp.5-34(1973).
- 9) 大谷隆一, "クリープ疲労き裂伝ばから見た高温強度の特徴", 日本機械学会論文集(A編), Vol.52, No.478, pp.1461-1468(1986).
- 10) 大谷隆一, 北村隆行, 阿部宗昭, 栗山義英, 三木秀樹, "耐熱金属平滑材のクリープ疲労下における表面微小き裂発生・成長挙動", 材料, Vol.39, No.440, pp.529-535(1990).
- 11) R. Ohtani and T. Kitamura, "Initiation and Propagation of Microstructurally Small Cracks under Creep-Fatigue Condition", The Fourth International Conference on Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures, University College Swansea, pp.791-802(1990).
- 12) 北村隆行, 多田直哉, 栗山義英, 大谷隆一, "SUS304の結晶粒界長さおよび角度分布とそのクリープ疲労微小き裂発生・成長に及ぼす影響", 日本機械学会論文集(A編), vol.56, No.524, pp.702-707(1990).
- 13) 大谷隆一, 木南俊哉, 村山英明, 渡部哲也, "SUS304鋼の高温低サイクル疲労における微小き裂の発生と初期成長の観察", 材料, Vol.36, No.408, pp.974-979(1987).
- 14) 北村隆行, 多田直哉, 阿部宗昭, 弓田正人, 大谷隆一, "クリープ・疲労条件下の微小き裂発生・成長に及ぼす圧縮ひずみ速度の影響", 日本機械学会論文集(A編), Vol.56, No.523, pp.575-581(1990).
- 15) G. R. Romanski, S. D. Antolovich and R. M. Pelloux, "A Model for Life Prediction of Nickel-Base Superalloys in High Temperature Low Cycle Fatigue", ASTM STP 942, pp.456-469(1988).
- 16) 大谷隆一, "高温プラントにおける構造材料の余寿命評価技術に関する問題点と対策", 日本機械学会論文集(A編)No.93-0174, Vol.59, No.565, pp.2019-2026(1993).
- 17) 藤山一成, "講座:高温破壊のコンピュータシミュレーション その3:構造材料の寿命・余寿命評価", 材料, Vol. 44, No.1, pp.137-142 (1996).
- 18) 北川英夫, 中曽根祐司, "微小分布き裂の発生・成長・合体を伴う腐食疲労破壊過程のモンテカルロ解析モデル", 材料, Vol.33, No.364, pp.14-20(1984).
- 19) 酒井達雄, 戸梶恵郎, 小川武史, "金属材料の微小疲労き裂進展挙動に関する確率モデルの構成とコンピュータシミュレーション", 日本機械学会論文集(A編)No.90-1573A, Vol.57, No. 539, pp.11514-1521(1991).

- 20) T. Inoue, T. Hoshide, T. Yoshikawa and Y. Kimura, "Slip-band Behavior and Crack initiation in Polycrystalline Copper under Multiaxial Low-cycle Fatigue-A Damage mechanics Approach", *Engng. Fract. Mech.*, Vol. 25, Nos.5/6, pp. 665-675(1986).
- 21) 星出敏彦, 垣内栄作, 井上達雄, "組合せ繰返し荷重下の切欠き材における分布微小き裂のモデル化に基づいた余寿命評価", *材料*, Vol.42, No. 472, pp.29-34(1993).
- 22) J. Weiss and A. Pineau, "Fatigue and Creep-Fatigue Damage of Austenitic Stainless Steels Under Multiaxial Loading", *Metall. Trans. A*, Vol.24A, October, pp.2247-2261(1993).
- 23) J. Weiss and A. Pineau, "Continuous and Sequential Multiaxial Low-cycle Fatigue Damage in 316 Stainless Steel", *ASTM STP 1191*, pp.183-203(1993).
- 24) A. Bataille and T. Magnin, "Surface Damage Accumulation in Low-Cycle Fatigue: Physical Analysis and Numerical Modeling", *Acta Metall. Mater.*, vol.42, No.11, pp.3817-3825(1994).
- 25) R. Ohtani, T. Kitamura, N. Tada and W. Zhou, "Characterization of Creep Fatigue Cracking in Type 304 Stainless Steel", 1st. Symp. on Fatigue under Thermal and Mechanical Loading, May 22-24,(1995), Petten, The Netherlands.
- 26) 北村隆行, 多田直哉, 大谷隆一, "クリープ疲労微小き裂発生・成長の数値シミュレーションによる高温構造材料の余寿命診断方法", *日本機械学会論文集(A編)No.91-0009A*, Vol.57, No.540, pp.1732-1737(1991).
- 27) 多田直哉, "304ステンレス鋼のクリープ疲労微小き裂の発生と伝ば", *京都大学学位論文*, (1992).
- 28) 周 偉生, "耐熱鋼の高温クリープ疲労における内部微小き裂の発生・成長と消滅に関する研究", *京都大学学位論文*, (1995).
- 29) 北村隆行, 大谷隆一, "クリープの微視組織的微小き裂伝ばの数値シミュレーション", *日本機械学会論文集(A編)*, Vol.53, No.490, pp.1064-1070(1997).
- 30) 大谷隆一, 北村隆行, 村山英明, 多田直哉, "粒界破壊抵抗分布モデルによるクリープ疲労微小き裂の発生と初期伝ばのシミュレーション", *日本機械学会論文集(A編)*, Vol.54, No.503, pp.1312-1316(1988).

第2章 超合金のマイクロ組織と高温低サイクル疲労における多数き裂形態の観察

2.1 緒言

ガスタービン高温部品の熱疲労による損傷は低サイクル疲労による多数き裂によってもたらされると考えられるため、超合金の高温低サイクル疲労損傷の特徴を把握しモデル化することは余寿命評価法確立のために重要である¹⁾。高温低サイクル疲労による多数き裂の発生・進展過程は、金属組織のミクロ的な不均一性の影響を受けることから、まず超合金のマイクロ組織形態の把握とモデル化が必要となる²⁾。さらに、多数き裂による疲労損傷の評価法を構築するために、マイクロ組織と多数き裂の関係を明らかにする必要がある。

そこで、本章では、静翼材 Co 基精密鑄造超合金 FSX414, 燃焼器材 Ni 基圧延超合金 Nimonic263および動翼材 Ni 基精密鑄造超合金 IN738LC の3種類の材料について、マイクロ組織形態を観察し、そのモデル化を検討する。次に、各材料について高温低サイクル疲労試験を行い、変形特性ならびに寿命特性を比較すると共に、破損時の試験片表面および断面のき裂の形態を観察しマイクロ組織との関係を調べる。なお、FSX414については試験温度依存性についても検討する。以上の検討をもとに、き裂発生形態とマイクロ組織との関係について考察し、多数き裂損傷のモデル化に必要な基礎的知見を明らかにする。

2.2 実験方法

2.2.1 供試材

供試材は、ガスタービン静翼に用いられる Co 基精密鑄造超合金 FSX414、燃焼器に用いられる Ni 基圧延超合金 Nimonic263および動翼に用いられる Ni 基精密鑄造超合金 IN738LC で、いずれも多結晶材料である³⁾。Table 2.1および Table 2.2に供試材の化学成分と室温における機械的性質を示す。試験片を採取した素材は、FSX414および IN738LC が 21mm 直径の精密鑄造の丸棒であり、Nimonic263が板厚20mm の圧延板材である⁴⁾。

Table 2.1 Chemical compositions of tested materials (wt.%)

Material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Co	W	B	Fe	Mo	Ti	Al
FSX414	0.25	0.78	0.70	0.005	0.008	10.1	30.2	Bal.	6.94	0.007	0.37	-	-	-
Nimonic263	0.05	0.15	0.37	0.003	-	Bal.	19.96	19.59	-	-	0.20	5.98	2.24	0.45
IN738LC	0.10	0.10	-	-	-	Bal.	15.94	8.38	2.62	0.010	0.05	1.64	3.33	3.61

Heat treatment

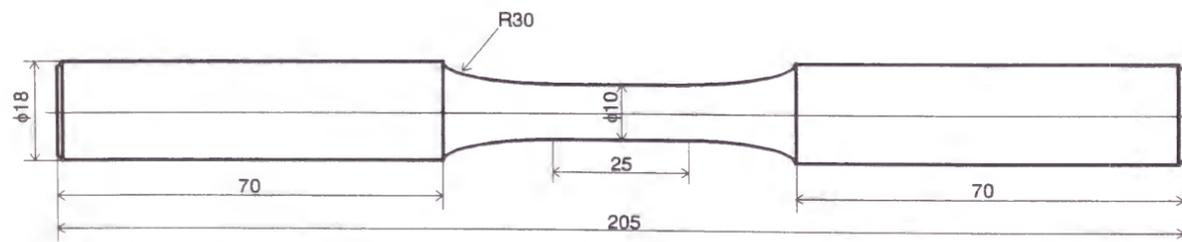
FSX414 Solution:1423K×4h→N₂ cool→Aging:1255K×4h→N₂ cool.
 Nimonic263 Solution:1423K→Water quench→Aging:1073K×8h→Air cool.
 IN738LC Solution:1383K×2h→N₂ cool→Aging:1116K×24h→N₂ cool.

Table 2.2 Mechanical properties of tested materials at room temperature

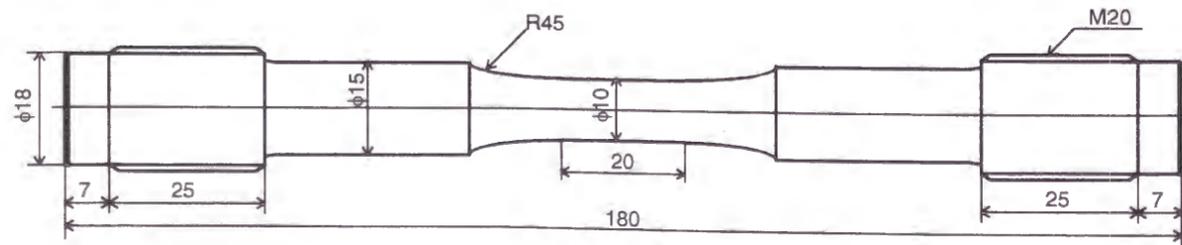
Material	Tensile strength (MPa)	0.2% proof stress (MPa)	Elongation (%)	Reduction of area (%)
FSX414	900	552	13.6	14.4
Nimonic263	1006	564	33.4	31.2
IN738LC	1064	909	6.8	10.5

2.2.2 試験片

Fig.2.1に高温低サイクル疲労試験片の形状および疲労き裂成長試験片の形状を示す。疲労試験片は直径10mmの平滑丸棒試験片であり、直径21mmの精密鋳造丸棒から加工した。



(a) LCF specimen (Type I)



(b) LCF specimen (Type II)

Fig.2.1 Specimen geometry (in mm)

2.2.3 実験方法

高温低サイクル疲労試験は、電気油圧サーボ疲労試験機を用いて行った。試験の制御は試験片平行部の標点間距離20および25mmのひずみ制御により行った。試験片の加熱は、高周波誘導加熱によったが、温度制御は試験片中央から22.5mm端部寄りのR部に制御用の熱電対をスポット溶接して行い、さらに試験片中央に熱電対をガラスワールによりしばりつけ、セラミックボンドにより固定して温度が±5Kに収まることを確認しながら試験を行った。

試験条件は次の通りである。

波形……ひずみ制御両振り対称三角波。ひずみ速度0.25%/s。

ひずみ範囲および温度条件……Table 2.3に示す3種類の材料について1123Kで数レベルの全ひずみ範囲を設定。FSX414については $\Delta\epsilon_f=1\%$ において数温度レベルでの試験も実施。

Table 2.3 Test conditions of high temperature low cycle fatigue

Material	Test temperature(K)	Total strainrange(%)
FSX414	923	1
	1023	1
	1123	0.5,0.8,1
	1223	1
Nimonic263	1123	0.5,0.7,1,1.4
IN738LC	1123	0.5,0.8,1

破損繰返し数は、引張りピーク応力が定常状態から変化しはじめる値から25%低下した値になった時の繰返し数 N_{25} とした。試験後、破面のマクロ観察および外表面のレプリカによるき裂と組織の光学顕微鏡観察および走査型電子顕微鏡による直接観察を行った。

レプリカによる観察は、バフ研磨のままの面と、その後エッチングを施した面について行った。エッチング条件は次の通りである。

FSX414……HCl:100ml+H₂O₂:5mlにて15s 保持

Nimonic263…王水にて粒界が見えるようになるまで保持

IN738LC……マーブル試薬(CuSO₄:4g+水20ml+HCl:20mlを水で1:1~1:2に希釈)にて30s~60s 保持

2.3 実験結果

2.3.1 ミクロ組織形態

(1)FSX414

Fig.2.2に FSX414のミクロ組織の光学顕微鏡観察結果ならびに鋳造超合金の組織的特徴をなすデンドライト組織の模式図を示す。鋳造超合金のデンドライト組織は、結晶凝固時に[100]方向のデンドライト主軸が枝別れを伴いながら成長し、隣接するデンドライト同士は低角のデンドライト境界を作り、多くの主軸が集まって一つの結晶粒を作る⁵⁾。デンドライト主軸の間隔を1次アームスペーシングと呼び、枝別れの間隔を2次アームスペーシングと呼んでいる。写真では、デンドライト組織に対して任意の角度で切断した面が現れており、不規則な形態を示しているが、比較的白く見える部分がデンドライトコアであり、黒く見える部分がデンドライト境界である。さらに、結晶粒界は不規則に屈曲した曲線として観察される。Fig.2.3に FSX414のミクロ組織の走査型電子顕微鏡観察結果を示す。写真中析出物のない領域がデンドライトコアで、炭化物が密集して析出している領域がデンドライト境界である。また、結晶粒界にそって主に $M_{23}C_6$ 型の炭化物が析出している。

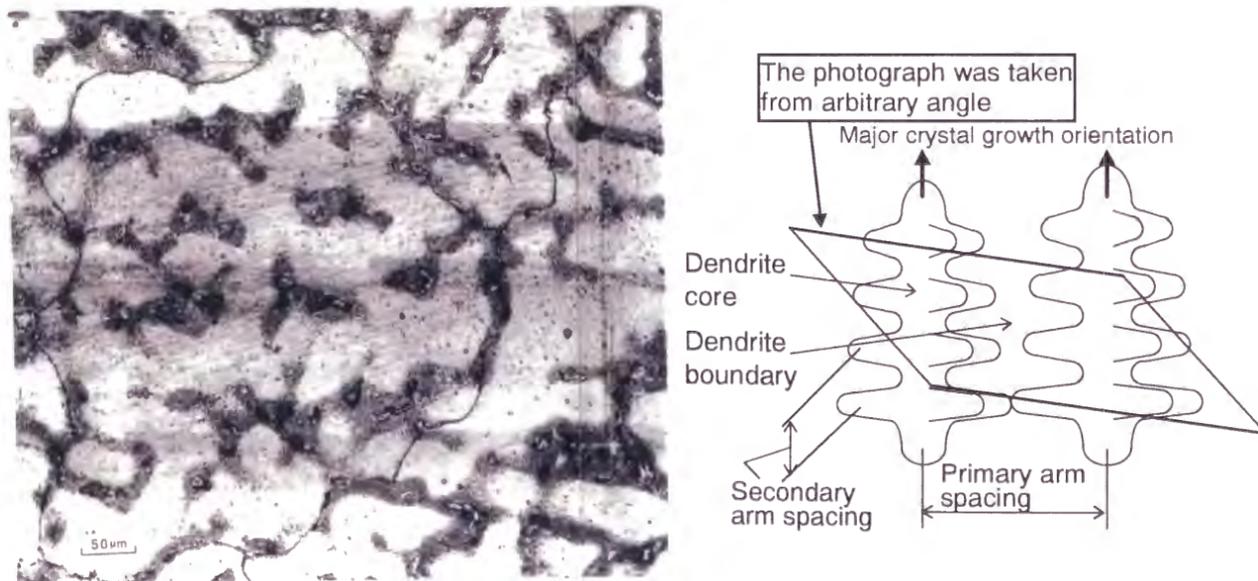


Fig.2.2 Optical microscope(OM) observation and schematic of dendrite structure of FSX414.

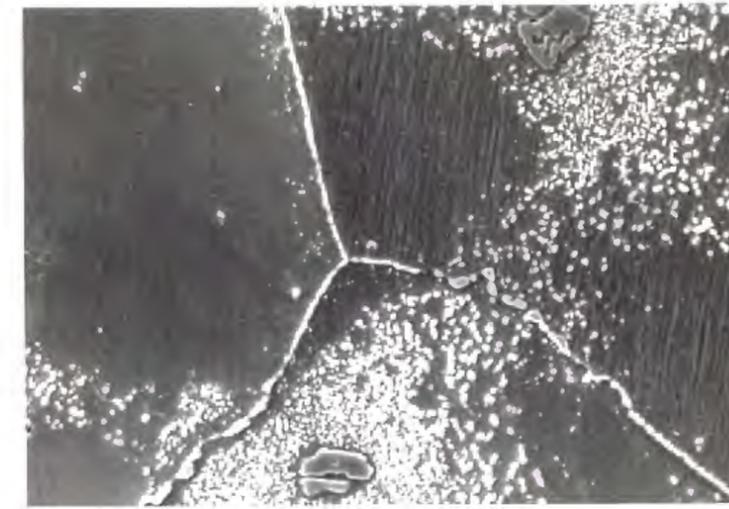


Fig.2.3 Scanning electron microscope(SEM) observation of FSX414. $10\mu\text{m}$

Fig.2.2において、写真の縦・横に等間隔に平行線を引き、デンドライトコア、デンドライト境界および結晶粒界の切る点の間隔を計測した。

Fig.2.4に、各組織の間隔の統計分布を示すが、それぞれ対数正規分布で表される。また縦横2方向の走査線についての計測値に違いは殆ど認められない。

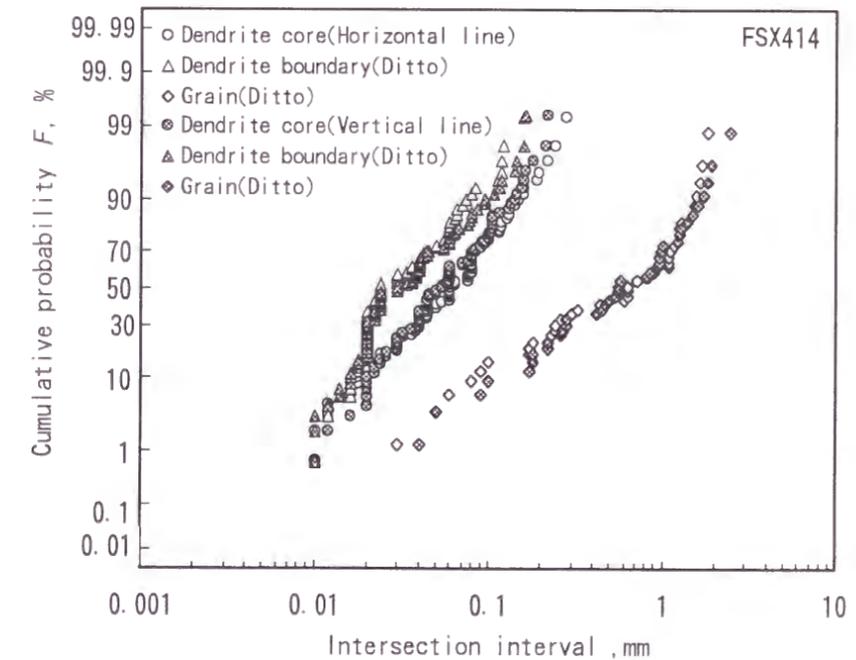


Fig.2.4 Statistical distribution of microstructural dimension for FSX414

Table 2.4に、対数正規分布を仮定したときの真数平均と変動係数の値を示す。平均値は、デンドライトコアがデンドライト境界に比べ大きく、結晶粒界はその1オーダー上の値を示す。変

動係数は結晶粒界が最も大きい。これは、結晶粒界がデンドライト組織に影響を受けて複雑な屈曲形態を示しているためである。

Table.2.4 Statistical value of microstructural dimension for FSX414

Microstructure	Scanning line direction	Mean length (mm)	Average of two direction	Coefficient of variance
Dendrite core	Horizontal	0.078	0.074	0.94
	Vertical	0.069		0.81
Dendrite boundary	Horizontal	0.039	0.042	0.75
	Vertical	0.045		0.85
Grain boundary	Horizontal	0.96	0.93	1.80
	Vertical	0.90		1.46

(2) Nimonic263

Fig.2.5に Nimonic263のマイクロ組織の光学顕微鏡観察結果を示す。供試材の組織は細粒であり、そのなかでも比較的粗い結晶粒と極めて細かい結晶粒が混在している。また、一部の結晶粒には双晶が認められる。Fig.2.6に Nimonic263のマイクロ組織の2段レプリカによる透過型電子顕微鏡観察結果を示す。結晶粒内には微細な γ 相が析出し、結晶粒界に沿って炭化物の析出が認められる。

Fig.2.5について、写真の縦・横に等間隔に平行線を引き、結晶粒界の横切る点の間隔を計測した。Fig.2.7に間隔測定値の統計分布を示すが、対数正規分布で表され、その分布は等方的である。Table.2.5に測定値の代表値を示す。

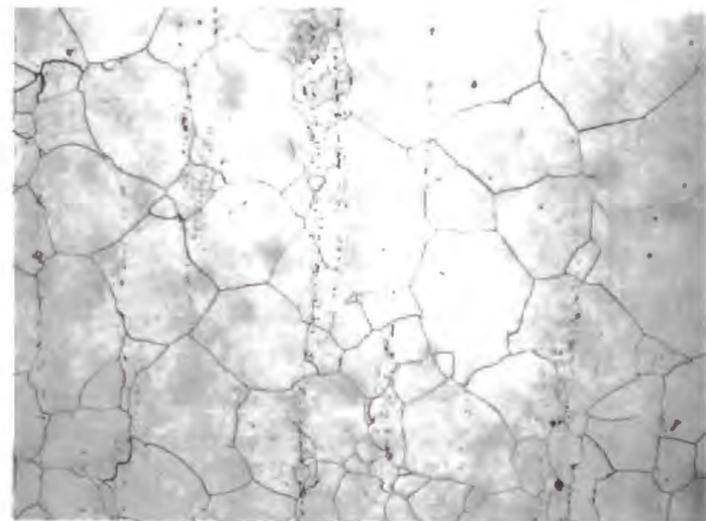


Fig.2.5 OM observation of Nimonic263.

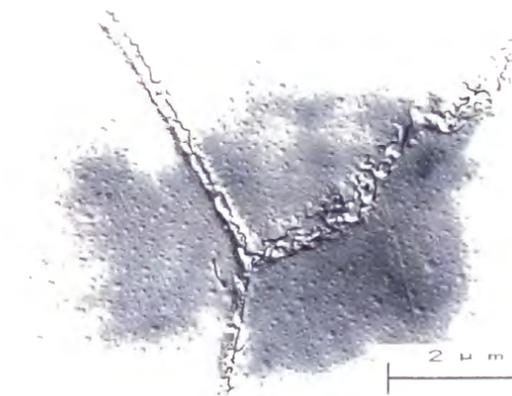


Fig.2.6 TEM observation of Nimonic263.

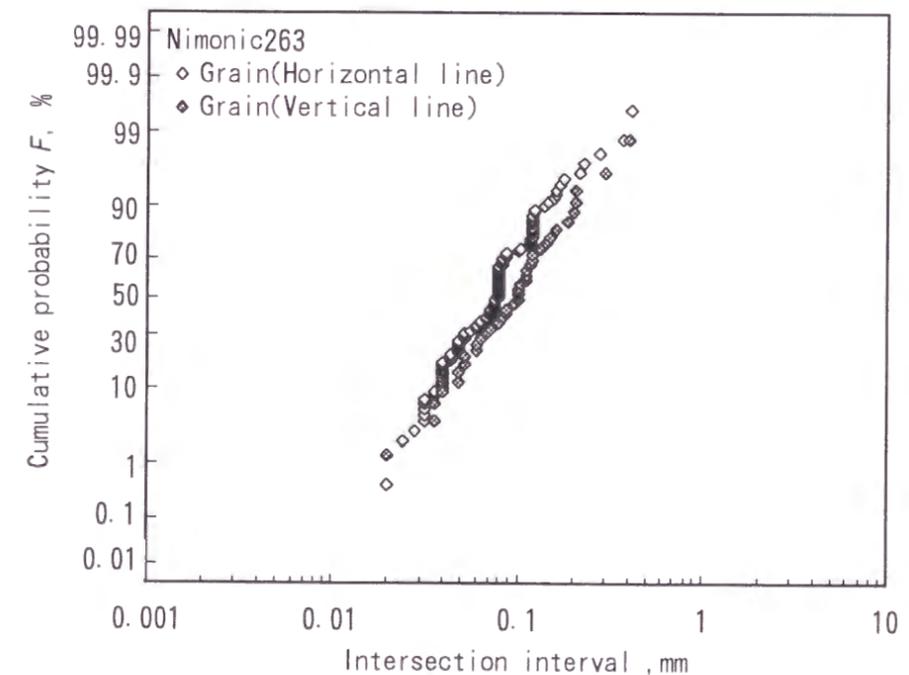


Fig.2.7 Statistical distribution of microstructural dimension for Nimonic263.

Table.2.5 Statistical value of microstructural dimension for Nimonic263.

Microstructure	Scanning line direction	Mean length (mm)	Average of two direction	Coefficient of variance
Grain boundary	Horizontal	0.086	0.100	0.61
	Vertical	0.114		0.69

(3) IN738LC

Fig.2.8に IN738LC のマイクロ組織の光学顕微鏡観察結果を示す。供試材はデンドライト組織を呈し、結晶粒界は不規則な曲線で表される。FSX414にくらべてデンドライト境界の析出物は少ない。

Fig.2.8について、写真の縦・横に等間隔に平行線を引き、デンドライトコア、デンドライト境界および結晶粒界の切る点の間隔を計測した。Fig.2.9に間隔測定値の統計分布を示すが、それぞれ対数正規分布で表され、その分布は等方的である。Table2.6に測定値の代表値を示す。

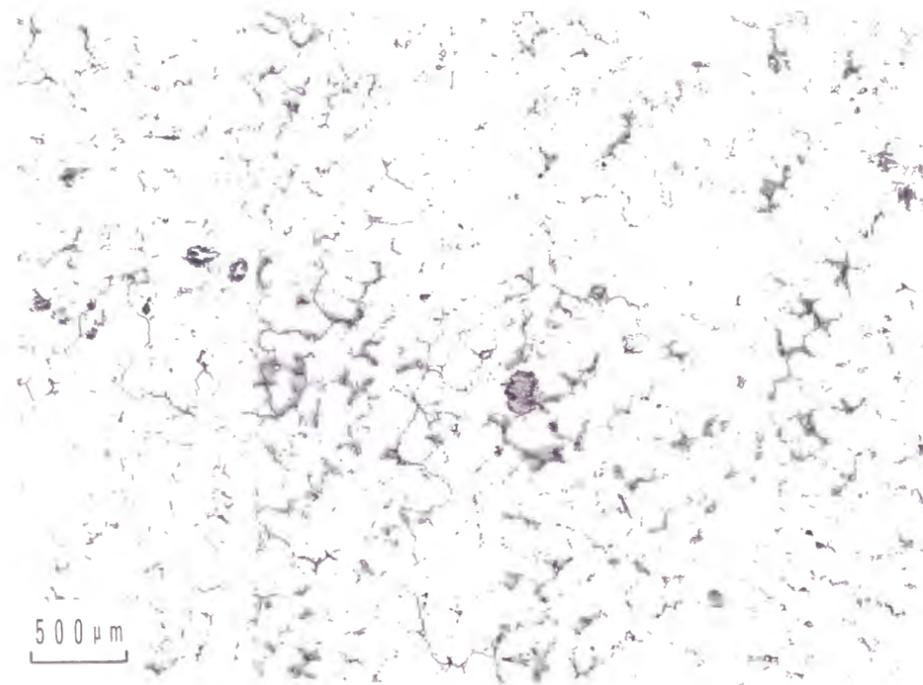


Fig.2.8 OM observation of IN738LC.

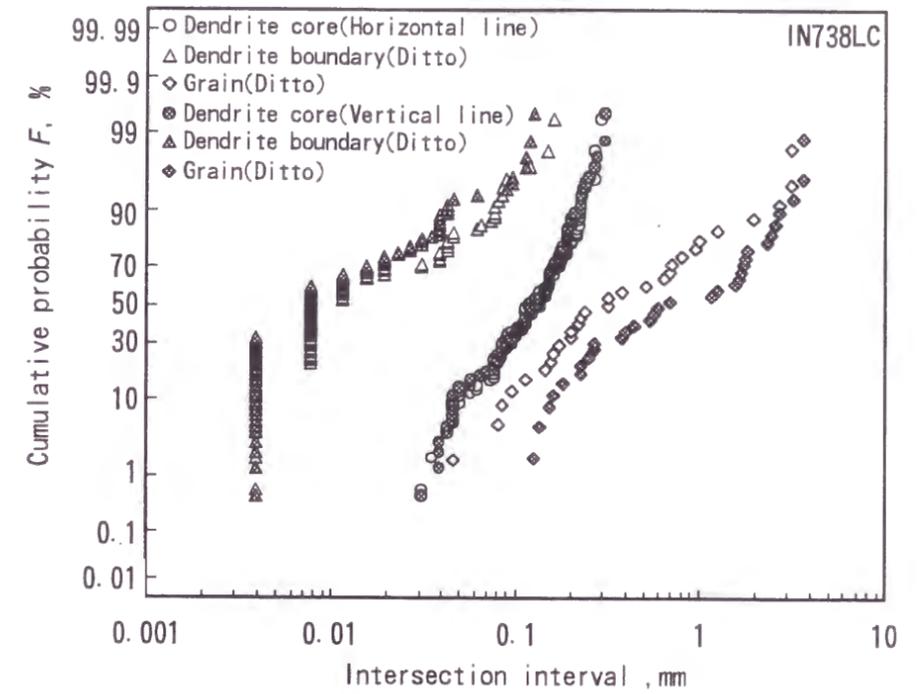


Fig.2.9 Statistical distribution of microstructural dimension for IN738LC

Table.2.6 Statistical value of microstructural dimension for IN738LC

Microstructure	Scanning line direction	Mean length (mm)	Average of two direction	Coefficient of variance
Dendrite core	Horizontal	0.14	0.14	0.60
	Vertical	0.14		0.60
Dendrite boundary	Horizontal	0.027	0.023	1.69
	Vertical	0.019		1.51
Grain boundary	Horizontal	0.75	1.07	1.73
	Vertical	1.38		1.65

2. 3. 2 高温低サイクル疲労特性

(1) 材料間の比較

Table 2.7に FSX414、Nimonic263および IN738LC の高温低サイクル疲労試験結果を示し、Fig.2.10に各材料の1123K における全ひずみ範囲-破損繰返し数線図を示す。3種類の材料間の相違は顕著でないが、傾向として曲線の傾きは Nimonic263が最も急であり、続いて FSX414、特に長寿命側で最も水平に近いのが IN738LC である。即ち、Nimonic263は、高ひずみ範囲側で長寿命、低ひずみ範囲側で短寿命であるが、IN738LC は、その逆の傾向であり、FSX414はその中間的な傾向を示す。

Table 2.7 High temperature low cycle fatigue (HTLCF) test results

Material	Temperature (K)	Total strainrange (%)	Cycles to failure, N_{25}	Elastic strainrange (%)	Plastic strainrange (%)	Stress range at $N_{25}/2$ (MPa)	Tensile peak stress at $N_{25}/2$ (MPa)
FSX414	923	1.0	3020	0.56	0.43	813	418
	1023	1.0	1045	0.52	0.48	731	378
	1123	1.0	716	0.41	0.59	555	289
	1123	1.0	543	0.44	0.56	600	318
	1123	1.0	306	0.44	0.56	593	295
	1123	0.8	1014	0.41	0.39	563	279
	1123	0.5	3860	0.36	0.14	432	206
Nimonic263	1223	1.0	524	0.30	0.70	352	184
	1123	1.4	430	0.45	0.95	689	339
	1123	1.0	785	0.405	0.595	656	332
	1123	1.0	540	0.4	0.6	597	305
	1123	0.7	1190	0.382	0.318	654	327
IN738LC	1123	0.5	1703	0.405	0.095	674	319
	1123	0.5	2840	0.387	0.113	555	287
	1123	1.0	527	0.63	0.38	957	501
	1123	0.8	615	0.60	0.21	910	446
IN738LC	1123	0.5	3736	0.46	0.04	699	328
	1123	0.5	4077	0.49	0.011	686	360

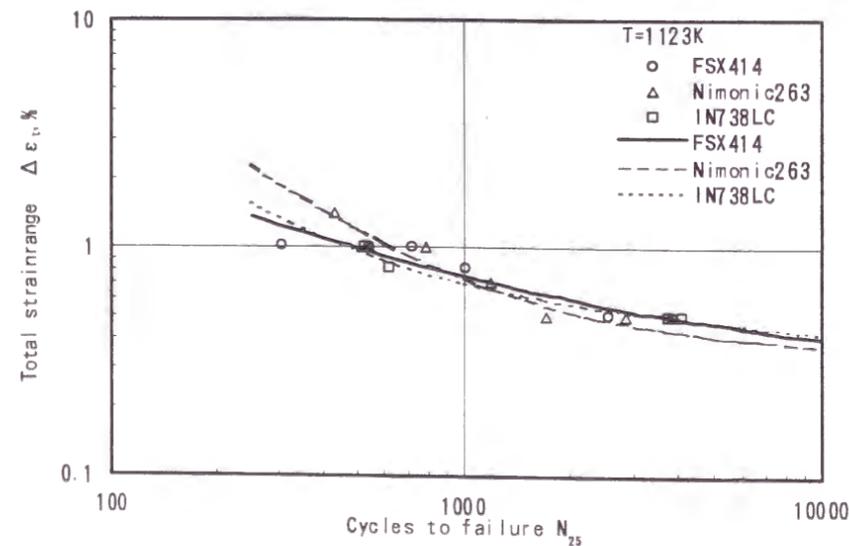


Fig.2.10 Relationship between total strainrange vs. cycles to failure at 1123K.

Fig.2.11に、各材料の $\Delta\epsilon_t=1\%$, $T=1123K$ における $N_{25}/2$ サイクルでの応力-ひずみヒステリシスループを示す。FSX414と Nimonic263はほとんど同等のヒステリシスループを示すが、Nimonic263の方がわずかに応力範囲が大きい。また、IN738LC は応力レベルが他の2者に比べ高く、塑性ひずみ範囲が小さい。

Fig.2.12に、各材料の $\Delta\epsilon_t=1\%$, $T=1123K$ における引張・圧縮ピーク応力の繰返し数に対する変化を示す。FSX414は初期の繰返し硬化が顕著であるが、Nimonic263と IN738LC では繰返し硬化は顕著ではない。定常状態では、FSX414と Nimonic263のピーク応力レベルはほぼ等しくなるが、これに比べて IN738LC の応力レベルは寿命のほぼ全範囲にわたって高いピーク値を示す。

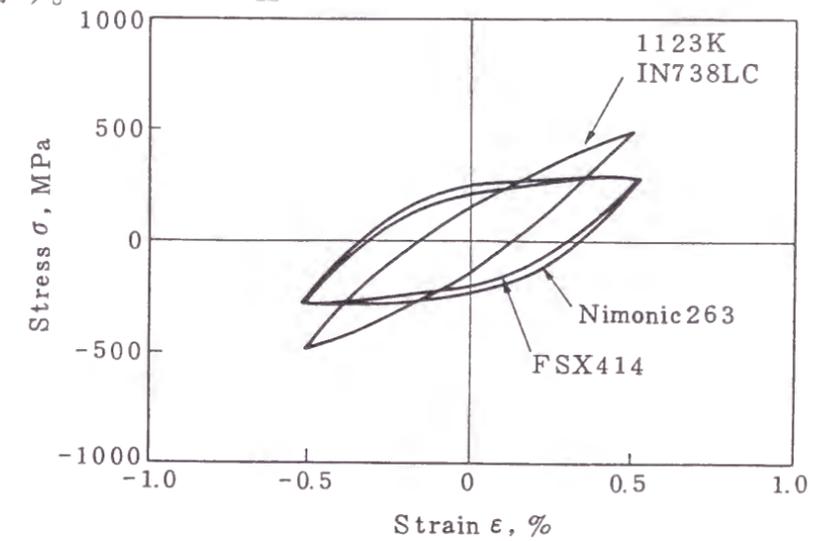


Fig.2.11 Stress-strain hysteresis loops for FSX414, Nimonic263 and IN738LC ($T=1123K$, $\Delta\epsilon_t=1\%$).

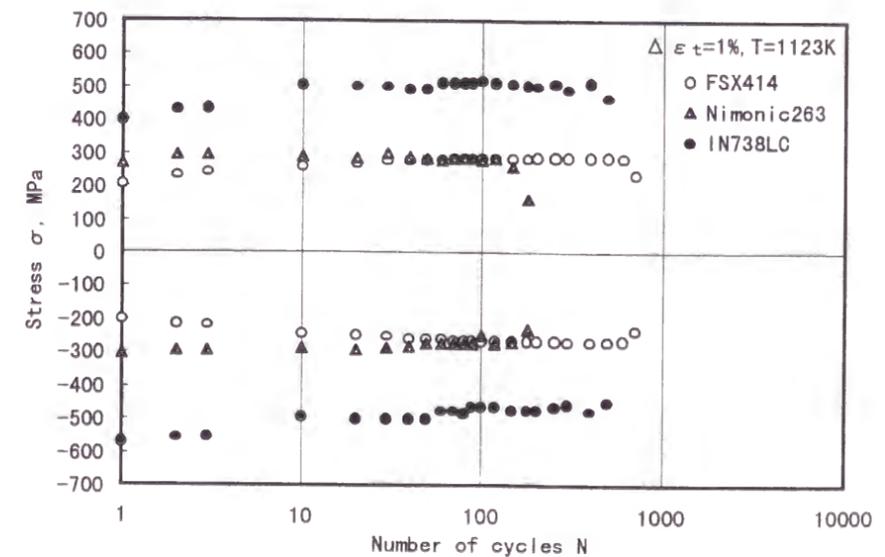


Fig.2.12 Cyclic stress responses for FSX414, Nimonic263 and IN738LC ($T=1123K$, $\Delta\epsilon_t=1\%$).

(2) 温度依存性(FSX414)

Fig.2.13に、FSX414の923Kから1223K、 $\Delta\epsilon_t=1\%$ における応力-ひずみヒステリシスループの温度依存性を示す。温度が高くなるほど応力レベルは低く、塑性ひずみ範囲は大きくなる。Fig.2.14に、FSX414の $\Delta\epsilon_t=1\%$ 、 $T=923\text{K}\sim 1123\text{K}$ における引張・圧縮ピーク応力の繰返し数に対する変化を示す。温度が高いほど応力レベルは低く、繰返し硬化は繰返しのごく初期で飽和する傾向を示す。

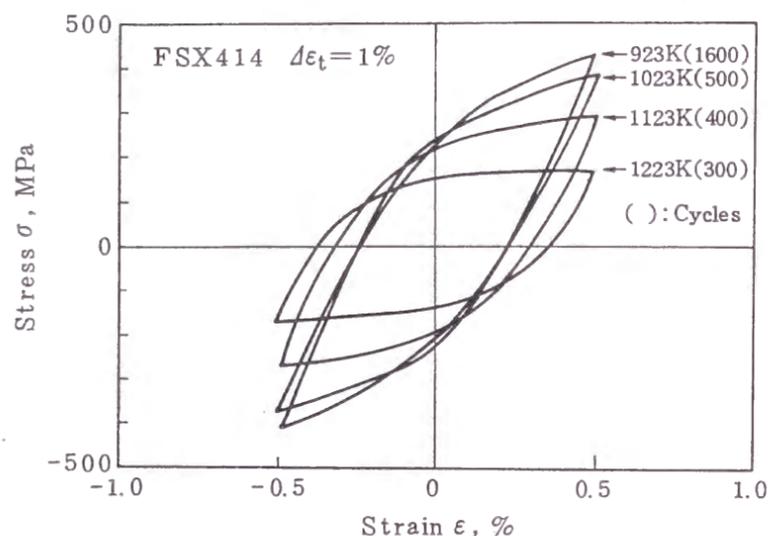


Fig.2.13 Hysteresis loops for FSX414 at 923K~1123K, $\Delta\epsilon_t=1\%$.

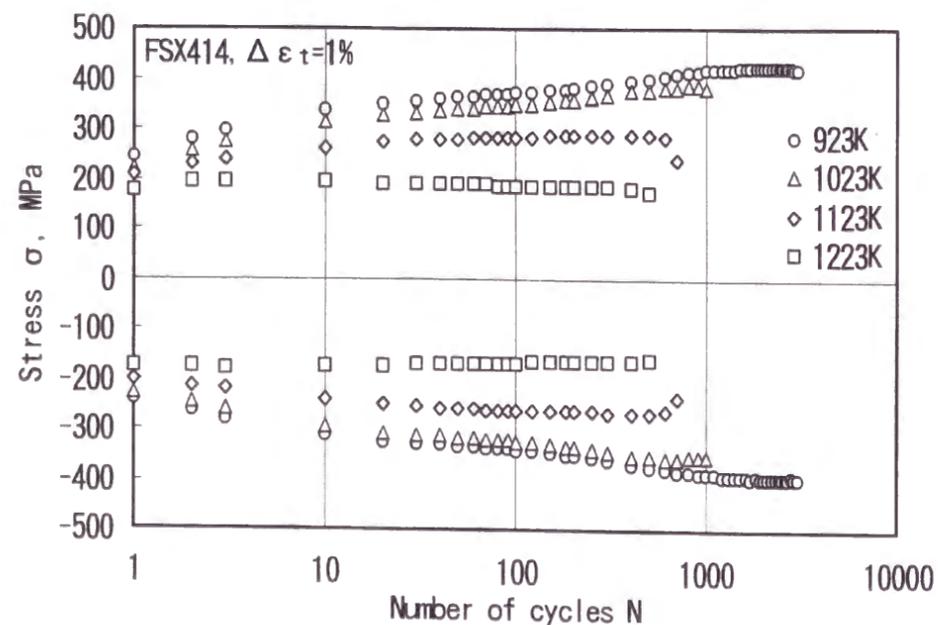


Fig.2.14 Cyclic stress responses for FSX414 at various temperatures ($\Delta\epsilon_t=1\%$).

2.3.3 疲労破損試験片のき裂形態観察^{6),7)}

(1) FSX414

Fig.2.15~Fig.2.18に、923K~1223KにおけるFSX414の破損後の試験片表面を全周レプリカの光学顕微鏡によって全体観察した写真(a)と、その局部拡大写真(b)を示す。紙面上下方向が荷重軸である。

923K(Fig.2.15)においては、き裂の数は比較的少なく、き裂面の酸化スケール厚さは薄い。き裂の進展形態については、粒界に沿って屈曲して進展する場合と、荷重軸に垂直に粒内を進展する場合がある。き裂の分岐・合体も少ない。

1023K(Fig.2.16)においては、き裂の数が増加し、粒界き裂面の酸化、粒界に沿った進展および分岐・合体も増加してくる。進展したき裂の先端では粒内への進展も認められるが粒内へ少し進展すると停留するようである。

1123K(Fig.2.17)においては、(a)に示す全体写真で最も長いき裂が数多くのき裂の合体によって屈曲した形状を示していることが分かる。この場合、き裂の個数がさらに増加し、粒界き裂面の酸化が顕著である。(b)に示すようにき裂発生箇所は粒界がほとんどであるが、粒内に荷重軸に垂直方向に進展するケースが多く認められる。粒内に進展したき裂の先端は鋭く直線的であるが、停留するものが多い。

1223K(Fig.2.18)においても1123Kと同様の特徴が認められるが、酸化の程度はさらに激しい。

以上のように、試験温度が高くなるほど微小き裂の数は増大し、かつ明瞭に観察される。また、き裂面の酸化の程度は高温ほど顕著である。

Fig.2.19~Fig.2.22に、FSX414について923K~1223Kにおける疲労破損後の試験片断面をSEMによって観察した結果を示す。写真中白く見える析出物はデンドライト境界に析出した $M_{23}C_6$ 型炭化物であり、黒い部分は析出物の殆どないデンドライトコアである。

923K(Fig.2.19)および1023K(Fig.2.20)においては、表面からのき裂発生は、紙面の上下方向である荷重軸と45°傾いたStage Iのびり帯き裂の様相を呈しており、デンドライトコア・境界のどちらにも生じている。き裂進展は荷重軸と垂直方向であるが、デンドライト境界の炭化物コロニーがある場合には、それを縫うようにして進展する。また、き裂の前方の炭化物析出域に炭化物界面から生じたき裂が認められ、このようなき裂との合体によって分岐・屈曲し

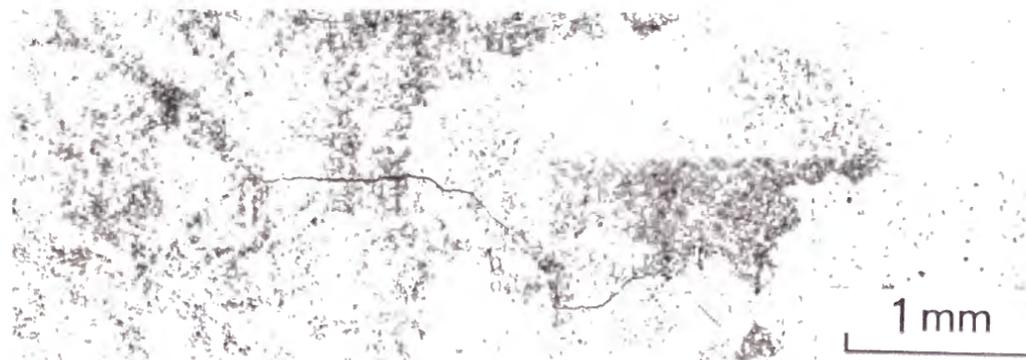
コアの場合にき裂が停留している。

これに対し、1123K(Fig.2.21および1223K(Fig.2.22)は、き裂の発生は、表面での迂り帯き裂によるものもあるが、表面の炭化物析出域での酸化スパイクを起点とする表面に垂直なき裂発生形態も認められる。き裂進展経路は、デンドライト境界が多いが、特に結晶粒界に沿う場合が多い。写真中白いひも状に見える領域が結晶粒界であり、炭化物が析出しているため酸化の優先経路となるものである。

Fig.2.23に各温度で高温低サイクル疲労試験に供した FSX414の試験片表面のレプリカ観察と断面の組織観察から求めたき裂の深さ b と表面長さの半長 $a/2$ のアスペクト比 $\lambda = 2b/a$ の関係を示す。殆どのデータがほぼ $\lambda = 1$ の関係を示しており、半円き裂に近い形状であることが分かる。

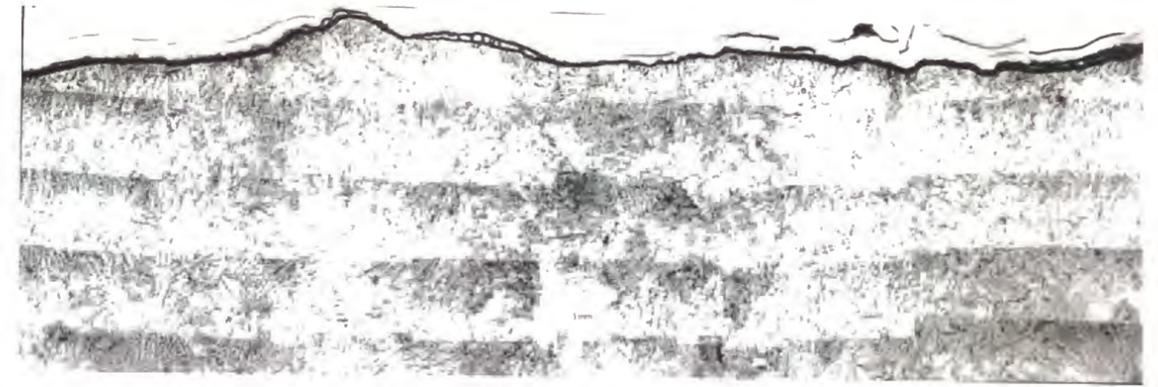


(a)Whole area observation

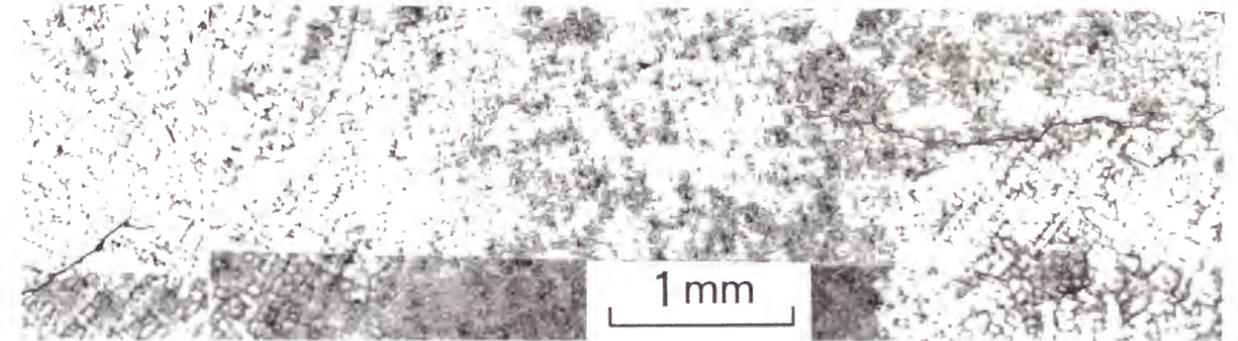


(b)Local area observation

Fig.2.15 Replica observation of HTLCF failed specimen surface by OM (FSX414, 923K).

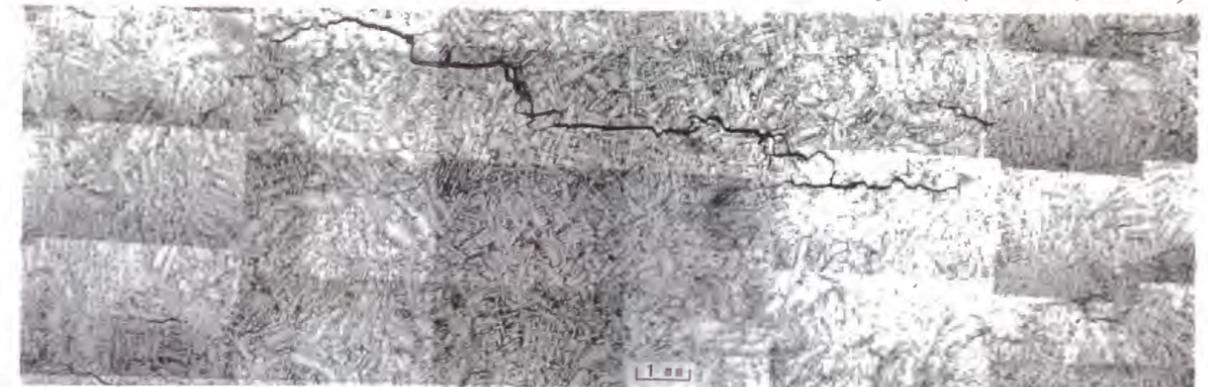


(a)Whole area observation



(b)Local area observation

Fig.2.16 Replica observation of HTLCF failed specimen surface by OM (FSX414, 1023K).

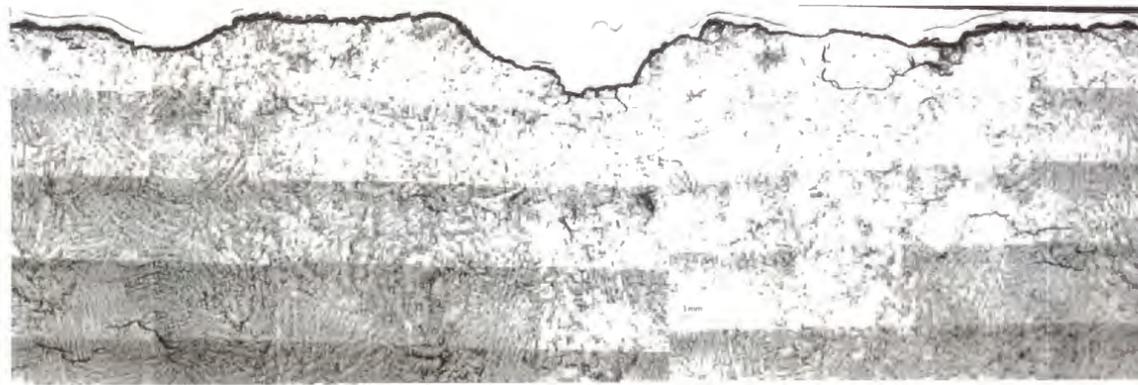


(a)Whole area observation

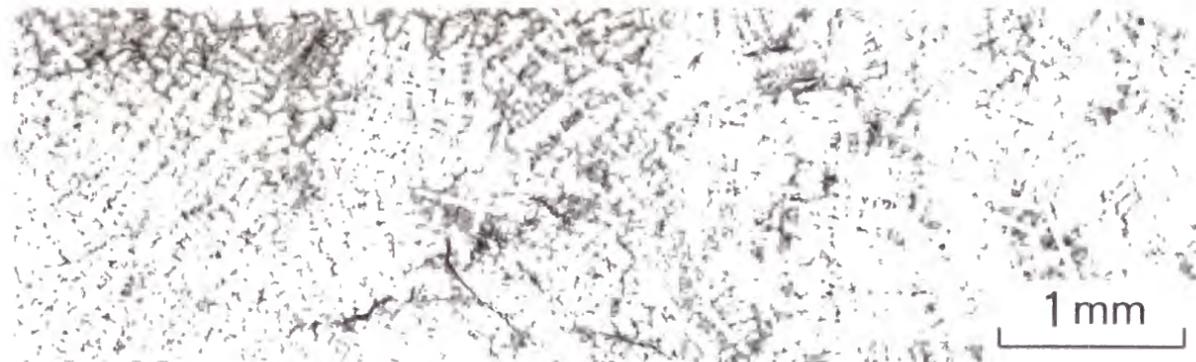


(b)Local area observation

Fig.2.17 Replica observation of HTLCF failed specimen surface by OM (FSX414, 1123K).



(a) Whole area observation



(b) Local area observation

Fig.2.18 Replica observation of HTLCF failed specimen surface by OM (FSX414, 1223K).

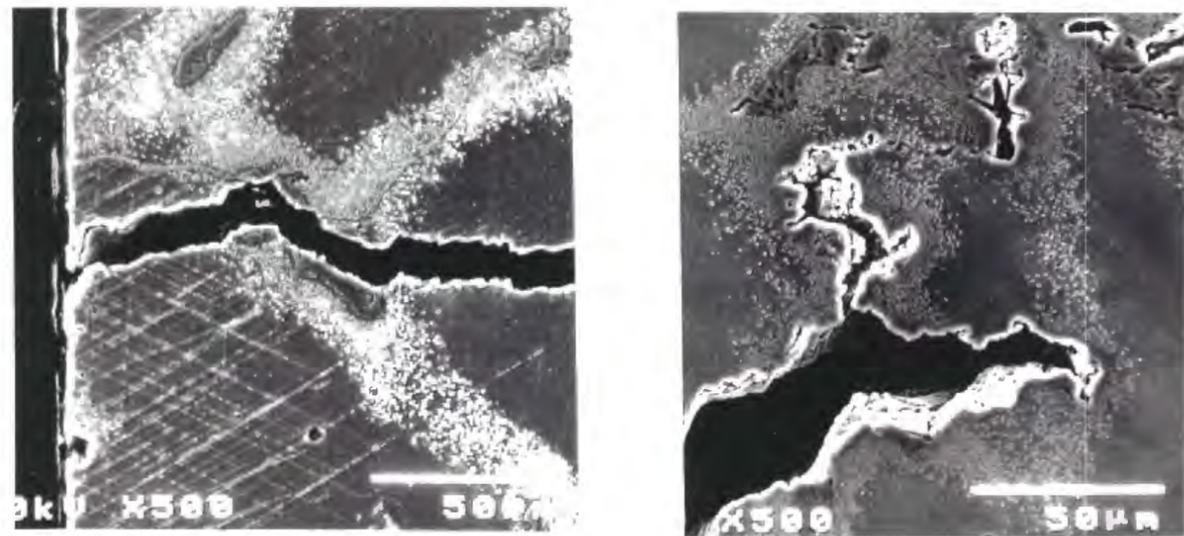


Fig.2.19 Observation of HTLCF specimen section by SEM (FSX414, 923K).



Fig.2.20 Observation of HTLCF specimen section by SEM for FSX414 tested at 1023K.

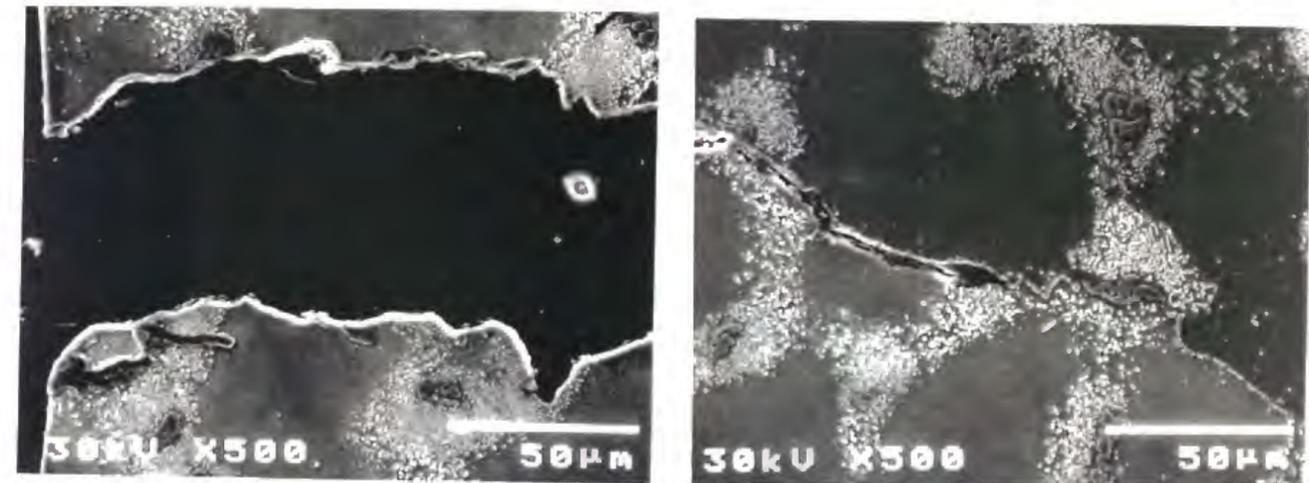


Fig.2.21 Observation of HTLCF specimen section by SEM for FSX414 tested at 1123K.

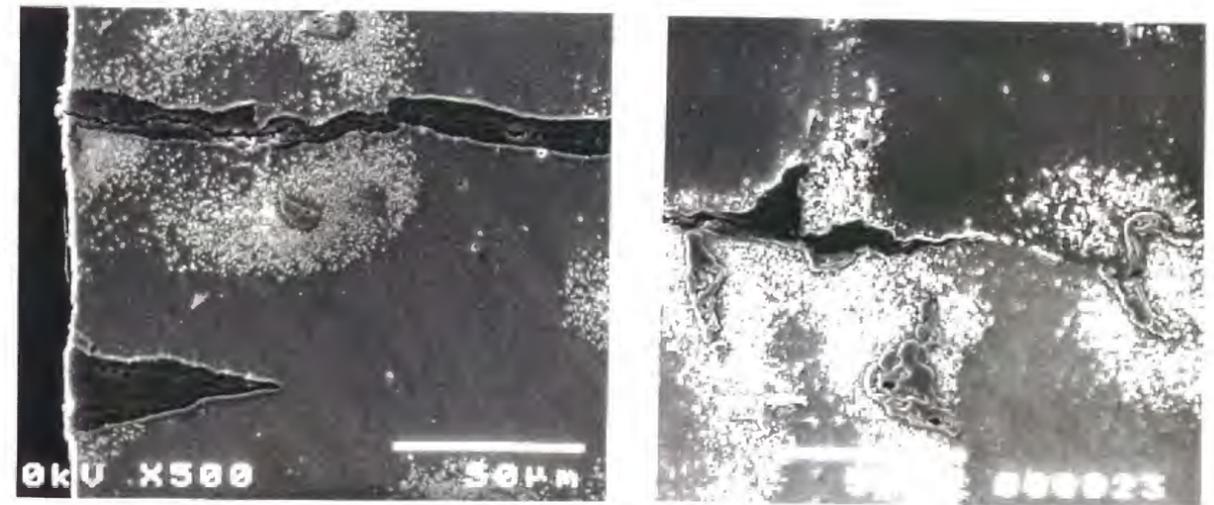


Fig.2.22 Observation of HTLCF specimen section by SEM for FSX414 tested at 1223K.

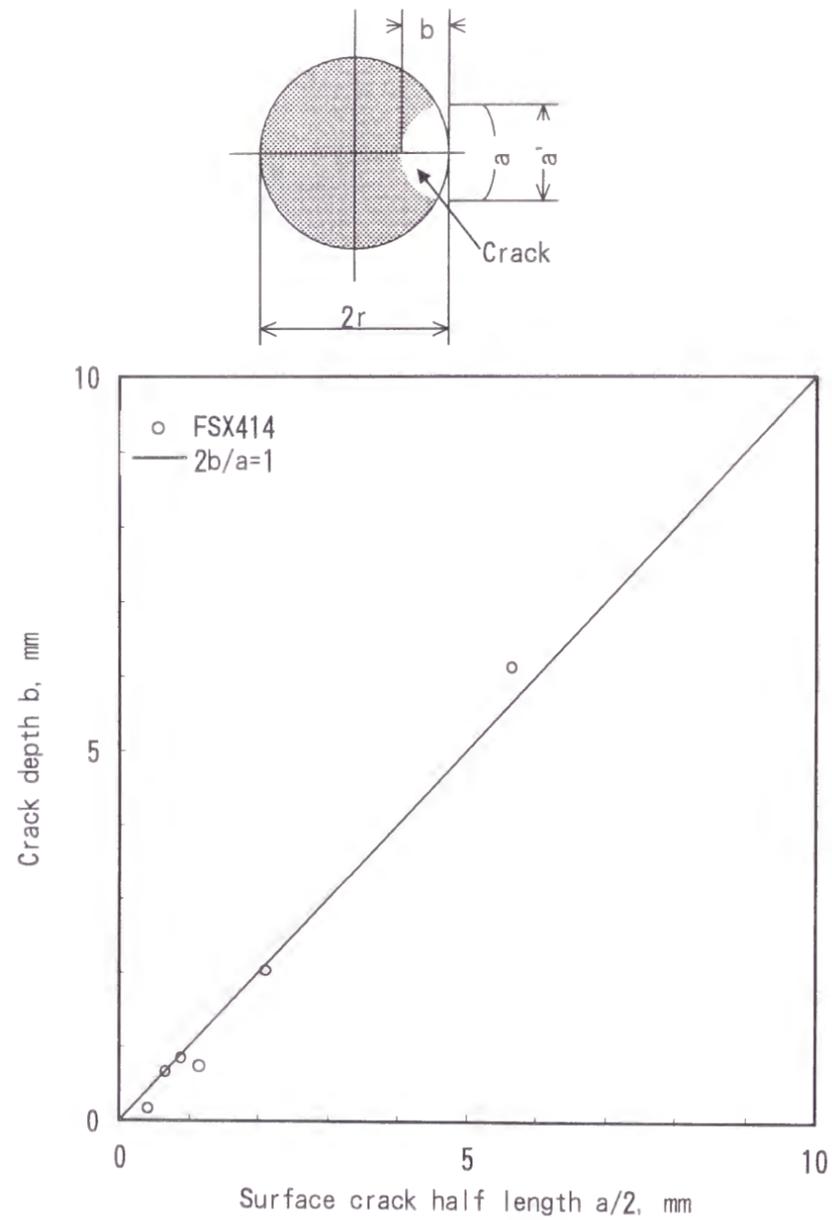
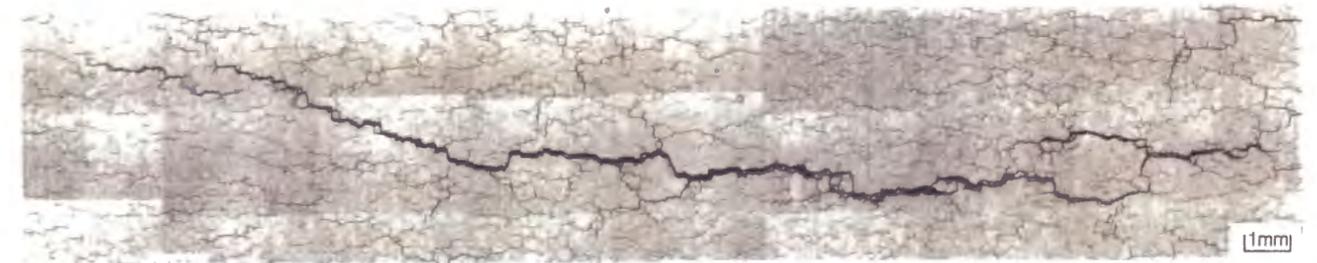


Fig.2.23 Aspect ratio of surface cracks for FSX414 failed specimen.

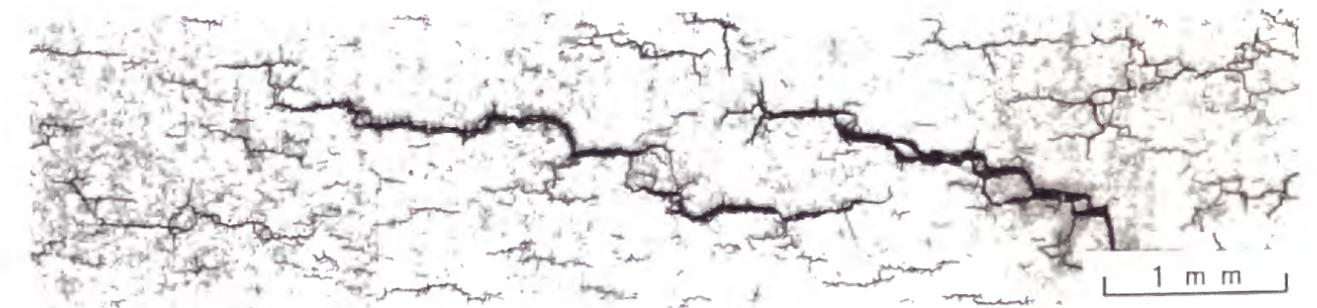
(2) Nimonic263

Fig.2.24に、Nimonic263について温度1123K、全ひずみ範囲1%の条件下で得られた破損試験片の表面からレプリカを採取し、光学顕微鏡観察を行った結果を示す。き裂個数はFSX414に比べて多く、試験片標点間全体にわたってほぼ均一に分布している。また、短いき裂が多く、き裂相互の間隔も短い。き裂発生箇所は結晶粒内、結晶粒界および双晶境界が混在しており明確でない。き裂先端は酸化されて鈍化しており、かつき裂の分岐が顕著に認められる。特に、き裂面に垂直方向に短い分岐が多数認められ、これらの分岐き裂が平行する荷重軸に垂直方向のき裂間の合体を促進している。

Fig.2.25に、同じ試験条件での Nimonic263の断面組織の SEM 観察結果を示す。試験片表面での酸化が著しく、かつき裂発生箇所では複数の経路で表面からの酸化が進行しており、き裂発生に対して酸化の影響が顕著であることを示している。また、き裂先端も酸化されて鈍くなっており、またき裂進展方向と異なった方向に酸化が進行してき裂の分岐が生じている。き裂の進展経路は概ね荷重軸と垂直方向であり、基本的には粒内き裂であるが、進展経路の近くに粒界がある場合には粒界に沿って進む。



(a) Whole area observation



(b) Local area observation

Fig.2.24 Replica observation of HTLCF failed specimen surface by OM (Nimonic263, 1123K).

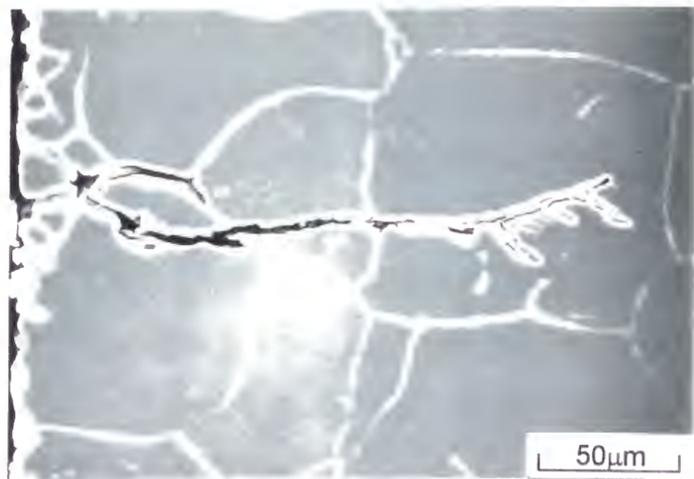


Fig.2.25 Observation of HTLCF specimen section by SEM (Nimonic263, 1123K).

(3) IN738LC

Fig.2.26に、IN738LC について温度1123K、全ひずみ範囲1%の条件下で得られた破損試験片の表面からレプリカを採取し、光学顕微鏡観察を行った結果を示す。き裂個数は比較的少なく、デンドライトコアおよび結晶粒界に沿って発生・進展している点では FSX414に類似している。最も長いき裂は、デンドライト境界ばかりでなく結晶粒界に沿って進展しているが、他のき裂はデンドライト境界内で発生し、デンドライトコアで阻止されているものが多い。

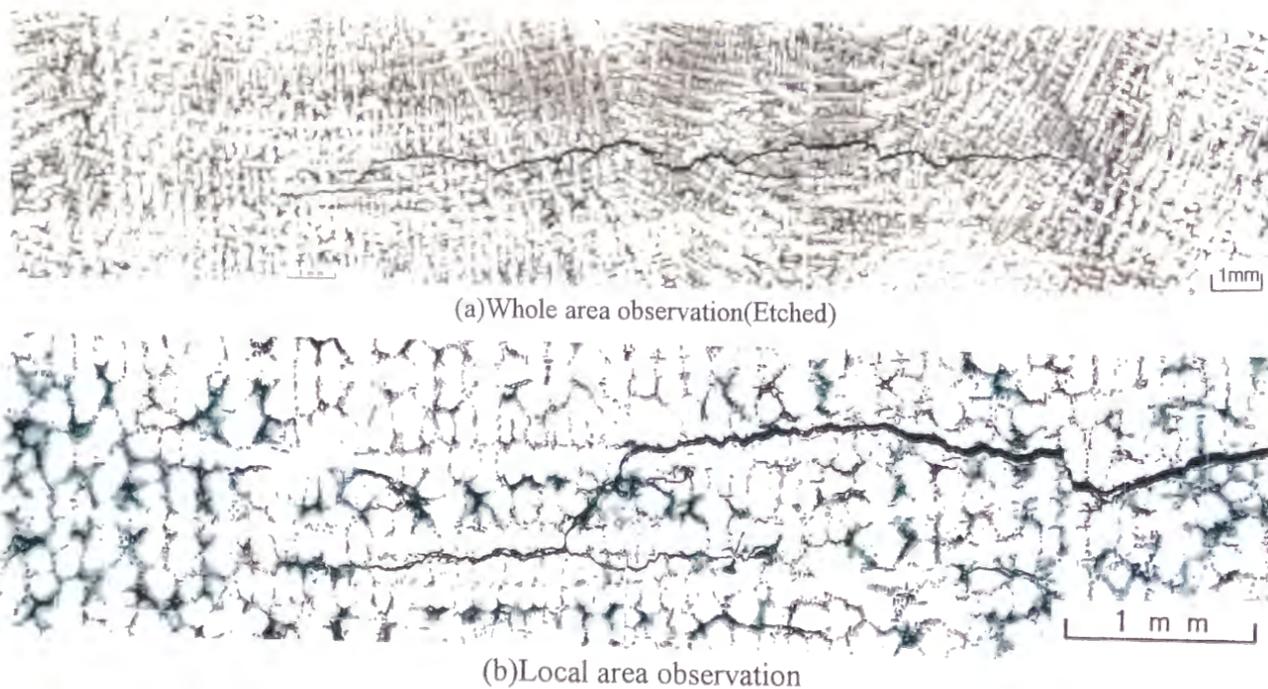


Fig.2.26 Replica observation of HTLCF failed specimen surface by OM (IN738LC, 1123K).

2.4 考察

2.4.1 ミクロ組織のシミュレーション

(1)シミュレーションモデル

ここでは、観察によって得られたミクロ組織形態を再現するミクロ組織のシミュレーション方法について検討する。

FSX414および IN738LC は精密鑄造超合金であり、多結晶デンドライト組織を呈している。デンドライト組織は<100>方向に成長する規則的な樹状晶であるが、多結晶金属では、結晶粒ごとの方位がランダムに分布しているため、これを任意の断面で切ったときに観察されるデンドライト模様は不規則な形態を示す。結晶粒界もデンドライト組織の境界として形成されるため不規則な形状を呈している。この不規則な形状は、パーコレーションクラスター図形⁷⁾に類似しているため、パーコレーションクラスターの形成法を応用してデンドライト組織を任意断面で切った不規則な形状のシミュレーションを行う。

シミュレーション領域は離散化した単位要素の集まりとして表し、この単位要素はき裂発生や進展の素過程が生じている単位寸法にとる。FSX414および IN738LC などの鑄造超合金では2次デンドライトアーム間隔を単位寸法にとり、Nimonic263については、本材が圧延材であり、等方多結晶材であるので、モデル化する単位要素の寸法は平均結晶粒径とし、低サイクル疲労試験片表面の一部をシミュレーション領域とする。Fig.2.27に低サイクル疲労試験片表面の5mm×5mm の領域に相当する50×50要素のシミュレーション領域例を示す。このとき、単位要素の寸法は0.1mm である。

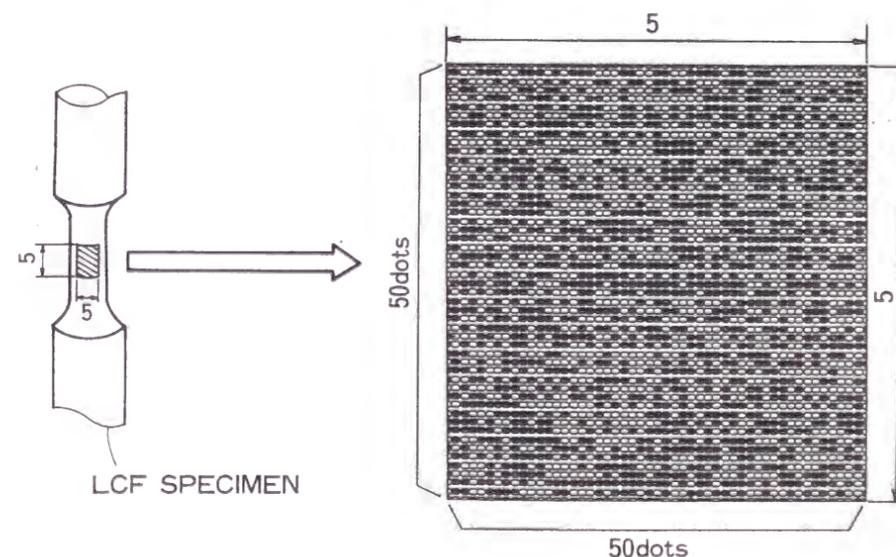


Fig.2.27 Example of simulation area model.

(2)シミュレーション結果

この単位要素を用いて、FSX414の多結晶デンドライト組織形態を再現するため、浸透現象または相転移で用いられるパーコレーションクラスターの生成法を用いる⁸⁾。まず、各要素点がデンドライトコアであるかデンドライト境界であるかの区別は、確率0.5で決まるものとし、0~1の乱数を発生させ、0.5以上のものはデンドライト境界とする。Fig.2.28においてドットで示した単位要素はこのようにして決めたデンドライト境界を示し、無地の部分はデンドライトコアを示す。さらに、隣接するドット同士を破線で結ぶと、Fig.2.29に示すパターンが形成される。さらに、結晶粒界は、主にデンドライト境界に沿ったランダムウォーク経路を用いて形成し、Fig.2.29中に太い破線で示す。即ち、シミュレーション領域の一辺から出発して、乱数により次に進む方向はランダムであってもその方向には戻らない軌跡を結晶粒界とする。進行方向はデンドライト境界を優先するように係数をつける。Fig.2.29の図形は Fig.2.2に示した実際のFSX414の組織形態と類似している。

FSX414のマイクロ組織の計測結果を観察結果を Fig.2.30に比較して示す。シミュレーションでは離散化による打ち切りの影響があるため、小さい値については完全に再現することは難しいが、FSX414のデンドライトコア、デンドライト境界および結晶粒界の寸法的特徴を良く再現している。

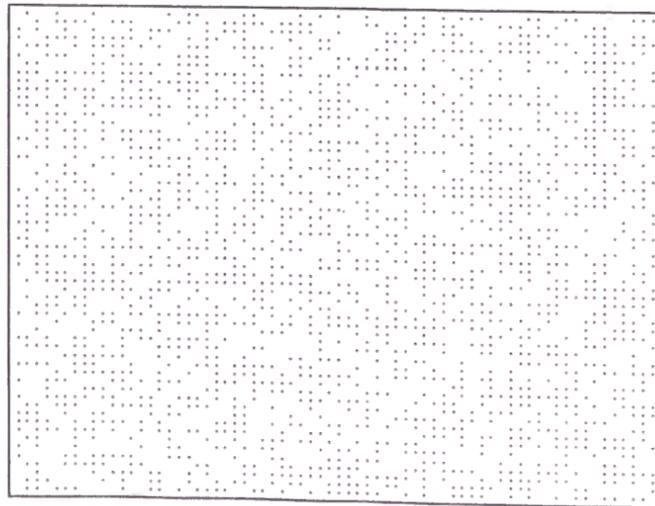


Fig.2.28 Dot pattern of FSX414 microstructure.

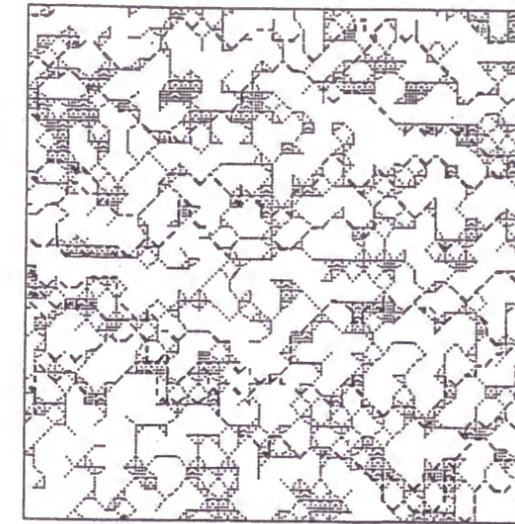


Fig.2.29 Simulated microstructure of FSX414.

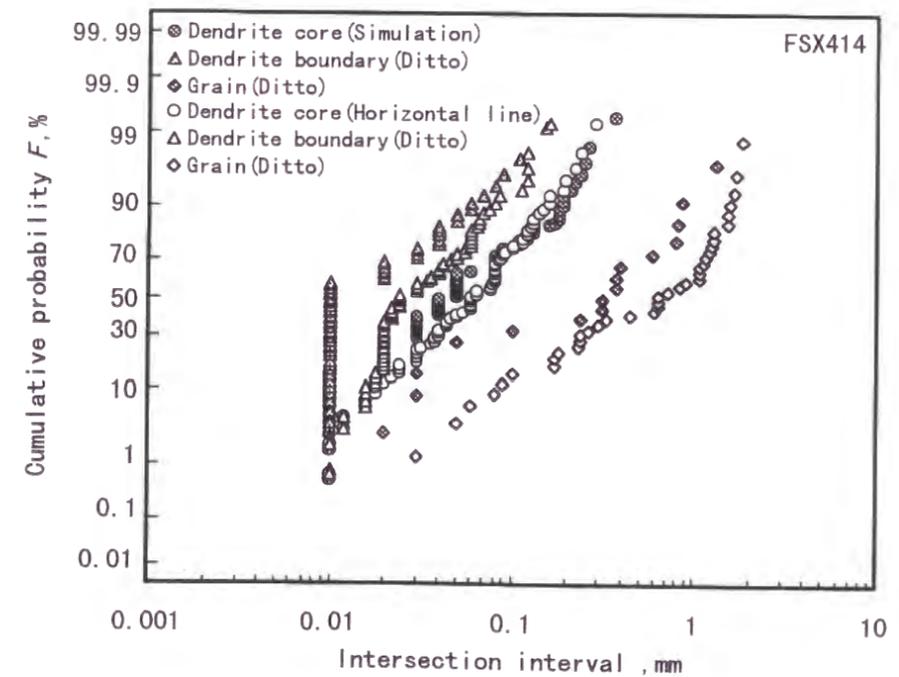


Fig.2.30 Distribution of microstructural dimensions by simulation and measurement for FSX414.

(3) フラクタル次元によるシミュレーション結果の評価

このようにして形成したシミュレーション組織パターンと実際の組織パターンの形状の複雑性を比較するためフラクタル次元の計測を行う⁷⁾。即ち、視野を一辺 r の正方形により分割し、デンドライト領域で占められる正方形の数 $N(r)$ を数えて、

$$N(r) \propto r^{-D_F} \quad (2.1)$$

なる関係があるとき、 D_F をフラクタル次元とする。Fig.2.31に静翼材のマイクロ組織写真を一辺 r の正方形によって分割した例を示す。この結果 Fig.2.32に示すように、静翼材マイクロ組織写真とシミュレーションのフラクタル次元計測結果は、式(2.1)の関係で表され、両者の傾きは良く一致していることから、本シミュレーションモデルがフラクタル的にも実際の材料組織を良く再現していることが分かる。フラクタル図形であることの利点は、モデルを粗視化したときに幾何学的特徴が相似になることであり、マイクロ現象をマクロ現象につなげるときに有用である。

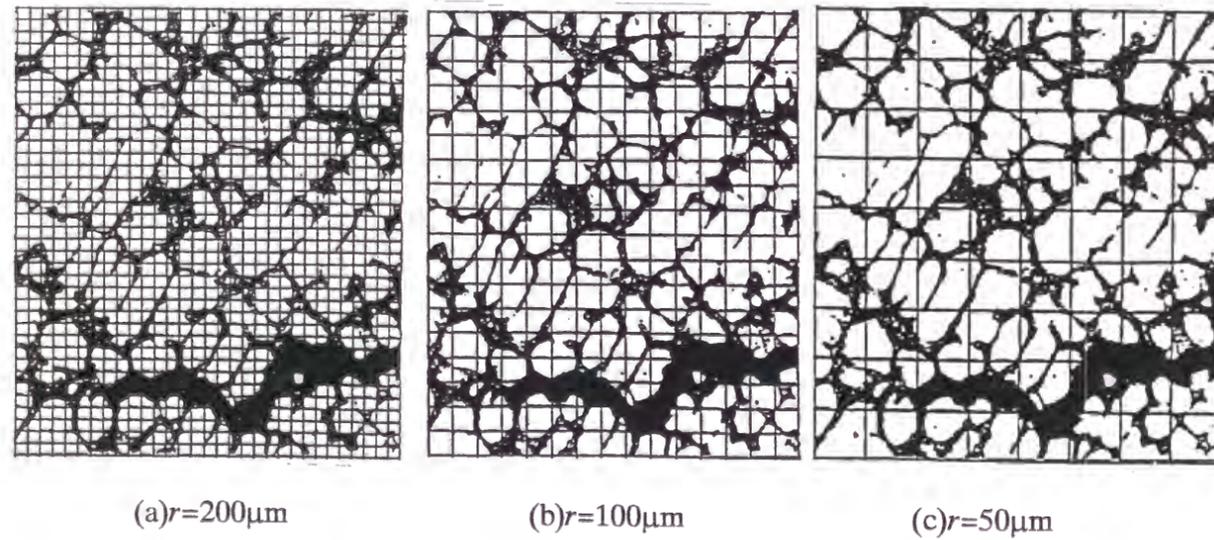


Fig.2.31 Measurement of fractal dimensions.

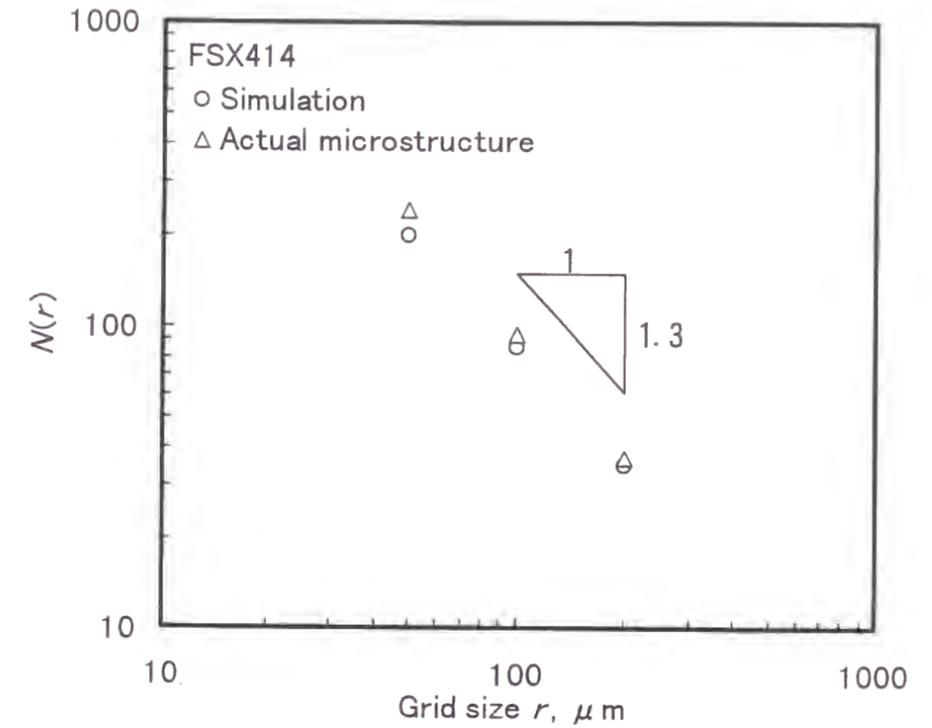


Fig.2.32 Fractal dimensions of simulation and actual microstructure.

2.4.2 高温低サイクル疲労特性

Fig.2.33に、FSX414の疲労寿命の温度依存性を示す。この図では、縦軸を N_{25} の逆数を対数軸にとり、横軸を絶対温度の逆数に負の符号を付けたものによって示している。試験温度範囲でき裂分布を観察した試験片のデータのみについて整理すると、 $1/N_{25}$ の温度依存性は次のアレニウス型の式で表される。

$$\frac{1}{N_{25}} = A \exp\left(-\frac{Q_N}{RT}\right) \quad (2.2)$$

ただし、 $A=0.432$, $Q_N=54\text{kJ/mol}$, R はガス定数である。この Q_N 値を文献データと比較すると、Co と Cr の格子中の自己拡散の活性化エネルギーがそれぞれおよそ255および309kJ/mol であり、粒界中の自己拡散の活性化エネルギーがそれぞれ158kJ/mol および196kJ/mol であることから⁹⁾、式(2.2)の Q_N は、FSX414の主要金属元素の自己拡散の活性化エネルギーに比べて低い値を示し、高温における変形を支配する活性化エネルギーには対応していない様である¹⁰⁾。一方、材料は異なるが、Ni 基超合金 Mar-M247について、Miller ら¹¹⁾が保持疲労試験および2温度変動試験により求めた酸化による微視き裂進展の活性化エネルギー Q_{ox} は、上記と全く同じ54kJ/mol であることから、式(2.2)の温度依存性に現れる Q_N は酸化に起因するものと推察される。

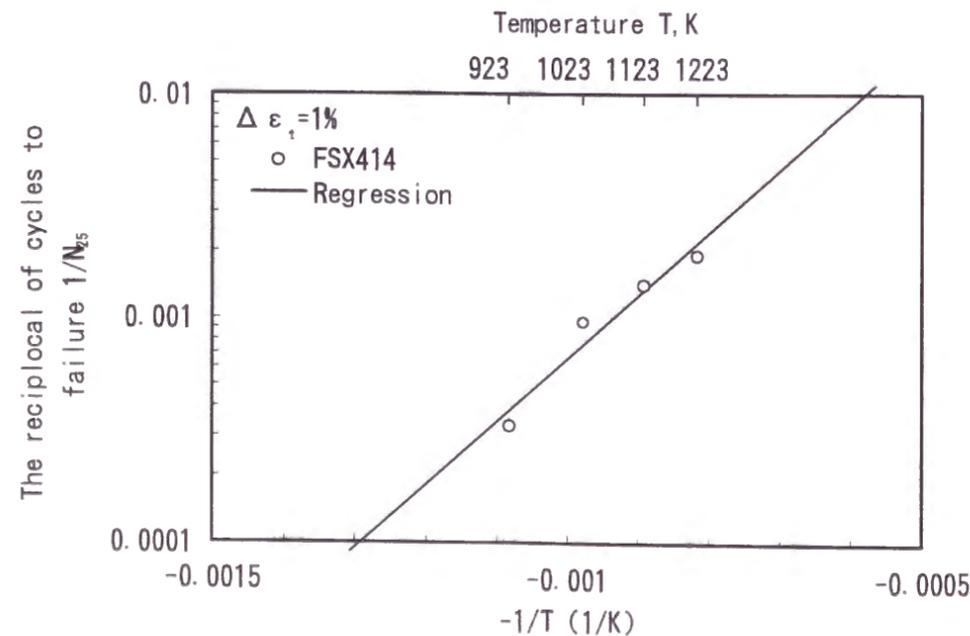


Fig.2.33 Temperature dependence of the reciprocal of N_{25} for FSX414.

Fig.2.34に、FSX414の温度923K~1223K、全ひずみ範囲1%での破損時のき裂個数密度 n およびき裂長さ密度 l の温度依存性を示す。ここで、き裂個数密度とは、試験片表面の標点間の領域(ここでは Fig.2.15から Fig.2.18に示した試験片表面の領域)で測定した単位面積当りのき裂個数(1/mm²)であり、き裂長さ密度とは、同じ領域で測定したき裂の長さを荷重軸に垂直方向に射影した長さについて、単位面積当りの総和(1/mm)をとったものである。なお、破損に至った主き裂部分は計測から除外した。1123Kまでは、 n および l はいずれも Fig.3.33の N_{25} の場合と同様、次式で表されるアレニウス型の温度依存性を示す。

$$n = A_n \exp\left(-\frac{Q_n}{RT}\right) \quad (2.3)$$

$$l = A_l \exp\left(-\frac{Q_l}{RT}\right) \quad (2.4)$$

ここで、 $Q_n=121.5\text{kJ/mol}$, $Q_l=119.9\text{kJ/mol}$ であり、 N_{25} の温度依存性における Q_N 値の約2倍の値を示しているが、1223K では n, l 共に飽和傾向が認められ、それぞれに上限の存在を示唆している。

Fig.2.35に、FSX414の温度923K~1223K、全ひずみ範囲1%での破損時のき裂個数密度 n およびき裂長さ密度 l と破損繰返し数 N_{25} の関係を示す。1123K から1223K にかけては必ずしも明確ではないが、両者の関係は概ね両対数グラフ上で次式で表される右下がりの直線関係を示す。

$$N_{25} = 451 \cdot n^{-0.575} \quad (2.5)$$

$$N_{25} = 239 \cdot l^{-0.582} \quad (2.6)$$

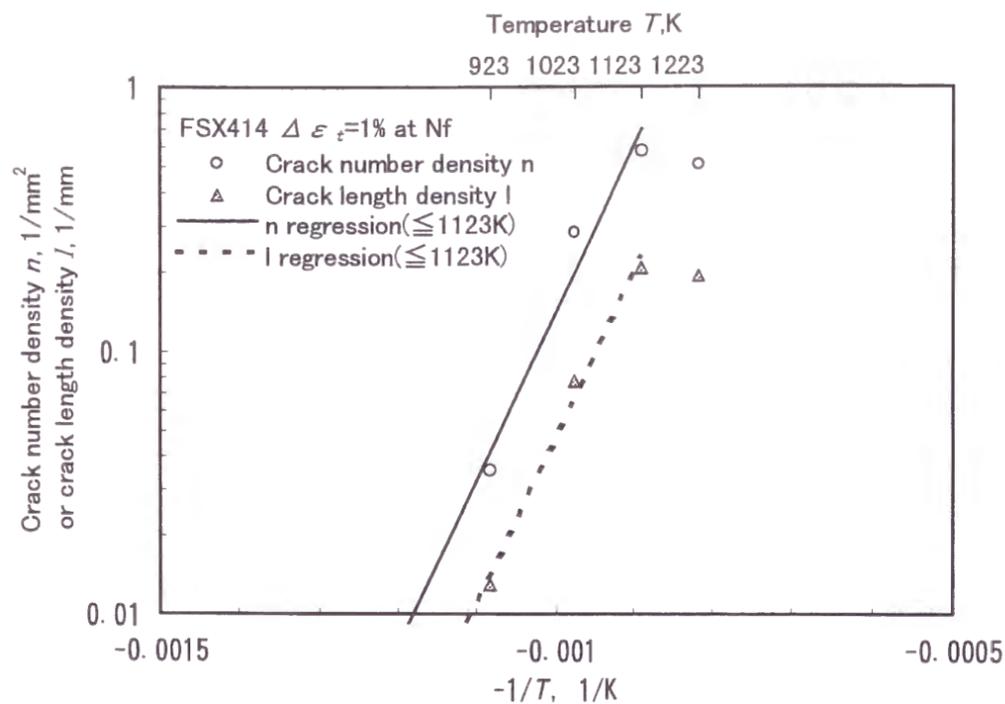


Fig.2.34 Temperature dependence of crack number density and crack length density for FSX414.

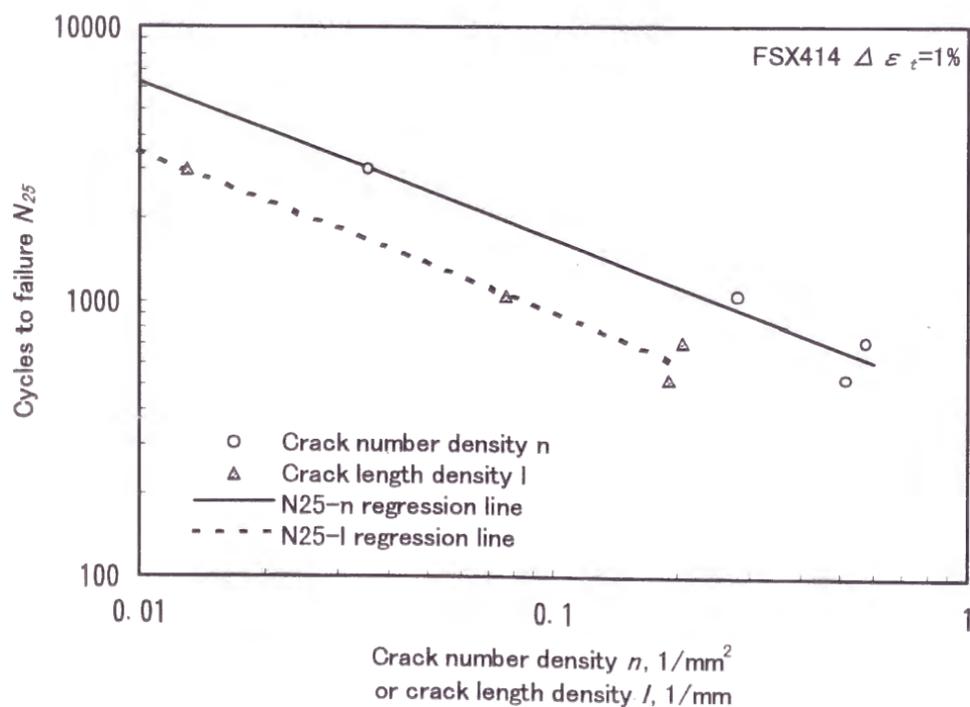


Fig.2.35 Relationship between crack number density and crack length density against cycles to failure for FSX414.

Fig.2.36に、FSX414の温度923K~1223K,全ひずみ範囲1%での破損時のき裂長さ分布を対数正規確率紙を用いて示す。即ち、横軸にき裂長さの対数を取り、縦軸に累積確率として対称ランク

$$F = \frac{i - 0.5}{\bar{n}} \quad (2.7)$$

ただし、 i :データ順序数

\bar{n} :データ総個数

を用いてデータをプロットした。縦軸は正規分布形により

$$F(a) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^{\frac{\ln(a) - \mu_{Le}}{\sigma_{Le}}} \exp\left(-\frac{u^2}{2}\right) du = \Phi\left(\frac{\ln(a) - \mu_{Le}}{\sigma_{Le}}\right) \quad (2.8)$$

ただし、 $F(a)$:き裂長さの対数の分布関数

a :き裂長さ

μ_{Le} : $\ln(a)$ の平均値

σ_{Le}^2 : $\ln(a)$ の分散

$\Phi(u)$:標準正規分布関数

の逆関数 Φ^{-1} にてプロットされているため、このグラフ上での直線が対数正規分布を示す¹²⁾。図中の直線は式(2.8)の $F=F(a)$ として換算した Φ^{-1} と $\ln(a)$ のデータの最小自乗近似により求めたものである。ここでは、試験片が分離破断したものが多いため、破損に至った主き裂の長さは計測していない。き裂長さは、対数正規分布で近似され、923Kを除き殆ど同等の分布形を示している。

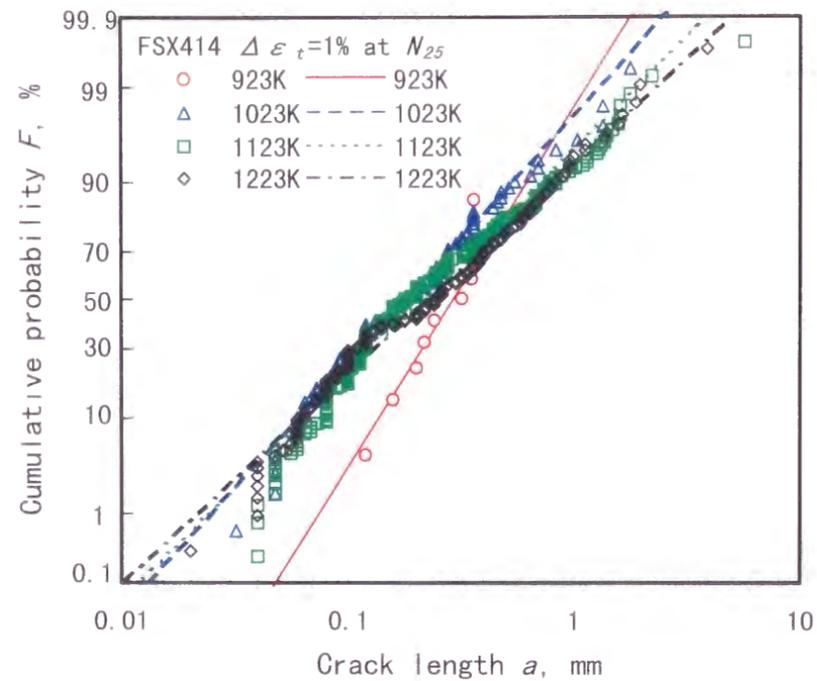


Fig.2.36 Crack length distribution of HTLCF failed FSX414 specimen at various temperatures.

2.5 結言

Co 基精密鋳造超合金 FSX414、Ni 基圧延超合金 Nimonic263および Ni 基精密鋳造超合金 IN738LC の高温低サイクル疲労試験とマイクロ組織観察を行い、疲労特性と損傷形態ならびにマイクロ組織形態について検討した結果、以下の結論を得た。

- 1) 3種類の耐熱超合金の高温低サイクル疲労において、繰返し応力-ひずみ特性には大きな違いが認められるが、同一 $\Delta\epsilon_t$ における破損繰返し数 N_{25} には大差は認められない。
- 2) マイクロ組織形態については、FSX414および IN738LC は精密鋳造材に特徴的な多結晶デンドライト組織を呈し、Nimonic263は圧延材に特徴的な微細結晶組織を呈していた。デンドライトアーム幅、デンドライト境界幅および結晶粒径はそれぞれ対数正規分布を示しており、分布は等方的であった。
- 4) FSX414の多結晶デンドライト組織形態は、フラクタル図形を応用したシミュレーションにより簡便かつ的確に再現することができた。
- 5) FSX414のき裂発生形態は試験温度により異なり、923K と1023K においては、表面に迂り帯き裂発生が認められるが、1123K と1223K においては、デンドライト境界や結晶

粒界の炭化物析出域での表面酸化を起点としたき裂発生が認められる。

- 6) FSX414のき裂進展形態は、923K と1023K とにおいては、き裂前方の炭化物析出域での炭化物界面き裂との合体が認められ、き裂先端がデンドライトコアに達した場合停留する場合が認められる。1123K と1223K においては、進展とともにき裂面の酸化が顕著に生じ、結晶粒界にそって進展する場合が増加する。
- 7) FSX414の破損繰返し数 N_{25} の逆数は、923K から1223K の範囲でアレニウス型の式で表される温度依存性を示す。
- 8) FSX414の923K から1223K における破損繰返し数 N_{25} は、破損後のき裂の個数密度および長さ密度と良好な関係が認められる。
- 9) FSX414の923K から1223K における破損後のき裂長さの分布はほぼ対数正規分布で表されるが、データ数の少ない923K を除き、殆ど分布に差異が認められない。各温度での破損試験片におけるき裂長さの単純平均値、中央値および分散についても破損繰返し数 N_{25} との対応は認められず、破損時におけるき裂分布状態は破損繰返し数の違いによらずほぼ一定である。

以上のように、超合金材料の高温低サイクル疲労特性と多数き裂の形態は、金属組織の不均一性、材料の変形挙動および酸化効果によって影響を受け、また、FSX414の異なる温度での疲労試験において破損時のき裂分布はほぼ一致することが明らかとなった。また、多結晶デンドライト組織シミュレーション法を構築した。以上の知見を、第5章での多数き裂の発生・進展シミュレーションモデル構築に反映していく。

参考文献

- 1) R. Viswanathan, *Damage Mechanics and Life Assessment of High-temperature Components*, ASM International, (1989).
- 2) K. Fujiyama, Y. Yoshioka, N. Okabe and K. Kimura, "Crack Simulation and Life Assessment of Gas Turbine Nozzles", *Proc. the Sixth Intern. Conf. on Mechanical Behavior of Materials*, Vol. 2, pp.73-78(1991).
- 3) C. T. Sims, *Superalloys II*, John Wiley & Sons, Inc.,(1987).
- 4) 藤山一成, 村上格, 吉岡洋明, 岡部永年, "簡易シミュレーション解析モデルによる超合金の高温低サイクル疲労き裂発生・成長過程の予測", 材料学会第44期学術講演会講演論文集, p.205-206(1995).
- 5) 郡司好喜, "知っておきたい金属凝固の基礎(III)", 鉄と鋼, Vol.80, No.6, pp.N266-N280(1994).
- 6) 藤山一成, 岡部永年, 村上格, 吉岡洋明, "複合損傷シミュレーション解析による寿命評価—ガスタービン静翼の熱疲労き裂損傷への適用—", 第3回機械・構造物の強度設計, 安全性評価シンポジウム前刷集, pp.136-141(1991).
- 7) 藤山一成, 岡部永年, 村上格, 吉岡洋明, "超合金の高温低サイクル疲労損傷の複合損傷シミュレーション解析", 第41期学術講演会前刷集, pp.34-36(1992).
- 8) 高安秀樹, "フラクタル", (1986), 朝倉書店.
- 9) P. Guiraldenq, "Diffusion Dans Les Metaux", *Techniques de l'ingénieur*, (1978), 平野賢一, 岡田健 訳, "技術者の拡散入門", 共立出版, p.74.
- 10) S. Taira, R. Ohtani and S. Nakamura, "A Damage Rule of Creep and Low Cycle Fatigue at Elevated Temperature", *Proc. the 1973 Symposium on Mechanical Behavior of Materials*, pp.221-231(1974).
- 11) M. P. Miller, D. L. McDowell, R. L. T. Oehmke, and S. D. Antolovich, "A Life Prediction Model for Thermomechanical Fatigue based on Microcrack Propagation", *ASTM STP 1186*, pp.35-49(1993).
- 12) 市川昌弘, "信頼性工学", 機械工学選書, 裳華房, (1990).

第3章 高温低サイクル疲労過程における多数き裂の発生特性^{1),2),3),4)}

3.1 緒言

機器部材の余寿命評価は、検査によりその時点での損傷状態を把握し、その情報をもとに将来の損傷状態を予測することにより可能となる。前章でみたように、高温低サイクル疲労損傷材の表面には、多数の微小き裂が分布しているため、ひずみ繰返しに伴う多数き裂分布の変化を把握することによって疲労損傷を評価し得る。そこで、本章では、超合金の高温低サイクル疲労途中止め試験を行い、追跡観察により多数き裂の挙動を明らかにする。多数き裂の挙動を定量的に表わすためには計測データの適切な統計処理に基づく損傷発展モデルの構築が不可欠である。そこで、本章では FSX414, Nimonic263 および IN738LC について、多数き裂の発生特性に関するパラメータに着目してひずみ繰返し数との関係を調べ、損傷発展モデル構築のための基礎的知見を整理する。なお、き裂合体・進展特性については次章で詳細に検討する。

3.2 疲労途中止め観察試験

供試材は、FSX414, Nimonic263 および IN738LC 材であり、試験片形状は前章で用いたものと同じ平滑丸棒試験片である。Table 3.1 に試験条件を示す。ここで、破損繰返し数 N_{25} は追跡観察試験片について最終的に得られた値を採用した。試験は前章で定めた破損繰返し数 N_{25} を越えた繰返し数まで実施したため、途中止め繰返し数 N と N_{25} の繰返し数比 N/N_{25} は1以上の値を示す場合もある。

途中止め時に、試験機から試験片を取り外し、表面酸化スケールをバフにより軽く研磨して除去した後、レプリカを採取し、さらに、エッチングを施して再度レプリカを採取した。採取したレプリカを光学顕微鏡によって観察し、き裂をトレースして画像処理装置に読み込み、き裂の個数、長さを計測した。き裂長さは、き裂の両端を結ぶ直線を荷重軸に垂直方向に射

影した距離とした。試験片はレプリカ採取後再度試験片に取付け、所定のひずみを繰り返した後、再び同様な方法で同一箇所のレプリカを採取し破損までこのプロセスを繰り返した。

Table 3.1 LCF interruption test conditions.

Material	Temperature (K)	Total strainrange(%)	Cycles to failure	Interval of interruption	Observation area(mm ²)
FSX414	1123	1.0	400	100	W5×H5
		0.5	3860	500	W31×H10
Nimonic263	1123	1.0	491	150	W5×H5
		0.5	1703	500	W31×H10
IN738LC	1123	0.5	4077	500	W31×H10

3.3 疲労途中止め試験片のき裂観察結果

3.3.1 FSX414

Fig.3.1～3.4に FSX414の全ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_f=1\%$ での各途中止め時(繰返し数 $N=100,200,300,400$; 繰返し数比 $N/N_{25}=0.25,0.5,0.75,1$)における非エッチング状態での表面レプリカの部分観察写真を示す。 $N/N_{25}=0.25$ (Fig.3.1)の場合には、すでに $500\mu\text{m}$ 程度のき裂が多数観察され、き裂の合体も生じている。 $N/N_{25}=0.5$ の場合には、き裂個数も増加し、き裂合体による進展も進行している。 $N/N_{25}=0.75$ の場合には、新たなき裂の発生や微小なき裂は少なくなり、き裂同士の合体による進展が顕著に認められる。 $N/N_{25}=1$ では殆どなき裂が合体している。

Fig.3.5に $N/N_{25}=1$ におけるエッチング後の表面レプリカ組織の部分および全周の観察写真を示す。ほとんどの結晶粒界がき裂で占められており、結晶粒界以外に進展したき裂はほとんど認められない。

Fig.3.6(a)に $N/N_{25}=0.5$ におけるエッチング前後の表面レプリカ組織においてみられた結晶粒界以外の微小なき裂を示す。これらのき裂は 0.1mm 前後の長さを有し、デンドライト境界上に存在している。Fig.3.6(b)に同じ視野を $N/N_{25}=0.75$ の場合について示すが、Fig.3.6(a)で見られた微小なき裂群のなかで大きく進展したものは無く、その後の途中止め時に表面スケール除去のため実施した軽いバフ研磨によって多くは消滅した。これらは、デンドライト境界に

生じた酸化スパイク状のものであったと考えられる。FSX414のデンドライト2次アーム寸法とその間隔はほぼ $50\mu\text{m}$ であり、 0.1mm 以下の酸化スパイク状のき裂は隣接するデンドライト境界の酸化スパイクと結合せず進展しないことと、き裂発生・進展の優先箇所である結晶粒界の屈曲の最小単位もデンドライト組織単位に対応していることから、進展しうるき裂発生の最小単位は 0.1mm であると考えられる。

Fig.3.7に FSX414の全ひずみ範囲 0.5% における疲労途中止め試験片に対する表面全周レプリカ観察写真からき裂のみをトレースした結果を示す。最初の観察($N/N_{25}=0.13$)では、ほぼ $0.1\sim 0.2\text{mm}$ 長さのき裂が分布しており、一部ではあるがき裂の合体も生じている。き裂個数は、 $N/N_{25}=0.13\sim 0.39$ までは徐々に増加するが、 $N/N_{25}=0.52$ において急激にき裂個数が増加し、き裂の合体も頻繁である。

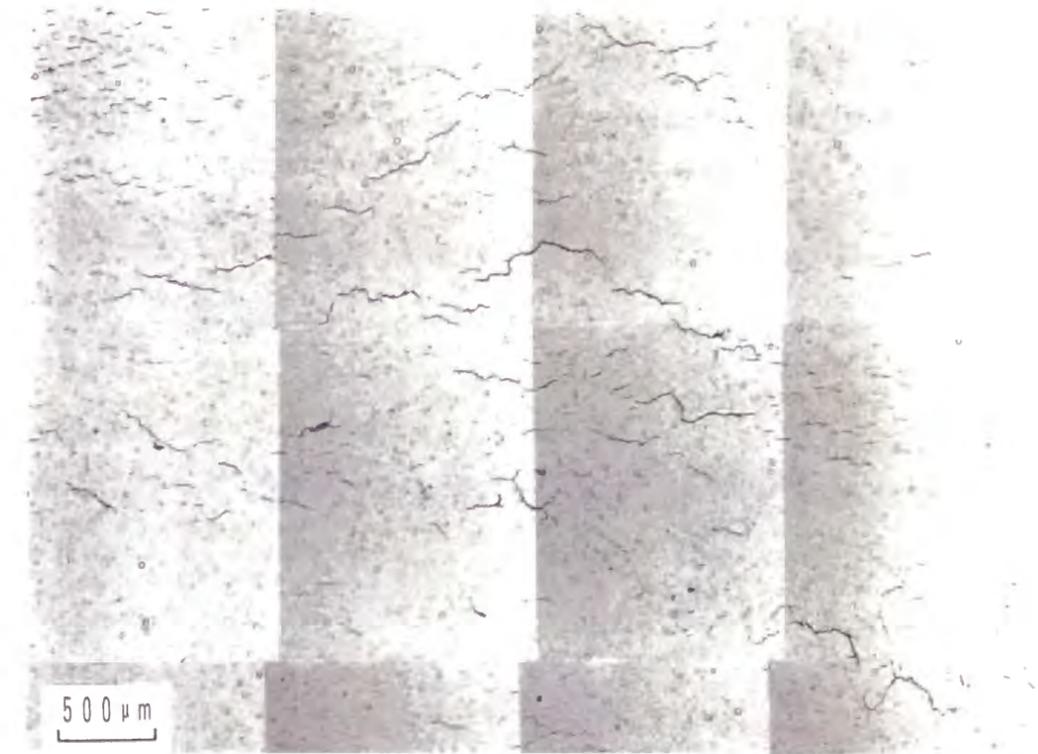


Fig.3.1 Specimen surface replica observation for HTLCF damaged FSX414 after 100cycles ($N/N_{25}=0.25$, $\Delta\epsilon_f=1\%$, $T=1123\text{K}$, before etching).



Fig.3.2 Specimen surface replica observation for HTLCF damaged FSX414 after 200cycles
($N/N_{25}=0.5$, $\Delta\varepsilon_t=1\%$, $T=1123\text{K}$, before etching).



Fig.3.3 Specimen surface replica observation for HTLCF damaged FSX414 after 300cycles
($N/N_{25}=0.75$, $\Delta\varepsilon_t=1\%$, $T=1123\text{K}$, before etching).

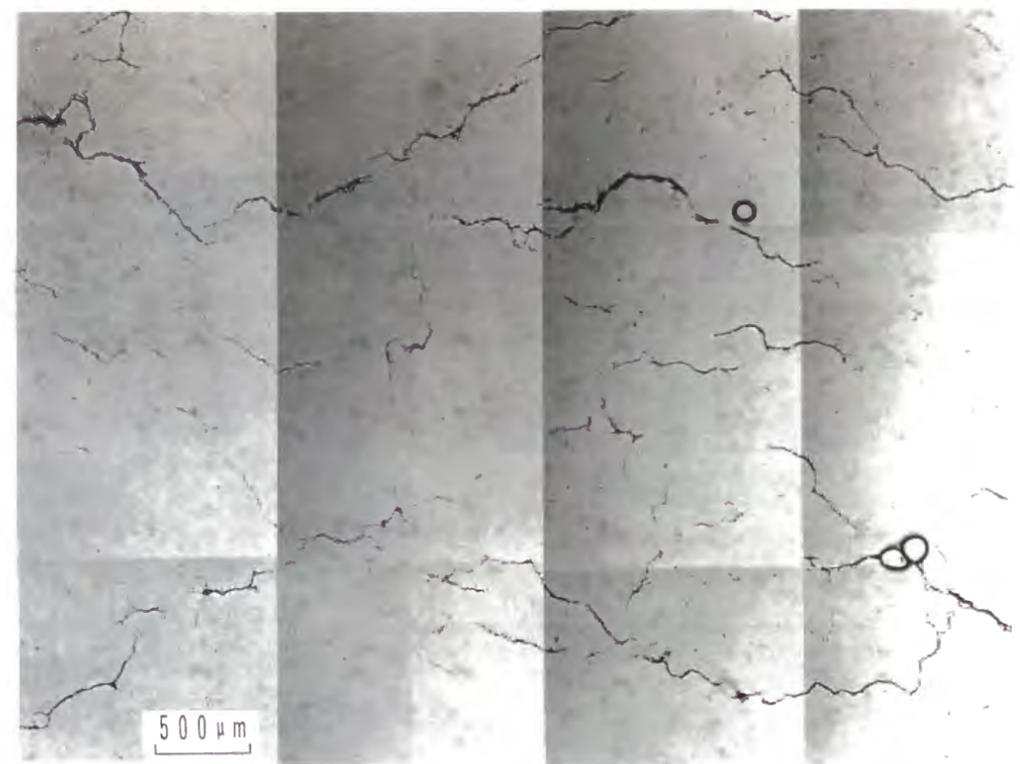


Fig.3.4 Specimen surface replica observation for HTLCF damaged FSX414 after 400cycles
($N/N_{25}=1.0$, $\Delta\varepsilon_t=1\%$, $T=1123\text{K}$, before etching).

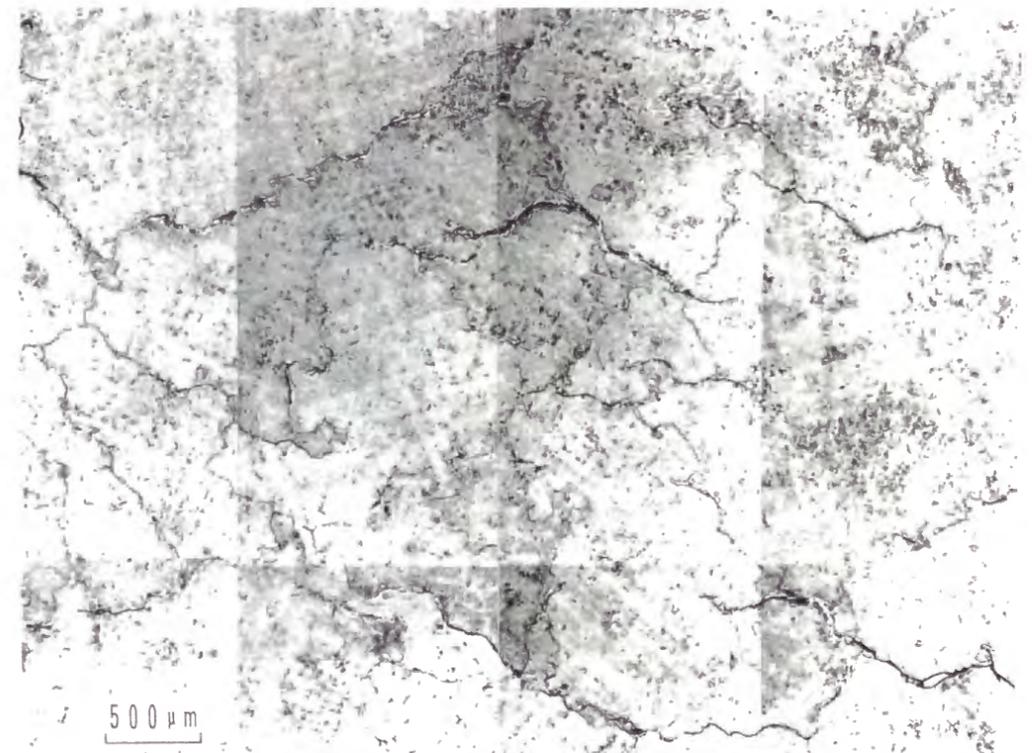
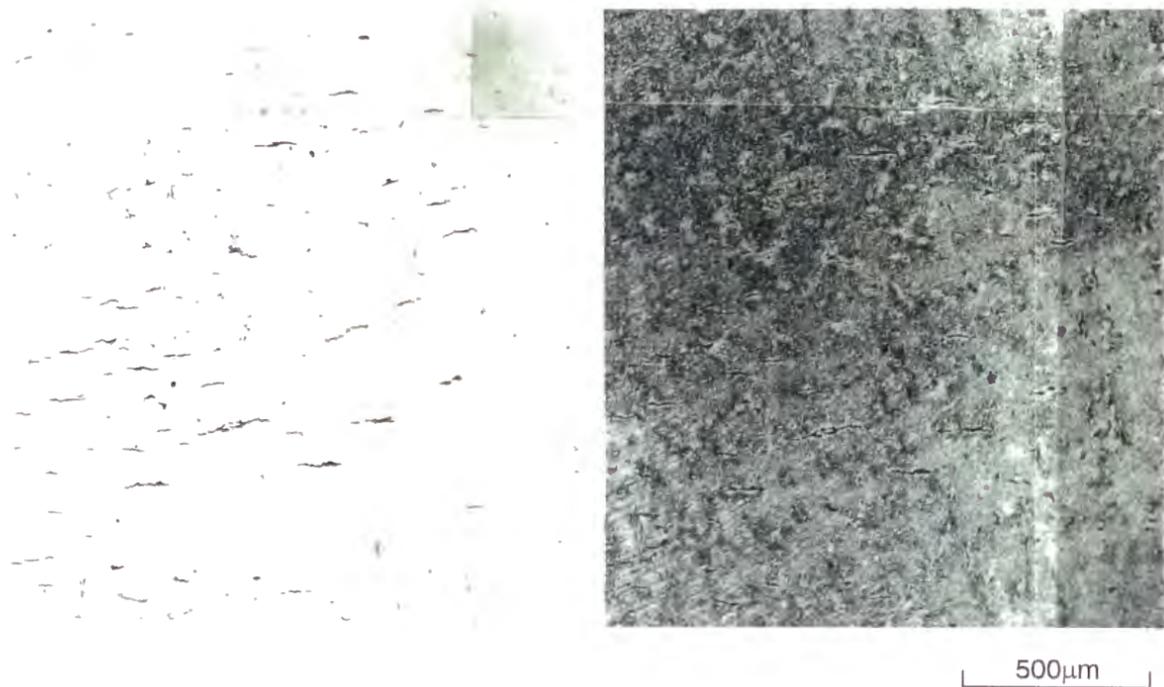
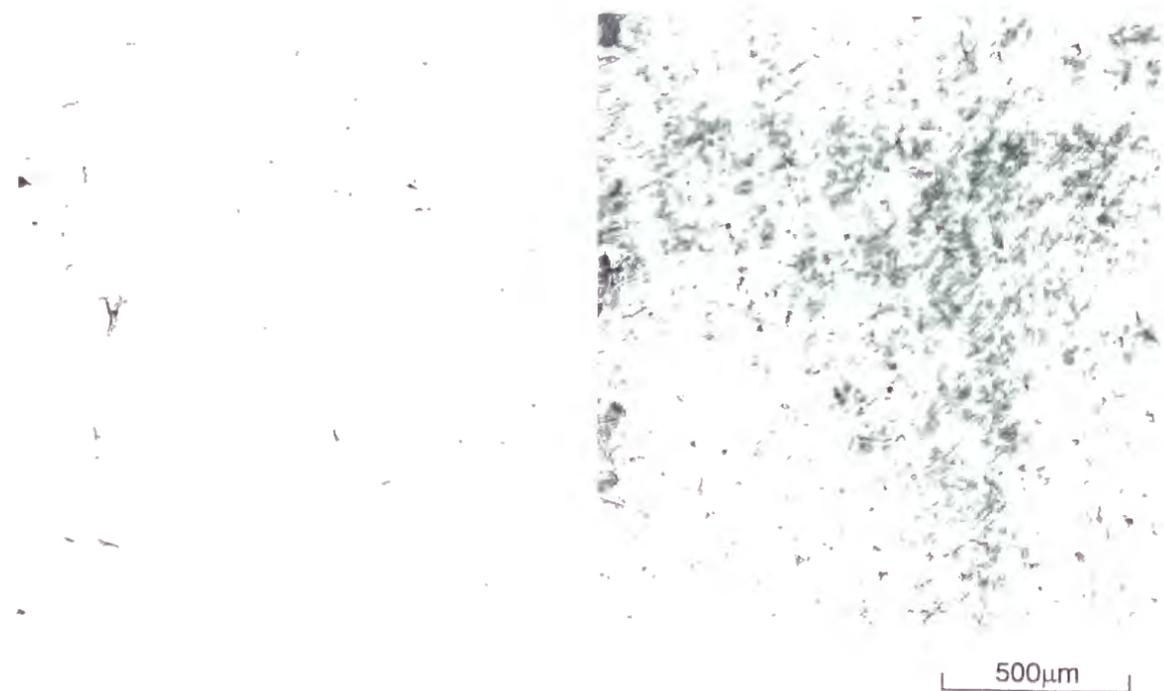


Fig.3.5 Specimen surface replica observation for HTLCF damaged FSX414 after 400cycles
($N/N_{25}=1$, $\Delta\varepsilon_t=1\%$, $T=1123\text{K}$, after etching).

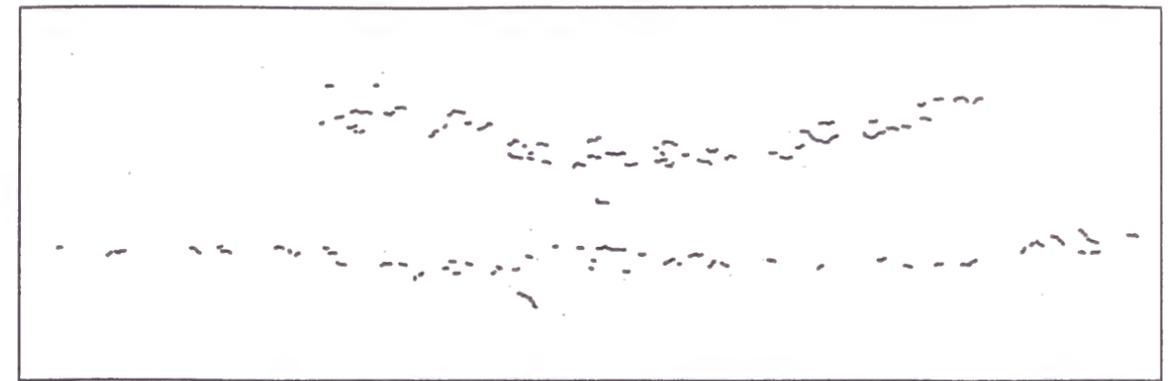


(a) Before etching(left) and after etching(right) at $N/N_{25}=0.5$

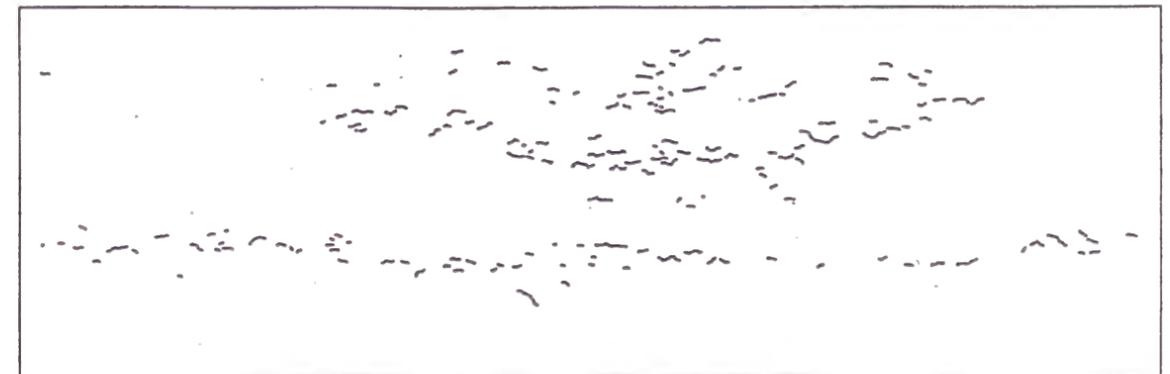


(b) Before etching(left) and after etching(right) of the same location as (a) at $N/N_{25}=0.75$

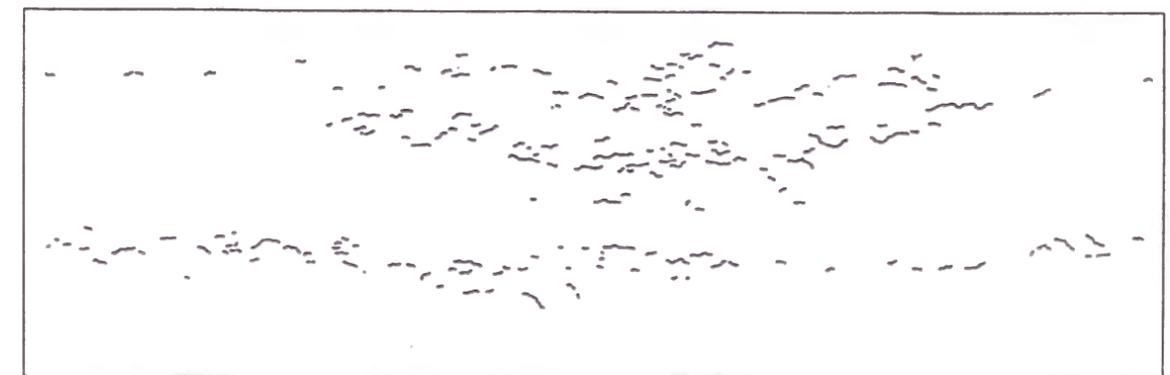
Fig.3.6 Small crack observation of FSX414($\Delta\epsilon_r=1\%$).



a) $N=500$ ($N/N_f=0.130$)

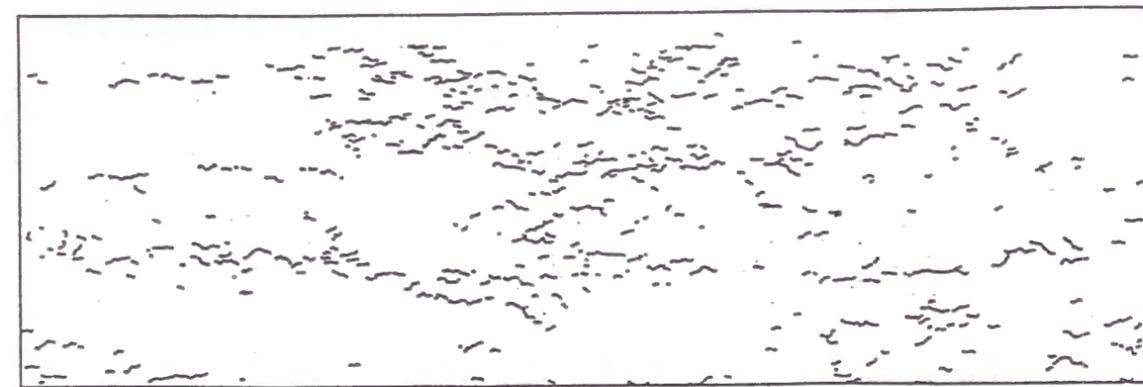


b) $N=1000$ ($N/N_f=0.259$)

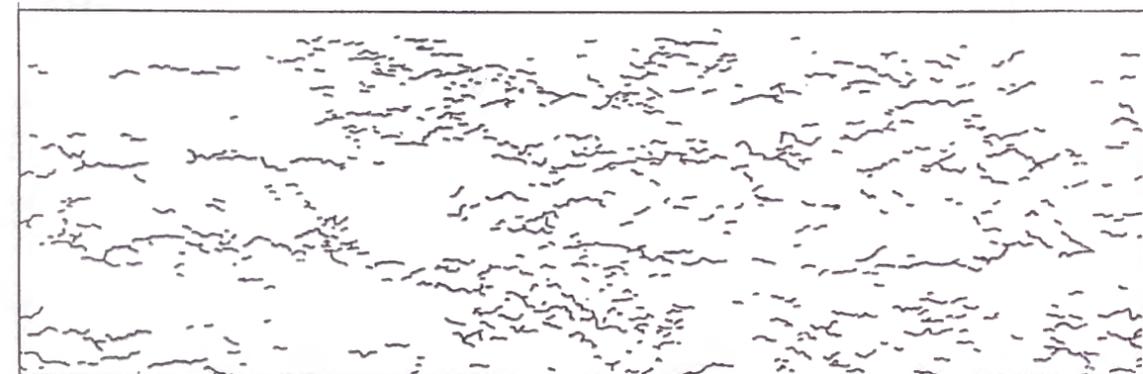


c) $N=1500$ ($N/N_f=0.389$)

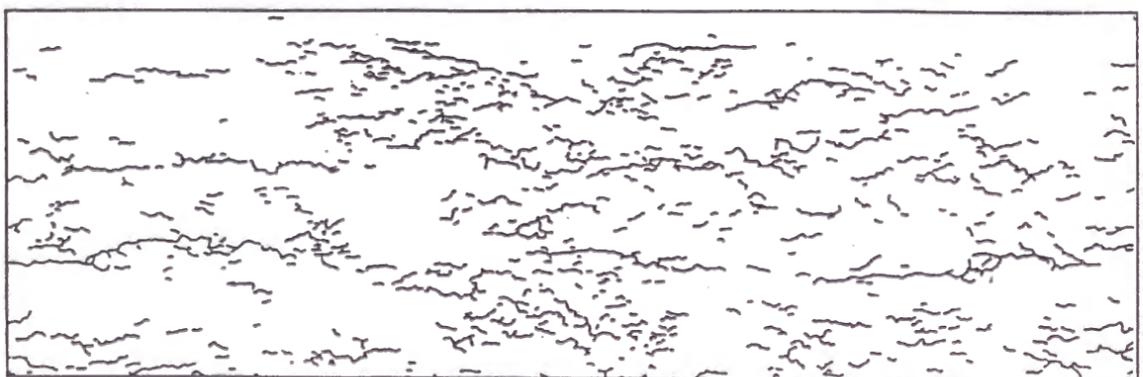
Fig.3.7 Specimen surface replica trace for HTLCF damaged FSX414 at every interruption cycles($\Delta\epsilon_r=0.5\%$, $T=1123K$; To be continued).



d) $N=2000$ ($N/N_f=0.518$)



$N=3000$ ($N/N_f=0.777$)



$N=4000$ ($N/N_f=1.036$)

Fig.3.7 Specimen surface replica trace for HTLCF damaged FSX414 at every interruption cycles ($\Delta\epsilon_f=0.5\%$, $T=1123K$).

3.3.2 Nimonic263

Fig.3.8～3.11に Nimonic263の全ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_f=1\%$ での各途中止め時(繰返し数 $N=150,300,450,600$; 繰返し数比 $N/N_{25}=0.31,0.61,0.92,1.22$)における非エッチング状態での表面レプリカの部分観察写真を示す。 $N/N_{25}=0.31$ (Fig.3.8)の場合には、すでに $500\mu\text{m}$ 程度のき裂が多数観察され、き裂の合体もおきている。き裂は合体によるとみられる屈曲を伴うが、ほぼ荷重軸に垂直である。 $N/N_{25}=0.61$ の場合には、き裂個数の増加よりも、き裂合体による進展が支配的であり、 1mm 以上のき裂が多数認められる。き裂は荷重軸に垂直な同一面上にない場合でも荷重軸に平行なき裂によって合体している。 $N/N_{25}=0.92$ の場合には、新たなき裂の発生や微小なき裂は殆どなく、き裂同士の合体による進展が顕著に認められる。 $N/N_{25}=1.22$ ではき裂面の酸化が進む以外は殆ど変化が認められない。

Fig.3.12に $N/N_{25}=1.22$ におけるエッチング後の表面レプリカ組織の部分および全周の観察写真を示す。進展したき裂はほぼ荷重軸に垂直な粒界に生じており、一部結晶粒内を貫通するが停留し、合体によって進展する。停留した比較的小さいき裂をみると、荷重軸にほぼ垂直な粒界に発生し、顕著な酸化を伴っていることがわかる。

Fig.3.13(a)に $N/N_{25}=0.31$ におけるエッチング前後の表面レプリカ組織においてみられた微小なき裂を示す。多くの結晶粒界に酸化が認められ、特に粗大な結晶粒まわりの粒界酸化が顕著である。Fig.3.13(b)に同じ視野を $N/N_{25}=0.61$ の場合について示すように、わずかな表面スケール除去によって約 0.1mm 以下の粒界酸化は消滅し、粗大結晶粒まわりの粒界に生じたき裂が進展している。Nimonic263の平均結晶粒径は約 0.1mm であるが、この寸法以下のものは酸化スパイクとしてき裂とは区別する必要がある。従って進展しうるき裂発生の最小単位は 0.1mm であると考えられる。

Fig.3.14に Nimonic263の全ひずみ範囲 0.5% における疲労途中止め試験片に対する表面全周レプリカ観察写真からき裂のみをトレースした結果を示す。 $N/N_{25}=0.29$ においてすでに $0.1\sim 0.2\text{mm}$ 長さのき裂が多数発生しており、き裂の密集部では合体が生じ始めている。それ以降もき裂発生は継続し、き裂合体が頻繁に生じて網目状になったり、分岐を生じたりしており、微視き裂が巨視き裂に吸収されながら成長していく過程を示している。

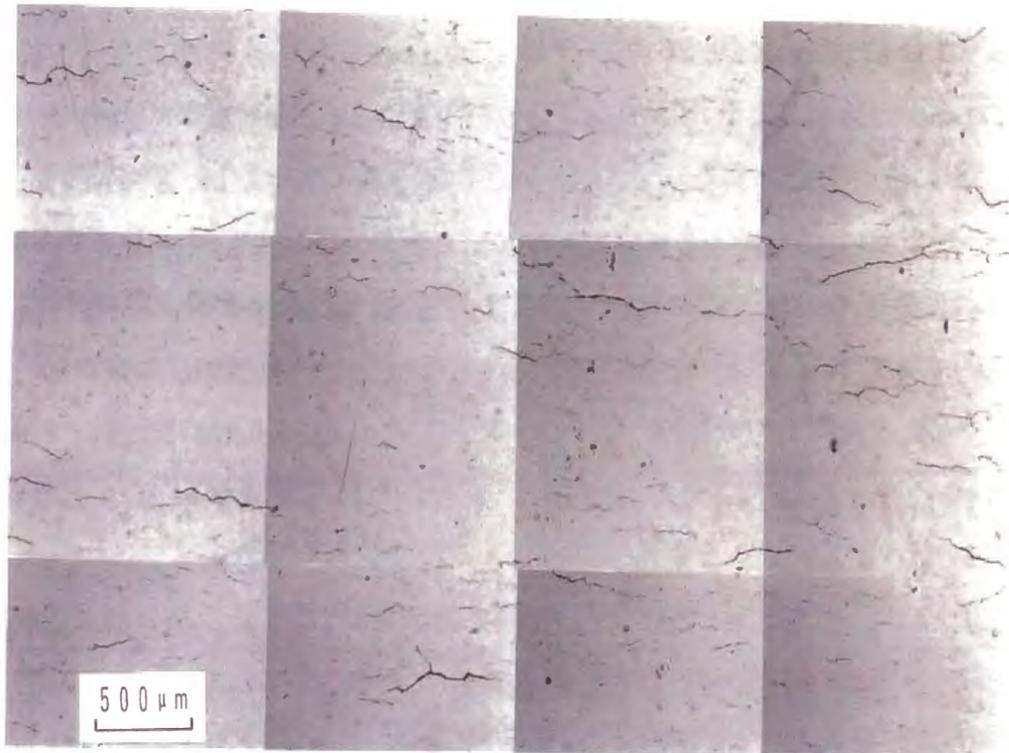


Fig.3.8 Specimen surface replica observation for HTLCF damaged Nimonic263 after 150cycles ($N/N_{25}=0.31$, $\Delta\varepsilon_f=1\%$, $T=1123\text{K}$, before etching).



Fig.3.9 Specimen surface replica observation for HTLCF damaged Nimonic263 after 300cycles ($N/N_{25}=0.61$, $\Delta\varepsilon_f=1\%$, $T=1123\text{K}$, before etching).



Fig.3.10 Specimen surface replica observation for HTLCF damaged Nimonic263 after 450 cycles ($N/N_{25}=0.92$, $\Delta\varepsilon_f=1\%$, $T=1123\text{K}$, before etching).

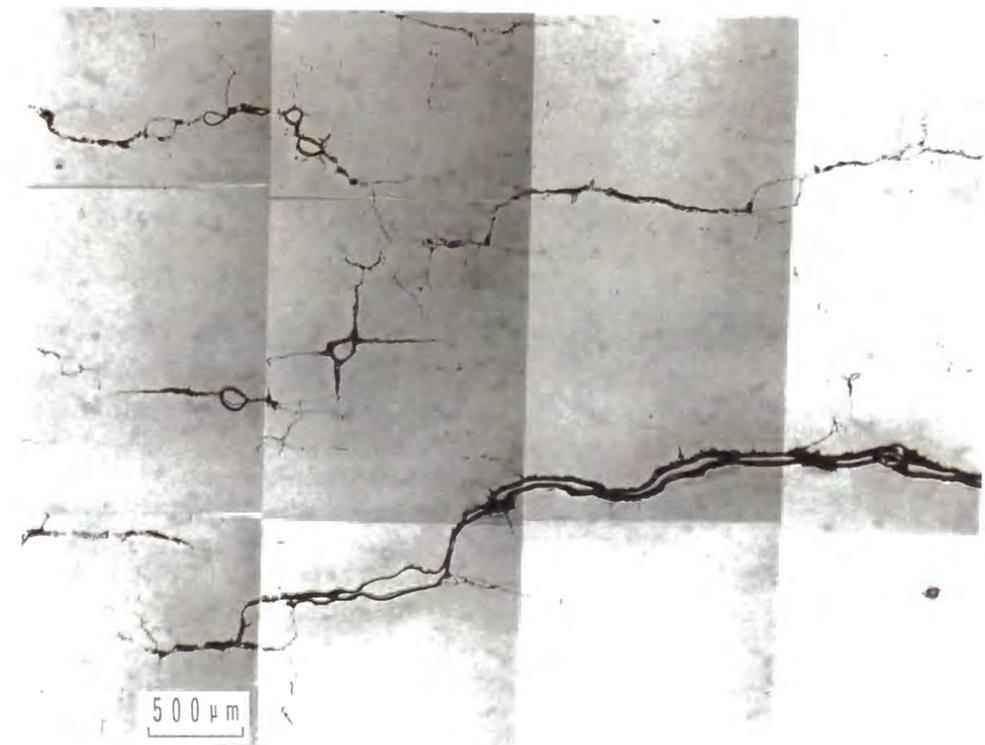


Fig.3.11 Specimen surface replica observation for HTLCF damaged Nimonic263 after 600cycles ($N/N_{25}=1.22$, $\Delta\varepsilon_f=1\%$, $T=1123\text{K}$, before etching).

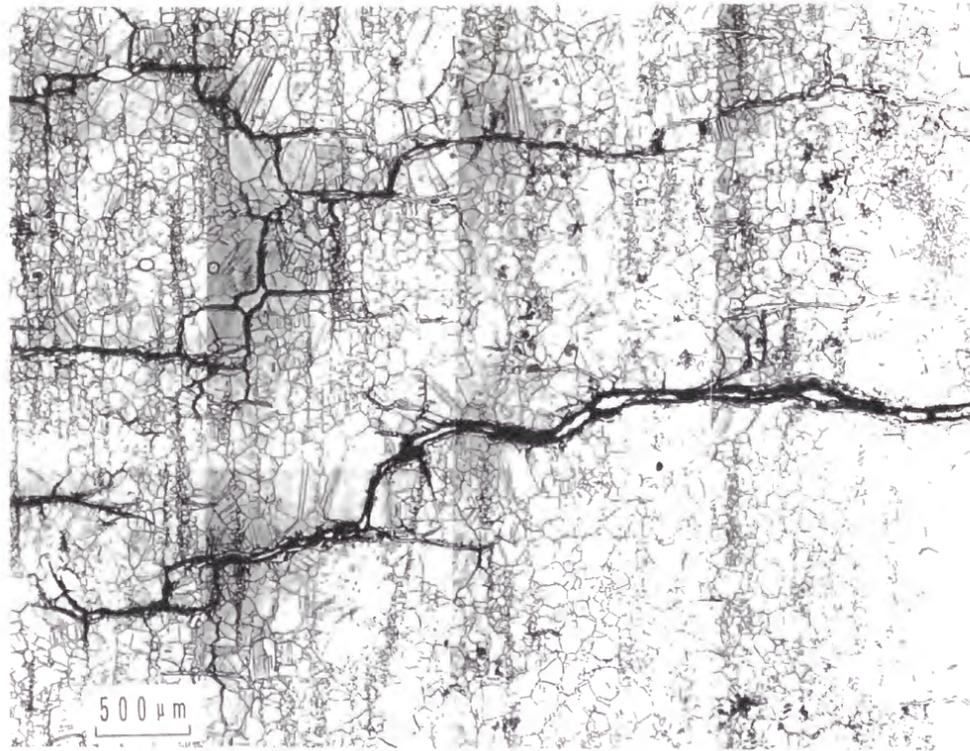
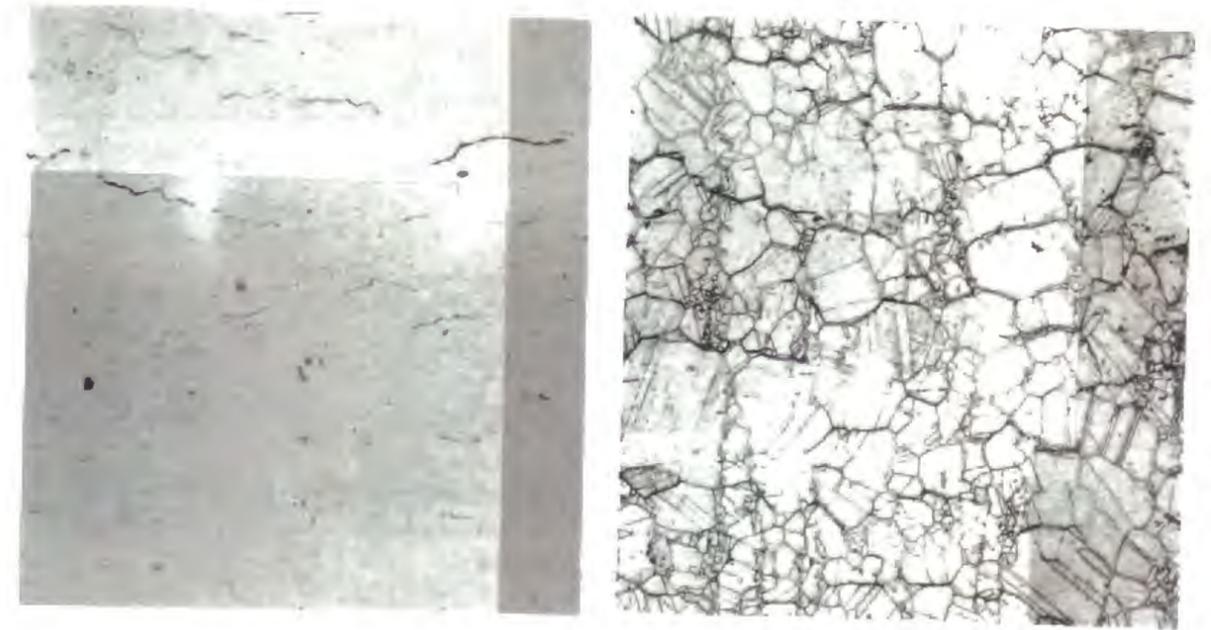
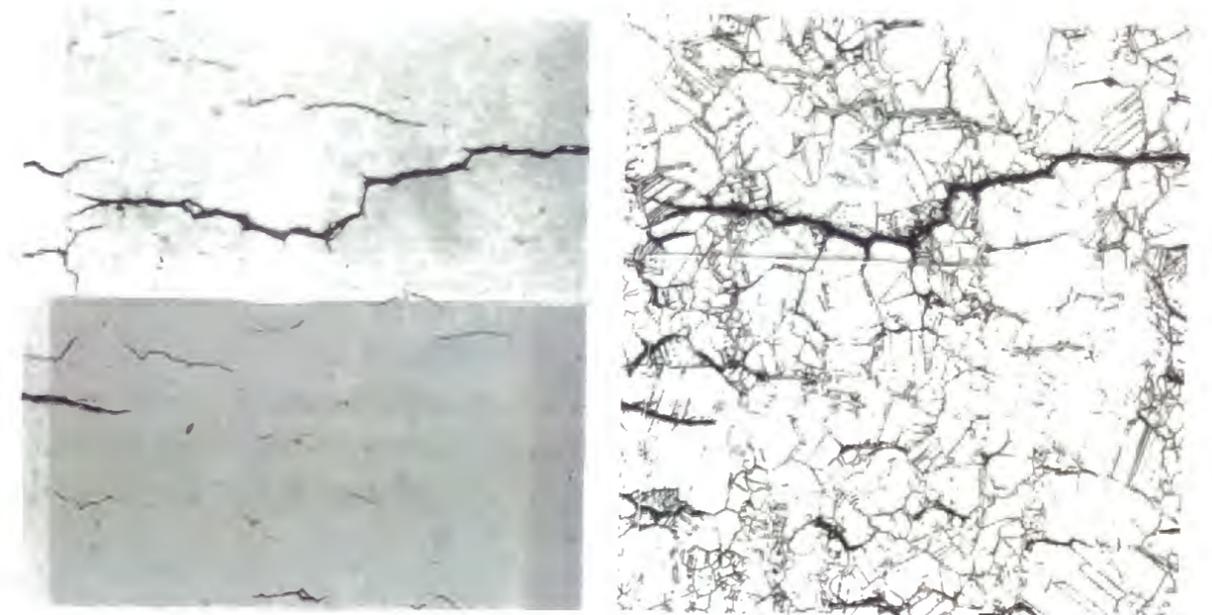


Fig 3 12 Specimen surface replica observation for HTLCF damaged Nimonic263 after 600cycles
($N/N_{25}=1.22$, $\Delta\epsilon_f=1\%$, $T=1123K$, after etching).

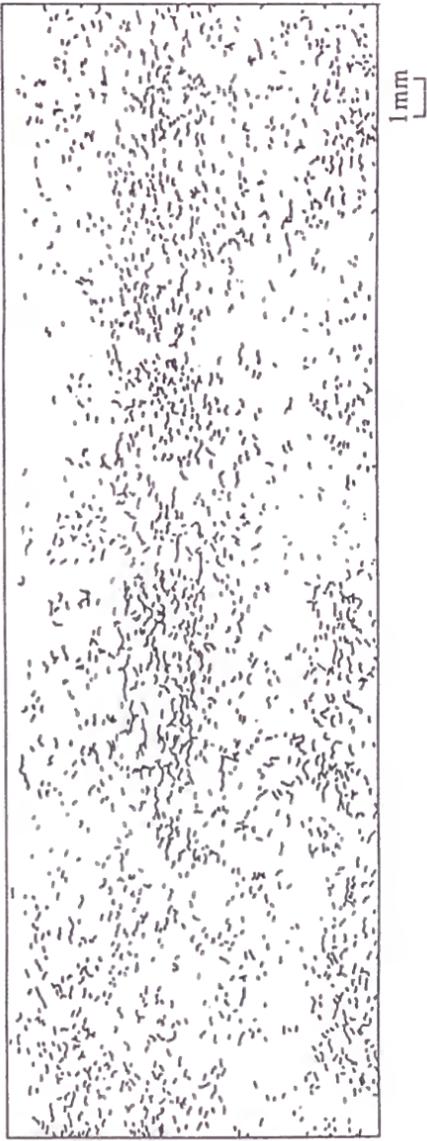


(a) Before etching(left) and after etching(right) at $N/N_{25}=0.31$

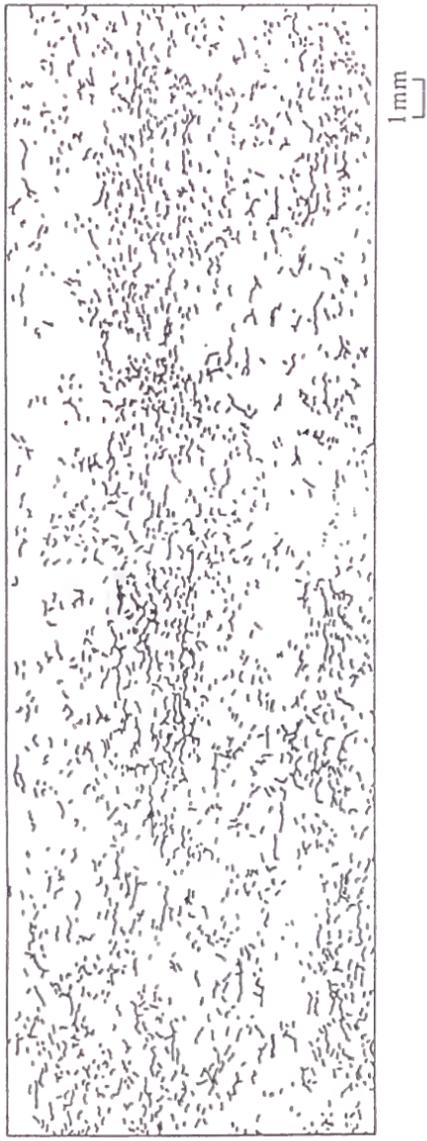


(b) Before etching(left) and after etching(right) of the same location as (a) at $N/N_{25}=0.61$

Fig.3.13 Small crack observation of Nimonic263($\Delta\epsilon_f=1\%$).



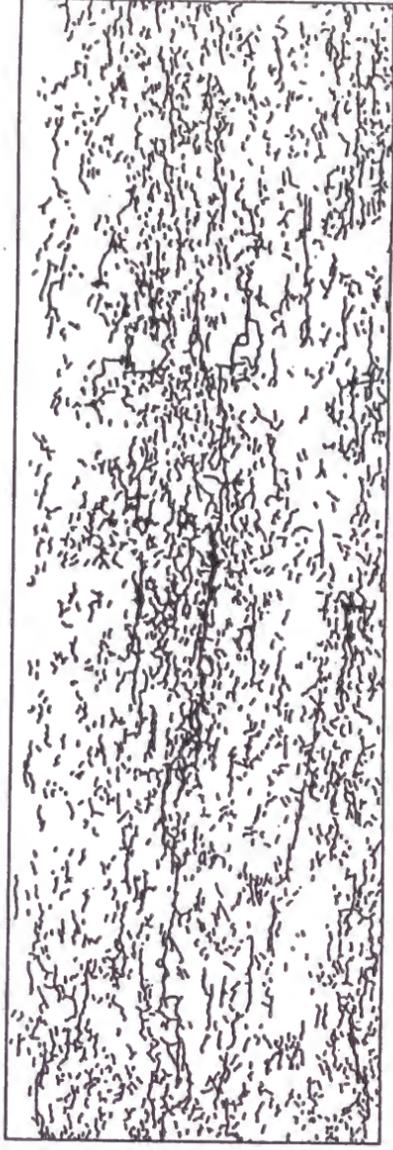
a) $N=500$ ($N/N_f=0.294$)



b) $N=1000$ ($N/N_f=0.587$)



c) $N=1500$ ($N/N_f=0.881$)



d) $N=2000$ ($N/N_f=1.174$)

Fig.3.14 Specimen surface replica trace for HTLCF damaged Nimonic263 at every interruption cycles ($\Delta\epsilon_f=0.5\%$, $T=1123K$; To be continued).

Fig.3.14 Specimen surface replica trace for HTLCF damaged Nimonic263 at every interruption cycles ($\Delta\epsilon_f=0.5\%$, $T=1123K$).

3. 3. 3 IN738LC

Fig.3.15に IN738LC の全ひずみ範囲 $\Delta\varepsilon_f=0.5\%$ における疲労途中止め試験片に対する表面全周レプリカ観察写真からき裂のみをトレースした結果を示す。FSX414および Nimonic263と比較して、初期のき裂発生は極めて少なく主に0.1~0.2mm 程度のき裂が分散している。また、進展および合体するき裂は一部であり、多くの微小き裂が停留している。Fig.3.16に示すように、粒界に発生したき裂は粒内のデンドライトコアで阻止され、その後き裂同士の合体により粒界を進展している。

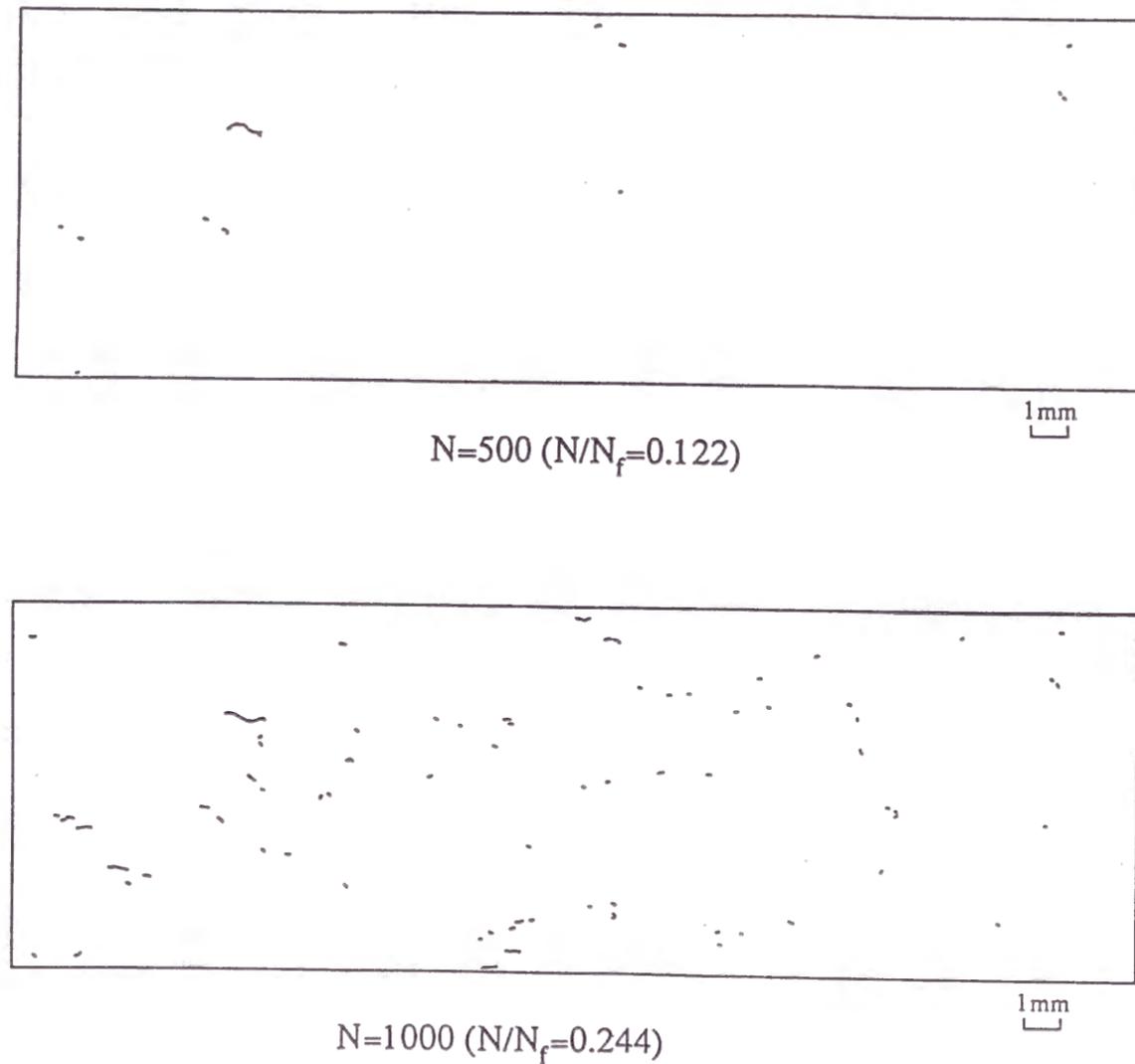


Fig.3.15 Specimen surface replica trace for HTLCF damaged IN738LC at interruption cycles ($\Delta\varepsilon_f=0.5\%$, $T=1123\text{K}$; To be continued).

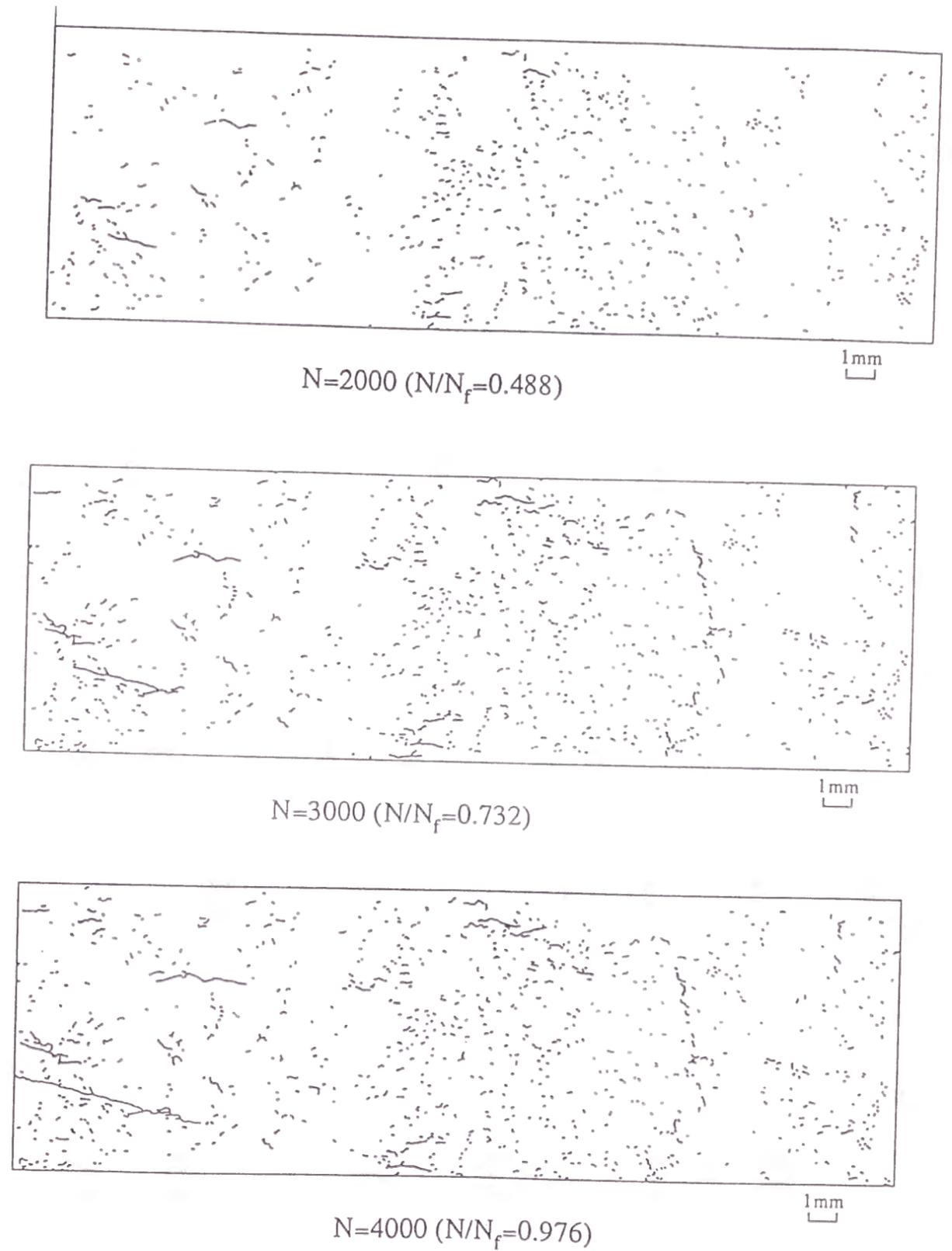


Fig.3.15 Specimen surface replica trace for HTLCF damaged IN738LC at interruption cycles ($\Delta\varepsilon_f=0.5\%$, $T=1123\text{K}$).

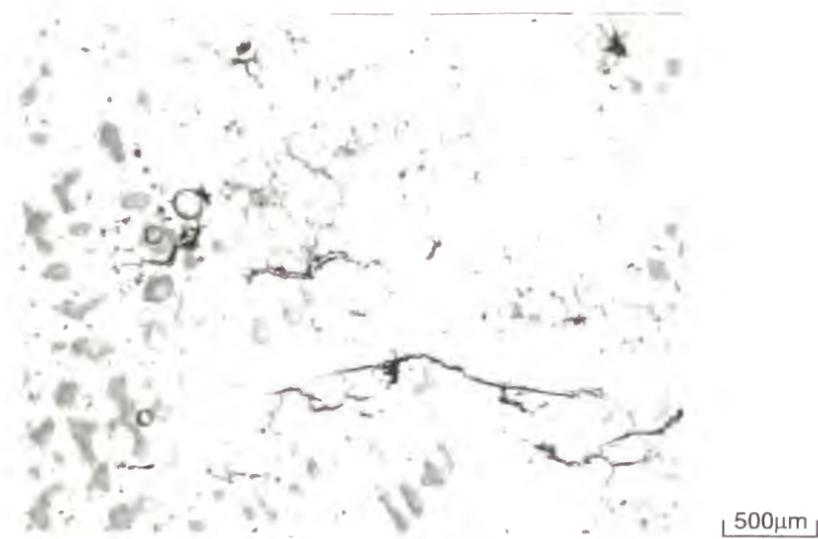


Fig.3.16 Specimen surface replica observation for HTLCF damaged IN738L after 4000cycles ($N/N_{25}=1$, $\Delta\epsilon_f=0.5\%$, $T=1123K$, after etching).

3. 4 多数き裂計測量と繰返し数比の関係⁴⁾

3. 4. 1 き裂個数密度

き裂個数密度 n は、観察視野中のき裂個数を観察面積で除した値であり、材料のき裂発生 の容易さを表す指標である。Fig.3.17に供試材の各ひずみ範囲における繰返し数 N と n の関係を示す。FSX414と Nimonic263の $\Delta\epsilon_f=1\%$ の場合は、繰返しのごく初期に急激に n が 増加し、破損繰返し数に近づく と減少する。FSX414の $\Delta\epsilon_f=0.5\%$ の場合は、 N の小さい範囲 での n は $\Delta\epsilon_f=1\%$ の場合と比較して小さく、疲労寿命の中期に急増しその後 $\Delta\epsilon_f=1\%$ の場合と ほぼ同等の値に飽和する。Nimonic263の $\Delta\epsilon_f=0.5\%$ の場合は、 $\Delta\epsilon_f=1\%$ の場合と同等以上の n 値を示す。IN738LC の $\Delta\epsilon_f=0.5\%$ の場合は、FSX414の $\Delta\epsilon_f=0.5\%$ の場合とほぼ同等の傾向 を示す。

Fig.3.18に、Fig.3.17に示したき裂発生個数密度 n の変化傾向を繰返し数比 N/N_{25} で整 理した結果を示す。FSX414と Nimonic263の $\Delta\epsilon_f=1\%$ および Nimonic263の $\Delta\epsilon_f=0.5\%$ の場合 には n のピークは $N/N_{25}<0.2\sim0.3$ で生じている。一方 FSX414と IN738LC の $\Delta\epsilon_f=0.5\%$ の場 合は $N/N_{25}=0.4\sim0.5$ において n が急増し、 $N/N_{25}\sim0.6$ でピークを示す。さらに、FSX414の $\Delta\epsilon_f=1\%$ の場合と Nimonic263において、き裂の減少傾向が顕著に現れる。一方、FSX414と IN738LC の場合、 N/N_{25} の後半でき裂個数密度の飽和傾向が現れる。これはき裂の合体頻

度の違いによるものと考えられる。

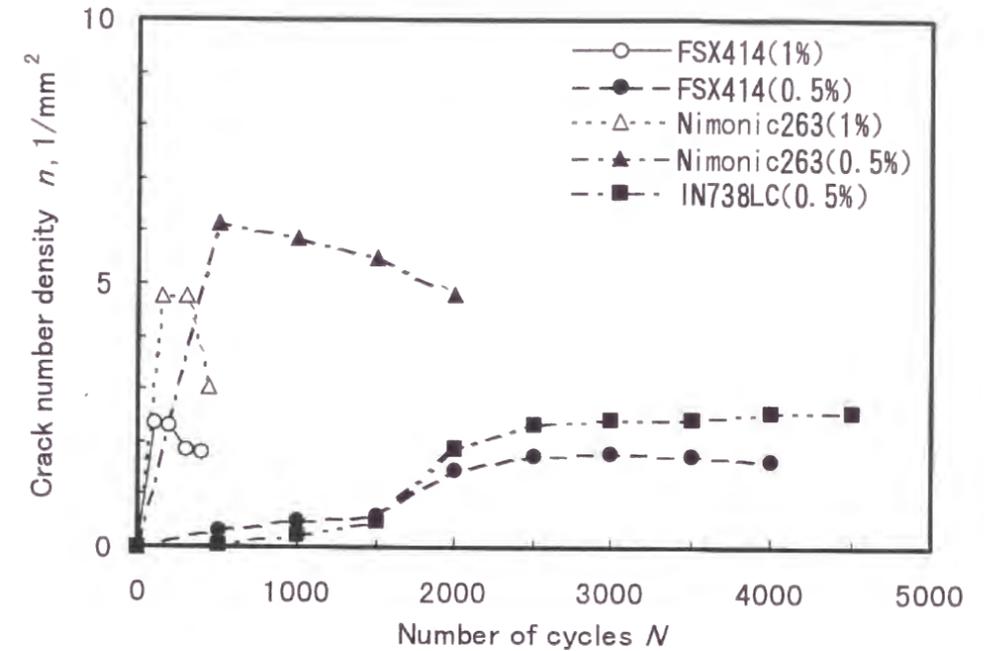


Fig.3.17 Trend of crack number density against number of cycles.

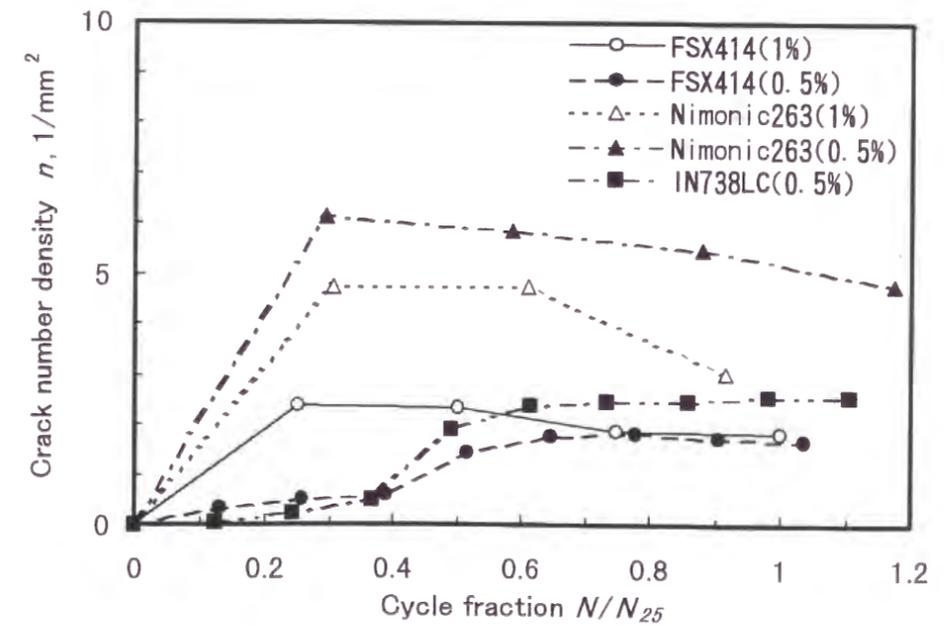


Fig.3.18 Trend of crack number density against cycle fraction.

3.4.2 き裂長さ密度

き裂長さ密度 l は、き裂長さ(荷重軸に垂直方向への射影長さ)の総和を観察面積で除したものであり、表面領域においてき裂の占める割合を表す指標である。Fig.3.19に、き裂長さ密度 l と繰返し数比 N/N_{25} の関係を示す。ひずみ範囲や材料の違いによってき裂長さ密度の変化傾向は異なるが、FSX414と Nimonic263の各々についてひずみ範囲が異なっても $N/N_{25}=1$ 近傍でのき裂長さ密度の値はほぼ等しい。即ち、破損繰返し数近傍では、その材料表面のき裂発生可能な領域は殆どき裂によって埋め尽くされた状態であることを示している。また、 l が飽和する傾向を示すことは、寿命の後期でき裂発生が減少し、き裂の成長が主に合体によっていることに対応している。なお、データ解析はき裂の射影長さ総和について行っており、合体により吸収されたき裂と重なる長さが除かれるため、Nimonic263の $\Delta\epsilon_f=1\%$ の場合のように l が繰返しと共に減少する場合もあるが、実際には l が減少することはないものと考えられる。

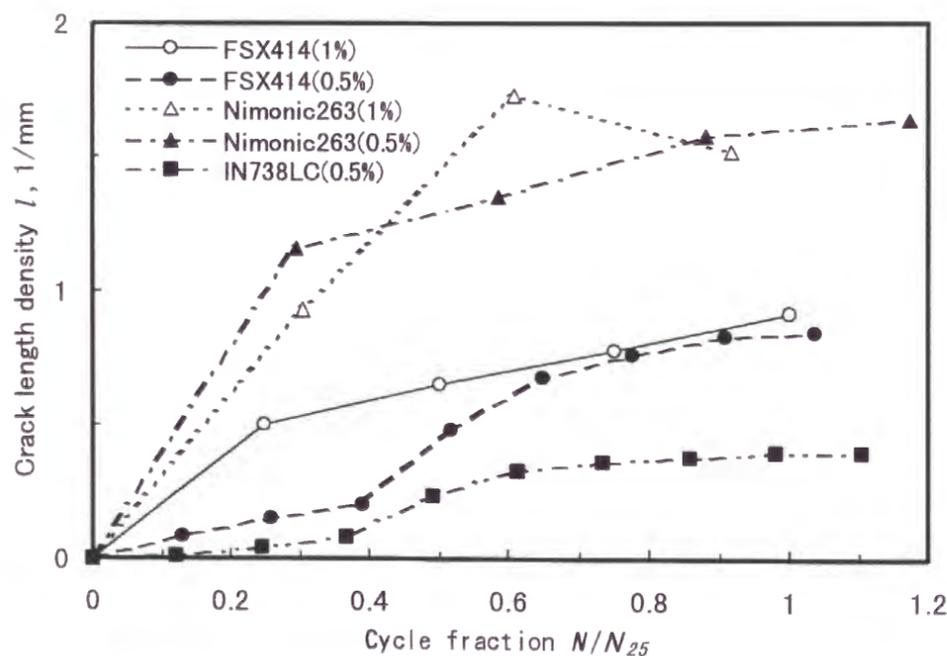


Fig.3.19 Trend of crack length density against cycle fraction

3.5 き裂発生寿命

3.5.1 微小き裂発生寿命評価

低サイクル(熱)疲労損傷において、多数の微小き裂が不規則に発生し、合体を繰返しながら巨視的な主き裂に成長することから、微小き裂の発生寿命分布を把握することが損傷的確な評価のために重要である。供試材の試験範囲での微小き裂発生は主に結晶じり帯の形成に依存しているが、このような場合の微小き裂発生寿命についてマイクロメカニクスの立場から Tanaka-Mura による式が提案されている^{5),6)}。即ち、応力の繰返しに伴い、ある結晶粒に形成されたじり帯に転位双極子が蓄積されると共に、転位の自己エネルギーが蓄積され、材料固有の破壊エネルギーに達するとき裂が発生するという仮定をおくと次式が得られる。

$$N_i = \frac{4GW_s}{(\Delta\tau - 2k)^2 \pi(1-\nu)r} \quad (3.1)$$

ただし、 N_i :結晶粒におけるき裂発生寿命

G :せん断弾性率

W_s :じり帯に沿った単位面積当たりの破壊エネルギー(材料固有値)

$\Delta\tau$:結晶粒に加わるせん断応力範囲

k :転位が動きはじめる限界まさつ応力

ν :ポアソン比

r :結晶粒半径

本研究で対象とする多結晶超合金の高温低サイクル疲労においては、じり帯形成に加えて表面からの粒界またはデンドライト境界への組織選択的な酸化がき裂発生に寄与していると考えられ、式(3.1)をそのまま適用できない可能性がある。そこで、式(3.1)中の有効応力項 $(\Delta\tau - 2k)^2$ を塑性ひずみ範囲のべき乗 $\Delta\epsilon_p^m$ を用いて書き換え、き裂発生回数 N_i とき裂発生に影響する組織単位寸法 d について次式で表わす。

$$N_i = \frac{A}{\Delta\epsilon_p^m d} \quad (3.2)$$

ただし、 A, m :定数

3.5.2 き裂長さ密度による微小き裂発生寿命分布の推定

き裂長さ密度 l は、き裂発生個数密度の累積値に対応するものと考えられる。即ち、き裂発生が材料固有の単位長さ a_i で生じ、き裂発生・合体支配状態にあると仮定すると l/a_i はき裂発生個数密度の累積値となる。表面レプリカ観察結果からは、 $a_i=0.1\text{mm}$ であることが示唆された。材料によりき裂発生可能な箇所の総数に限界があり、 l にも限界値 l_c が存在するものとする、 l とこの限界値 l_c との比は、き裂発生繰返し数の累積頻度分布を表す指標と解釈できる。

式(3.2)において微小き裂発生寿命 N_i は組織単位寸法 d の逆数に比例することから、き裂発生寿命分布もき裂発生に係わる組織単位と同様の分布を示すと考えられる。第2章の観察結果から、供試材のうち FSX414 および IN738LC については、精密鋳造超合金のデンドライト 2 次アーム寸法を、Nimonic263 については、結晶粒径をき裂発生に影響する組織単位寸法とする。

微小き裂発生寿命分布がき裂発生に係わる組織分布によって決まるとの前提から、上述の $l/l_c - N/N_{25}$ 関係を N/N_{25} の対数正規分布とみなしたときの変動係数が結晶粒径分布の変動係数 η_d に等しいと仮定する。対数正規分布では変動係数が等しい場合、分散 σ_{Le}^2 も相等しく、 $l/l_c - N/N_{25}$ 関係は、標準正規分布関数

$$\Phi(u) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^u \exp\left(-\frac{u^2}{2}\right) du \quad (3.3)$$

を用いて、次式で与えられる⁴⁾。

$$\frac{l}{l_c} = \Phi(u) \quad (3.4)$$

$$u = \frac{\ln\left(\frac{N}{N_{25}}\right) - \mu_{Le}}{\sigma_{Le}} \quad (3.5)$$

$$\Phi^{-1}\left(\frac{l}{l_c}\right) = \frac{\ln\left(\frac{N}{N_{25}}\right) - \mu_{Le}}{\sigma_{Le}} \quad (3.6)$$

ただし、 Φ^{-1} : 標準正規分布関数の逆関数

途中止め試験片から得られた l と N/N_{25} のデータと第2章で得られた組織分布の σ_{Le} を用いて、式(3.6)における l_c と μ_{Le} の最適値を数値計算により定める。Table 3.2 に、および l_c と μ_{Le} (とその真数平均 μ) を各材料毎にひずみ範囲によらず推定した結果を第2章の組織寸法分布における σ_{Le} とともに示し、Fig.3.20 に、式(3.6)による近似線と l_c を用いて整理した実験データとを比較して示す。各材料について、式(3.4)~(3.6)による $l/l_c - N/N_{25}$ 関係は材料毎の実験データの傾向を良く表わしている。

Fig.3.21 に、追跡観察から得られたき裂発生寿命分布と近似線の比較を FSX414 の $\Delta\epsilon_f=1\%, 0.5\%$ および Nimonic263 の $\Delta\epsilon_f=1\%$ の場合について示す。き裂発生寿命は、追跡観察において、個々のき裂(長さ a_1)が初めて観察された途中止めの回数 N_1 と、そのひとつ前の途中止めにおいてき裂が観察されなかった回数 N_0 とから、き裂が 0.1mm であった回数 N_i を次式により内挿して求めたものである。

$$N_i = N_0 + \frac{0.1}{a_1}(N_1 - N_0) \quad (3.7)$$

上式による N_i は、試験片破損繰返し数 N_{25} 以上でのデータを含まず、かつ内挿による推定誤差があるものの、 N_i/N_{25} の分布を対数正規確率紙上で表示した場合、式(3.6)による近似線と良い対応を示しており、き裂長さ密度が微小き裂発生寿命分布の指標として有効であることを示している。

Fig.3.22 に、Fig.3.20 をもとの $l - N/N_{25}$ 関係に戻して示すが、この近似線はき裂長さ密度の変化傾向を良く表わしていることがわかる。 N_i/N_{25} の分布特性が材料毎にひずみ範囲によらずほぼ一定であることから、式(3.2)の平均特性として次式を考える。

$$\frac{\bar{N}_i}{N_{25}} = A \frac{\epsilon_f}{d} \quad (3.8)$$

即ち、多数微小き裂の規格化した平均き裂発生寿命比は、破断延性 ϵ_f とマイクロ組織単位平均寸法 \bar{d} の比に比例するものとする、係数 A の値は FSX414 と Nimonic263 について Table 3.3 のように与えられる。

Table 3.2 Estimated l_c , μ_{Le} and μ assuming $\eta_{Le}(=\sigma_{Le})$ of the microstructure characteristics

Material	$\eta_{Le}(=\sigma_{Le})$ from microstructure	l_c	μ_{Le}	μ
FSX414	0.80(Dendrite core size)	1.01	-0.86	0.58
Nimonic263	1.20(Grain size)	2.27	-0.89	0.84
IN738LC	0.56(Dendrite core size)	0.44	-0.75	0.55

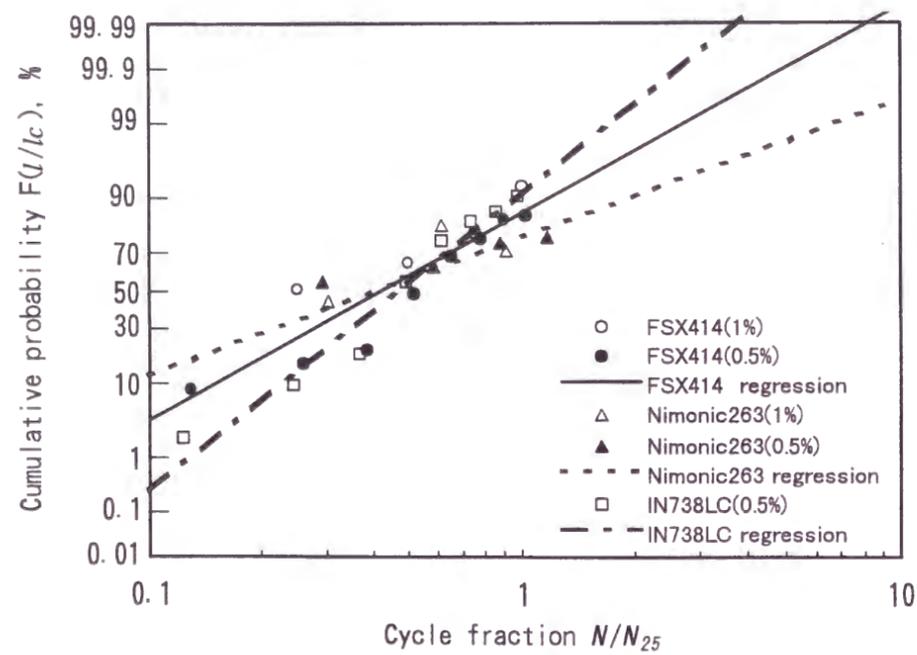


Fig.3.20 Log-normal plots of $l/l_c-N/N_{25}$ relationship and their regression lines.

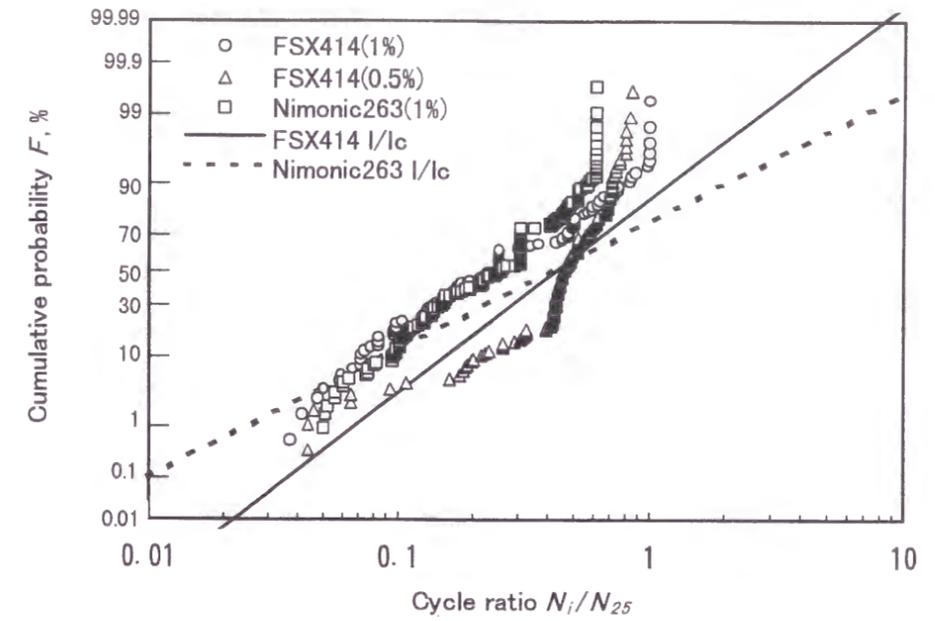


Fig.3.21 Comparison of observed crack initiation life distribution with $l/l_c-N/N_{25}$ relationship.

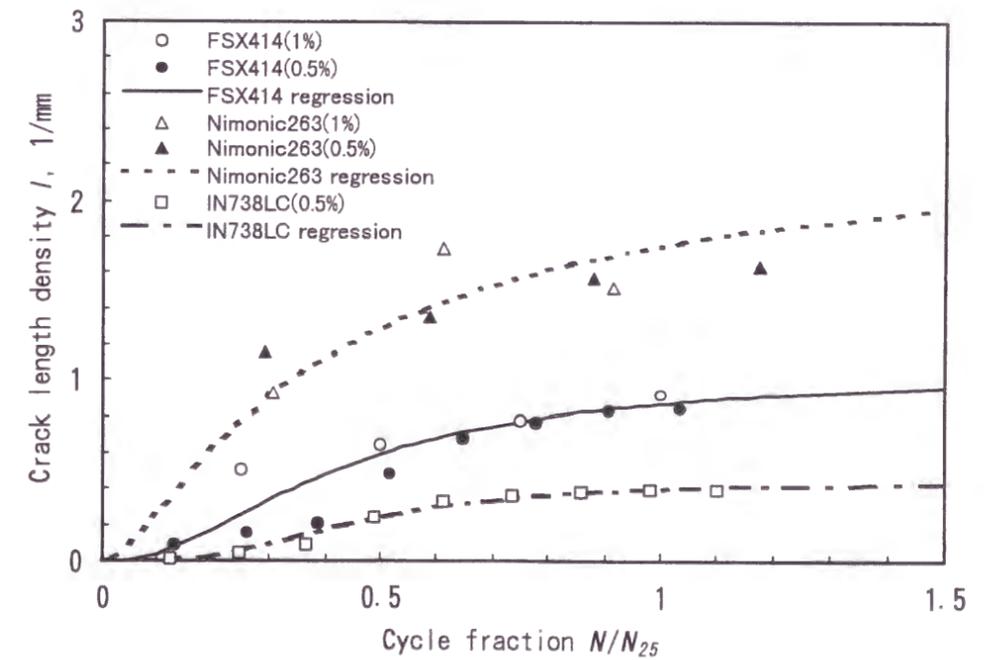


Fig.3.22 Observed and estimated $l-N/N_{25}$ relationship.

Table 3.3 Determined A value in eq.(3.8) and reference properties.

Material	A (mm,%)	Reference properties	
		ϵ_f (%)	d(mm)
FSX414	0.0029	16	0.078
Nimonic263	0.0020	37	0.086

3.6 結 言

Co 基精密鑄造超合金 FSX414、Ni 基圧延超合金 Nimonic263および Ni 基精密鑄造超合金 IN738LC の高温低サイクル疲労途中止め試験により、多数き裂の発生・進展過程の追跡観察を行い、き裂発生特性に特に着目して検討した結果、以下の結論を得た。

- 1) 表面のレプリカ追跡観察により、繰返し数比0.5以下ですでに多数のき裂が発生し、合体を繰返しながら進展している。繰返し数比0.5以降では長いき裂が近傍のき裂を吸収してさらに進展し、そのうちの一本のき裂が主き裂となって破損に至る。き裂の合体は、FSX414および IN738LC では結晶粒界に沿って生じる場合が多く、Nimonic263では頻繁に生じる縦割れによって生じている。
- 2) き裂個数密度は、繰返しの初期から中期にかけては増加するが、その後き裂が発生しうる箇所が減少し、かつき裂合体が進むため、後期では一定または減少傾向を示す。
- 3) き裂長さ密度は、寿命初期から中期にかけての急激な増加の後増加傾向が鈍化する。き裂長さ密度はき裂発生単位長さが一定と考えた場合、実質的なき裂個数密度の指標となる。
- 4) き裂長さ密度比 l/l_c と繰返し数比 N/N_{25} の間には、微小き裂発生回数の分布に対応する対数正規分布関数で表される関係がある。
- 5) 微小き裂発生回数の分布形は、き裂発生に影響する組織単位寸法の分布形と同じ変動係数をもつ対数正規分布形で近似できる。

以上の検討により、超合金の高温低サイクル疲労過程で観察される多数の微小き裂の発生挙動が明らかとなり、また個々のき裂発生寿命が対数正規分布で表わされることが明らかとなり、損傷発展モデル構築のための重要な知見を得ることができた。

参考文献

- 1) 村上 格, 藤山一成, 岡部永年, 吉岡洋明, "超合金の高温低サイクル疲労損傷に対する統計的傾向解析", 第12回材料・構造信頼性シンポジウム前刷集, pp.62-67(1993).
- 2) 村上格, 藤山一成, 吉岡洋明, "超合金材料の高温低サイクル疲労における多数き裂損傷特性評価", 日本機械学会第73期通常総会講演会講演論文集, No.96-1, II, pp.155-156(1996).
- 3) 藤山一成, 村上格, 吉岡洋明, 岡部永年, "簡易シミュレーション解析モデルによる超合金の高温低サイクル疲労き裂発生・成長過程の予測", 材料学会第44期学術講演会講演論文集, p.205-206(1995).
- 4) 藤山一成, 村上格, 高木圭介, 吉岡洋明, "多数き裂の発生・成長傾向に基づく超合金の高温低サイクル疲労寿命評価", 第34回高温強度シンポジウム前刷集, pp.6-10(1996).
- 5) K. Tanaka and T. Mura, "A Theory of Fatigue Crack Initiation at Inclusions", Metallurgical Transactions A, Vol. 13A, Jan., pp.117-123(1982).
- 6) R. G. Tryon and T. A. Cruse, "Probabilistic Mesomechanical Fatigue Crack Nucleation Model", Transactions of the ASME, Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 119, Jan., pp.65-70(1997).

第4章 高温低サイクル疲労における多数き裂の進展特性^{1),2),3),4)}

4.1 緒言

高温低サイクル疲労における多数き裂の進展については、従来より微小き裂と巨視き裂の2つの観点から検討されてきた⁵⁾。微小き裂に対しては、結晶粒界やデンドライト組織などのき裂進展を阻止または促進するマイクロ組織的因子を考慮する必要があり、巨視き裂に対しては、破壊力学的評価の適用において非弾性変形場における多数き裂問題としての取扱いを考慮する必要がある。

ここでは、前章の結果から、FSX414とNimonic263について0.1mmをき裂発生長さとし、多数き裂の進展挙動をマイクロ組織と干渉(特に合体)の効果に注目して検討する。即ち、前章で実施した高温低サイクル疲労途中止め試験結果を用いて、多数き裂の追跡調査を行い、合体を生じる場合と生じない場合とに分けてき裂の進展挙動をマイクロ組織形態との関連において検討する。途中止め試験片を用いたき裂の計測は間欠的であるため、観測間隔がき裂進展速度の評価に及ぼす影響も併せて検討する。

4.2 多数き裂進展に及ぼすマイクロ組織形態の影響

前章の追跡観察結果をもとに、FSX414とNimonic263についてき裂進展挙動に及ぼすマイクロ組織の影響について整理しておく。

Fig.4.1に、FSX414の $\Delta\epsilon_f=1\%$ の場合について、繰返し数比 $N/N_{25}=0.5$ と 1.0 における表面き裂進展の様相を示す。 $N/N_{25}=0.5$ の場合は、結晶粒界の荷重軸にほぼ垂直な部分にき裂が存在し、結晶粒界が屈曲した部分で少し結晶粒内に進展した後デンドライトコアに阻止されて停止している。 $N/N_{25}=1.0$ において、き裂は結晶粒界に発生して結晶粒界沿いに合体して進展しているが、粒内デンドライトコアに阻止された部分は停留したままの場合が多い。以上のように、表面のき裂進展は粒界に沿って発生・合体支配型で生じており、デンドライトコア

では阻止される場合の多いことがわかる。

Fig.4.2に、FSX414の $\Delta\epsilon_f=1\%$ の断面におけるき裂先端のSEMによる観察結果を示す。き裂先端はデンドライトコアに阻止されているが、その前方のデンドライト境界および粒界に空孔がみられ、き裂と合体して進展に至るものと考えられる。

Fig.4.3に、Nimonic263の $\Delta\epsilon_f=1\%$ の場合について、繰返し数比 $N/N_{25}=0.31$ と 0.61 での表面き裂進展の様相を示す。結晶粒界には酸化が顕著に認められ、き裂は荷重軸にほぼ垂直な酸化された粒界に発生している。き裂は隣接する結晶粒に発生した微小き裂を吸収して、分岐や屈曲を伴って進展している。第2章でみたように肉厚内部方向へは粒内の酸化も認められ、それに沿ってき裂の枝分かれを生じている。表面から見てき裂のように見えるものでも深さが短いものは酸化スパイクとしてとどまるものが多い。

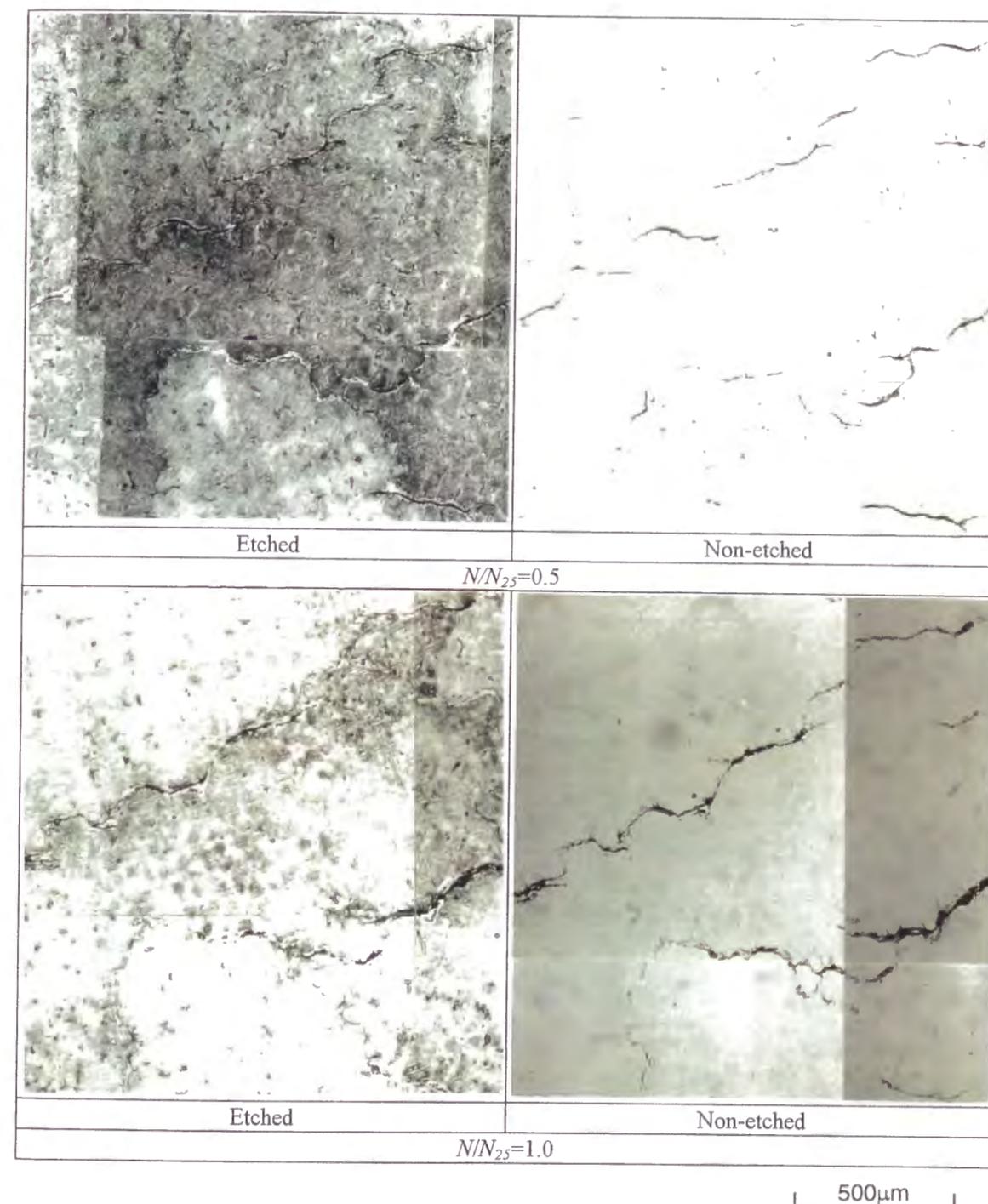
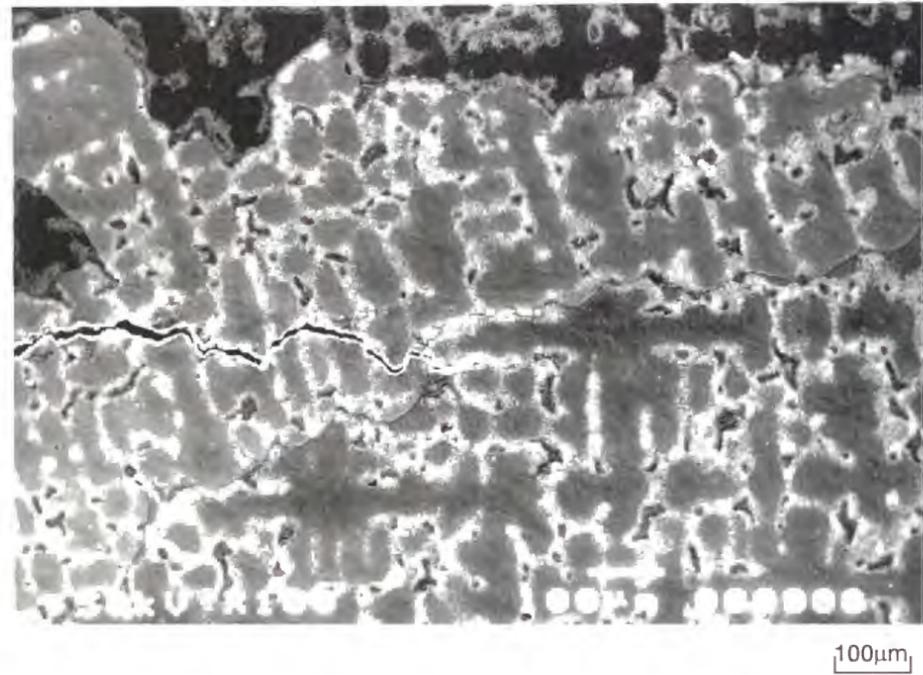
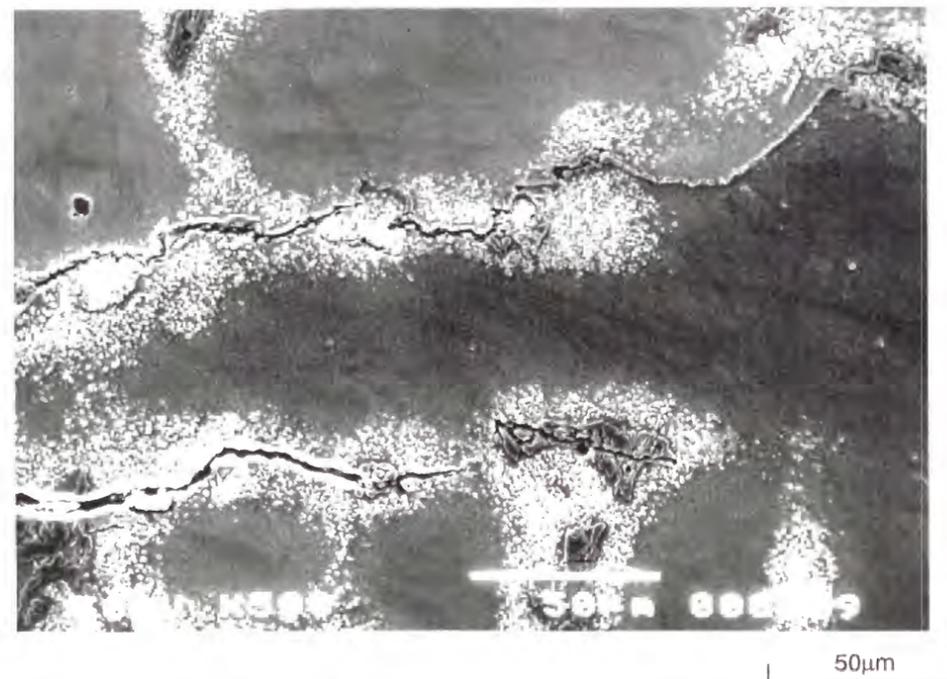


Fig.4.1 OM observation of HTLCF surface cracks by replica for FSX414(1123K, $\Delta\epsilon_f=1\%$).



(a) Main crack tip



(b) Main crack tip (higher magnification of (a))

Fig.4.2 SEM observation of HTLCF crack tip cross-section for FSX414(1123K, $\Delta\varepsilon_f=1\%$).

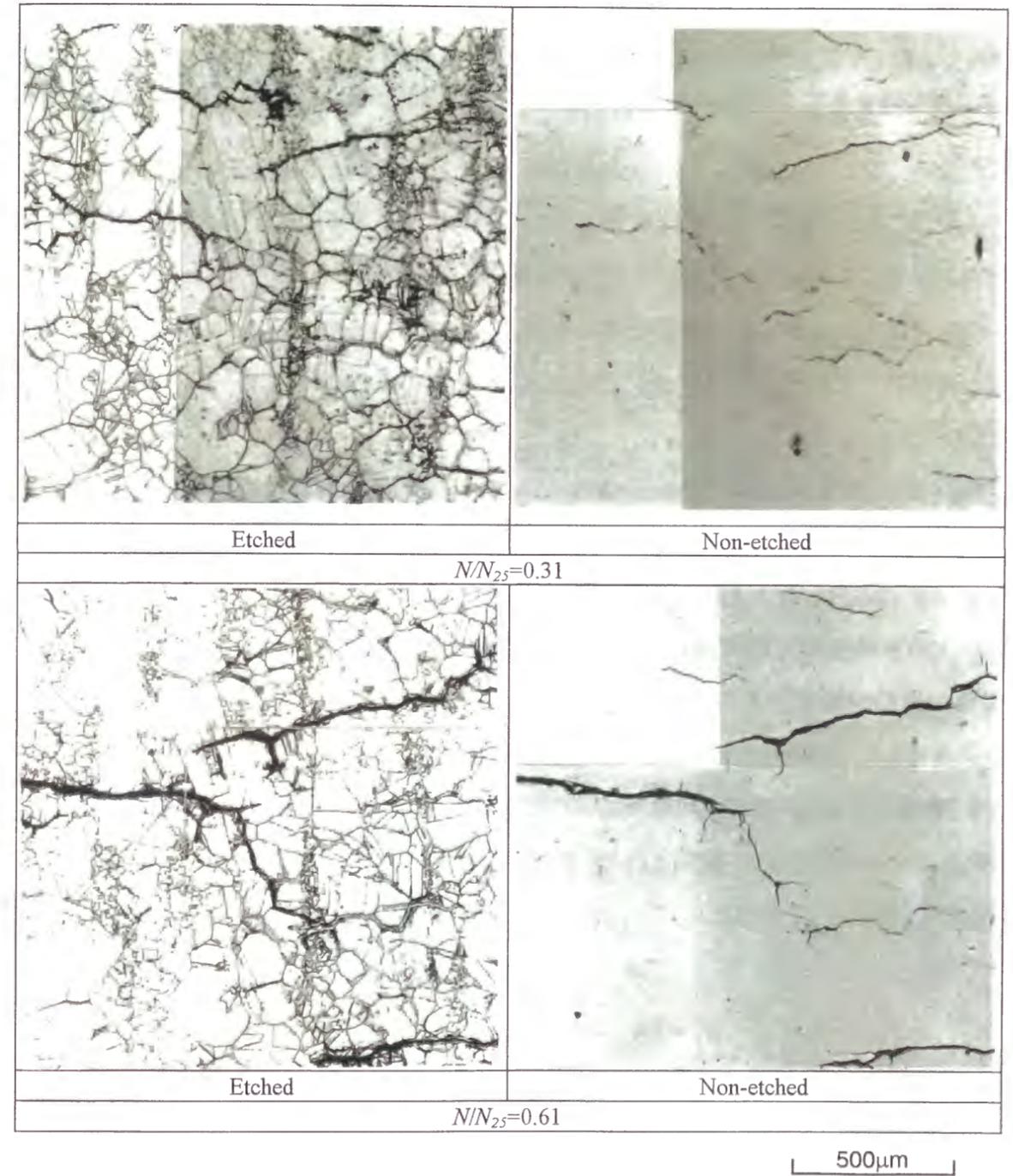


Fig.4.3 OM observation of HTLCF surface cracks by replica for Nimonic263(1123K, $\Delta\varepsilon_f=1\%$).

4.3 多数き裂の進展特性

4.3.1 き裂進展傾向解析

Fig.4.4～Fig.4.7に、FSX414の $\Delta\epsilon_f=1\%$ および 0.5% における個々のき裂の長さとお返し数の関係を追跡し、き裂合体の有無により区別して整理した結果を示す。図中の直線は同一き裂を追跡して結んだものである。いずれのひずみ範囲でも、き裂合体の無い場合には、き裂進展は発生直後のみでその後停留するものが多いが、停留するときのき裂長さは一定していない。これらのき裂は、粒界が酸化されると結合力が弱まるため主に粒界にそって進展するが、粒界およびデンドライト境界に比べ、デンドライトコアのき裂進展抵抗が高いため、粒界を進展したき裂がデンドライトコアの障壁によって停留する。

き裂合体のある場合は、停留せずに継続して進展するものが多く、寿命の後期に多数き裂の合体によるき裂成長が顕著に認められる。最大き裂の進展はすべて合体によって生じたものである。

Fig.4.8およびFig.4.9に、Nimonic263の $\Delta\epsilon_f=1\%$ におけるき裂進展追跡結果を示す。この場合もFSX414と同様に、き裂合体の無い場合は停留するき裂が多く、き裂合体のある場合は停留せずに進展し最大き裂の進展は合体によって生じている。

以上のき裂進展追跡結果には、き裂発生とき裂進展の両過程を含んでいるため、次にき裂発生後の進展部分のみを分離することを試みる。第3章においてき裂発生長さは 0.1mm が妥当であると判断されたことから、Fig.4.4～Fig.4.9においてき裂発生長さを 0.1mm と仮定して、き裂発生お返し数を次のようにして求める。き裂が観察されなかったときのお返し数 N_1 と長さ a_2 のき裂が初めて観察されたときのお返し数 N_2 からき裂発生お返し数 N_i を次式によって比例配分して求める。

$$N_i = (N_2 - N_1) \frac{0.1}{a_2} + N_1 \quad (4.1)$$

き裂進展お返し数 N_g は、総お返し数からき裂発生お返し数 N_i を差し引いた値とする。Fig.4.10～Fig.4.15に、以上のようにして個々のき裂について求めたき裂進展お返し数 N_g とき裂長さ a の関係を示す。FSX414について、Fig.4.10およびFig.4.11の $\Delta\epsilon_f=1\%$ の合体無しと合体有りの場合を比較すると、合体無しの場合は、発生直後の進展の後き裂進展が停止

するものが多いのに比べ、合体有りの場合は、発生直後以外にも合体による顕著なき裂進展が認められた。

FSX414では、Fig.4.12およびFig.4.13に示す $\Delta\epsilon_f=0.5\%$ の場合も同様の傾向が認められ、さらに、Fig.4.14およびFig.4.15に示すNimonic263の $\Delta\epsilon_f=1\%$ の場合においても同様に認められた。

き裂進展お返し数 N_g による整理によっても、多数き裂の進展挙動には個々のき裂ごとの差異が大きく、これは主に進展後の停留傾向の差異が大きな影響を与えているものと推察される。停留したき裂を進展させる要因は主に合体によっていることから、多数き裂進展の支配因子はき裂同士の合体であると考えられる。

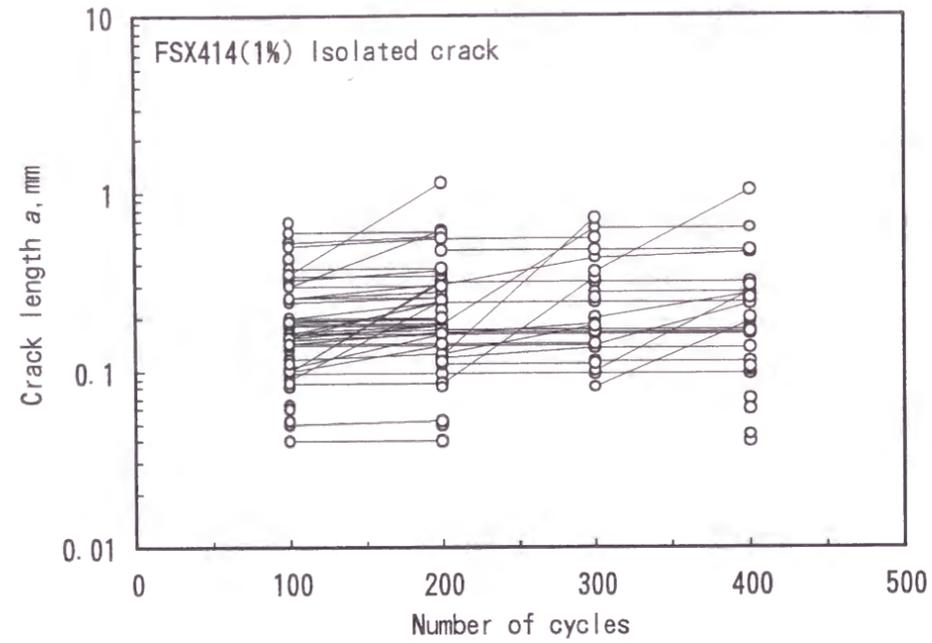


Fig.4.4 Multiple crack growth trend against number of cycles (FSX414; $\Delta\varepsilon_i=1\%$, without crack coalescence).

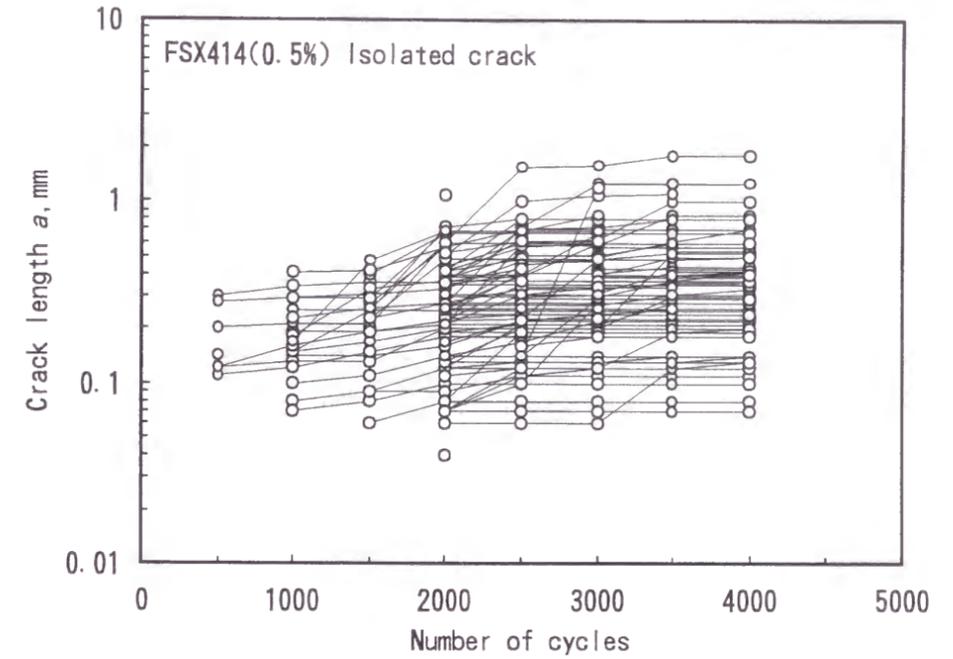


Fig.4.6 Multiple crack growth trend against number of cycles (FSX414; $\Delta\varepsilon_i=0.5\%$, without crack coalescence).

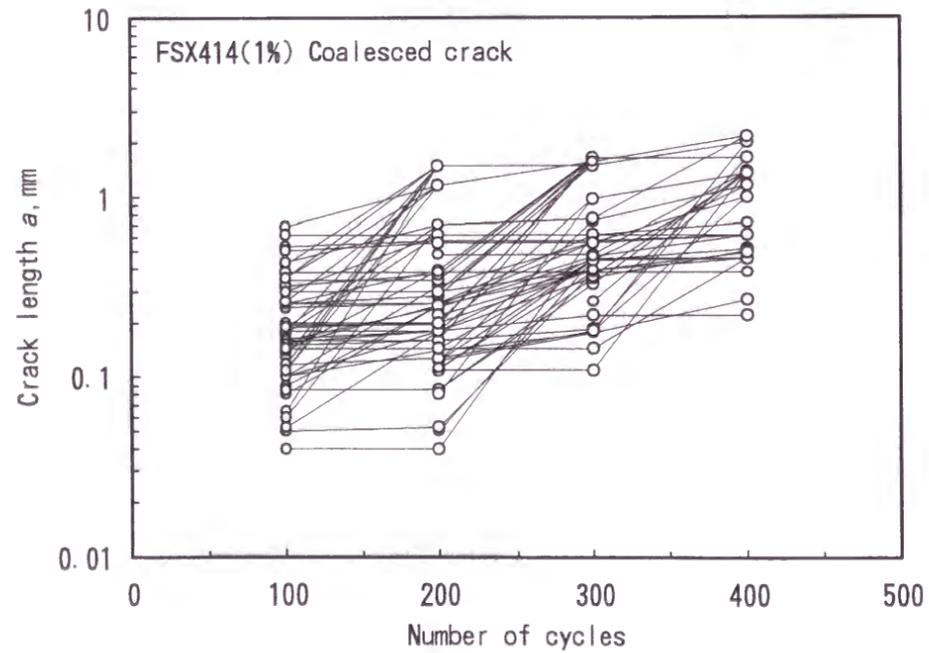


Fig.4.5 Multiple crack growth trend against number of cycles (FSX414; $\Delta\varepsilon_i=1\%$, with crack coalescence).

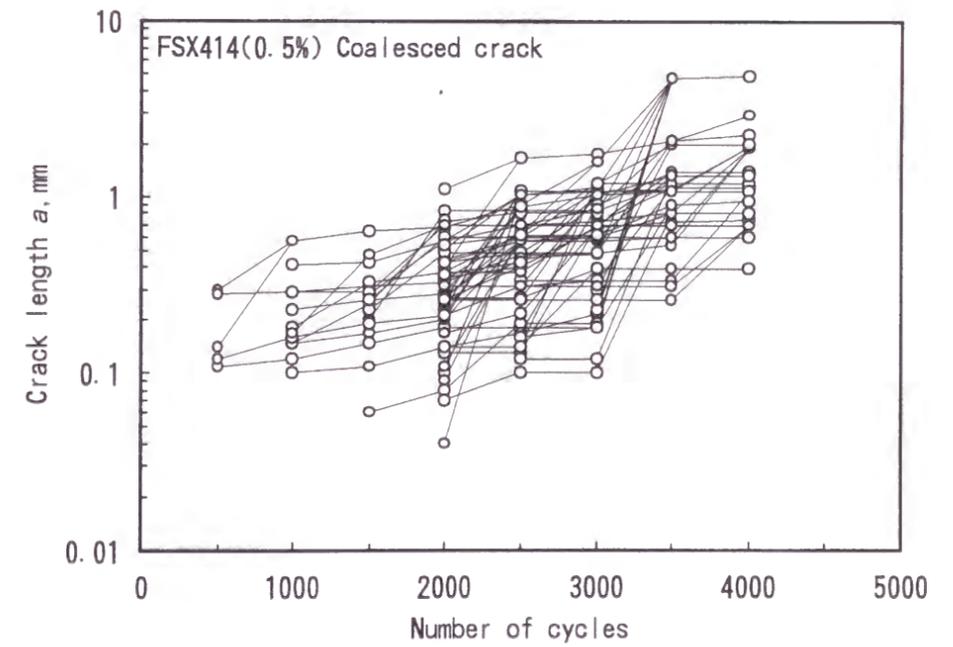


Fig.4.7 Multiple crack growth trend against number of cycles (FSX414; $\Delta\varepsilon_i=0.5\%$, with crack coalescence).

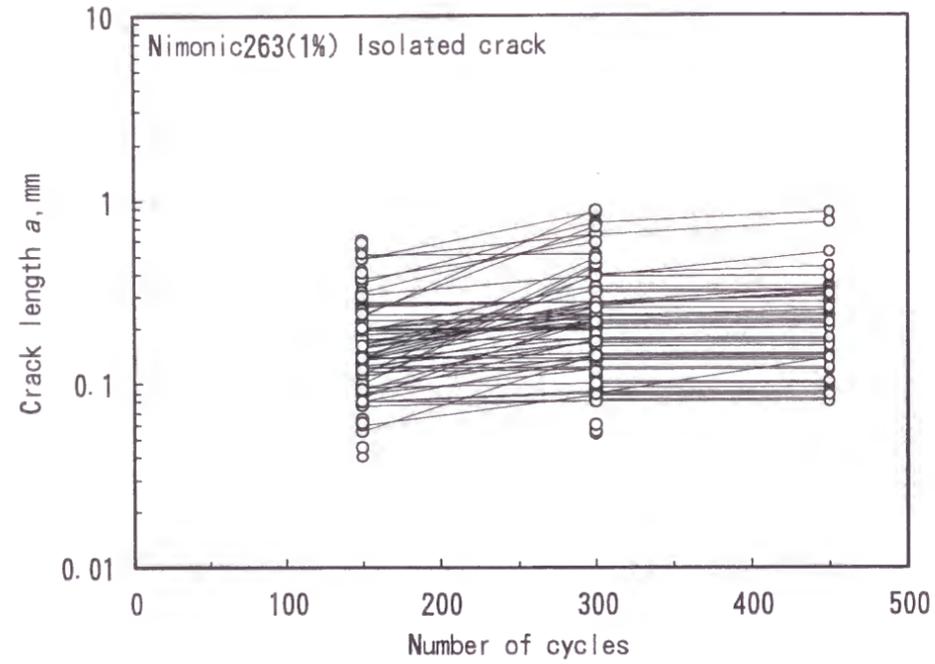


Fig.4.8 Multiple crack growth trend against number of cycles (Nimonic263; $\Delta\epsilon_i=1.0\%$, without crack coalescence).

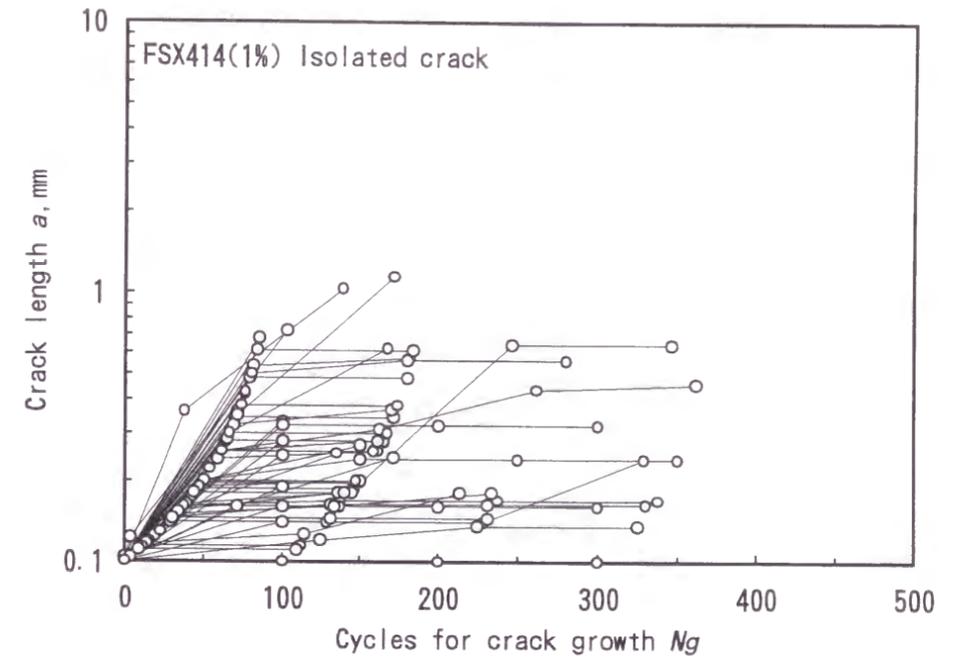


Fig.4.10 Multiple crack growth trend against cycles for crack growth (FSX414; $\Delta\epsilon_i=1\%$, without crack coalescence).

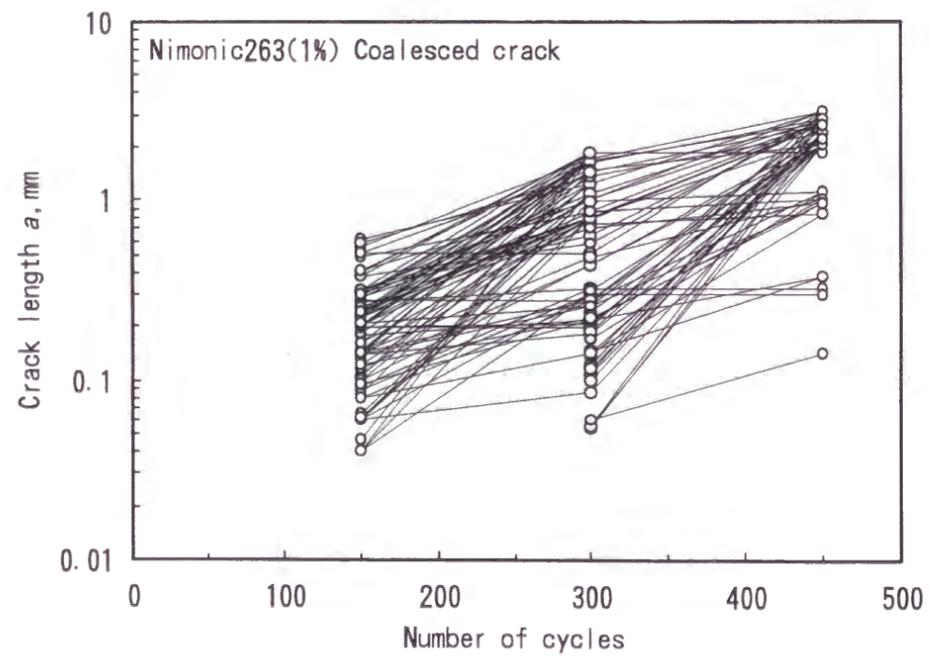


Fig.4.9 Multiple crack growth trend against number of cycles (Nimonic623; $\Delta\epsilon_i=1.0\%$, with crack coalescence).

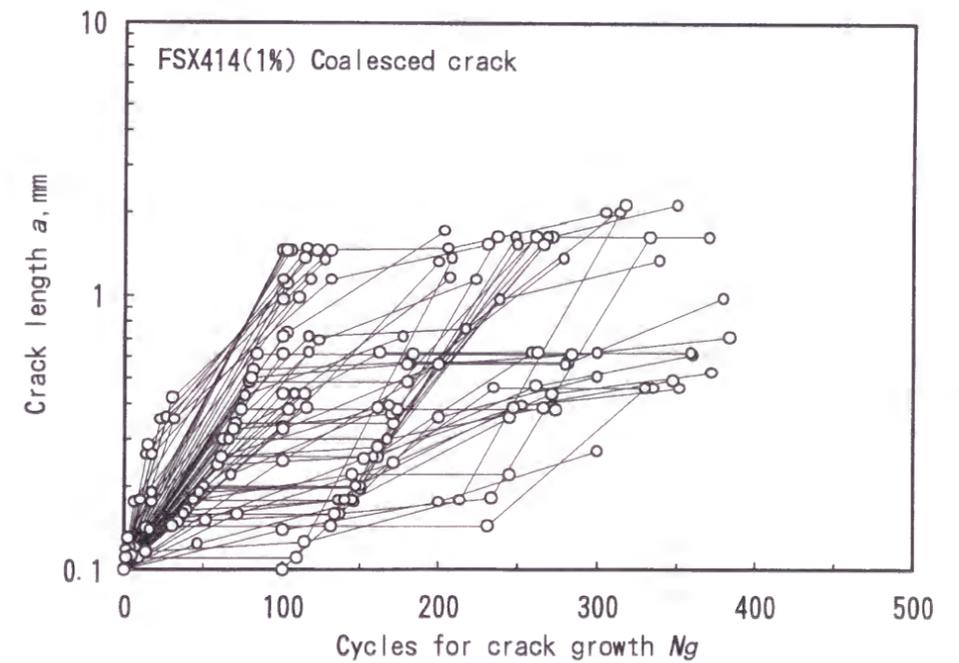


Fig.4.11 Multiple crack growth trend against cycles for crack growth (FSX414; $\Delta\epsilon_i=1\%$, with crack coalescence).

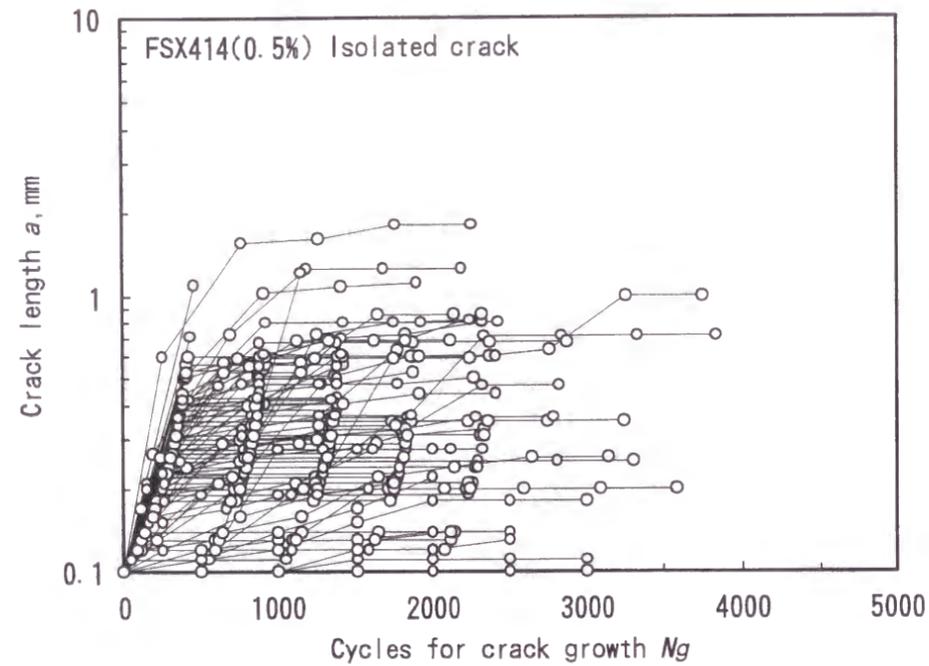


Fig.4.12 Multiple crack growth trend against cycles for crack growth (FSX414; $\Delta\varepsilon_i=0.5\%$, without crack coalescence).

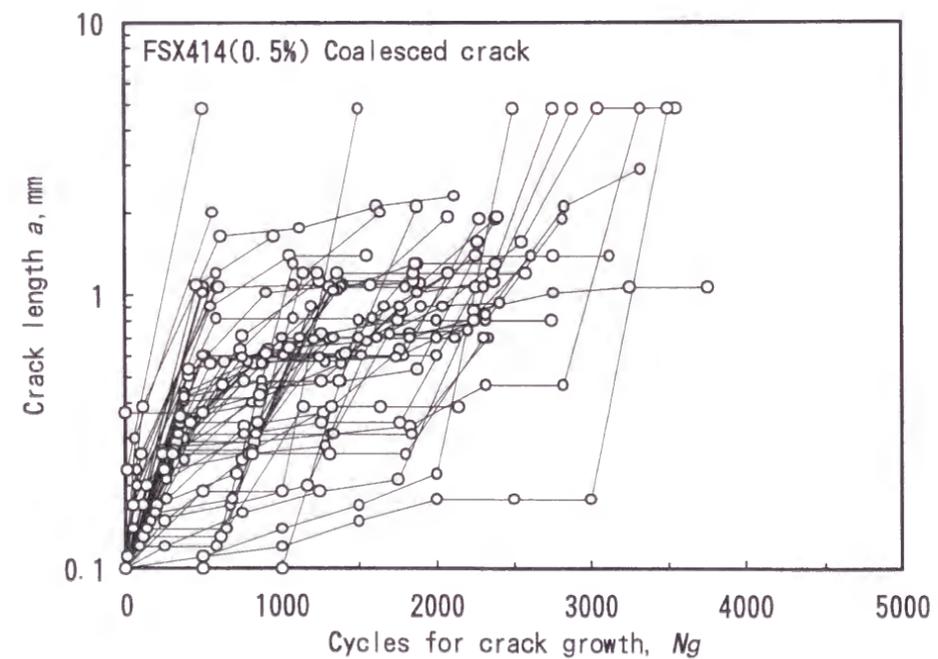


Fig.4.13 Multiple crack growth trend against cycles for crack growth (FSX414; $\Delta\varepsilon_i=0.5\%$, with crack coalescence).

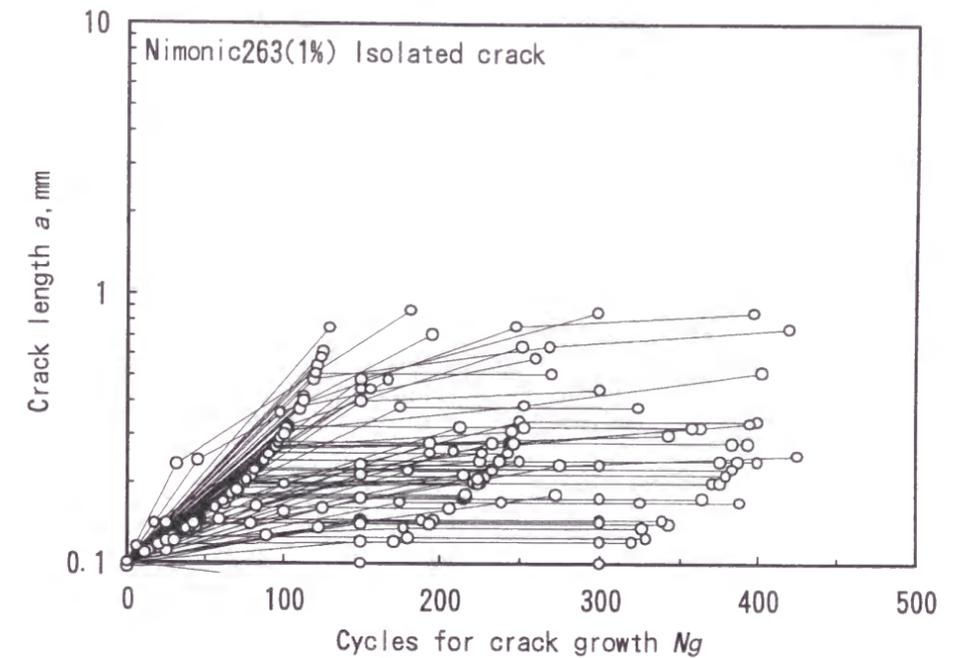


Fig.4.14 Multiple crack growth trend against cycles for crack growth (Nimonic263; $\Delta\varepsilon_i=1.0\%$, without crack coalescence).

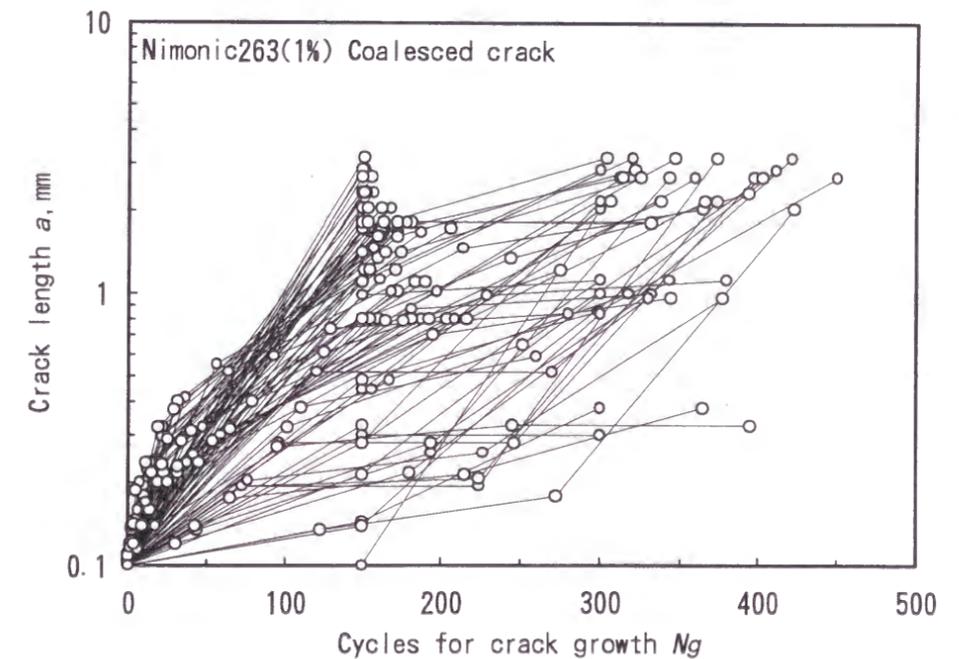


Fig.4.15 Multiple crack growth trend against cycles for crack growth (Nimonic263; $\Delta\varepsilon_i=1.0\%$, with crack coalescence).

4.3.2 き裂進展解析に及ぼす観察間隔の影響⁴⁾

多数き裂の追跡観察により、き裂進展は観察間隔の中で比較的短期間に生じ、合体・進展と停留とが混在していることが明らかとなった。き裂同士の合体を伴う場合には、材料固有のき裂進展特性を明らかにすることは困難であるため、合体を伴わないとみなせる場合について観察間隔内でのき裂増分 Δa と観察間隔を変えた場合の値の変化を調べた。

Fig.4.16に観察間隔 N_{int} を変えた場合の Δa の分布を示す。観察間隔 N_{int} を増加させても Δa の分布は大きく変化せず、若干 Δa が大きくなる方向に平行移動する程度である。Fig.4.17に Δa をき裂進展前後で観察されたき裂長さの単純平均 a で除した $\Delta a/a$ の分布を示す。観察間隔 N_{int} の増加に伴い、 $\Delta a/a$ は若干大きくなる傾向を示す。Fig.4.18に、 $\Delta a/a$ の平均値を応力範囲 $\Delta\sigma$ と全ひずみ範囲 $\Delta\varepsilon_t$ の積で除した値と N_{int} の関係を示す。両者の間には次の関係が認められる。

$$\Delta\bar{a} = C_0 \Delta\sigma \Delta\varepsilon_t \bar{a} N_{int}^m \quad (4.2)$$

ただし、 C_0, m :定数

上式の係数 C_0 の統計的分布を明らかにするためにFig.4.19に $\Delta a/a / (\Delta\sigma \Delta\varepsilon_t N_{int}^m)$ の分布を合体を伴わないき裂進展データすべてについてまとめて示す。材料やひずみ範囲によらずほぼ次の対数正規分布で近似されることがわかる。

$$\Delta a = C_0 \exp(\mu'_{Le} + \Phi^{-1}(P)\sigma'_{Le}) \Delta\sigma \Delta\varepsilon_t a N_{int}^m = C \Delta\sigma \Delta\varepsilon_t a N_{int}^m \quad (4.3)$$

$$\text{ただし、} C = C_0 \exp(\mu'_{Le} + \Phi^{-1}(P)\sigma'_{Le}) \quad (4.4)$$

μ'_{Le} :対数平均

σ'_{Le} :対数分散

$\Phi^{-1}(P)$:標準正規分布関数の逆関数

式(4.3)において、 N_{int} サイクルごとに観察した場合のき裂進展速度は、次式で与えられる。

$$\frac{\Delta a}{\Delta N} = C \Delta\sigma \Delta\varepsilon_t a N_{int}^{m-1} \quad (4.5)$$

式(4.5)において $N_{int}=1$ とすると、き裂進展速度 da/dN が材料によらず次式により与えられる。

$$\frac{da}{dN} = C \Delta\sigma \Delta\varepsilon_t a \quad (4.6)$$

式(4.6)の右辺はJ積分範囲などと類似のエネルギー的次元を有しているが⁶⁾、Rennerら⁷⁾によれば、き裂先端開口変位 δ が、塑性疲労の場合次式で与えられ、式(4.6)の右辺とも対応している。

$$\delta \propto Z = 1.45 \frac{\Delta\sigma^2}{E} a + 1.9 \Delta\sigma \Delta\varepsilon_{pl} a = \Delta\sigma (1.45 \Delta\varepsilon_e + 1.9 \Delta\varepsilon_{pl}) a \quad (4.7)$$

Fig.4.20～Fig.4.22に、各材料について、式(4.5)により推定した観察間隔に対する da/dN 特性と、 $N_{int}=1$ として推定した特性と実験結果の関係を示す。実際の観察間隔に対しては推定線はほぼデータの中央特性を示しており、観察間隔 $N_{int}=1$ では、極めて速い進展速度を示す。き裂進展の追跡観察結果からも発生直後の極めて速い進展とその後の停留傾向が認められており、合体を伴わない場合のき裂進展は、き裂先端での組織単位のき裂進展抵抗の大小に大きく依存していることがわかる。

Fig.4.23およびFig.4.24に、0.1mm長さのき裂の進展回数 N_g と発生回数 N_i の分布をFSX414とNimonic263についてそれぞれ比較して示す。き裂発生に比べき裂進展に要する回数は少なく、ひずみ範囲依存性は少ない。個々のき裂進展に平均的に要求されるき裂進展回数は数十回前後であり、進展した後停止する傾向が認められる。従って、き裂の進展が容易なマイクロ組織単位とき裂進展を阻止するマイクロ組織単位をランダムに配置することにより、このような進展挙動をモデル化することができるものと考えられる。

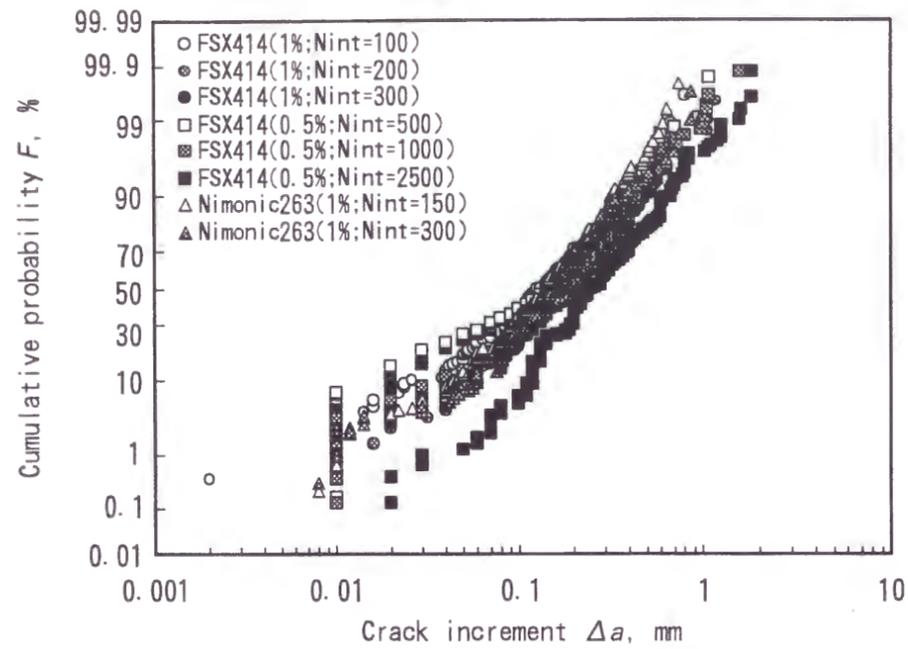


Fig.4.16 Statistical distribution of crack increment (without crack coalescence).

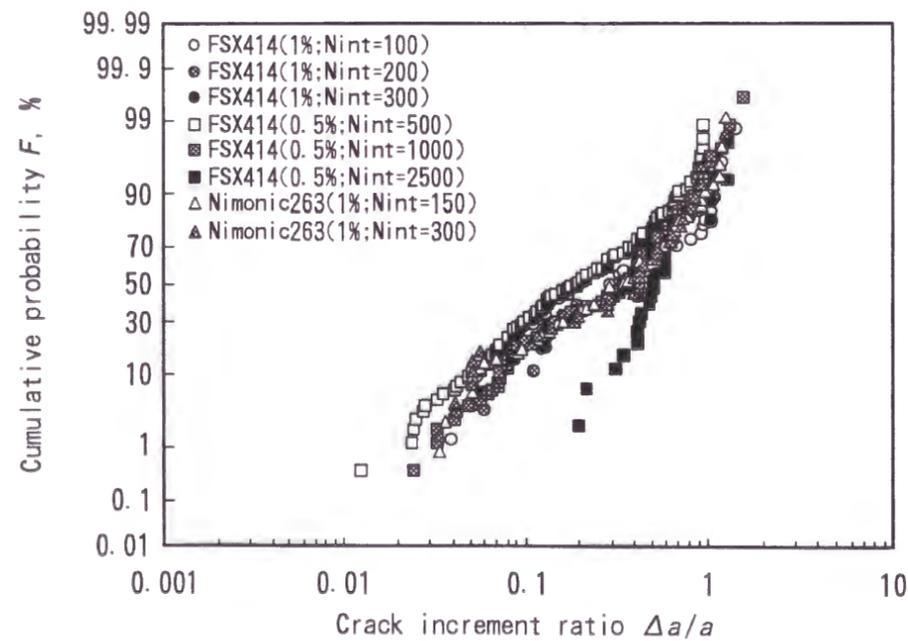


Fig.4.17 Statistical distribution of crack increment ratio (without crack coalescence).

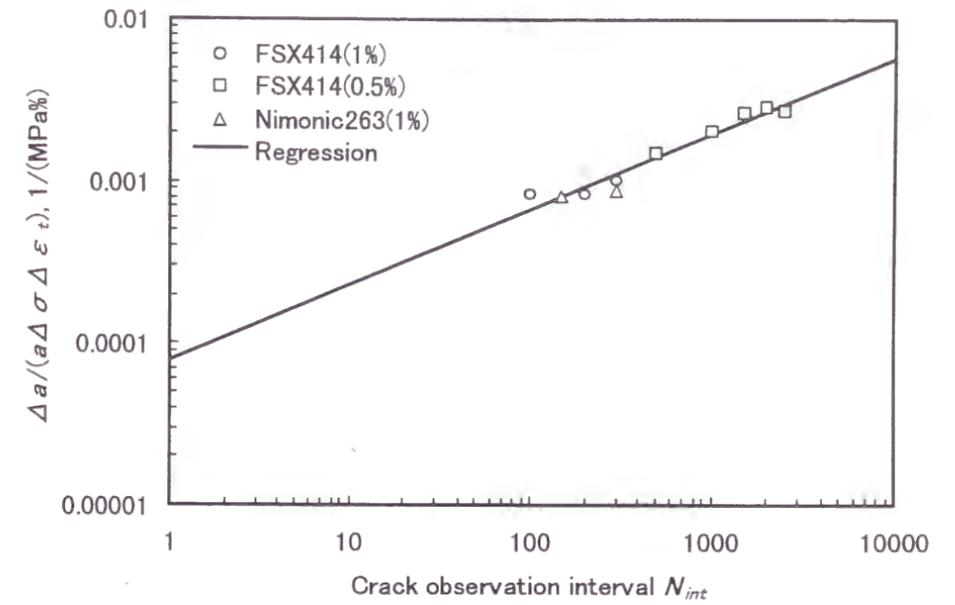


Fig.4.18 Effect of observation interval on statistical distribution of crack increment (without crack coalescence).

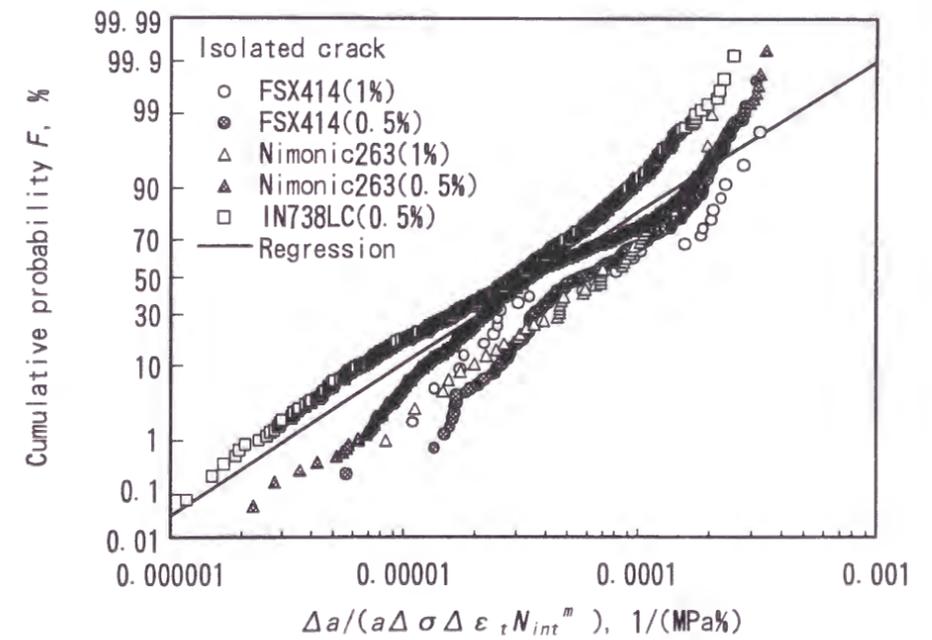


Fig.4.19 Statistical distribution of coefficient $C = \Delta a / (a \Delta \sigma \Delta \epsilon_t N_{int}^m)$ (without crack coalescence).

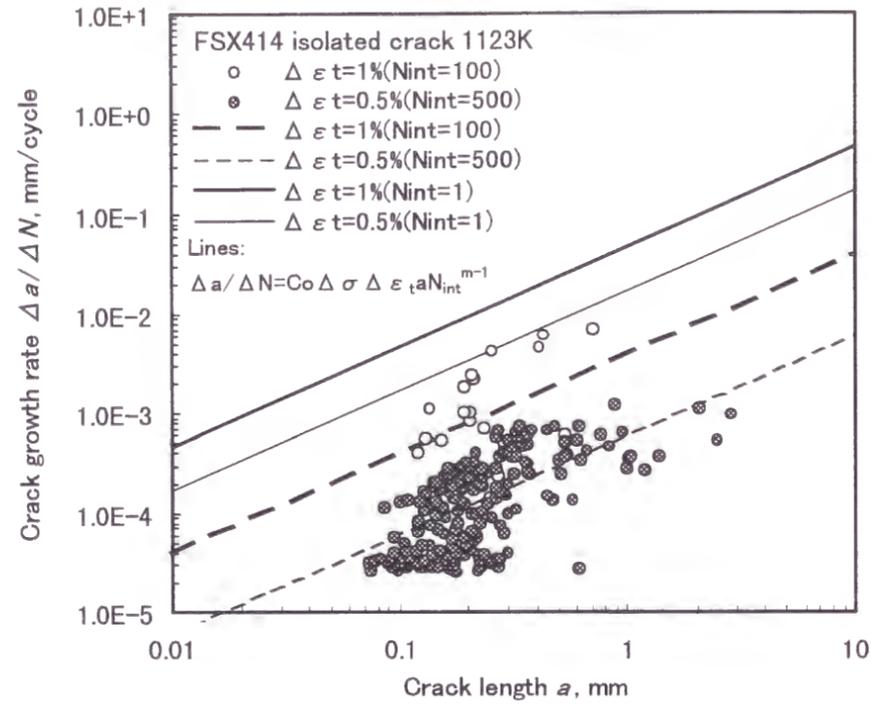


Fig.4.20 Estimated and observed crack growth rate for FSX414(without coalescence).

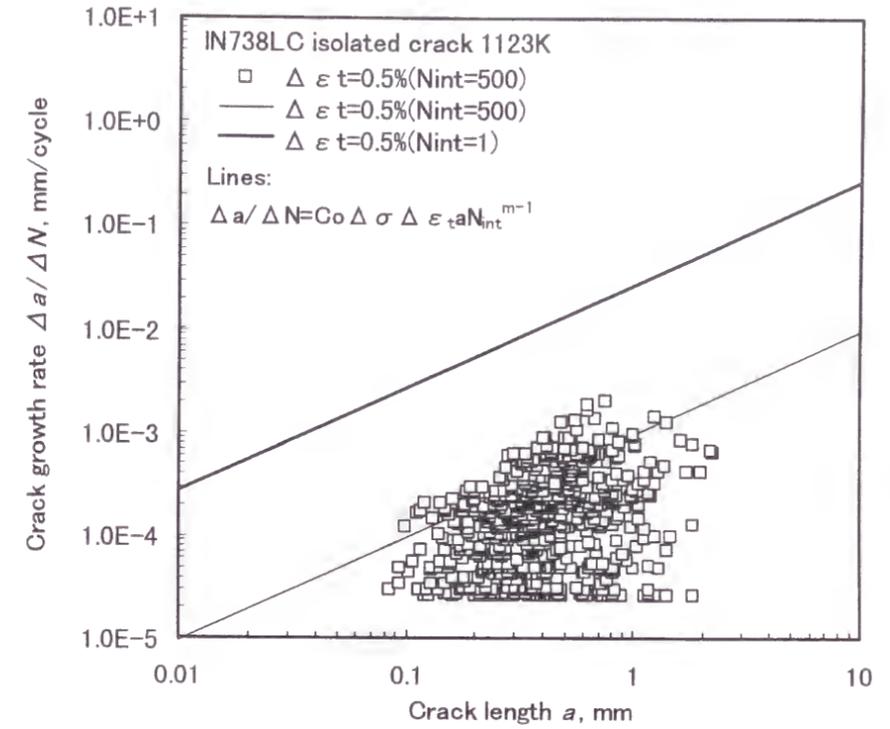


Fig.4.22 Estimated and observed crack growth rate for IN738LC(without coalescence).

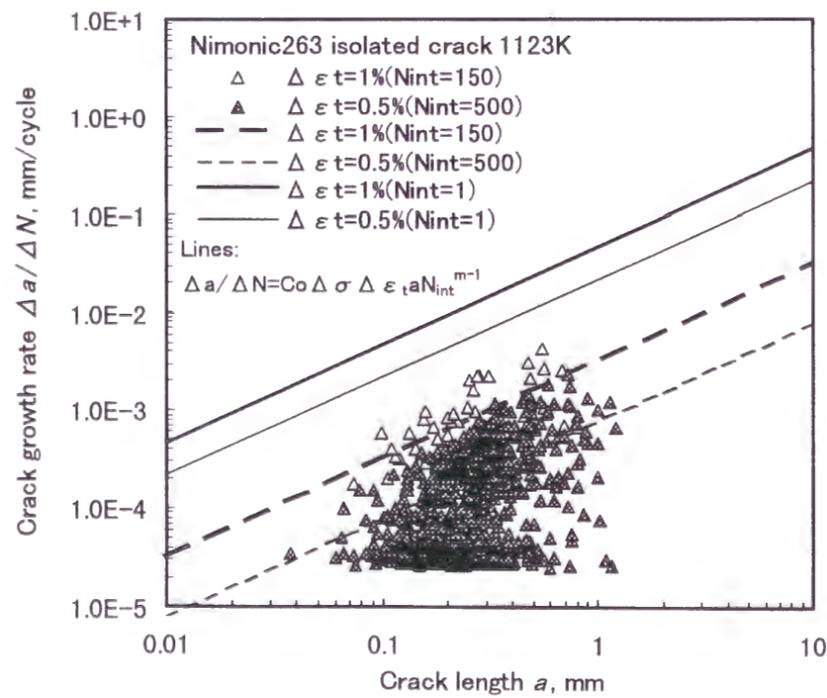


Fig.4.21 Estimated and observed crack growth rate for Nimonic263(without coalescence).

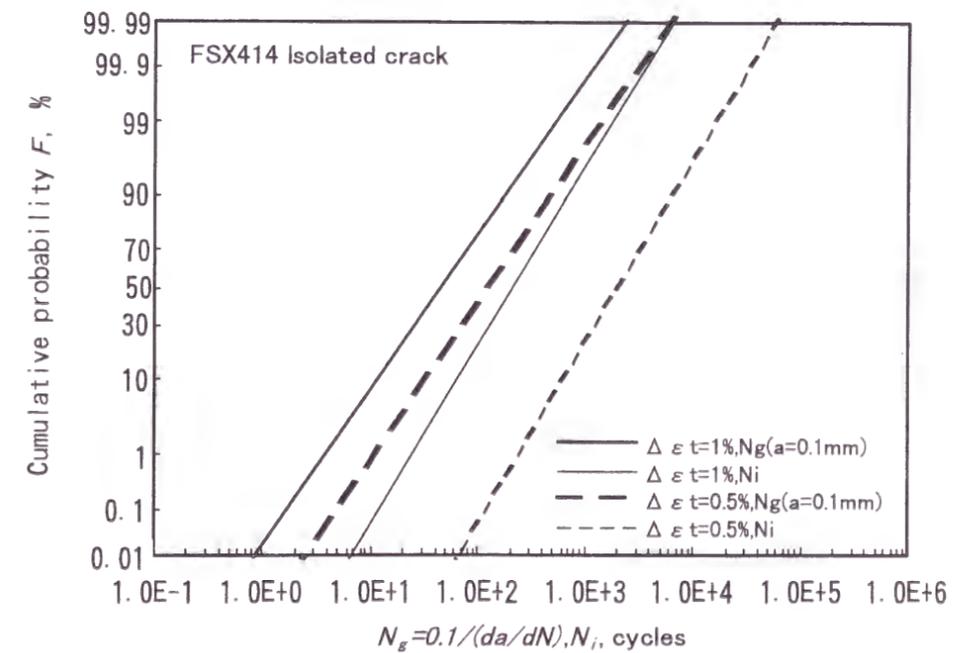


Fig.4.23 Comparison of crack growth and initiation cycles(FSX414).

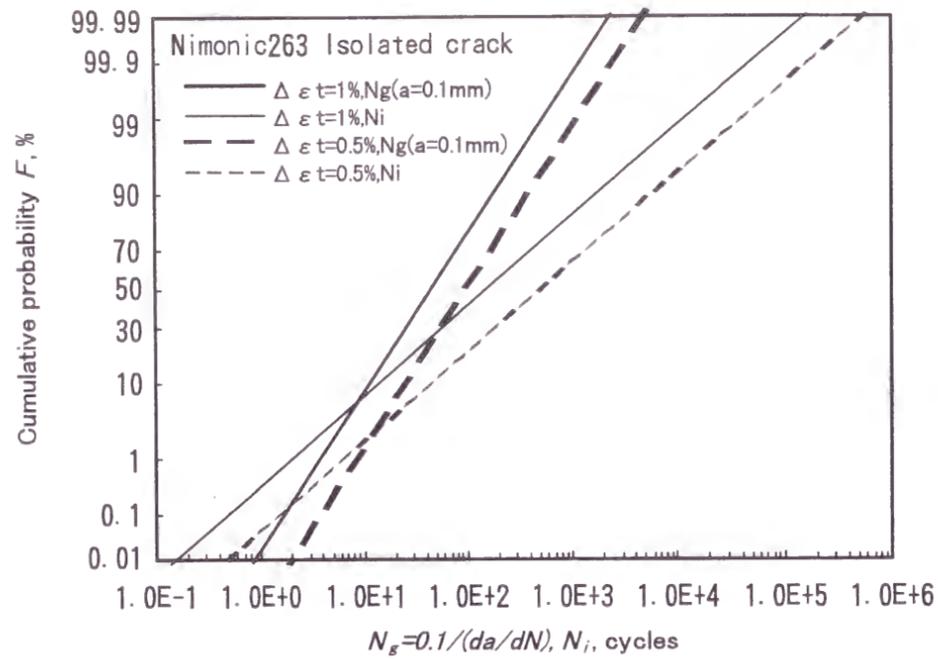


Fig.4.24 Comparison of crack growth and initiation cycles(Nimonic263).

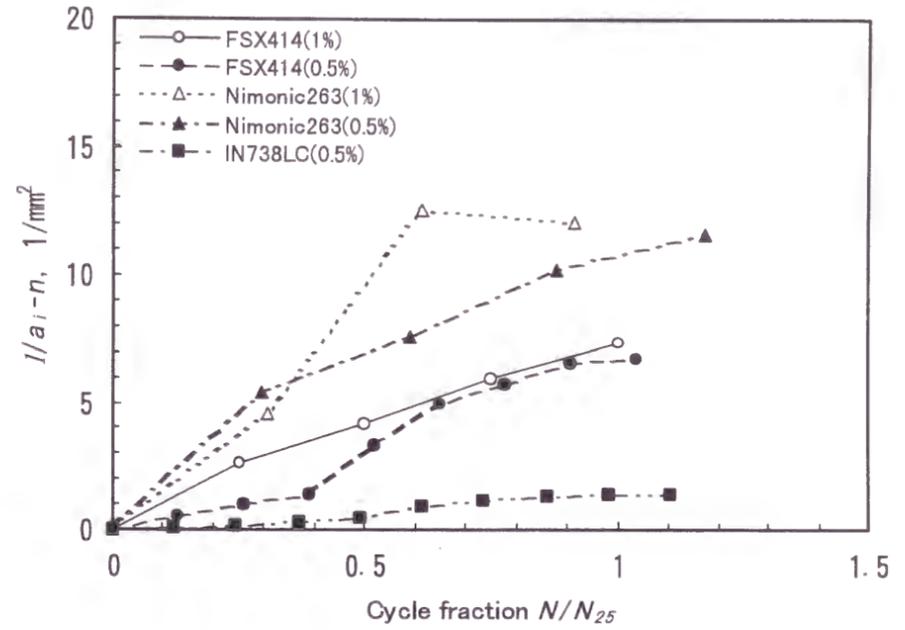


Fig.4.25 Relationship between crack coalescence number density and cycle fraction.

4. 3. 3 き裂合体特性

き裂合体累積個数密度 n_c は、き裂長さ密度を単位発生き裂長さで除して求めたき裂個数と実際に観察されたき裂個数密度の差をとる。即ち、

$$n_c = \frac{l}{a_i} - n \quad (4.8)$$

Fig.4.25に示すように、 n_c は、 N/N_{25} に対して l のときとほぼ同様の増加傾向を示す。さらに、Fig.4.26に示すように、 n_c はき裂長さ密度と次式で表わされる関係があり、 $m=1.1$ でほぼ比例的な相関を示す。

$$n_c = Cl^m \quad (4.9)$$

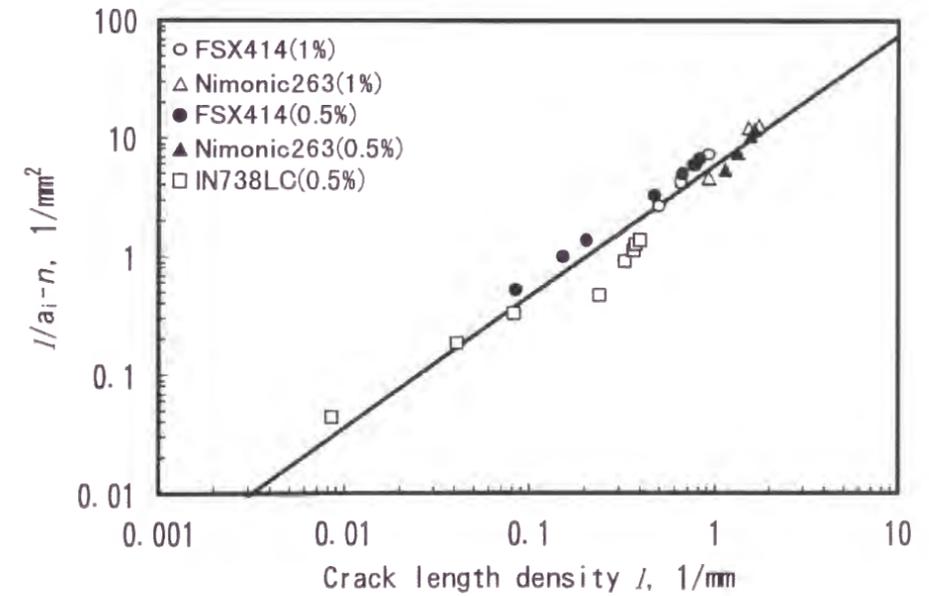


Fig.4.26 Relationship between accumulated crack coalescence number density and crack length density.

4.3.4 最大き裂の進展特性

Fig.4.27に、最大き裂長さ a_{max} と繰返し数比 N/N_{25} の関係を示す。材料やひずみ範囲の違いによらず、全データについて最適近似線は次式で表される。

$$a_{max} = D_1 \exp\left(D_2 \frac{N}{N_{25}}\right) \quad (4.10)$$

ただし、 $D_1=0.638$, $D_2=2.15$

繰返し数の増加によりき裂長さ密度の増加が飽和傾向を示しても、長いき裂を中心とした合体により、最大き裂は増加することから、合体支配型のモデルによる最大き裂進展のシミュレーションが有効であると考えられる。

高温低サイクル疲労試験片では、破損繰返し数 N_{25} に達すると試験片有効断面の減少が顕著となるが、実機ではより広い領域にひずみ制御状態が分布している。その場合、試験片の N_{25} におけるき裂長さより長いき裂が存在しても部材全体の剛性が損なわれない場合も多く、上記のき裂合体による進展プロセスがさらに継続するものと予想される。従って、多数き裂による最大き裂の進展特性は、試験片レベルで得られたものと相似した関係があるものと推察される。この点については、第6章において実機データを用いて検討する。

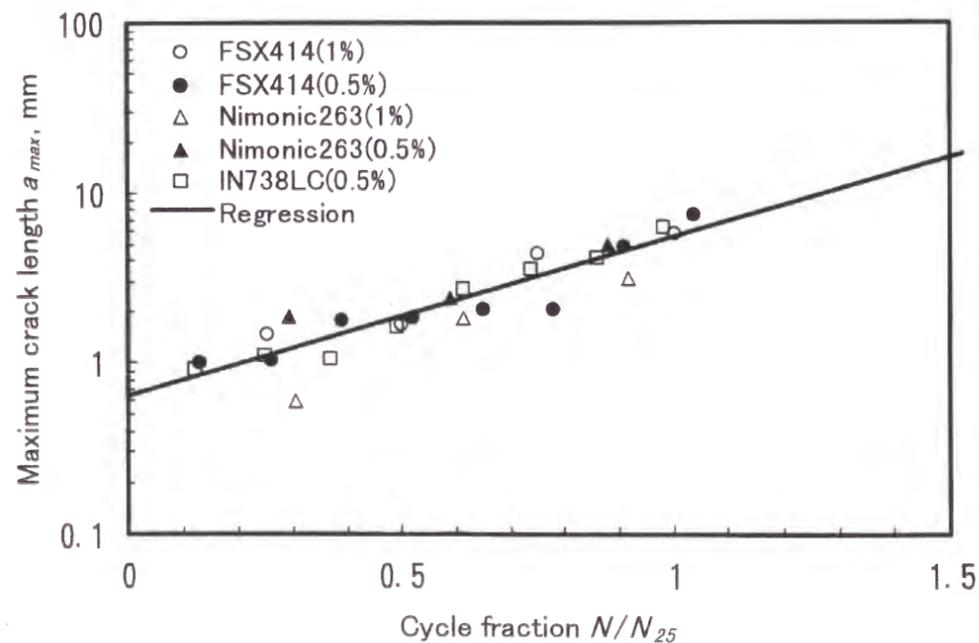


Fig.4.27 Trend of maximum crack length against cycle fraction for tested superalloys.

4.4 結言

Co 基精密鋳造超合金 FSX414、Ni 基圧延超合金 Nimonic263および Ni 基精密鋳造超合金 IN738LC の高温低サイクル疲労途中止め試験により、多数き裂を追跡して進展特性解析を行った結果、以下の結論を得た。

- 1) 多数き裂のほとんどは、発生後短期間の進展の後、停留する。停留の原因は、デンドライトコアなどのマイクロ組織的な障壁による場合が多い。
- 2) 停留していたき裂が再び進展を開始する場合のほとんどがき裂合体によるものである。
- 3) 観察間隔を増加させてもき裂増分はほとんど変わらず、き裂進展速度は観察間隔が増加すると低下する。観察間隔を1サイクルと想定したときのき裂進展速度は、応力範囲と全ひずみ範囲の積ならびにき裂長さに比例する。
- 4) き裂合体率はき裂長さ密度にほぼ比例して増加する。
- 5) 最大き裂長さは、き裂発生が飽和傾向を示しても、き裂の合体が寸法相似的に継続して生じるため増加しつづける。

以上の結果から、超合金の高温低サイクル疲労における多数き裂の進展傾向のシミュレーションではき裂発生・合体支配型で、かつ、き裂進展の容易なマイクロ組織単位とき裂を停止させるマイクロ組織単位をランダムに配置したモデルを適用することが有効であると考えられる。

参考文献

- 1)村上 格, 藤山一成, 岡部永年, 吉岡洋明, "超合金の高温低サイクル疲労損傷に対する統計的傾向解析", 第12回材料・構造信頼性シンポジウム前刷集, pp.62-67(1993).
- 2)藤山一成, 村上格, 吉岡洋明, 岡部永年, "超合金の高温低サイクル疲労における多数き裂の成長傾向と複合損傷シミュレーション解析", No.930-63日本機械学会第71期全国大会講演論文集, Vol.B, pp.171-173(1993).
- 3)藤山一成, 村上格, 吉岡洋明, 岡部永年, "簡易シミュレーション解析モデルによる超合金の高温低サイクル疲労き裂発生・成長過程の予測", 材料学会第44期学術講演会講演論文集, pp.205-206(1995).
- 4)藤山一成, 村上格, 高木圭介, 吉岡洋明, "多数き裂の発生・成長傾向に基づく超合金の高温低サイクル疲労寿命評価", 第34回高温強度シンポジウム前刷集, PP.6-10(1996).
- 5)大谷隆一, 北村隆行, 阿部宗昭, 栗山義英, 三木秀樹, "耐熱超合金平滑材のクリープ疲労下における表面微小き裂発生・成長挙動", 材料, Vol.39, No.440, pp.529-535(1990).
- 6)R. Ohtani, "Substance of Creep-Fatigue Interaction Examined from the Point of View of a Crack Propagation Mechanics", pp.211-222(1987).
- 7)E. Renner, H. Vehoff and P. Neumann, "Life Prediction for Creep-Fatigue Based on the Growth of Short Cracks", Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. Vol.12, No.6, pp.569-584(1989).

第5章 高温低サイクル疲労損傷過程のモデリングとシミュレーション解析^{1),2),3),4),5),6)}

5.1 緒言

高温疲労損傷のモデリングと数値シミュレーションについては、き裂発生の定義、き裂発生と成長の機構の相違、確率的性質をもたらす微視組織寸法・形態およびき裂同士の間渉・合体効果などを実験事実により確認し、適切なモデル化を行うことが重要である⁶⁾。

前章までに、超合金の高温低サイクル疲労過程における多数き裂の発生・進展挙動を定量的に評価したが、追跡観察は一定の繰返し数で間隔をおいて行ったため、1サイクル毎の多数き裂の挙動を直接把握することは困難であった。そこで、高温低サイクル疲労途中止め試験での間欠的な観察結果を補い、損傷の蓄積とき裂の発生、進展、合体過程をより詳細に把握しモデルを構築するために損傷のシミュレーション解析を行う。

シミュレーション解析のモデリングにおいては、対象領域を離散的な要素点の集まりとして表わし、各要素点で定義した損傷関数を計算して、局所的な破壊から巨視的なき裂形成による試験片の破損に至るまでを取扱えるようにする。マイクロ組織のモデル化や損傷関数の定式化には前章までの知見に基づき、損傷の蓄積に及ぼす影響因子を相互作用も考慮して反映する。

解析対象は、材料組織形態の大きく異なる静翼用 Co 基精密鑄造超合金 FSX414と燃焼器用 Ni 基圧延超合金 Nimonic263とし、前者についてはひずみ範囲と温度の影響についても検討する。シミュレーション結果は、損傷の指標となる各種パラメータに整理した上で実験結果と対比して、仮定したモデルの妥当性を検証するとともに、実機部材へ拡張するための基礎的な検討を行う。

5.2 シミュレーションモデル

前章までの検討により、超合金の高温低サイクル疲労損傷特性については、次のような特

徴が明らかとなった。

- 1) 単位き裂は、粒界をはじめとするマイクロ組織的に特定の領域に優先的に、かつランダムに発生する。単位き裂の発生回数は対数正規分布に従う。
 - 2) き裂長さ密度は、単位き裂の累積発生個数密度と対応し、繰返し数が増加すると飽和する傾向を示す。
 - 3) 単独のき裂の多くは進展後停留し、最大き裂を含む主なき裂の進展はき裂同士の場合によって支配される。き裂合体率は、繰返し数が増加しても飽和傾向を示さない。
- 以上の知見をもとに、高温低サイクル疲労過程での損傷モデルについて検討する。

5.2.1 シミュレーション領域

き裂発生が特定の組織に優先的に生じることから、第2章で検討した組織の離散化モデルを用い、材料の不均一性を再現する。FSX414については、デンドライトコア、デンドライト境界、結晶粒界から成るモデルを用いる。Nimonic263については、一結晶粒を単位要素点とし、寸法的には一律に平均結晶粒径を与える。

5.2.2 き裂発生モデル

材料の各要素点において、ひずみ繰返し1サイクルごとに損傷 dD/dN が蓄積するものとする。この蓄積量は、破壊駆動力が高いほど、材料の破壊抵抗が低いほど大きくなると考えられる。損傷 D が1に達すると要素点に単位長さのき裂が発生するものとし、組織モデルの要素点に1サイクル当りに蓄積される損傷 dD/dN を、次式で与える。

$$\frac{dD}{dN} = \frac{\bar{F}}{\bar{R}} \quad (5.1)$$

ただし、 \bar{F} : 要素点における破壊駆動力

\bar{R} : 要素点における破壊抵抗

損傷の蓄積による有効負荷領域の減少によって、破壊駆動力 \bar{F} が増加し、損傷蓄積が

加速するものとする。破壊抵抗 \bar{R} は、材料のマイクロ組織に対応した温度依存の値であり、荷重方向と迂り方向のなす角度にも依存することから評価対象領域においてランダムに分布するものとする。また、時間経過と共に酸化や析出物変化などの材料劣化因子が重畳する。以下これらの因子を考慮して式(5.1)を補正する。

まず、破壊駆動力は損傷の蓄積によって加速されるものとして、損傷力学的項 $1/(1-D)$ を考える。

$$\bar{F} = \frac{\bar{F}_0}{1-D} \quad (5.2)$$

破壊抵抗 \bar{R} は組織の種別と繰返し数に依存して変化すると考えられ、特に酸化や時効などにより表面の薄層において顕著に低下すると考えられるため、ここでは初期値 \bar{R}_0 から N サイクル後に $1/N$ になるものと仮定する。

$$\bar{R} = \frac{\bar{R}_0}{N} \quad (5.3)$$

式(5.1)に、式(5.2)および式(5.3)を代入すると、次式が得られる。

$$\frac{dD}{dN} = \frac{\bar{F}_0}{\bar{R}_0} \frac{N}{1-D} \quad (5.4)$$

式(5.4)は、 $N=N_i$ のとき $D=1$ となるとすると次の形式と等価である。

$$\frac{dD}{dN} = \frac{1}{N_i^2} \frac{N}{1-D} \quad (5.5)$$

式(5.5)を積分すると次式で表わされる非線形損傷関数が得られるが、これは Fig.5.1に示す下に凸な曲線である。

$$D = 1 - \sqrt{1 - \left(\frac{N}{N_i}\right)^2} \quad (5.6)$$

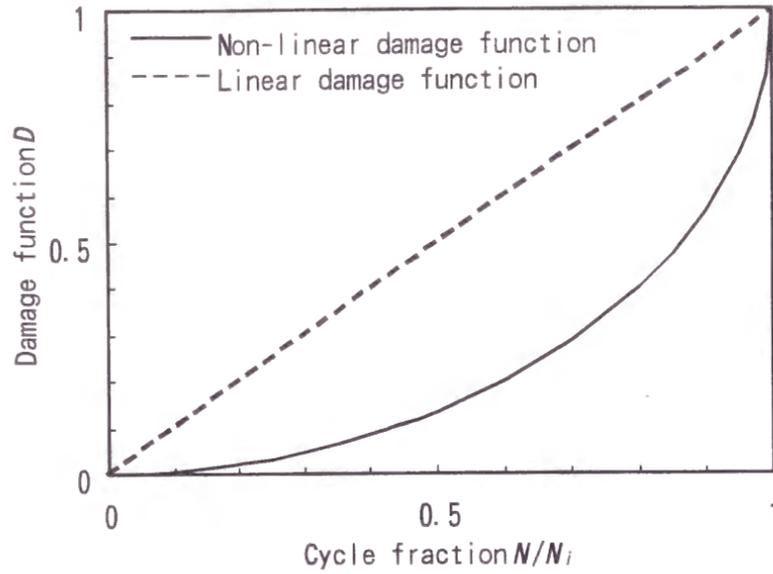


Fig.5.1 Shape of damage function.

第3章の結果から、微小き裂発生回数 N_i は、試験片破損繰返し数 N_{25} と組織寸法 d の関数であり、さらに N_{25} を Manson-Coffin 式により塑性ひずみ範囲 $\Delta\varepsilon_p$ で表わすと次式となる。

$$\bar{N}_i = AN_{25} \frac{\varepsilon_f}{d} = AC_2^{1/\alpha_2} \frac{\varepsilon_f}{\Delta\varepsilon_p^{1/\alpha_2} d} \quad (5.7)$$

式(5.5)の N_i に式(5.7)による平均値特性を用いると、次式が得られる。

$$\frac{dD}{dN} = \frac{\Delta\varepsilon_p^{2/\alpha_2} \bar{d}^2}{A^2 C_2^{2/\alpha_2} \varepsilon_f^2} \frac{N}{1-D} \quad (5.8)$$

温度依存性については、第2章で得られた低サイクル疲労破損繰返し数 N_{25} の温度依存性により考慮し、次式を用いる。

$$N_{25} = N_{25T_0} \exp\left\{\frac{Q_N}{R} \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_0}\right)\right\} \quad (5.9)$$

式(5.7)と式(5.9)を考慮して式(5.5)を書き換えると次式が得られる。

$$\frac{dD}{dN} = \frac{\Delta\varepsilon_p^{2/\alpha_2}}{\left(\frac{AC_2^{1/\alpha_2} \varepsilon_f}{\bar{d}}\right)^2 \exp\left\{-\frac{2Q_N}{R} \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_0}\right)\right\}} \cdot \frac{N}{1-D} \quad (5.10)$$

ただし、 T_0 : 基準となる絶対温度

$Q_N=54\text{kJ/mol}$

R : ガス定数

C_2, α_2 : T_0 における Manson-Coffin 式 $\Delta\varepsilon_p = C_2 N_{25}^{-\alpha_2}$ の係数および指数

式(5.10)と式(5.4)を比較すると駆動力と抵抗の代表値として次式が得られる。

$$\bar{F}_0 = \Delta\varepsilon_p^{2/\alpha_2} \quad (5.11)$$

$$\bar{R}_0 = \left(\frac{AC_2^{1/\alpha_2} \varepsilon_f}{\bar{d}}\right)^2 \exp\left\{\frac{2Q_N}{R} \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_0}\right)\right\} \quad (5.12)$$

以上の式は、FSX414については結晶粒界に対応する要素点を想定したものである。FSX414については実際にはデンドライト境界やデンドライトコアにも損傷は蓄積しているものの、材料抵抗が大きいためにき裂が発生しにくいと考え、デンドライト境界とデンドライトコアに式(5.11)で計算される結晶粒界抵抗 \bar{R}_0 の10倍および100倍の抵抗をそれぞれ付与した。各要素点の抵抗値には、0~1の一樣乱数を与えて代表値に対して不規則性を与えた。

上の各式および定数値を用いて、各要素点において式(5.4)を1サイクルごとに離散化した次式で計算し、 $D=1$ となった時点で対象とする要素に0.1mm 長さのき裂が発生するものとする。ただし、1要素には単一き裂のみが許容されるものとする。

$$D(N) = D(N-1) + \frac{\bar{F}_0}{\bar{R}_0} \frac{N}{1-D(N-1)} \quad (5.13)$$

5. 2. 3 き裂進展モデル

き裂がある要素点の近傍まで近づくと、き裂先端の強変形域の影響により損傷が加速され、その要素点でき裂が発生することによりき裂進展が生じる。観察結果からもき裂前方において微小なき裂が発生していることが確認されている。

き裂進展については、0.1mm のき裂進展に要する繰返し数 N_g が第4章の式(4.6)*から次のように与えられる。

$$\frac{da}{dN} = C\Delta\sigma\Delta\varepsilon_i a \quad (4.6)^*$$

$$N_g = \frac{0.1}{C\Delta\sigma\Delta\varepsilon_i a} \quad (5.14)$$

き裂先端の単位要素においても、式(5.1)の形式は成立すると仮定し、かつき裂進展に対する駆動力を \bar{G} と書き換えて、次のような損傷則を考える。

$$\frac{dD}{dN} = \frac{\bar{G}}{\bar{R}} = \frac{\bar{G}_0}{\bar{R}(1-D)} \quad (5.15)$$

いま、駆動力を式(4.6)*と式(5.15)とで同一形式であると仮定すると、 \bar{G}_0 は、次式となる。

$$\bar{G}_0 = \zeta\Delta\sigma\Delta\varepsilon_i a \quad (5.16)$$

このとき、式(5.15)が $N=N_g$ においてき裂発生即ち単位長さのき裂進展に至るためには、式(5.5)の代りに次式が等価な式として与えられる。

$$\frac{dD}{dN} = \frac{1}{2N_g(1-D)} \quad (5.17)$$

式(5.15)と式(5.17)を比較すると、 N_g は次式で表わされる。

$$N_g = \frac{\bar{R}}{2\bar{G}_0} \quad (5.18)$$

従って、破壊抵抗 \bar{R} は、次式で表わされる。ここで、温度変化項は式(5.12)と同様に考慮する。

$$\bar{R} = \frac{0.2\zeta}{C} \quad (5.19)$$

ここで、 $\bar{R}=0.2$ に対して $\zeta=C$ となるが、この \bar{R} の値は、式(5.1)におけるき裂発生に対するFSX414粒界の \bar{R} の平均値100の約1/500となっていることから劣化後の材料抵抗にほぼ相当する。従って $C=\zeta$ とおき、かつ各要素点に0~1の乱数により不規則性を与えてシミュレーションを行う。また、粒界、デンドライト境界およびデンドライトコアの破壊抵抗についても、き裂発生に対する抵抗値に対して同様の比率を用いて補正する。さらに、Nimonic263についても同じ値を用いる。

ただし、ここでの抵抗値の妥当性は、観測ではき裂が近づく前と後の損傷を分離できないため、直接的には検証できない。そこで、シミュレーションにおいてこの値を実験結果と対比して検討する。

5.2.4 き裂による応力遮蔽効果

観察結果に基づき、き裂による応力遮蔽効果を次のように設定する。

Fig.5.2に、き裂の追跡観察により応力遮蔽効果を調べた例を FSX414の $\Delta\epsilon_i=0.5\%$ について3ケースについて示す。図中には、対象とするき裂に対して、き裂長さを直径とした仮想円を示すが、き裂が成長した場合には成長後の仮想円も併せて示してある。この円の中にもき裂が発生したり進展したりするため、応力遮蔽効果は比較的狭い領域に限定されているものと考えられる。き裂例1および2はき裂長さが1 mm 以下の場合であり、き裂長さが1 mm 以上のき裂例3に比べ応力遮蔽域は狭いようである。

2個の平行な表面楕円き裂の応力遮蔽効果については、線形破壊力学の枠内で、Stonesiferら⁷⁾による有限要素法解析例がある。Fig.5.3に Stonesiferらの解析結果をもとに、2つの同じ大きさの楕円き裂(表面長さ:深さ=3:1)が干渉するときの表面端部での応力拡大係数の変化を規格化応力拡大係数 F の単独き裂の値 F_0 との比で示す。ここで、

$$F = \frac{K}{\sigma \sqrt{\frac{\pi a_{\max}}{Q}}} \quad (5.20)$$

ただし、 σ :遠方負荷応力

a_{\max} :き裂深さ最大値

Q :楕円き裂形状補正係数

$$Q = 1 + 1464 \left(\frac{c}{a} \right)^{1.65} \quad \text{for } \frac{a}{c} \leq 1$$

き裂深さの最大値 a_{\max} は板厚の1/2とし、一方のき裂表面先端位置でのもう一方のき裂の深さを a_{int} とする。また、き裂面間の垂直距離を B とする。図よりその点でのき裂深さに対して B が大きいほどほぼ比例的に表面での応力遮蔽効果が減少する。 $B/a_{\max}=0.5$ の場合については、 $B/a_{int}=1$ で表面での応力遮蔽効果はほとんど消失している。従ってき裂深さの半分程度の距離が応力遮蔽効果の消滅する限界と仮定する。また、図中に原点から引いた直線で応力遮蔽効果の分布を表わすものとする。

以上の検討結果から、き裂が短い場合には応力遮蔽効果が小さく、き裂が長い場合の応

力遮蔽領域はき裂深さ(第2章の観察結果からき裂深さは表面き裂長さの1/2であった)の1/2程度になるモデルを考える。そのようなモデルの一つとして、Fig.5.4に示すようにき裂面に弦と弧で囲まれた領域を想定し、このときのき裂深さ d_0 とき裂面からの距離 d を用いて、次のように駆動力 \bar{F}_0 を補正する方法が考えられる。

$$\bar{F}'_0 = \bar{F}_0 \frac{d}{d_0} \quad (5.21)$$

Fig.5.5に、この方法で求めた応力遮蔽域の半幅と表面き裂半長の関係を示すが、き裂が短いときには応力遮蔽域は狭く、き裂が長いときには、き裂半長(=き裂深さ)の半分程度になっている。以下のシミュレーションでは応力遮蔽域としてこの方法を適用する。

Cycles	Crack 1	Crack 2	Crack 3
1500			
2000			
2500			
3000			
3500			

The occurrence of crack initiation or growth inside the circle region around a preceding crack

Fig.5.2 Observation of crack shielding effect (FSX414; $\Delta\epsilon_i=0.5\%$)

1mm

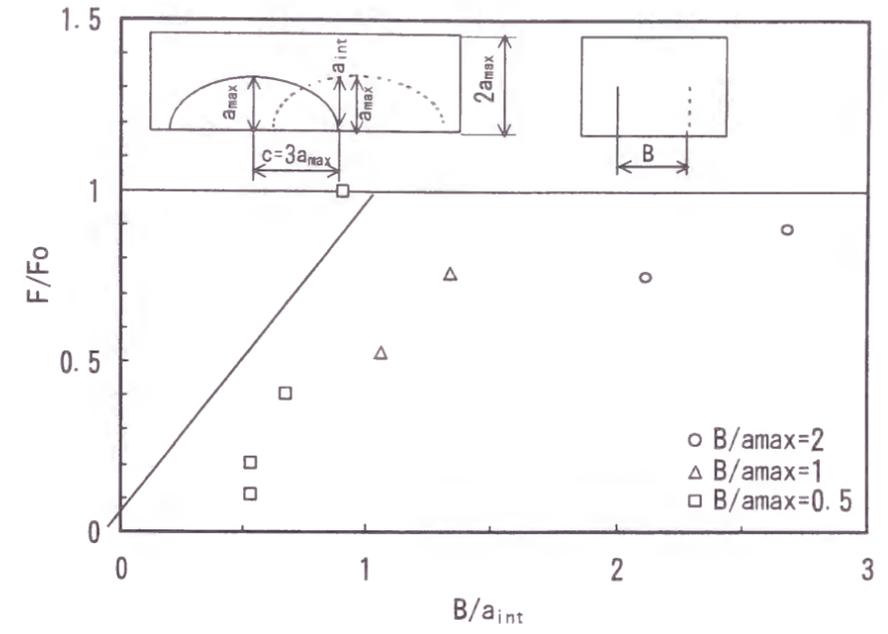


Fig.5.3 Crack interaction effect.

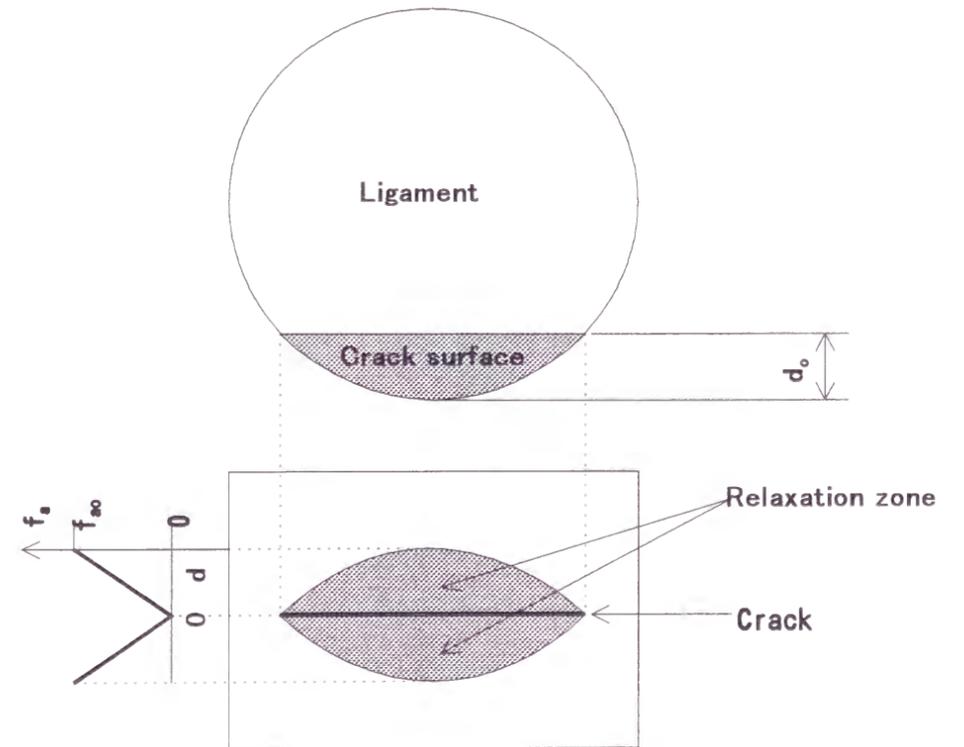


Fig.5.4 Relaxation zone around a crack

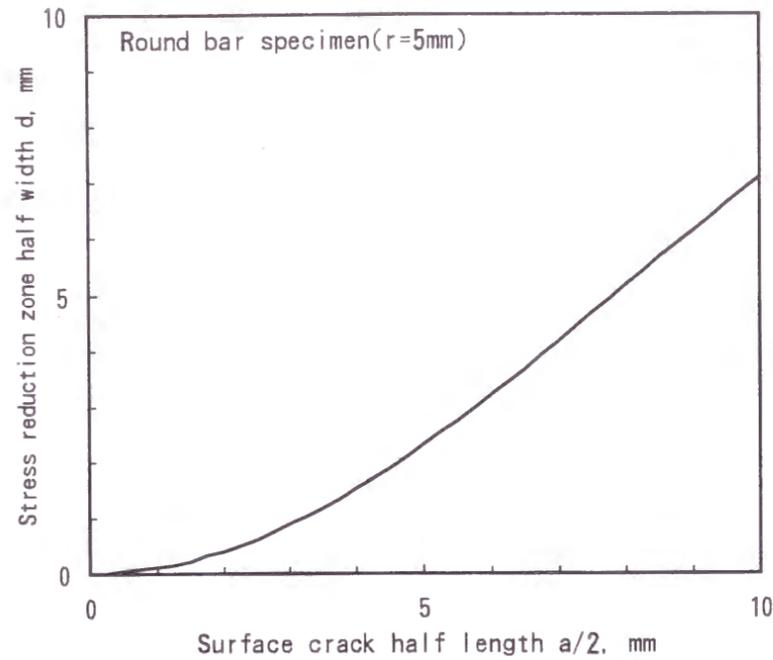


Fig.5.5 Stress reduction zone width vs. surface crack half length.

5. 2. 5 き裂合体条件

き裂が近接した場合、き裂同士の干渉により合体が容易に生じる。観察結果から、き裂発生抵抗の大きなデンドライトコアを突切って合体する場合も認められることから、き裂間リガメントでは引張応力上昇による損傷加速が生じているものと考えられる。き裂間リガメントには、き裂がない場合の損傷蓄積がすでに進行しているが、ここで、式(5.1)の破壊駆動力と破壊抵抗をそれぞれ σ^2, σ_B^2 に置き換えて損傷計算を行う。即ち、き裂が単位要素点を挟んで隣接した後のリガメントでの損傷蓄積を次式で与える。応力の計算は、材料の繰返し応力ひずみ特性から引張ピークひずみに対応する応力を用いる。

$$\frac{dD}{dN} = \left(\frac{\sigma}{\sigma_B} \right)^2 \quad (5.22)$$

5. 3 シミュレーションアルゴリズム

シミュレーションアルゴリズムのフロー図を Fig.5.6に示す。このフローは各要素点において損傷関数の蓄積計算を行うものである。1サイクル中にすべての要素点について損傷関数の演算を実行したのち、次のサイクルに移行する。き裂には発生するごとに番号が付与されるが、合体した場合には番号の縮約が行われ付替えられる。ただし、要素点の番号は不変である。計算中にき裂発生損傷が1に達すると単位要素長さのき裂が発生するとする。一旦き裂が発生すると、き裂先端の要素にき裂成長損傷が蓄積し、この損傷が1を越えるとき裂が単位要素長さだけ成長する。ただし、き裂先端に1要素だけ隔ててき裂先端が存在する場合には、式(5.22)によりリガメントが破損し、連結するものとする。き裂先端要素は、き裂発生以前の蓄積したき裂発生損傷がそのままき裂成長損傷の初期値になるものとする。また、き裂発生駆動力およびき裂成長駆動力の双方に他のき裂からのシールド効果による応力低減を重ねあわせる。

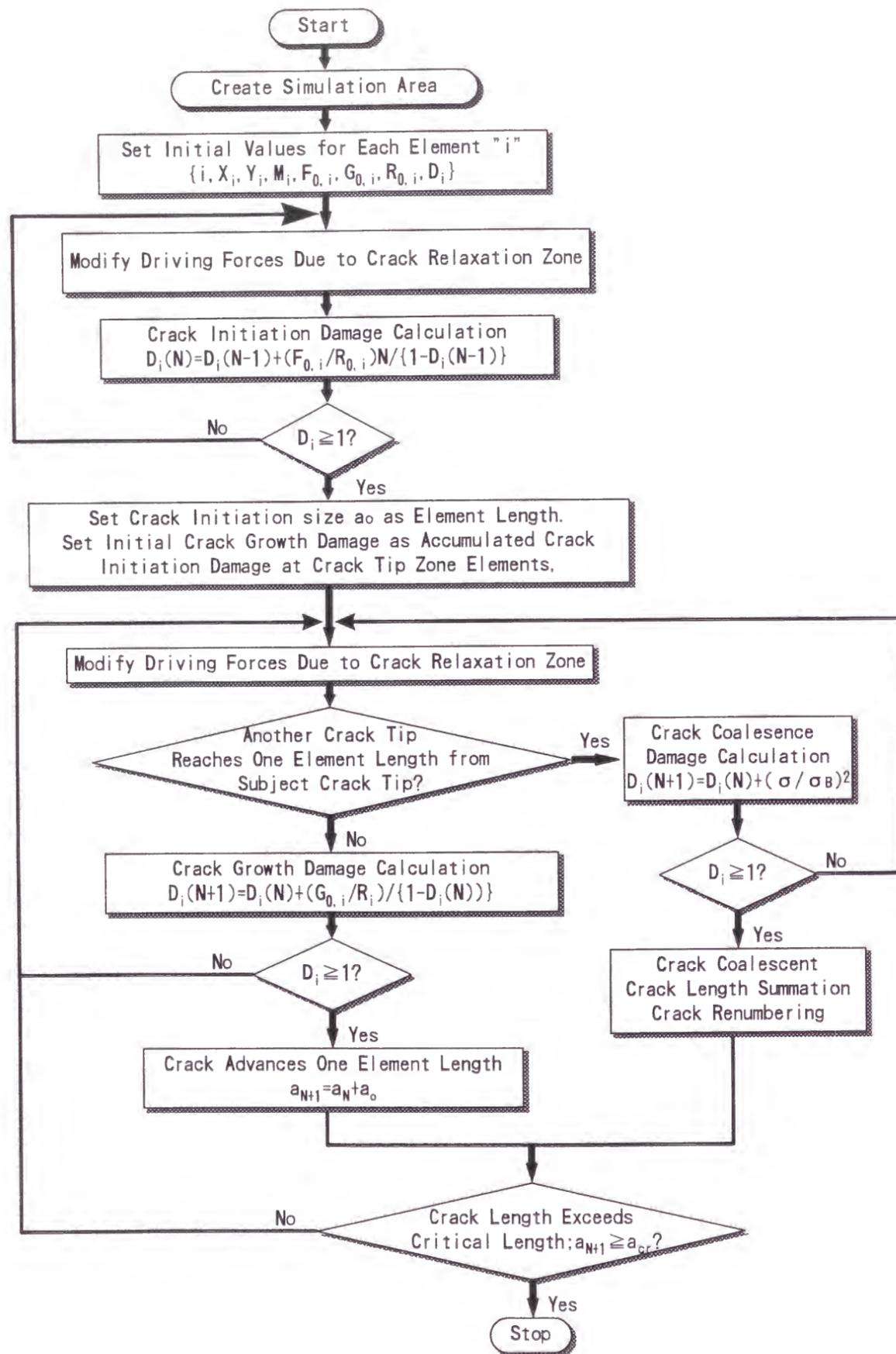


Fig.5.6 Multiple crack simulation algorithm

5.4 シミュレーション結果

FSX414の $\Delta\epsilon_f=1\%$ および $\Delta\epsilon_f=0.5\%$ の場合、並びに Nimonic263の $\Delta\epsilon_f=1\%$ の場合についてシミュレーションを行った。以下にそれぞれの結果について述べる。

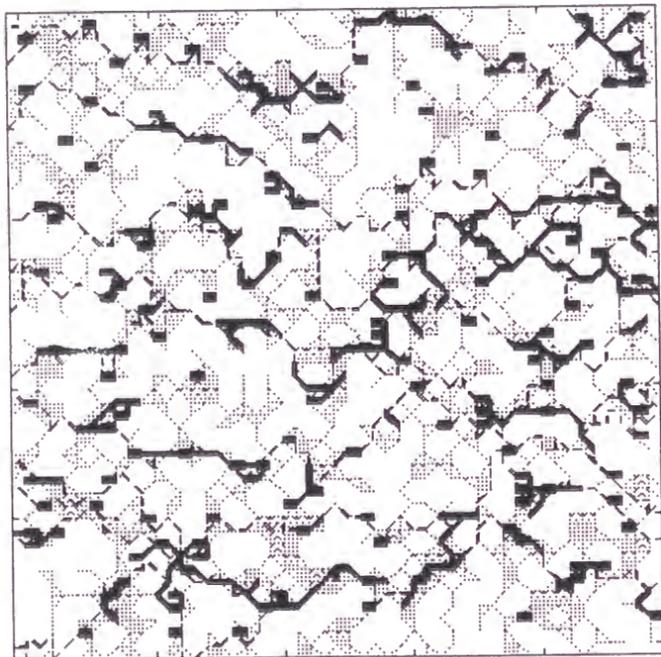
5.4.1 FSX414

Fig.5.7に、FSX414材の高温低サイクル疲労損傷過程のシミュレーション例を、 $\Delta\epsilon_f=1\%$ 、 $N/N_{25}=0.75$ の場合についてレプリカ観察結果と共に示す。き裂は結晶粒界に優先して発生し、かつ合体が頻繁に生じると共に結晶粒界およびデンドライト境界の形状に依存して屈曲した形態を示しており、観察結果と良く対応した形態を示している。

Fig.5.8および Fig.5.9に、FSX414の $\Delta\epsilon_f=1\%$ および $\Delta\epsilon_f=0.5\%$ における各ひずみ繰返し中断時点でのき裂長さ分布計測結果をシミュレーション結果と対比して示す。き裂長さは、対数正規分布で良く近似され、繰返し数が増加するにつれて、平均および分散が共に増加する方向に変化する。この分布の変化傾向は、シミュレーション結果においても良く再現されている。ただし、シミュレーションでは離散化要素を用いているため、き裂長さの短い(0.1mm以下)部分での分布が十分再現できないことから、0.2mm以上の長さのき裂分布と対比させた。



(a) Observation(Etched)



(b) Simulation

Fig.5.7 Simulated and observed crack patterns of FSX414($\Delta\epsilon_r=1\%$, $N/N_{25}=0.75$)

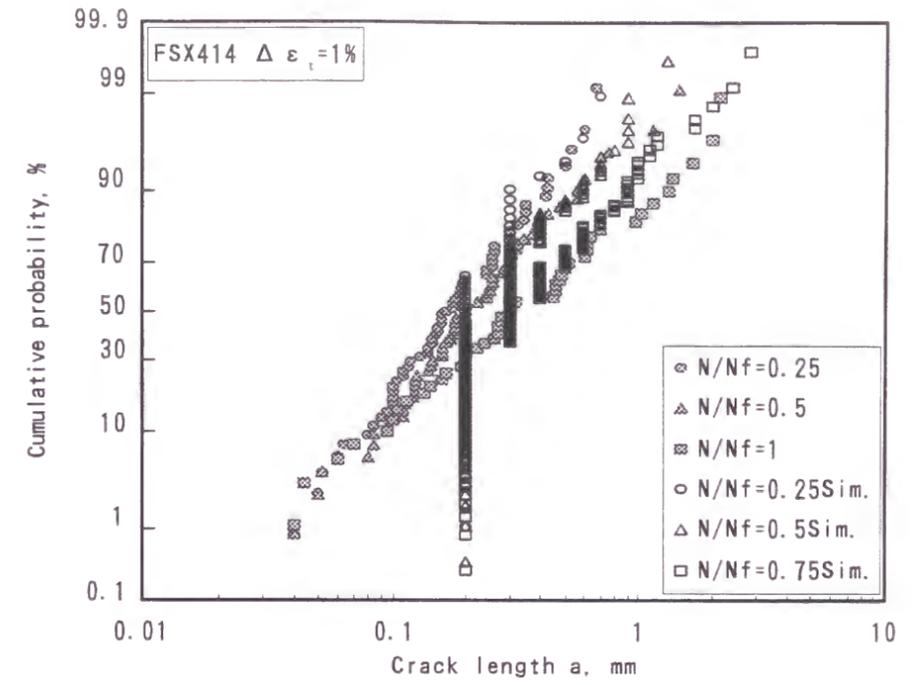


Fig.5.8 Observed and simulated crack length distribution at 300cycles for FSX414 ($\Delta\epsilon_r=1\%$).

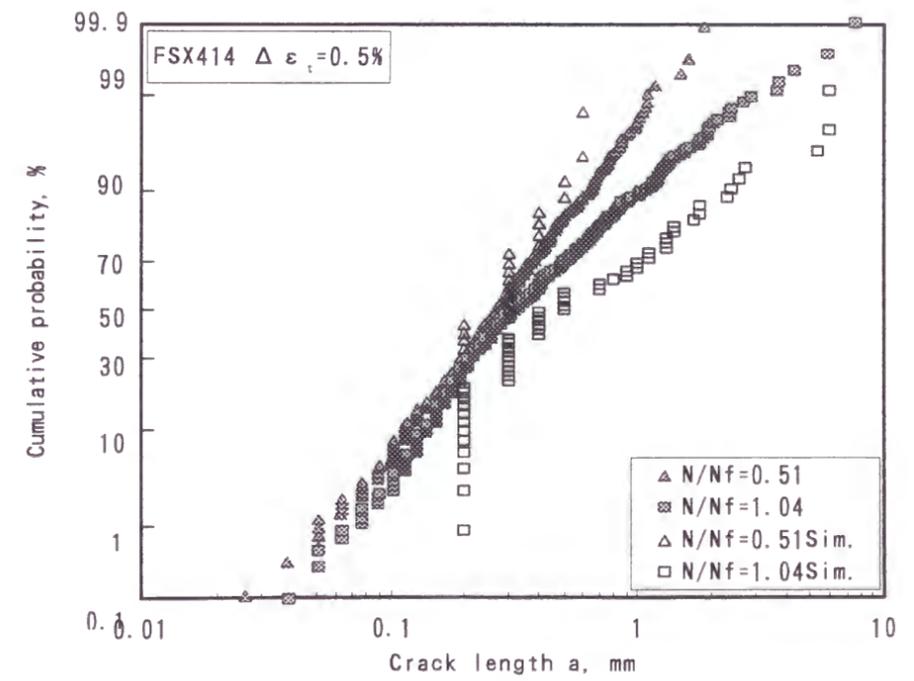


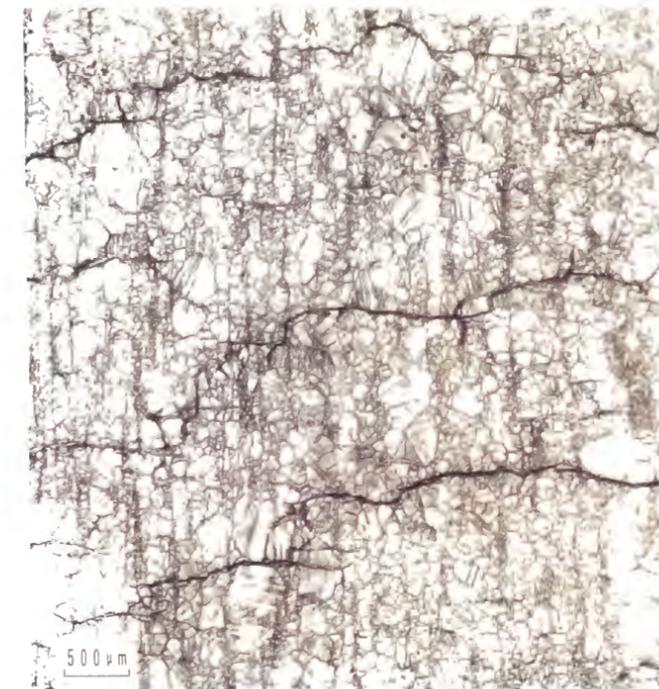
Fig.5.9 Observed and simulated crack length distribution at various cycles for FSX414 ($\Delta\epsilon_r=0.5\%$).

5. 4. 2 Nimonic263

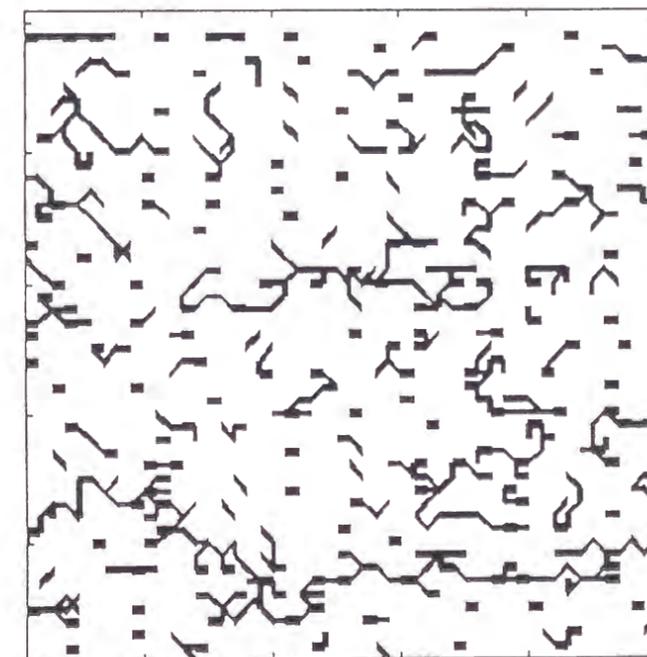
Fig.5.10に、Nimonic263の高温低サイクル疲労損傷過程のシミュレーション例を、 $\Delta\varepsilon_f=1\%$ 、 $N/N_{25}=0.92$ の場合についてレプリカ観察結果と共に示す。

この場合は、各要素点に全くランダムに材料抵抗を分布させ、微細結晶粒の特性を代表させたが、合体主体のき裂成長形態が明確に現れており、観察結果と良く対応している。

Fig.5.11に、Nimonic263の $\Delta\varepsilon_f=1\%$ における各ひずみ繰返し中断時点でのき裂長さ分布計測結果をシミュレーション結果と共に対数正規確率紙にプロットして示す。き裂長さ分布は対数正規分布で良く近似され、この分布の繰返し数に伴う変化傾向は、シミュレーションにおいても良く再現されている。ただし、シミュレーションでは離散化要素を用いているため短いき裂の分布が正確には再現できず、0.2mm以上のき裂分布と対比させた。



(a)Observation(Etched)



(b)Simulation

Fig.5.10 Simulated and observed crack patterns of Nimonic263($\Delta\varepsilon_f=1\%$, $N/N_{25}=0.92$)

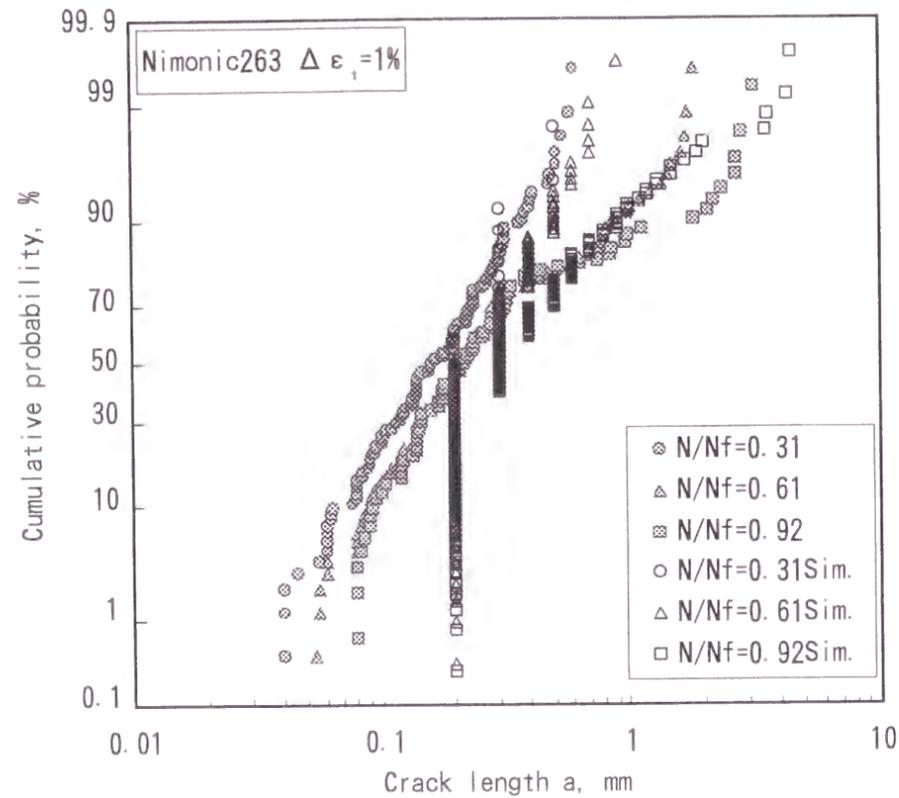


Fig.5.11 Observed and simulated crack length distribution at various cycles for Nimonic263 ($\Delta\epsilon_t=1\%$).

5.5 考察

5.5.1 き裂発生寿命分布

Fig.5.12に、FSX414の1123K, $\Delta\epsilon_t=0.5\%$ における500回ごとの観察間隔で初めて観察されたき裂個数の実験データとシミュレーション例を比較して示す。本図において、縦軸はき裂発生個数を破損回数までに観察された総発生き裂個数で規格化した個数比を正規確率プロットし、横軸は観察回数を対数軸で示し、き裂発生回数 N_i の離散的な統計分布として整理したものである。シミュレーション例と観察結果は繰返し初期を除いて良い対応を示しており、概ね良好にき裂発生回数分布を再現しているといえる。

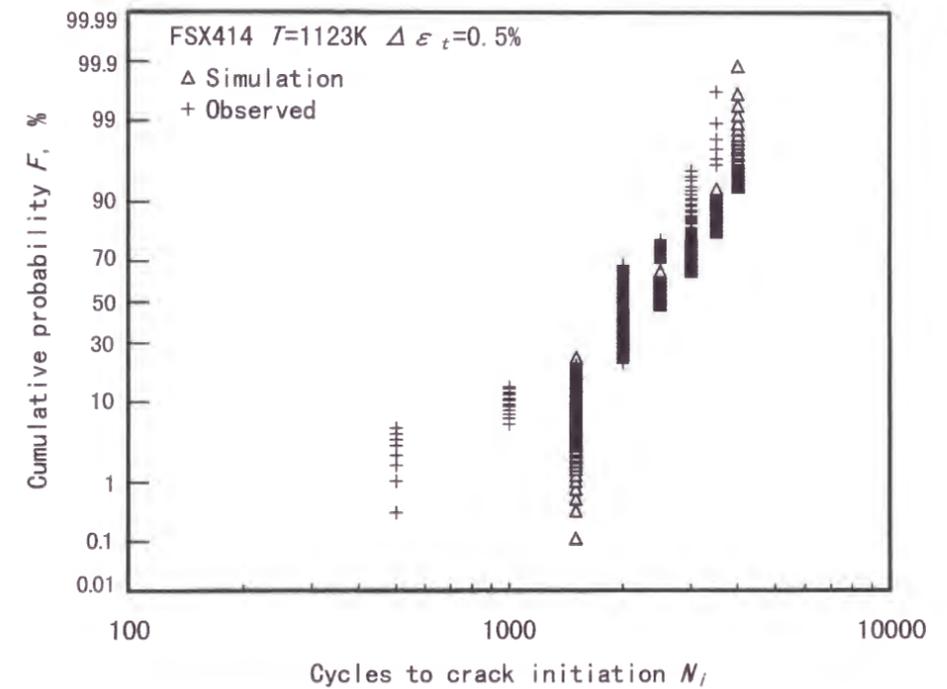


Fig.5.12 Observed and simulated trend of crack initiation cycles for FSX414 ($\Delta\epsilon_t=0.5\%$).

5.5.2 き裂個数密度とき裂合体率

Fig.5.13および Fig.5.14に、 $\Delta\epsilon_t=1\%$ および $\Delta\epsilon_t=0.5\%$ における FSX414材のき裂個数密度 n と繰返し数 N の関係を、それぞれ実験結果とシミュレーション例を対比させて示す。き裂個数密度 n は、疲労サイクルの比較的初期に急激に増加するが、中期以降は、き裂の合体の影響により、やや減少する傾向を示し、この特徴は、シミュレーションにおいても再現されている。

Fig.5.15に、 $\Delta\epsilon_t=1\%$ における Nimonic263材のき裂個数密度 n と繰返し数 N の関係を実験結果とシミュレーション例を対比させて示す。き裂個数密度 n は、疲労サイクルの比較的初期に急激に増加するが、き裂の合体の影響によりやや減少する傾向を示し、観察結果とシミュレーション結果は良く対応している。

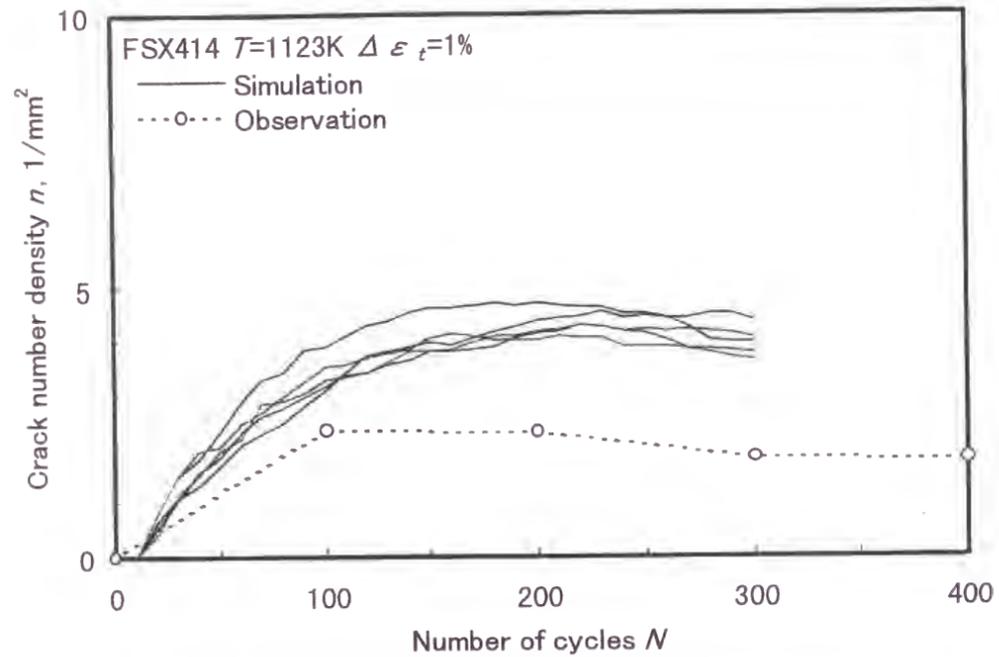


Fig.5.13 Observed and simulated trend of total crack number density for FSX414 ($\Delta\epsilon_t=1\%$).

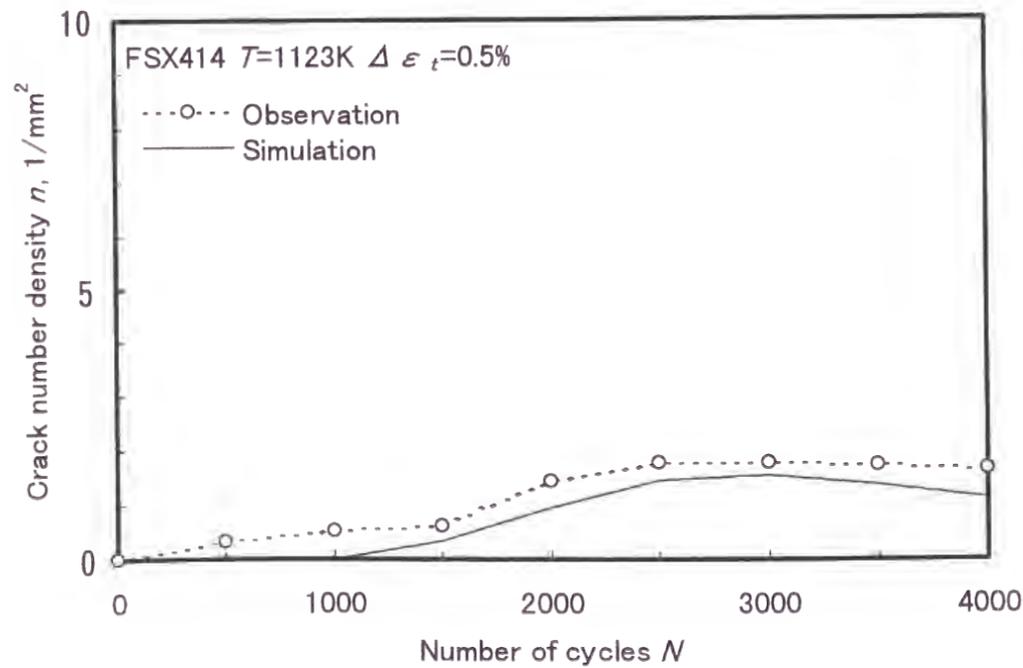


Fig.5.14 Observed and simulated trend of total crack number density for FSX414 ($\Delta\epsilon_t=0.5\%$).

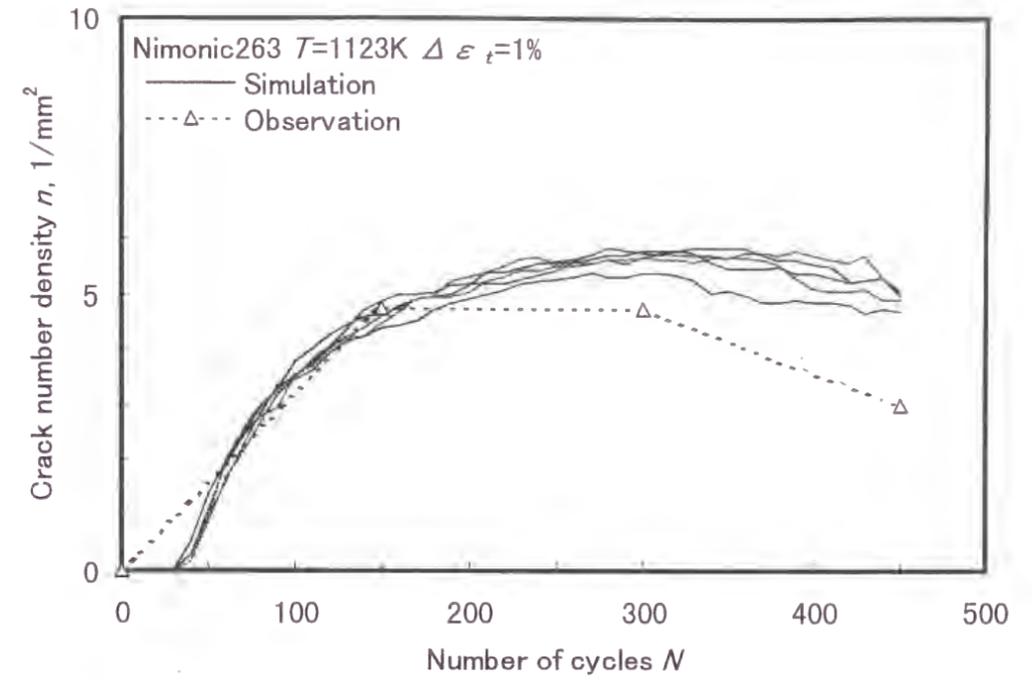


Fig.5.15 Observed and simulated trend of total crack number density for Nimonic263($\Delta\epsilon_t=1\%$).

5.5.3 き裂長さ密度とき裂発生・進展律速の検討

Fig.5.16および Fig.5.17に、 $\Delta\epsilon_t=1\%$ および $\Delta\epsilon_t=0.5\%$ における FSX414材のき裂長さ密度（観察領域内の総き裂長さ／観察面積）と繰返し数 N との関係を実験結果とシミュレーション例を対比させて示す。き裂長さ密度は、総き裂個数密度と同様初期に増加しその後飽和するが、シミュレーションにおいてもこの傾向は再現されている。

Fig.5.18に、 $\Delta\epsilon_t=1\%$ における Nimonic263材のき裂長さ密度と繰返し数 N との関係を実験結果とシミュレーション例を対比させて示す。き裂長さ密度は、総き裂個数密度と同様初期に増加し、その後飽和するが、今回のシミュレーションでは観察結果と比べて飽和時期の開始が遅くなっている。

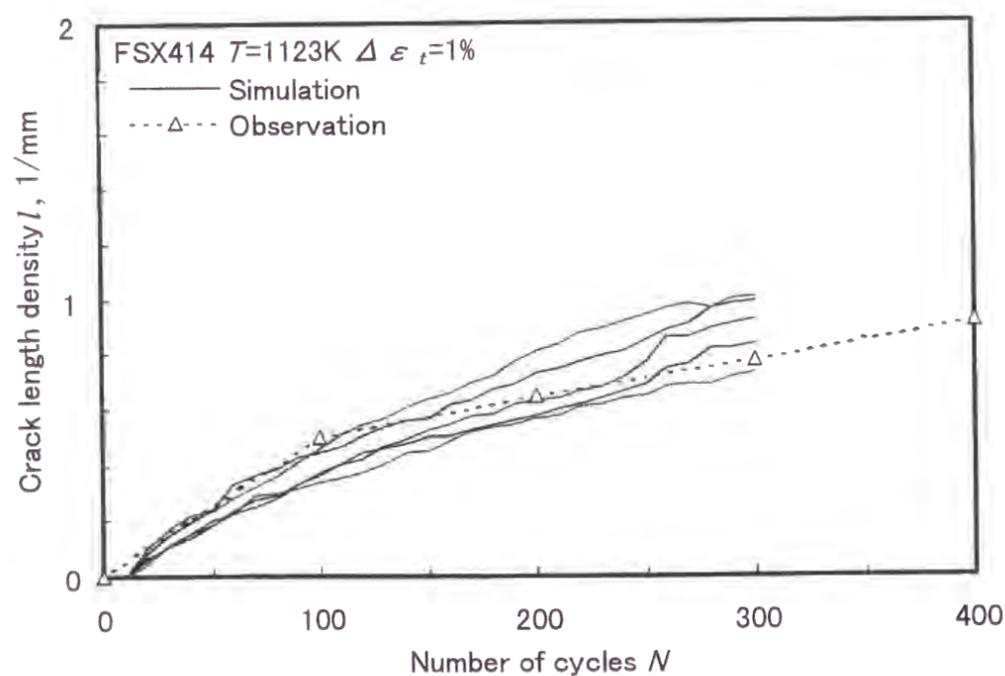


Fig.5.16 Observed and simulated trend of crack length density for FSX414 ($\Delta\epsilon_t=1\%$).

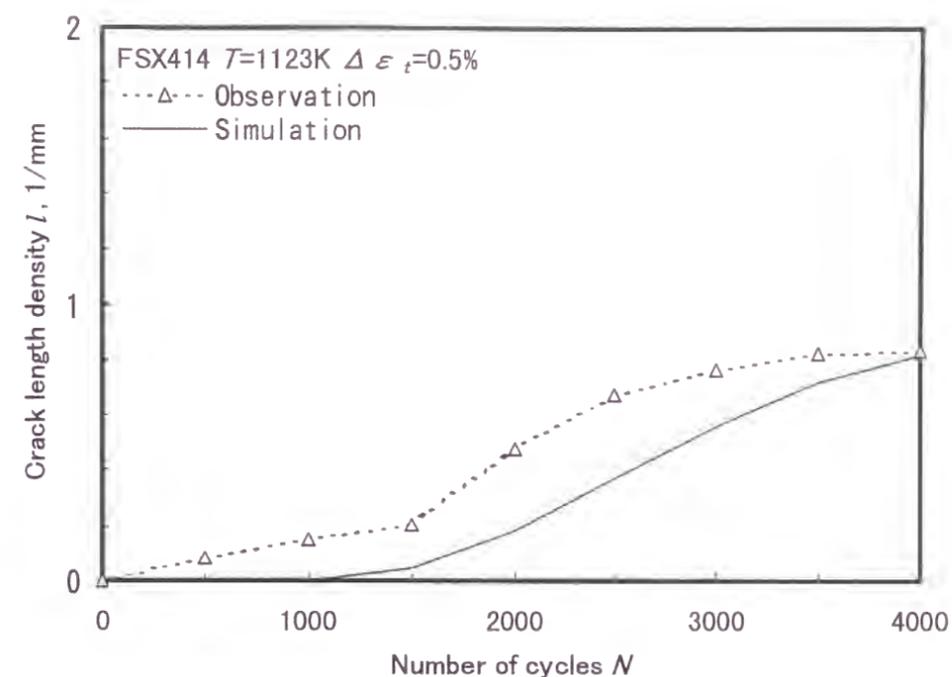


Fig.5.17 Observed and simulated trend of crack length density for FSX414 ($\Delta\epsilon_t=0.5\%$).

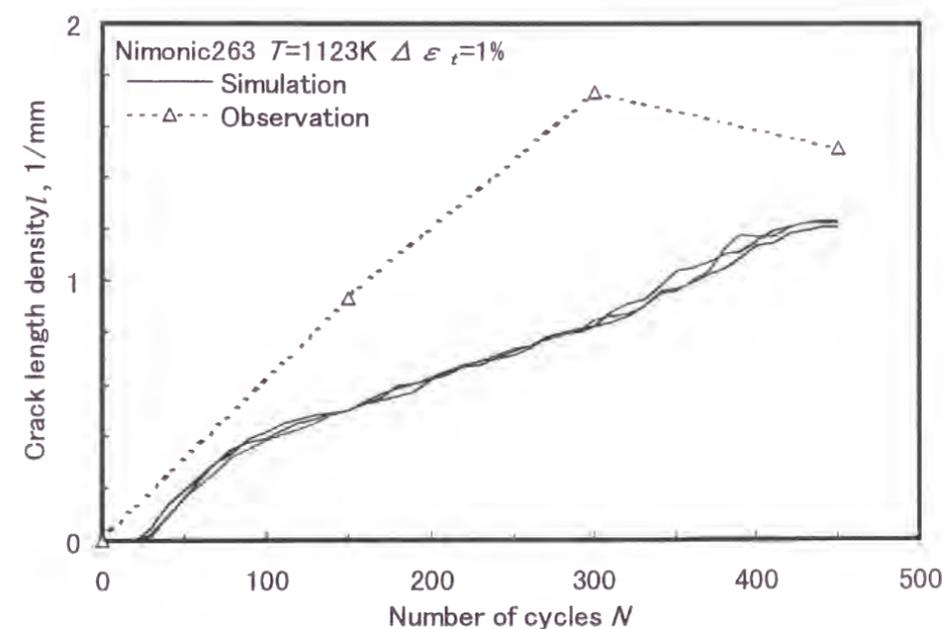


Fig.5.18 Observed and simulated trend of crack length density for Nimonic263 ($\Delta\epsilon_t=1\%$).

5.5.4 最大き裂進展特性

Fig.5.19および Fig.5.20に、 $\Delta\varepsilon_t=1\%$ および $\Delta\varepsilon_t=0.5\%$ における FSX414材の最大き裂長さ a_{max} と繰返し数 N との関係を実験結果とシミュレーション例を対比させて示す。シミュレーションにおいて、最大き裂長さは、合体により急速に増加しながら単調増加し、観察結果と同様の傾向を示している。

Fig.5.21に、 $\Delta\varepsilon_t=1\%$ における Nimonic263材の最大き裂長さ a_{max} と繰返し数 N との関係を実験結果とシミュレーション例を対比させて示す。FSX414の場合と同様、最大き裂長さは、シミュレーションにおいて合体によりステップ状に増加し、全体的な変化傾向は観察結果と良く対応している。

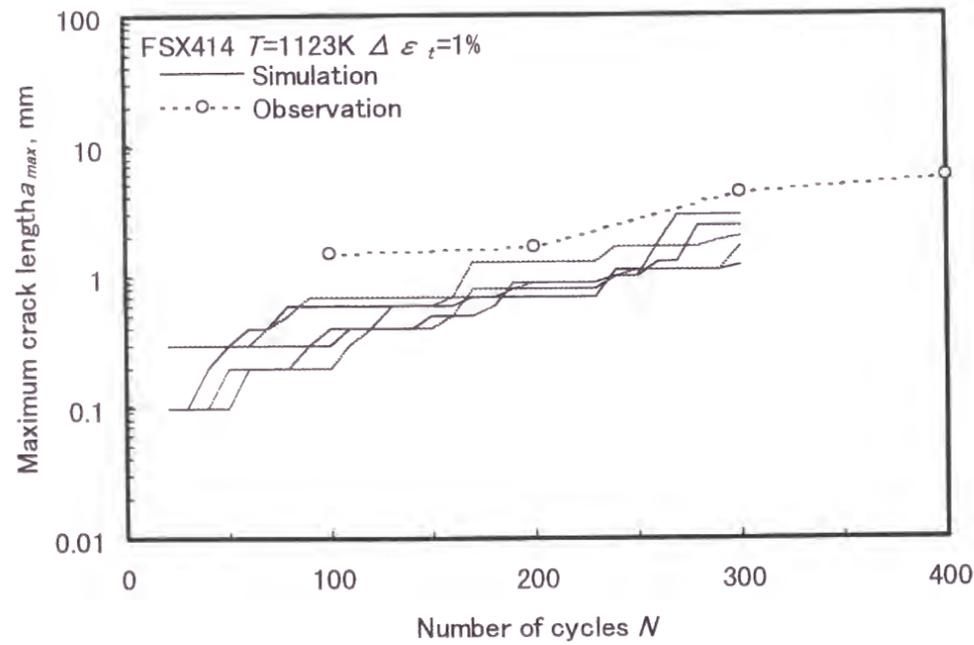


Fig.5.19 Observed and simulated trend of maximum crack length for FSX414 ($\Delta\varepsilon_t=1\%$).

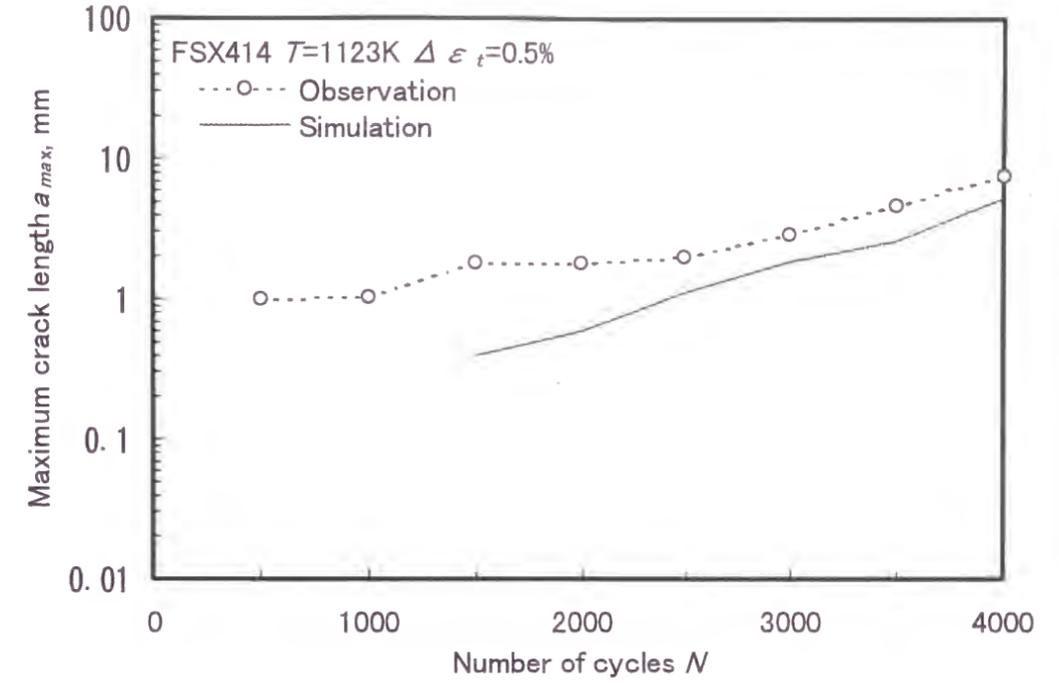


Fig.5.20 Observed and simulated trend of maximum crack length for FSX414 ($\Delta\varepsilon_t=0.5\%$).

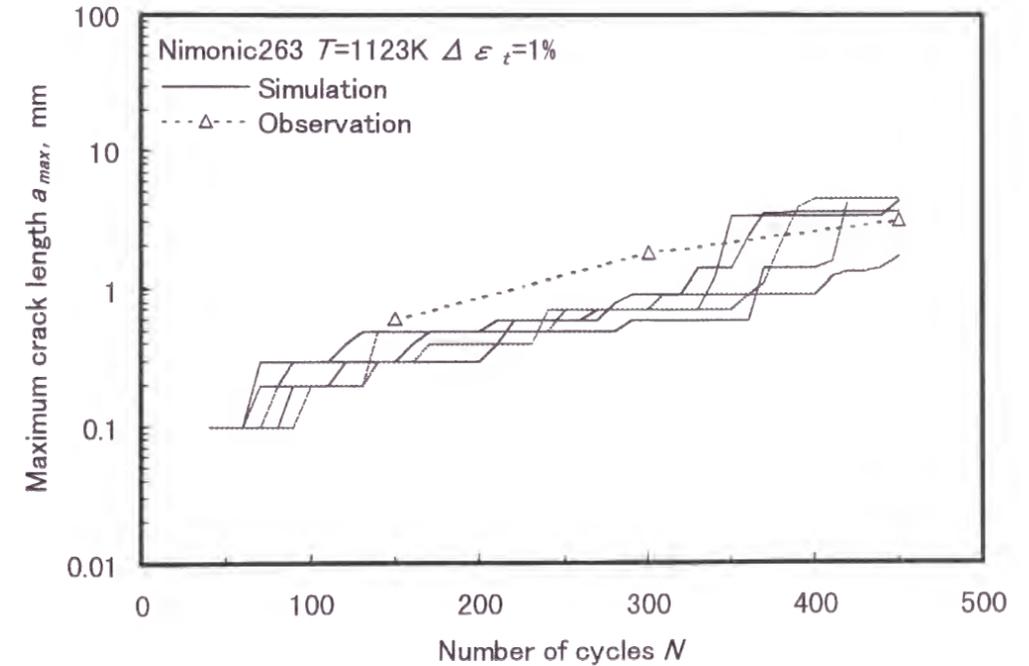


Fig.5.21 Observed and simulated trend of maximum crack length for Nimonic263 ($\Delta\varepsilon_t=1\%$).

5.5.5 温度依存性

Fig.5.22に、限界き裂に達するまでのシミュレーションにおける繰返し数を破損回数 N_f として923K, 1023K, 1123K および1223K における N_f を実験による破損回数 N_{25} と比較して示す。シミュレーションによる破損回数の逆数の温度依存性は、第3章の実験結果と同様、アレニウス型の関係に従っている。

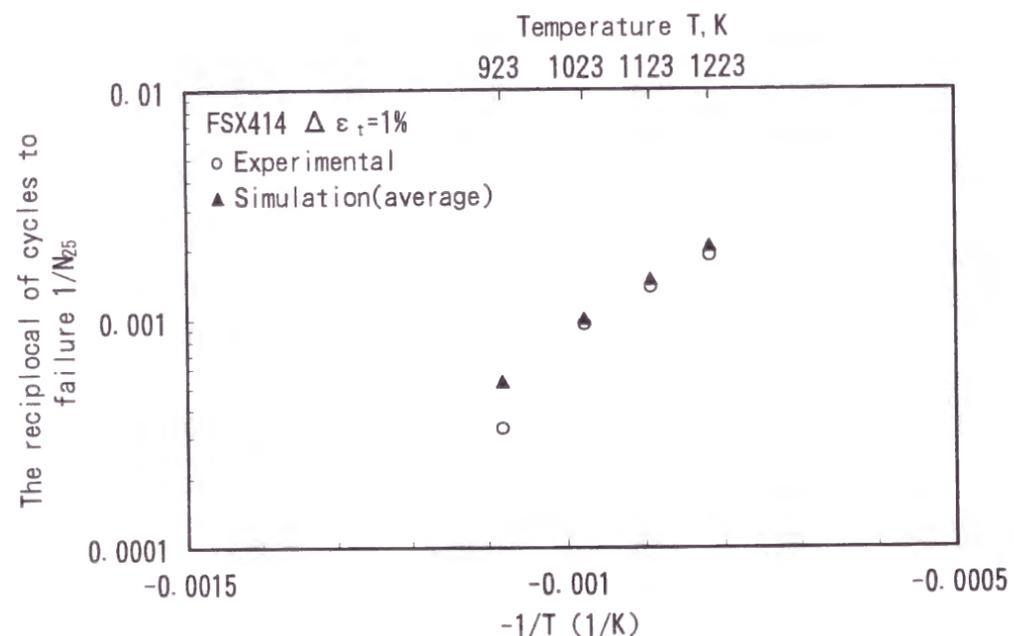


Fig.5.22 Comparison of temperature dependence of fatigue life by simulation and by experiment for FSX414($\Delta\varepsilon_f=1\%$).

5.6 結言

耐熱超合金の高温低サイクル疲労における多数き裂の発生・進展・干渉について損傷関数を用いたシミュレーションモデルを作成し、シミュレーション解析結果と実験結果と対比して検討した結果、次の結論を得た。

- 1) 損傷関数の基本形式は、損傷変化率が破壊駆動力と破壊抵抗の比の形式で表わすことができる。
- 2) き裂発生までの損傷変化率は、駆動力と抵抗の比が多数き裂発生寿命の中央値の自乗の逆数で表わされる形式となり、さらに材料劣化要因としての繰返し数に比例する項と、損傷による駆動力増加項を損傷力学的な項で考慮できる。
- 3) き裂進展における損傷発達則は、き裂先端要素の破壊と考えて、損傷変化率をき裂発生と同様な駆動力と抵抗の比として表わし、駆動力をき裂進展則における駆動力と同等におき、さらに、き裂発生損傷計算に用いた抵抗を用いることによりモデル化できる。
- 4) シミュレーション結果は、き裂発生支配型にモデル化した場合、実験結果とよく一致し、き裂進展を支配するのは発生したき裂同士のみである。
- 5) 寿命の温度依存性については損傷関数にアレニウス型の温度依存項を付加することにより考慮できる。

本シミュレーション解析により、試験片レベルでの高温低サイクル疲労過程は、き裂の発生・合体に支配されていることが明らかとなり、観察結果との良好な対応を得た。そこで、次章以下では本モデルをもとに、実機静翼部材への適用法について検討する。

参考文献

- 1)藤山一成, "講座 高温破壊のコンピュータシミュレーション その3:構造材料の寿命・余寿命評価", 材料, Vol.45, No.1, pp.137-142,(1996).
- 2)藤山一成, 岡部永年, 村上格, 吉岡洋明, "超合金の高温低サイクル疲労損傷の複合損傷シミュレーション解析", 第41期学術講演会前刷, pp.34-36(1992).
- 3)藤山一成, 村上格, 吉岡洋明, 岡部永年, "高温低サイクル疲労損傷の複合損傷シミュレーション解析における損傷発達モデルの検討", 第31回高温強度シンポジウム前刷集, pp.26-30(1993).
- 4)K. Fujiyama, I. Murakami, Y. Yoshioka and N. Okabe, "Prediction of High Temperature Low Cycle Fatigue Damage of Superalloys through Multifactor Damage Simulation", Proc. Asian Pacific Conference on Fracture and Strength '93-JSME, pp.139-144(1993).
- 5)藤山一成, 村上格, 吉岡洋明, 岡部永年, "超合金の高温低サイクル疲労における多数き裂の成長傾向と複合損傷シミュレーション解析", No.930-63日本機械学会第71期全国大会講演論文集, Vol.B, pp.171-173(1993).
- 6)大谷隆一, 北村隆行, 多田直哉, 基調講演"高温破壊のモデリングと数値シミュレーションの目的および問題点", [No.910-62]日本機械学会第69期全国大会講演会講演論文集, Vol.A, pp.304-310(1991).
- 7)R. B. Stonesifer, F. W. Brust and B. N. Leis, "Mixed-Mode Stress Intensity Factors for Interacting Semi-Elliptical Surface Cracks in a Plate", Engng. Fract. Mech., Vol. 45, No. 3, pp.357-380,(1993).

第6章 実機部材における多数き裂損傷の統計的傾向解析

6.1 緒言

ガスタービンでは損傷が比較的短期間のうちに現れるが、ある程度の損傷は許容して使用するため、検査データから損傷の変化傾向を分析することができる¹⁾。例えば、ガスタービン静翼は、き裂を残存させて運転したときの検査情報により、き裂の進展挙動を把握することができる²⁾。しかしながら、検査記録は膨大であり、その中から多数き裂の進展傾向を追跡するためには、データベースシステムと統計的解析手法の適用が必要となる³⁾。そこで、本章では、き裂などの損傷の変化傾向を定量的に把握するための手法として統計的傾向解析手法を提案し、ガスタービン第1段静翼に適用してその有効性を検証する。さらに、実験的に得られた低サイクル疲労き裂の進展則と、実機の熱疲労き裂進展特性との関連を検討する。なお、本傾向解析結果は、次章で述べる実機部品のシミュレーション解析の検証にも用いる。

6.2 統計的傾向解析手法の概要^{4),5)}

Fig.6.1に実機部品における損傷の傾向解析システムの概要を示す。ガスタービンでは部品補修を効率的に行うため、ユニット間で部品をローテーションすることがあり、個々の部品の使用履歴が複雑となる。そこで、本システムでは、定期検査ごとのユニットの運転履歴、部品ローテーション記録、補修記録およびき裂計測記録を1次データベースとし、リレーショナルデータベースシステム⁶⁾を用いて、各部品の識別番号の照合によって運転履歴と関連づけた2次データベースを構築し傾向解析に用いる。

傾向解析では、損傷データの各定検時ごとの統計分布解析による平均、分散などの統計パラメータ評価と、損傷パラメータの起動停止回数または運転時間に対する変化傾向の解析および損傷速度解析などが行われる。その解析の中から、部品の寿命支配因子として重

要な損傷パラメータの変化傾向を損傷予測マスターカーブとして作成するとともに、信頼区間の上下限についても統計解析に基づき設定する。損傷予測は、定検データを基にマスターカーブ上での定検時の位置を決め、次回定検までの損傷の発達を予測し、基準値と比較して補修あるいは損傷許容運転などの保守管理上の判定を行う。

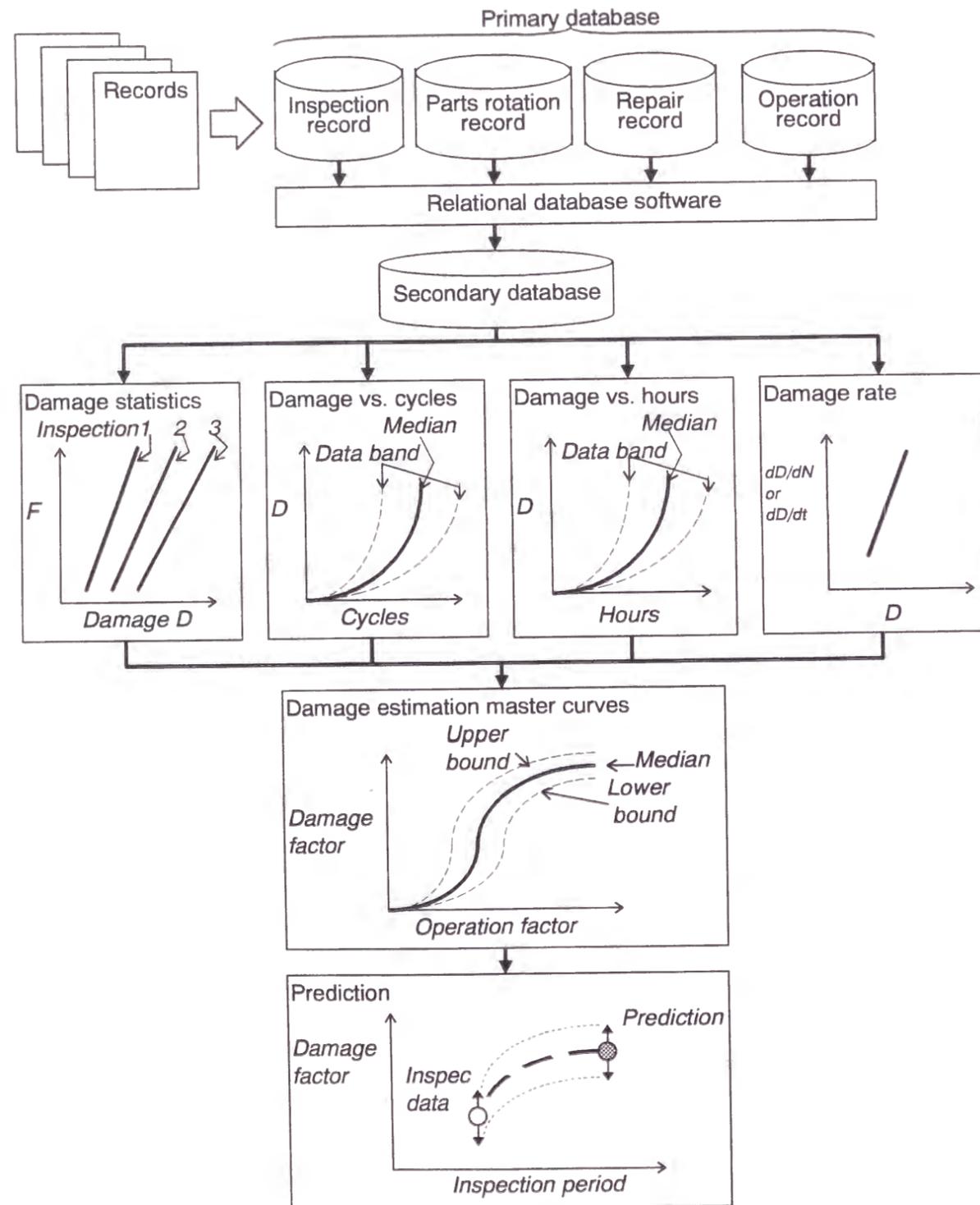


Fig.6.1 Fundamental scheme of trend analysis system.

次項以下では、ガスタービン静翼の熱疲労き裂損傷を例にとって損傷の傾向解析における具体的手法と解析結果について述べる。

6.3 静翼の熱疲労損傷の特徴とき裂の傾向解析^{4),5),7),8),9),10)}

6.3.1 静翼の熱疲労損傷の特徴

Fig.6.2に第1段静翼の形状と熱疲労によるき裂の分布形態を示す。第1段静翼は、燃焼器からの高温ガス流を直接受けるため、高温耐酸化性、耐熱疲労特性および溶接補修性を考慮してCo基超合金FSX414が用いられている。起動停止に伴うガス温度の変動に対して、静翼両端のサイドウォール部とガス通路部との間の拘束により高い熱応力が発生する。また、局所的な温度不均一による熱応力も発生する。起動時には、表面で圧縮の熱応力が生じ、その後リラクセーションにより圧縮応力は低減するが、その分だけ停止時の逆方向引張応力が上昇し、き裂発生の原因となる。翼面やサイドウォールに多数のき裂が存在しているが、最も損傷の著しい部分が2枚ある翼のうちの#1翼面腹側である。

Fig.6.3に静翼1セグメント全体のき裂長さ総和と起動停止回数の関係を静翼ごとに追跡してプロットした結果を示す。き裂長さ総和には、き裂個数の増加と各き裂の成長の両者が含まれており、起動停止回数が増すにつれて加速的な増加傾向を示す。

Fig.6.4に第1回目定検から第3回目定検までの翼全体のき裂長さの統計分布を示すが、いずれも対数正規分布で表され、定検回数が増すごとにき裂長さの最小値はほぼ同じで、最大値が増加し分布形の傾きが増加する傾向を示す。また、Fig.6.5に示すように翼面だけのき裂長さの分布も対数正規分布で表され、その近似線の中央値と傾きは定検回数が増すごとに単調に増加する傾向を示す。

Fig.6.6には、最大き裂に着目した起動停止回数に対する追跡データを示す。き裂長さ総和の変化傾向とは異なり、最大き裂は進展後停留する傾向を示す。このことは、個々のき裂は停留しても、静翼の各部に次々とき裂が発生することによりき裂長さ総和が増大しつづけることを示している。

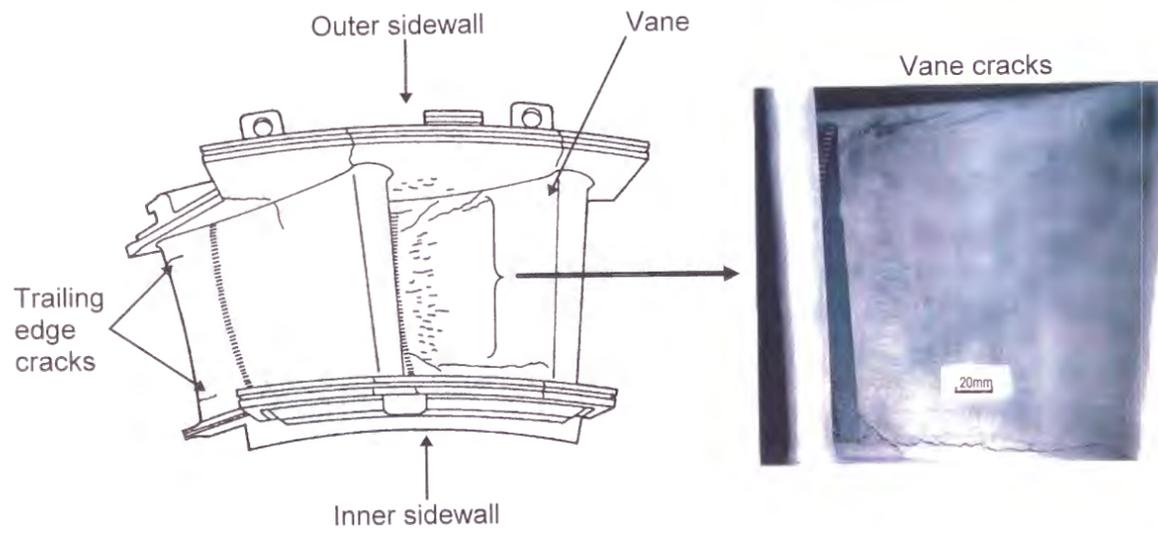


Fig.6.2 Thermal fatigue cracks observed in a stage 1 nozzle.

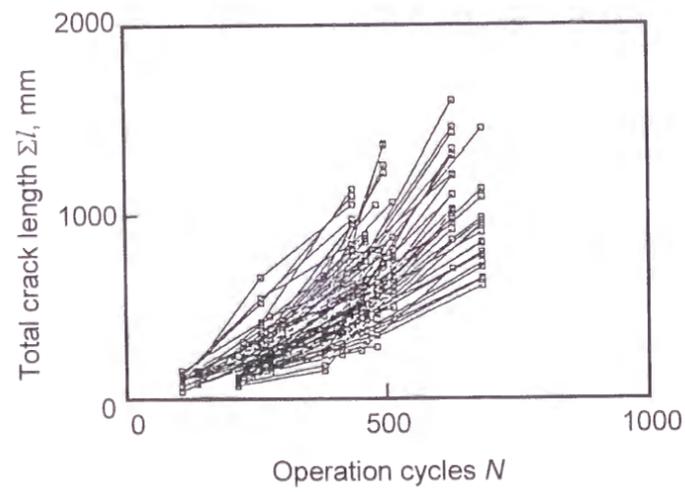
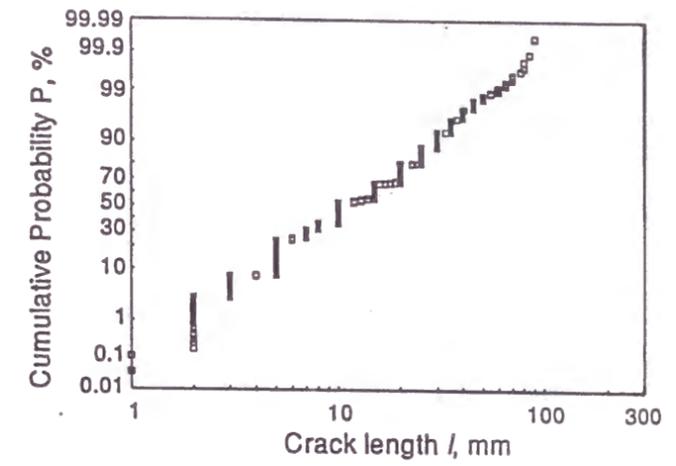
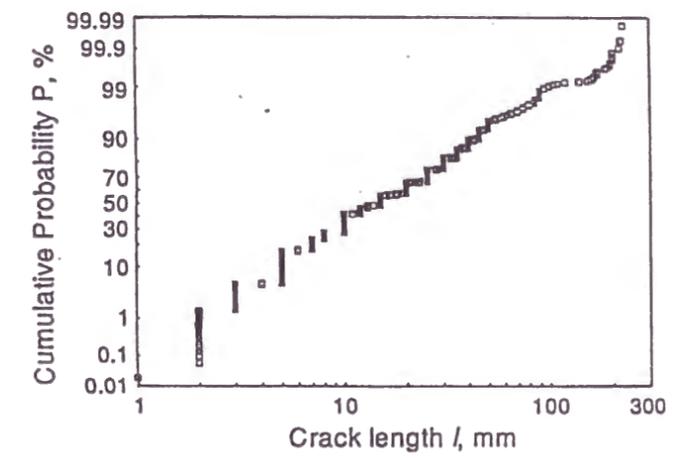


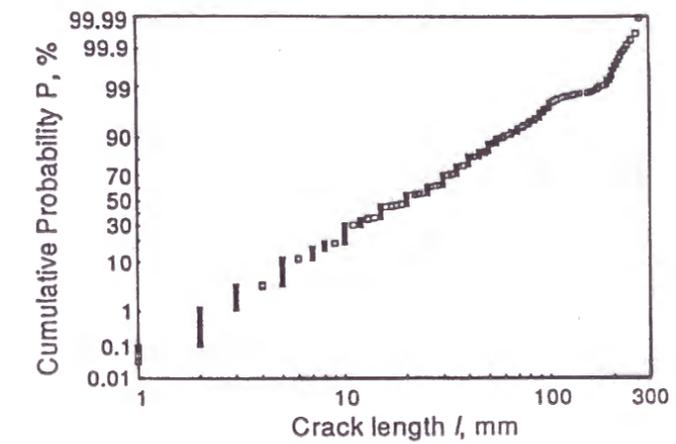
Fig.6.3 Trend of total crack length extension of whole segment of a stage 1 nozzle.



(a) First inspection



(b) Second inspection



(c) Third inspection

Fig.6.4 Crack length distribution of whole segment of stage 1 nozzles for three inspections (log-normal plot).

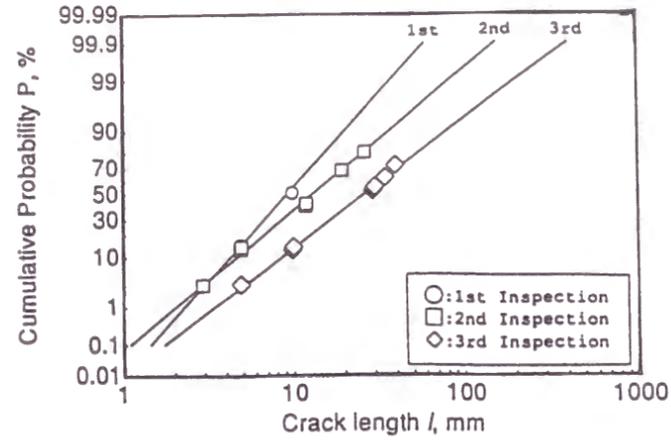


Fig. 6.5 An example of crack length distribution at a nozzle vane for three inspections (log-normal plot).

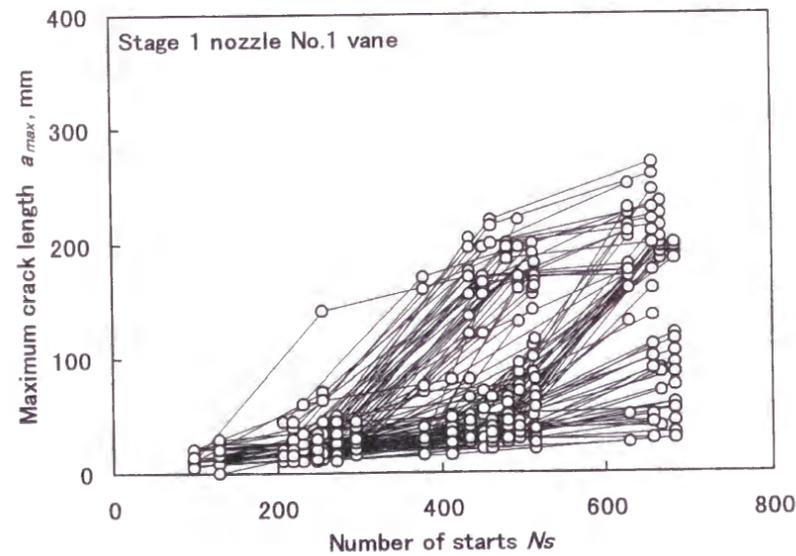


Fig. 6.6 Trend of maximum crack extension at the vane of stage 1 nozzles.

6. 3. 2 統計パラメータによる傾向解析

き裂長さ総和の変化傾向を統計パラメータを用いて解析する。この方法では、き裂長さが対数正規分布に従うものとし、統計パラメータとして、き裂個数、き裂長さの平均および分散を用いる。

Fig. 6.7に、き裂個数 n と起動停止回数 N の関係を示す。き裂個数 n は、起動停止回数 N に比例して増加する傾向を示す。

Fig. 6.8および Fig. 6.9に、き裂長さ a の対数 $\ln a$ の平均 μ_L と $\ln a$ の分散 $V_L = \sigma_L^2$ と起動停止回数 N の関係を示す。いずれも比例関係が認められる。

以上の結果から、き裂に関する統計パラメータ μ_L, V_L, n の期待値 ($\hat{\cdot}$ をつけて表す) と起動停止回数 N の関係は次式で表される。

$$\hat{\mu}_L = A_1 N + A_2 \quad (6.1)$$

$$\hat{V}_L = B_1 N + B_2 \quad (6.2)$$

$$\hat{n} = C_1 N \quad (6.3)$$

ただし、 A_1, A_2, B_1, B_2, C_1 は、データから最適近似によって定められる定数である。

以上の各数値が得られれば、任意の起動停止回数におけるき裂長さの統計分布が得られる。

次に、検査情報をもとに損傷予測精度を向上させる方法について述べる。個々の翼についてある起動停止回数 N_x の時点で検査を行ったものし、その時得られたき裂個数を n_x 、 $\ln a$ の平均値を μ_{Lx} 、分散を V_{Lx} と表すと、起動停止回数 N でのき裂個数の予測値 \hat{n}' 、 $\ln a$ の予測平均値 $\hat{\mu}'_L$ および $\ln a$ の予測分散値 \hat{V}'_L は、次式によって表される。

$$\hat{\mu}'_L = A_1(N - N_x) + \mu_{Lx} \quad (6.4)$$

$$\hat{V}'_L = B_1(N - N_x) + V_{Lx} \quad (6.5)$$

$$\hat{n}' = C_1(N - N_x) + n_x \quad (6.6)$$

これらの式により、定検毎の個々の翼の情報に基づき、き裂分布の変化傾向を補正してよ

りの確に予測することができる。き裂長さ総和は、き裂個数と平均き裂長さの積として推定される。

Fig.6.10に、静翼翼面のき裂長さ総和と起動停止回数関係を全翼のデータについて予測した結果を個々のき裂追跡データと共に示す。き裂成長傾向の中央特性および $\pm 3\sigma$ 推定幅の特性が良く推定されている。

Fig.6.11に、翼のき裂検査情報に基づき、き裂長さ総和を補正して予測した結果を示す。検査情報により推定のバラツキ幅が低減しており、実際の検査データも推定幅の中に収まっている。

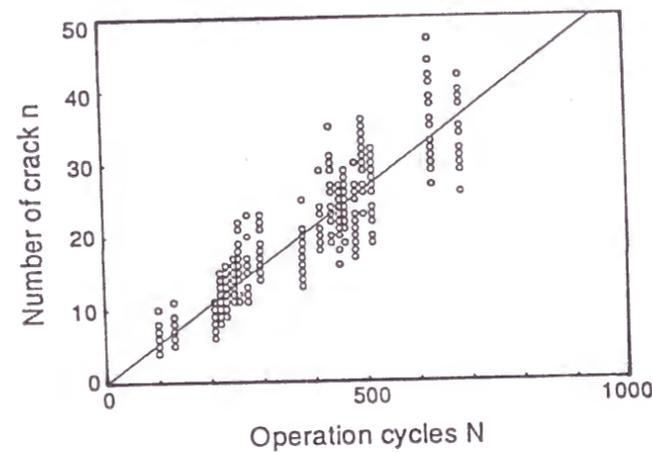


Fig.6.7 Relationship between number of cracks in the whole segment of stage 1 nozzles and operation cycles.

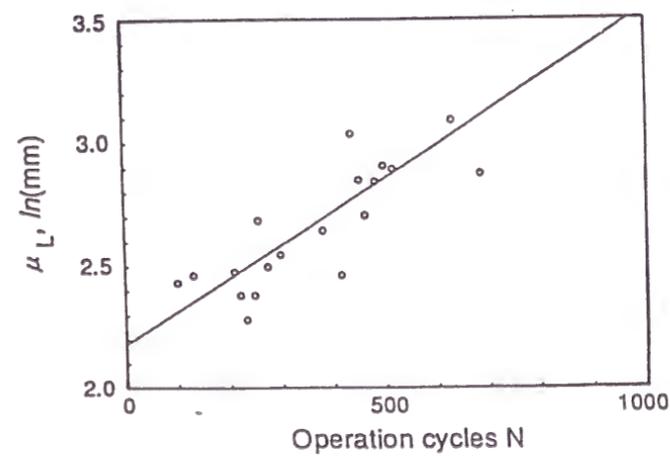


Fig.6.8 Relationship between mean values of $\ln(a)$ and operation cycles.

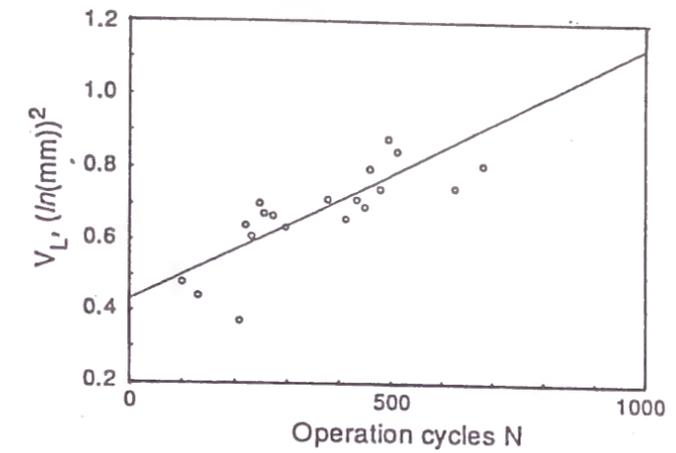


Fig.6.9 Relationship between variance of $\ln(a)$ and operation cycles.

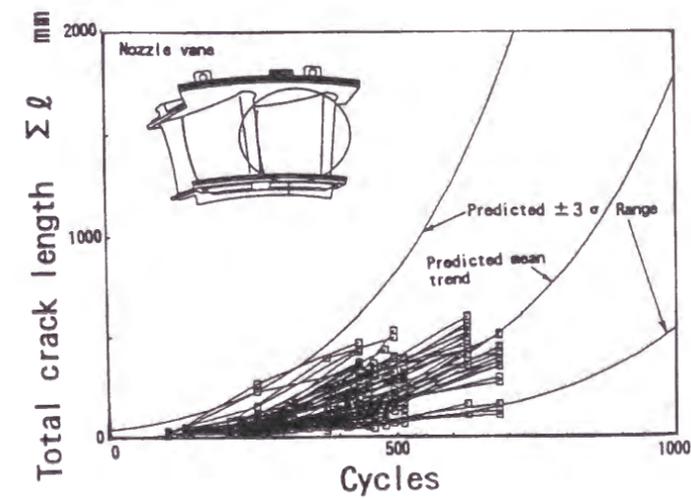


Fig.6.10 Prediction results of the trend of total crack length extension in stage 1 nozzle vanes.

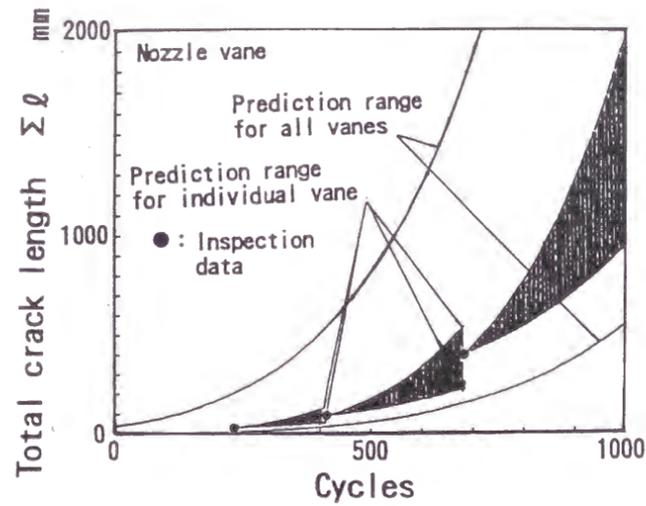


Fig.6.11 Prediction results of total crack length extension corrected with the inspection result for a vane of stage 1 nozzle.

6.3.3 き裂進展速度解析

き裂長さと起動停止回数との関係には、き裂発生までの期間と発生後の進展期間が含まれている。そこで、き裂発生とき裂進展を分けて解析するために、まずき裂進展期間に着目して進展速度解析を行う。ここでは、Fig.6.12に示すように最も損傷が顕著である静翼翼面腹側フィレット部の最大き裂長さに着目して解析を行う。

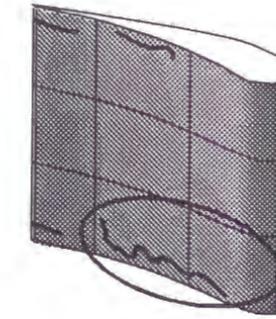


Fig.6.12 Crack at the fillet portion at #1 vane of a stage 1 nozzle.

2次データベースから、離散的な値として得られるき裂進展速度 $\Delta a/\Delta N$ は、定検毎の追跡データをもとに次式で計算される。

$$\frac{\Delta a}{\Delta N} = \frac{a_{N_n} - a_{N_{n-1}}}{N_n - N_{n-1}} \quad (6.7)$$

ただし、 N_n : n 回定検時までの累積起動停止回数

a_{N_n} : N_n 回起動停止後のき裂長さ

また、定検間の平均き裂長さは、次式で計算される。

$$a_{mean} = \frac{a_{N_n} + a_{N_{n-1}}}{2} \quad (6.8)$$

Fig.6.13に式(6.7)から計算したき裂進展速度と式(6.8)から計算した平均き裂長さの関係を示す。き裂進展速度はある平均き裂長さを境として、き裂長さの短い場合には、き裂長さに比例して成長し、き裂長さの長い場合には、き裂長さが増加するほど直線的に減少する。こ

の図から、き裂進展速度式を次のように仮定し、データを区分して近似する。

き裂進展速度が加速する領域では、次式を考える。

$$\frac{da}{dN} = Ca \quad (6.9)$$

また、き裂進展速度が減速する領域では、次式を考える。

$$\frac{da}{dN} = D(w-a) \quad (6.10)$$

Fig.6.14に、式(6.9)および式(6.10)の左辺の da/dN として(6.8)式の $\Delta a/\Delta N$ をとり、右辺の a として a_{eq} をき裂進展則に応じて次式のように再定義してプロットした結果を示す。データのバラツキは大きくなるが、式の形を式(6.11)または式(6.12)として最適近似し、加速域と減速域でのき裂成長速度特性を次式で表わす。

$$\frac{\Delta a}{\Delta N} = \frac{a_i - a_{i-1}}{N_i - N_{i-1}} = Ca_{eq}, \quad a_{eq} = \sqrt{a_i a_{i-1}} \quad \text{for } a \leq a_r \quad (6.11)$$

$$\frac{\Delta a}{\Delta N} = D(w - a_{eq}), \quad a_{eq} = a_f - \sqrt{(a_f - a_i)(a_f - a_{i-1})} \quad \text{for } a > a_r \quad (6.12)$$

ただし、 a_r :き裂進展の加速域から減速域へ遷移するときのき裂長さ

w :翼弦長

a_f :限界き裂長さ

上記各き裂進展速度特性式を、き裂発生長さを下限として積分すると、き裂長さとき裂発生後の起動停止回数 N_g の関係が得られる。Fig.6.15に、き裂発生長さを5mmと想定したときのき裂進展傾向マスターカーブを示すが、特にき裂の加速的な進展後に停留する傾向が認められる。

さらに、Fig.6.16に示すように、全起動停止回数 N_{total} から N_g を引き去るとき裂発生回数 N_i が得られる。Fig.6.17は N_i の分布を示したものであるが、第4章で得られた高温低サイクル疲労試験片での微小き裂の発生回数分布と同様に対数正規分布することがわかる。この分布

特性を、実機の起動停止回数と同じ繰返し数を付与した疲労試験片の分布特性と比較することにより、対象部位のひずみ範囲を推定することもできる。ただし、実機での高ひずみ一様分布領域寸法が試験片周長に比べて大きい場合は、試験片で許容されるき裂長さ比べ長いき裂の存在が許容されるため、試験片の N_{25} を越えた繰返し数でも破損には至らない場合がある。

最大き裂の進展傾向についても、試験片レベルと実機レベルとの関連が認められる。Fig.6.18に示すように、実機静翼において定検毎の検査情報から得られた最大き裂進展速度と最大き裂長さの関係は、試験片の追跡観察で得られた関係の延長上に位置しており、両者において相似的なき裂合体支配による進展が生じていることを示唆している¹¹⁾。また、Fig.6.19に、Fig.6.17で得られた巨視的なき裂発生回数の中央値 N_f を、最大き裂進展特性を表わす第4章式(4.10)中の N_{25} に適用し、実機における最大き裂長さの進展傾向を推定した結果を示すが、推定線は実機データの傾向を良く推定している。

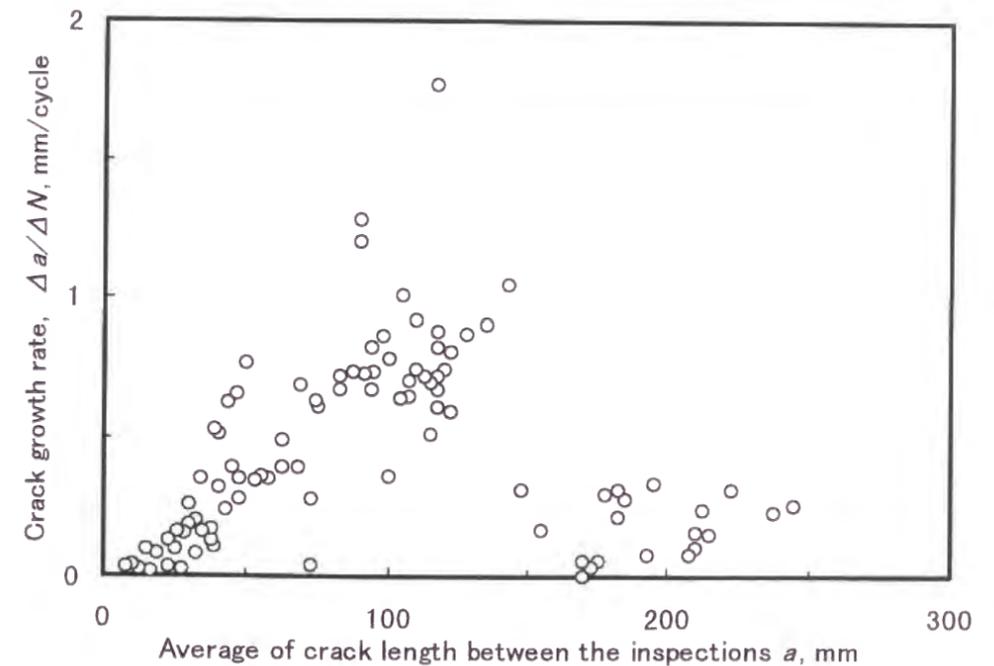


Fig.6.13 Relationship between maximum crack growth rate and mean of a_{max}

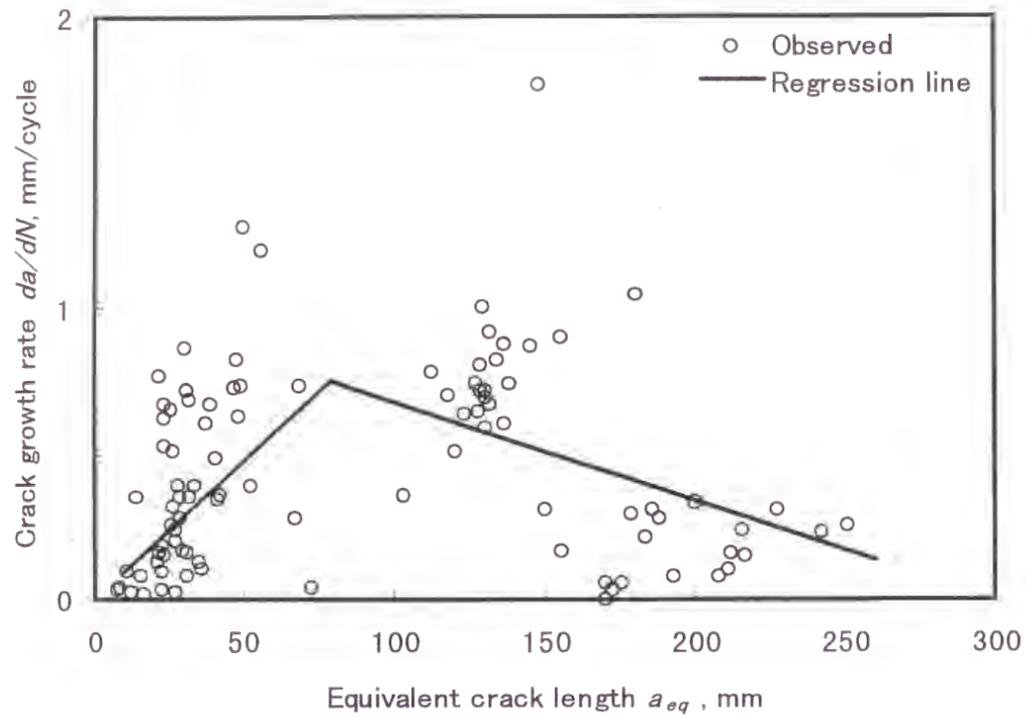


Fig.6.14 Relationship between crack growth rate and equivalent crack length.

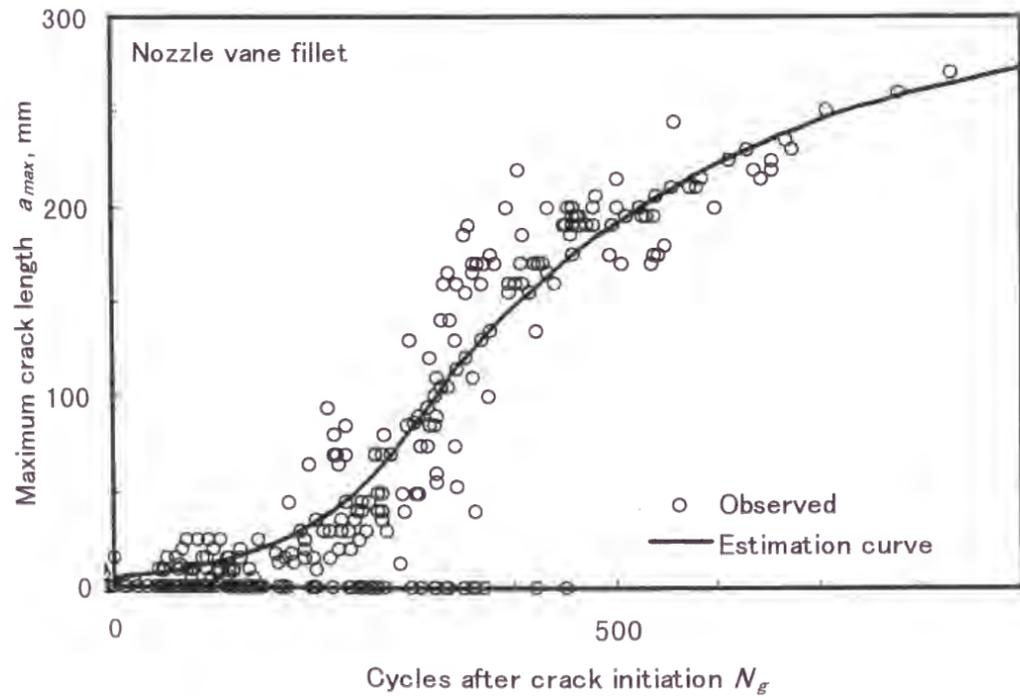


Fig.6.15 Maximum crack growth trend curve after 5mm crack initiation.

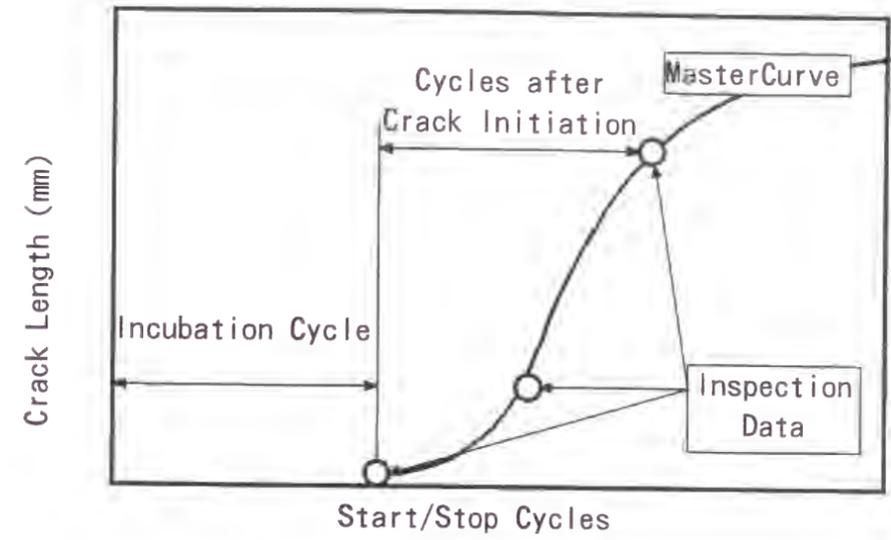


Fig 6.16 Determination of incubation cycles from crack growth trend curve.

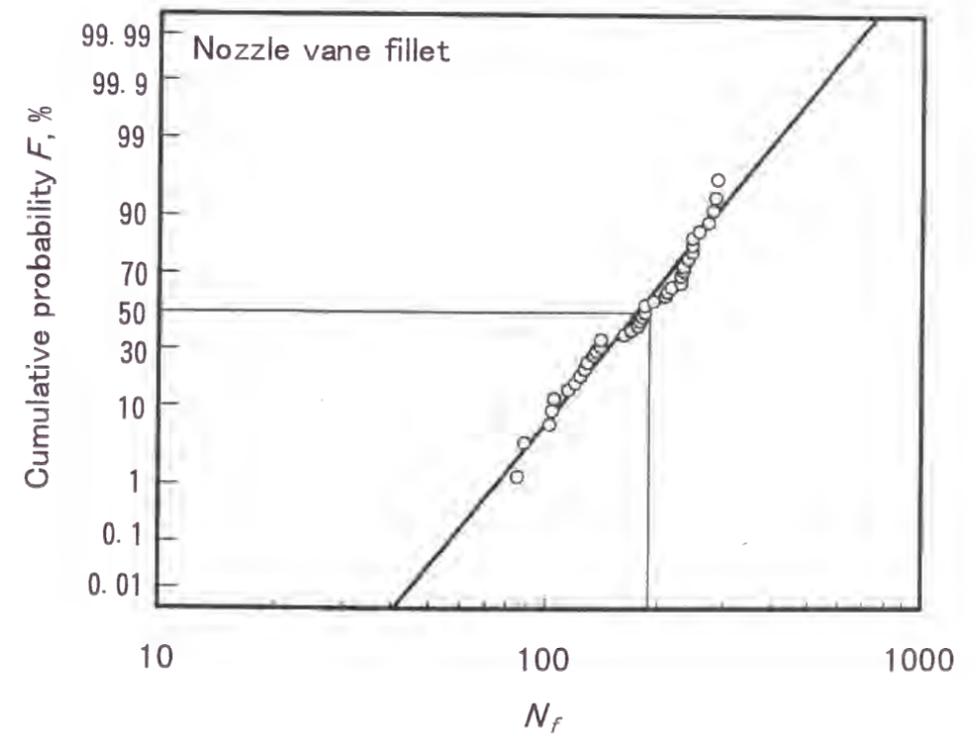


Fig.6.17 Distribution of crack initiation cycles.

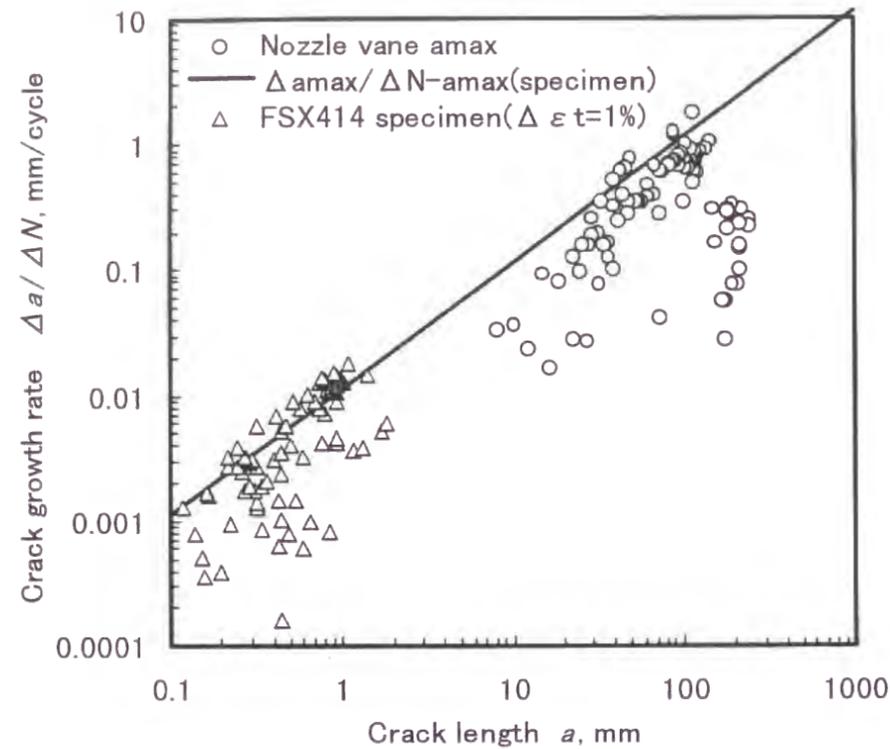


Fig.6.18 Crack growth trend for HTLCF specimen and actual nozzle vane.

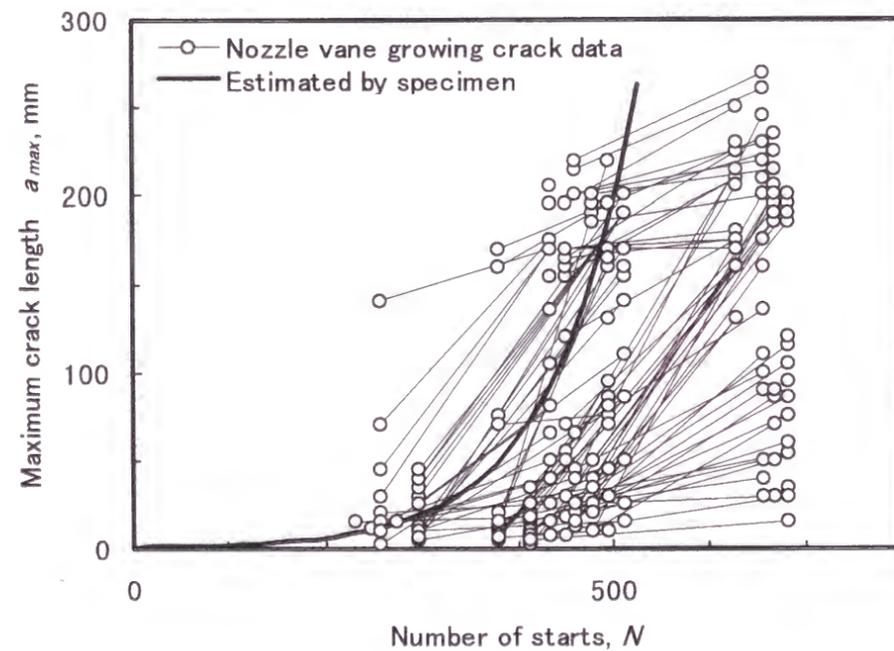


Fig.6.19 Comparison of HTLCF maximum crack growth curve and maximum crack growth data for actual nozzle vane.

6.4 結 言

実機部品のき裂検査データをもとに、き裂の発生・成長傾向を予測する方法として統計的傾向解析法を提案し、静翼の多数疲労き裂損傷に適用した結果、次の結論を得た。

- 1) き裂長さの分布は対数正規分布で近似でき、平均、分散、個数の各統計パラメータと起動停止回数の間には相関関係が認められる。この統計パラメータの変化傾向から、き裂長さ総和の変化傾向が予測でき、部品の補修必要性の判定に用いることができる。
- 2) き裂成長速度と成長前後の平均き裂長さとの関係には、2つの領域があり、前半期はき裂成長速度はき裂長さに比例して増加するが、後半期はき裂成長速度は残余リガメント長さに比例して減少し、変位拘束条件のもとで進展後停留する傾向を示す。
- 3) き裂進展マスターカーブから逆推定した巨視的な多数き裂のき裂発生回数は、試験片と相似な正規分布を示す。
- 4) 実機のき裂成長速度と成長前後のき裂長さの関係は、試験片で得られた関係の延長上にあり、実機の多数き裂損傷においても試験片と相似な合体支配型の損傷が生じていることが示唆された。

以上のように、統計的傾向解析手法を用いれば、実機の損傷発生・発達特性を明らかにし、今後の損傷発達傾向を予測して補修必要性の判定に有効に活用できる。また、使用条件もある程度推定できるが、使用条件が変化する場合には次章で述べるシミュレーション解析を併せて用いることにより、的確な余寿命予測が可能になるものと考えられる。

参考文献

- 1)大谷隆一, "高温プラントにおける構造材料の余寿命評価技術に関する問題点と対策", 日本機械学会論文集(A編)No.93-0174, Vol.59, No.565, pp.2019-2026(1993).
- 2)H. L. Bernstein, R. C. McClung and T. R. Sharron, "Analysis of General electric Model 7001 First Stage Nozzle Cracking", ASME paper 92-GT-311(1992).
- 3)H. L. Bernstein, "Life Management System for General Electric Frame 7E Gas Turbine", Proceedings of the Conference on Life Assessment & Repair Technology for Combustion Turbine Hot Section Components Conference, EPRI Report GS-7031, ASM International, pp.111-118(1990).
- 4)K. Fujiyama, I. Murakami, Y. Yoshioka and N. Okabe, "Chaos Trend Analysis for Predicting Thermal Fatigue Damage of Gas Turbine Nozzles Based on Multifactor Damage Simulation", JSME-ASME International Conference on Power Engineering -93 (ICOPE-93), Vol.2, pp.243-248(1993).
- 5)岡部永年, 近藤卓久, "ガスタービンの寿命診断・保守技術", 東芝レビュー, Vol.49, No.4, pp.275-278(1994).
- 6)H. L. Bernstein and J. M. Malik, "Relational Database for Gas Turbine Engines", Proceedings of the Conference on Life Assessment & Repair Technology for Combustion Turbine Hot Section Components Conference, EPRI Report GS-7031, ASM International, pp.119-124(1990).
- 7)村上 格, 藤山一成, 岡部永年, 吉岡洋明, "検査記録の統計解析に基づくガスタービン静翼のき裂分布予測", 第11回材料・構造信頼性シンポジウム前刷集, pp.169-177(1992).
- 8)村上 格, 藤山一成, 岡部永年, 吉岡洋明, "超合金の高温低サイクル疲労損傷に対する統計的傾向解析", 第12回材料・構造信頼性シンポジウム前刷集, pp.62-67(1993).
- 9)藤山一成, 村上 格, 吉岡洋明, 岡部永年, "ガスタービン高温部品の検査情報に基づく損傷予測", 日本機械学会材料力学部門講演会講演論文集, No.930-71, pp.490-491(1993).
- 10)藤山一成, 吉岡洋明, 岡部永年, "高温機器部材における材質劣化と多重き裂損傷のシミュレーション解析", 日本機械学会No.940-34シンポジウム講演論文集"材料と構造物の強度と破壊", pp.110-117(1994).
- 11)藤山一成, 村上格, 高木圭介, 吉岡洋明, "多数き裂の発生・成長傾向に基づく超合金の高温低サイクル疲労寿命評価", 第34回高温強度シンポジウム前刷集, PP.6-10(1996).

第7章 実機部材の多数き裂シミュレーション解析^{1),2),3),4),5),6)}

7.1 緒言

前章においてみたように、ガスタービン静翼の損傷は、熱疲労による多数き裂の発生・進展・合体過程であり、最大き裂の進展後の停留傾向と総き裂長さの増加傾向の継続が特徴であった。実機においても定期検査により損傷に関する計測情報が間欠的に得られるが、離散的な情報から損傷の変化を予測するためには、損傷発達に関する的確なモデル化が不可欠である⁷⁾。また、このモデルは構造としての剛性低下につながる最大き裂と、補修量の目安となるき裂長さ総和がともに多数き裂の発生・合体に大きく依存していることから損傷予測法として重要である。

そこで本章ではこれまでの検討を基に、ガスタービン静翼を対象として、多数き裂が生じる損傷の発達をシミュレーション解析し、検査情報をフィードバックしながら余寿命予測する方法を提案する。損傷モデルは、試験片ベースで得られたものと共通とし、寸法的な相似則を考える。シミュレーションモデルの妥当性はシミュレーション結果と検査データの傾向解析結果とを比較し検証する。

7.2 シミュレーション解析方法

前章において、ガスタービンの熱疲労損傷形態には次のような特徴がみられた。即ち、

- 1) 多数き裂の発生・合体によりき裂が進展する。
- 2) き裂長さ総和は指数関数的に増加する。
- 3) 最大き裂長さは増加の後飽和する。
- 4) 試験片レベルのき裂進展則は、実機においても相似的に生じている。

以上の知見をもとに、実機部材において損傷の集中的に生じる領域をシミュレーション領域とし、試験片レベルと相似拡大的なモデルを仮定してシミュレーション解析を行う。以下、

各モデル化のステップについて述べる。

7.2.1 シミュレーション対象領域の設定

Fig.7.1に、静翼翼面のシミュレーション領域と試験片のシミュレーション領域を比較して示す。対象とする領域寸法は試験片の約50倍であり、き裂の発生単位が試験片に比べ大きく設定されているため、組織単位も大きく設定される。組織形態は、第5章に示した方法で生成し、単位要素の寸法を50倍(5mm)とする。

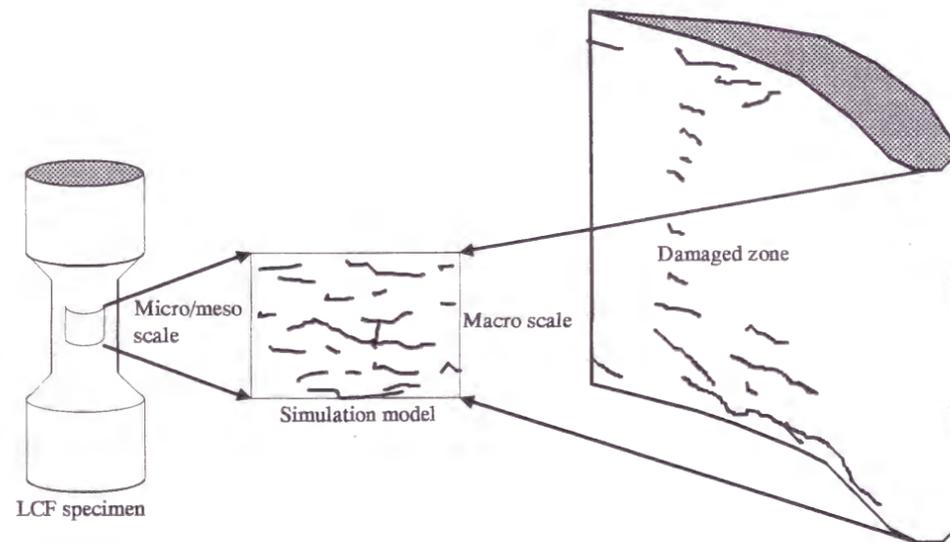


Fig.7.1 Simulation area for nozzle cracking.

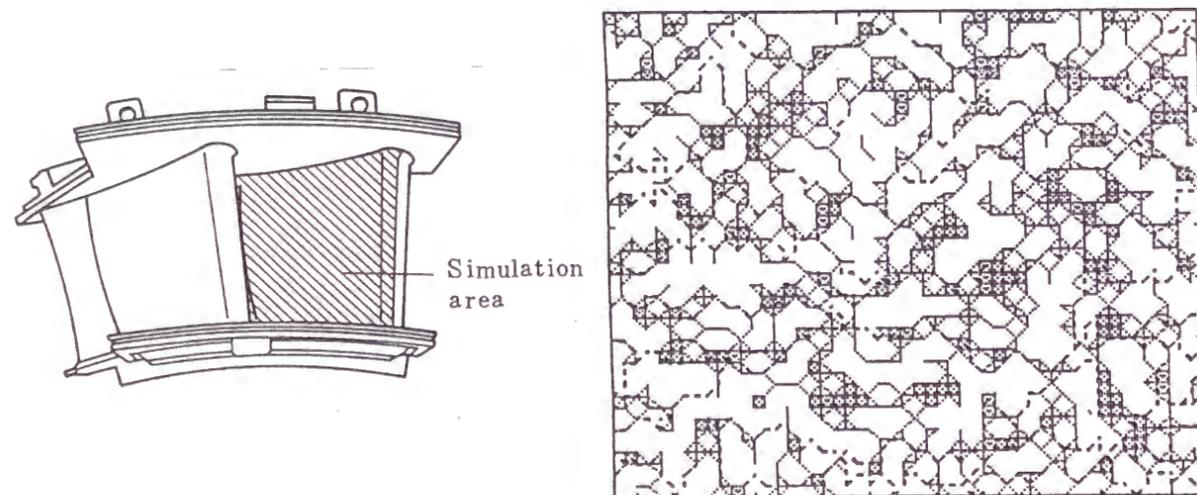


Fig.7.2 Structural model

7.2.2 損傷モデル

損傷発達式は、第5章と同じ次式を用いる。

$$\frac{dD}{dN} = \frac{\bar{F}_0}{\bar{R}_0} \frac{N}{1-D} \quad (7.1)$$

ここで、駆動力と抵抗の比は、次式のように試験片の破損回数 N_{25} の自乗に逆比例するが、実機のモデルでは寸法を50倍に粗視化しているため、破損繰返し数についても N_{25} を対象部材の寸法に応じた破損繰返し数 N_f に置き換えて適用する。

$$\frac{\bar{F}_0}{\bar{R}_0} = \frac{1}{N_i^2} = \frac{1}{B_0 N_{25}^2} \Rightarrow \frac{\bar{F}_0}{\bar{R}_0} = \frac{1}{B N_f^2} \quad (7.2)$$

ただし、 B_0, B :定数

N_f は、第6章で示したように最大き裂と繰返し数の関係が実機のき裂についても相似的に拡張して適用できるとして、き裂長さが試験片破損時のき裂長さの50倍として次式により求める。

$$\frac{a_{\max, N_{25}}}{a_{\max, TP}} = 50 = \exp \left\{ D_2 \left(\frac{N_f}{N_{25}} - 1 \right) \right\} \quad (7.3)$$

式(7.3)より、 N_f は、次式で与えられ、試験片での N_{25} の2.8倍となる。従って、抵抗値 \bar{R}_0 は7.8倍となる。

$$N_f = \left(1 + \frac{\ln 50}{D_2} \right) N_{25} = 2.8 N_{25} \quad (7.4)$$

き裂の傾向解析(第6章 Fig.6.20)から、実機の最大き裂の進展傾向のほぼ上限に相当する最大き裂進展曲線の $\Delta \varepsilon_p$ は1.14%($N_{25}=176$)であり、 \bar{F}_0' は、応力分布解析結果の最大値をこの値に設定し、その他の応力値については次の実験式により塑性ひずみに換算して設定した。

$$\Delta \varepsilon_p = \left(\frac{\Delta \sigma}{K} \right)^{\frac{1}{n}} \quad (7.5)$$

ただし、 $K=694, n=0.237$

また、温度分布解析結果から各要素点に与えられた温度に対して、第5章で設定した材料抵抗の温度依存性を適用する。

き裂進展についても、第5章と同じ次式で表わされる損傷発達則を用いるが、実機モデルでの粗視化を考慮して進展単位進展長さを50倍にし、き裂進展回数を次のように修正する。

$$\frac{dD}{dN} = \frac{\bar{G}}{R} = \frac{\bar{G}_0}{R(1-D)} \quad (7.6)$$

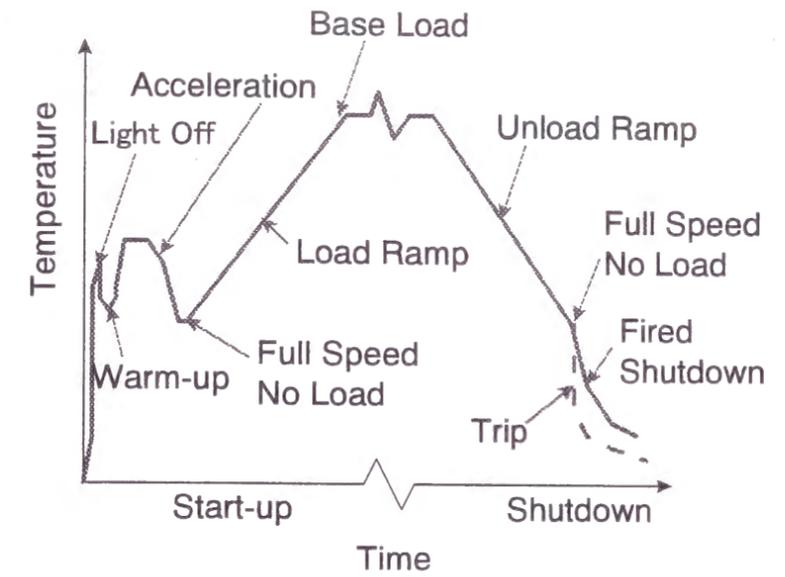
$$N_s = \frac{R}{2\bar{G}_0} = \frac{5}{C\Delta\sigma\Delta\varepsilon_p a} \quad (7.7)$$

7.2.3 温度・応力解析

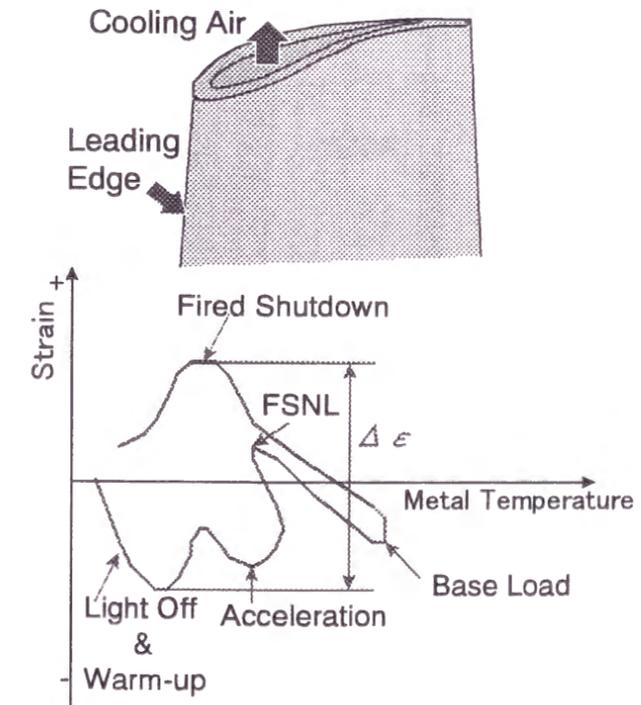
Fig.7.3にガスタービン翼の起動から停止にかけてのガス温度、静翼表面部位の熱ひずみと温度の変化を模式的に示す。停止時には、表面の温度が内部より高くなるため圧縮熱応力が生じるが、着火時、加速運転時および定常負荷到達時にそれぞれピーク応力が生じている。定常運転時に熱応力は緩和するが停止時には起動時と反対の引張熱応力が生じる。定常運転時の圧縮応力の緩和量が停止時の引張応力ピーク値を上昇させる効果がある。

上記運転パターン中のピーク応力時点での応力分布と起動から停止までの変化幅の情報は、有限要素法により計算され、その結果がシミュレーションモデルの各要素点に転写される。

Fig.7.4に、ガスタービン静翼の有限要素法解析結果の例としてガス通路部の温度分布とそのシミュレーション領域への転写例を示す。この場合は、3次元有限要素法メッシュから、2次元平面への変形を行い、さらに領域を簡便な形状にした。粒界>デンドライト境界>デンドライトコアの順にき裂が発生しやすいように材料抵抗が設定され、乱数により不規則化されている。有限要素法により計算した温度・応力分布がこの翼面モデルに与えられている。



(a) Gas temperature



(b) Leading edge metal temperature vs. strain

Fig.7.3 Gas temperature, metal temperature and strain during operation.

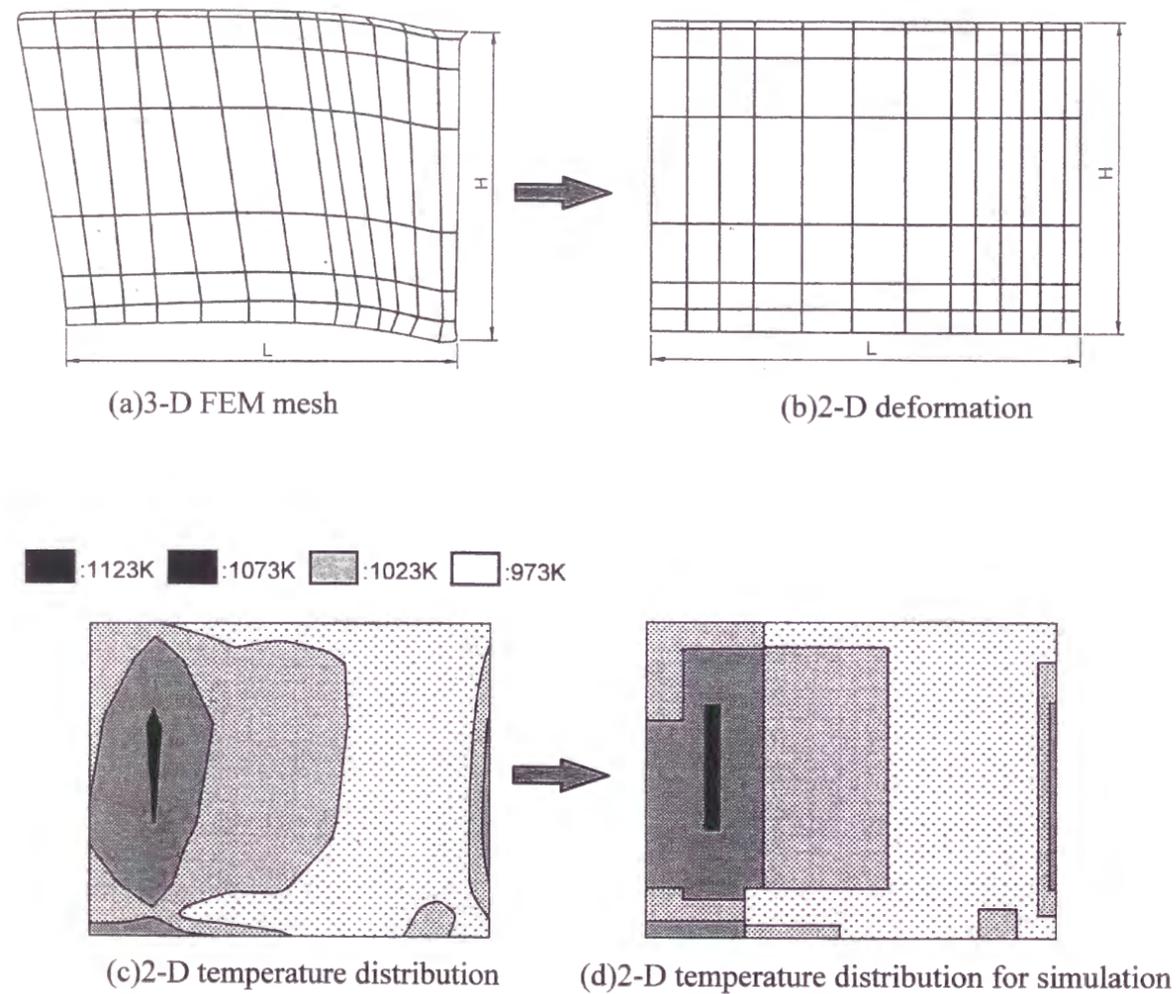


Fig.7.4 An example of mapping of temperature distribution from 3-D FEM to 2-D plane.

7.2.4 シミュレーション条件

Fig.7.5に、シミュレーション解析に用いた第1回定検時の初期き裂長さ分布を示す。

本シミュレーションでは、き裂を補修せずに運転に供した第1回定検から第3回定検までの期間を対象とし、シミュレーションの初期値を、第1回定検の値に基づき設定した。即ち、第1回定検時のき裂長さの対数正規分布形と個数の情報から、乱数を用いて、この分布に相当する長さとな数のき裂を決め、シミュレーション領域に貼付ける。このとき、貼付ける位置の座標は、応力の高い位置に限定し、その領域内では乱数を用いてランダムに設定する。この初期き裂およびその他の部位から発生するき裂とを併せてシミュレーション解析を行う。

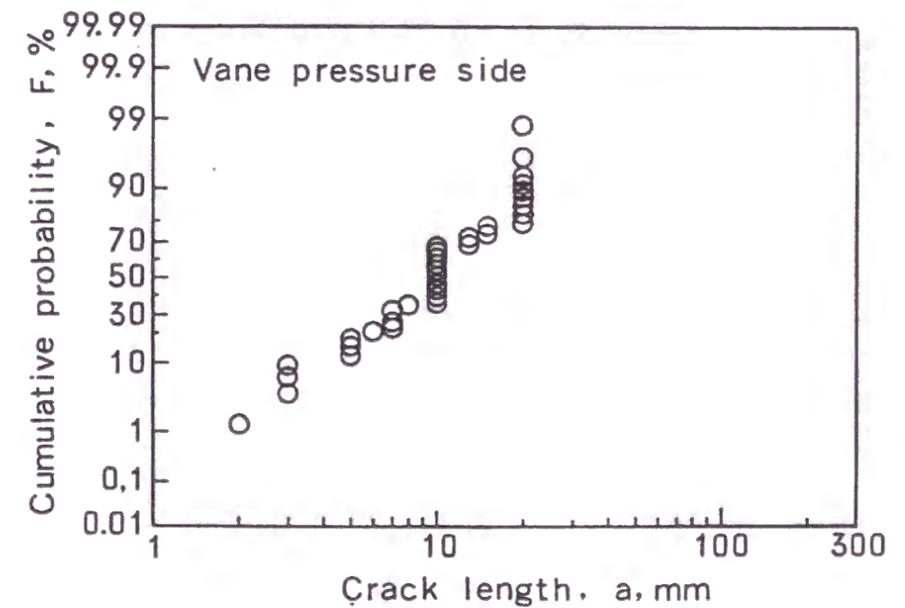


Fig.7.5 Initial crack length distribution of nozzle vane.

7.3 シミュレーション結果

Fig.7.6に第1回点検時のき裂の統計情報をもとにしたシミュレーション例を示す。き裂は、翼面の温度・応力条件の厳しい領域に発生・合体・進展しており、翼付根部には最大き裂が生じている。Fig.7.7に第3回定検時のき裂長さ分布分布を実機とシミュレーション例について示す。シミュレーションでは最小き裂の値が打切られている点を除けば、両者の分布は対数正規分布で良く一致している。

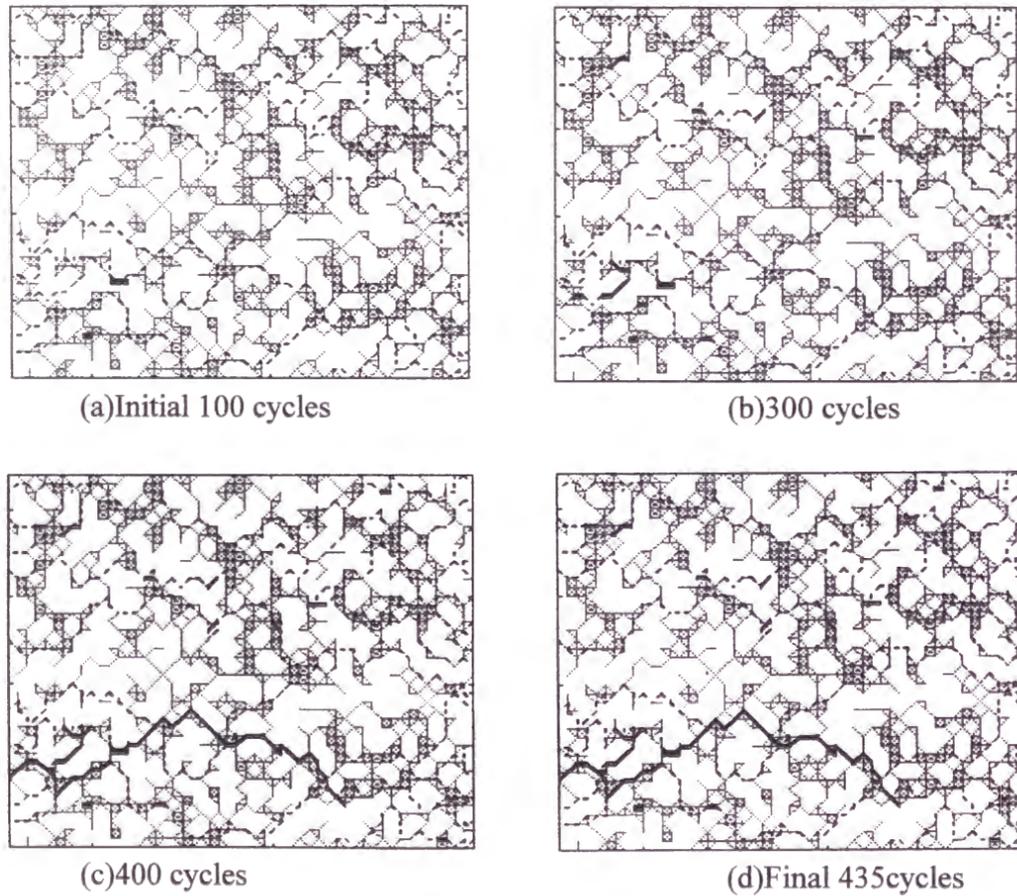


Fig.7.6 Simulation result of cracking of nozzle vane .

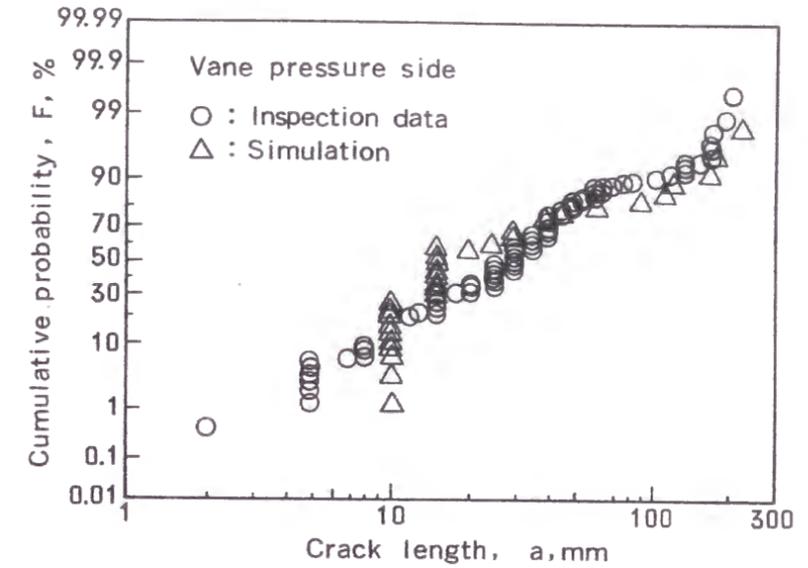


Fig.7.7 Observed and simulated crack length distribution for nozzle vanes at the third inspection.

7.4 考察

本シミュレーション結果を実機のき裂進展傾向と比較する。

Fig.7.8に翼面あたりのき裂長さ総和の変化傾向を実機とシミュレーションについて示す。シミュレーション結果は実機データのバンド内に収まり、加速的な増加傾向も実機と一致している。

Fig.7.9に最大き裂長さの変化傾向を実機の傾向および試験片観察で得られた傾向と比較して示す⁸⁾。試験片については横軸の繰返し数 N を試験片の破損繰返し数 N_{25} で規格化して示し、実機翼面については、該当部の N_f を N_{25} の代わりに用いて規格化して示す。このシミュレーション例は、実機の最大き裂が停留傾向を示す前までについて、試験片での最大き裂の進展傾向と実機の最大き裂進展傾向が相似的事であることを示している。シミュレーションはこの相似性が合体支配型のき裂進展に起因するものであることを示唆している。

以上のように、本シミュレーション例は、実機の多重き裂損傷の統計的性質を良く再現しており、実機データの統計的傾向解析結果の妥当性を根拠付けるものとなっている。

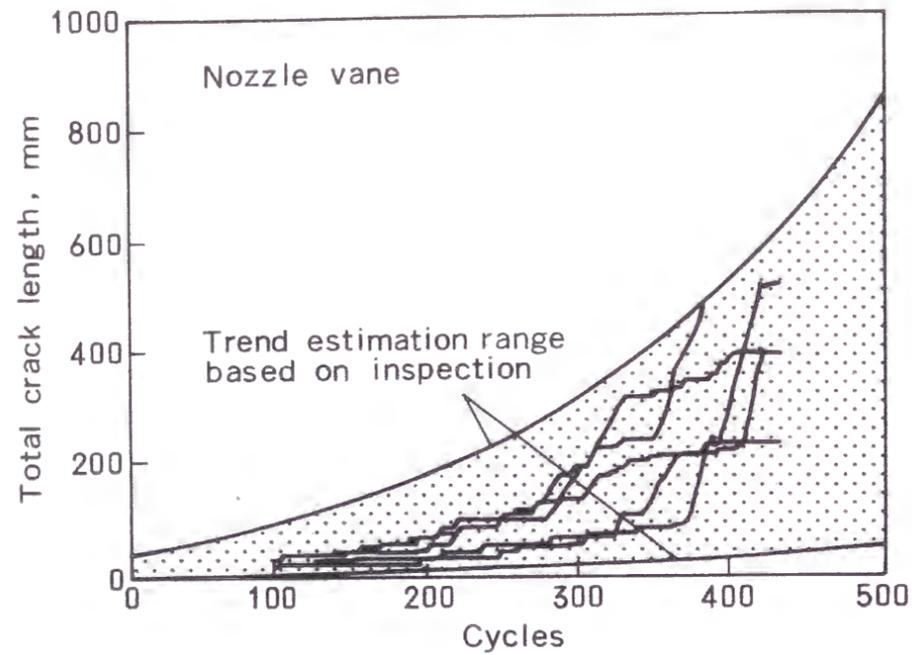


Fig.7.8 Observed and simulated trend of total crack length for stage 1 nozzle vane.

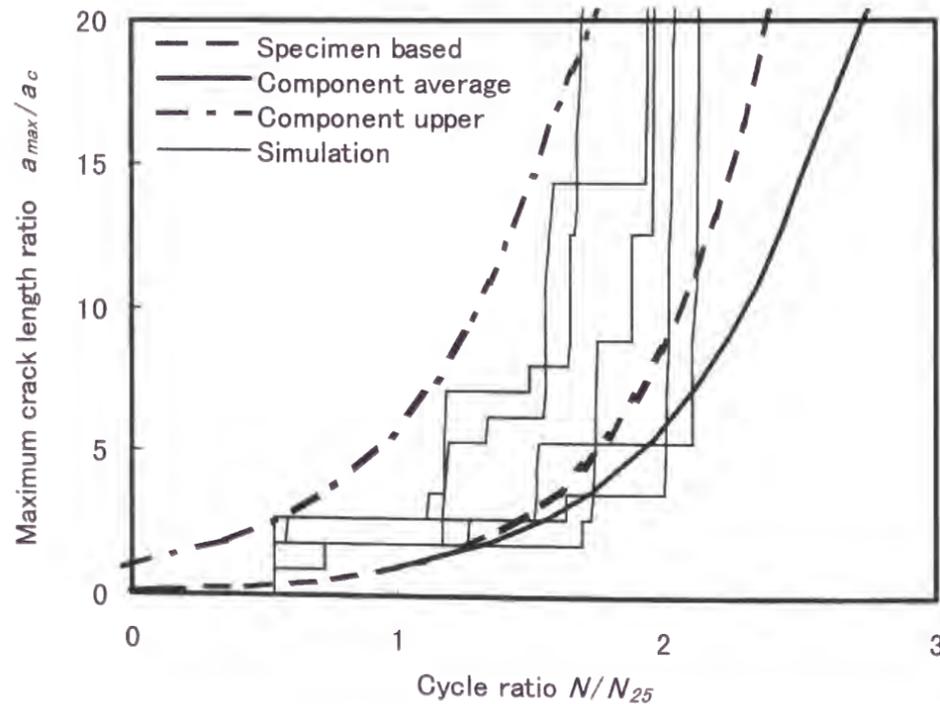


Fig.7.9 Observed and simulated trend of maximum crack length for stage 1 nozzle vane.

7.5 結言

静翼の点検情報に基づく損傷予測法として、多数き裂のシミュレーション解析法を適用し、実機静翼の計測データと比較対照した結果、次の結論を得た。

- 1) 試験片ベースで作成した組織シミュレーションモデルを実機寸法に相似的に粗視化し、損傷発達則の係数を相似的に修正することにより、実機での多数き裂の形態を再現することができた。
- 2) シミュレーション結果は、実機静翼のき裂長さ総和および最大き裂長さの傾向解析結果と良く合致し、き裂の分布や各種統計パラメータの変化傾向を再現できた。
- 3) 検査結果に基づくシミュレーションにより、次回定検時の損傷状態が予測できることが明らかとなった。

特に、点検情報をもとにしたき裂の分布から、多数き裂の分布の変化傾向を的確に予測できることは、本手法が余寿命予測法として有効であることを示している。

参考文献

- 1)藤山一成,村上 格,吉岡洋明,岡部永年,"ガスタービン高温部品の検査情報に基づく損傷予測",日本機械学会材料力学部門講演会講演論文集, No.930-71, pp.490-491(1993).
- 2)岡部永年,近藤卓久,"ガスタービンの寿命診断・保守技術",東芝レビュー, Vol.49, No.4, pp.275-278(1994).
- 3)K. Fujiyama, I. Murakami, Y. Yoshioka and N. Okabe, "Chaos trend Analysis for Predicting Thermal Fatigue Damage of Gas Turbine Nozzles Based on Multifactor Damage Simulation", JSME-ASME International Conference on Power Engineering - 93 (ICOPE-93), Vol.2, pp.243-248(1993).
- 4)藤山一成, 岡部永年, 村上 格, 吉岡洋明, "複合損傷シミュレーション解析による寿命評価—ガスタービン静翼の熱疲労き裂損傷への適用—", 第3回機械・構造物の強度設計, 安全性評価シンポジウム前刷集, pp.136-141(1991).
- 5)藤山一成, "講座 高温破壊のコンピュータシミュレーション その3:構造材料の寿命・余寿命評価", 材料, Vol.45, No.1, pp.137-142(1996).
- 6)藤山一成, 吉岡洋明, 岡部永年, "高温機器部材における材質劣化と多重き裂損傷のシミュレーション解析", 日本機械学会 No.940-34シンポジウム講演論文集"材料と構造物の強度と破壊", pp.110-117(1994).
- 7)大谷隆一, "高温プラントにおける構造材料の余寿命評価技術に関する問題点と対策", 日本機械学会論文集(A編)No.93-0174, Vol.59, No.565, pp.2019-2026(1993).
- 8)K.Fujiyama, I.Murakami, H. Hirata and K.Suzuki, International Symposium in Commemoration of the Foundation of Faculty of Engineering, Kagawa University, on Engineering for Safety, Reliability and Availability (ESRA1997), p.55(1997).

第8章 損傷シミュレーション解析に基づく余寿命評価法

8.1 緒言^{1),2),3),4),5),6)}

構造部材の余寿命評価にシミュレーション解析を用いる意義は、これまでの検討から次のような点にあると考えられる。

- 1)間欠的な計測情報から損傷発達則を導出する。
- 2)検査情報に基づき余寿命評価精度を向上させるための手段とする。
- 3)確率論的余寿命評価のための手段とする。
- 4)補修量の評価・予測によりメンテナンス最適化を行う。
- 5)損傷メカニズムを把握し耐損傷材料開発に応用する。

即ち、シミュレーションにおいては、損傷の詳細情報(分布、個数、総和、最大値等)を含んだ予測が可能となるため、補修量・コストの評価も併せて行うことができ、運転パターンや検査／補修／交換の間隔を仮想的に変更することにより、保守管理計画の最適化に直接つながる情報を提供することができる。また、材料のマイクロ組織を変更して、損傷が生じにくい組織／構造とする最適化の手段としても有用である。

本章では、以上の観点から損傷のシミュレーション解析の余寿命予測方法への適用法を、ガスタービン静翼を例にとりて検討する。

8.2 保守管理における余寿命評価

Fig.8.1に示すように、苛酷な損傷を受ける部材の保守管理においては、検査を行って損傷状態を把握し、補修・交換・運転制限などの措置を講じて次回点検まで機器が安全に使用できるようにすることが必要である⁷⁾。損傷状態の把握と予測のための基盤技術として余寿命評価法が適用され、シミュレーション技術もその中に含まれる。また、余寿命予測技術を応用して運転中のモニタリングによって寿命消費を監視しながら運転することも効果的である¹⁾。

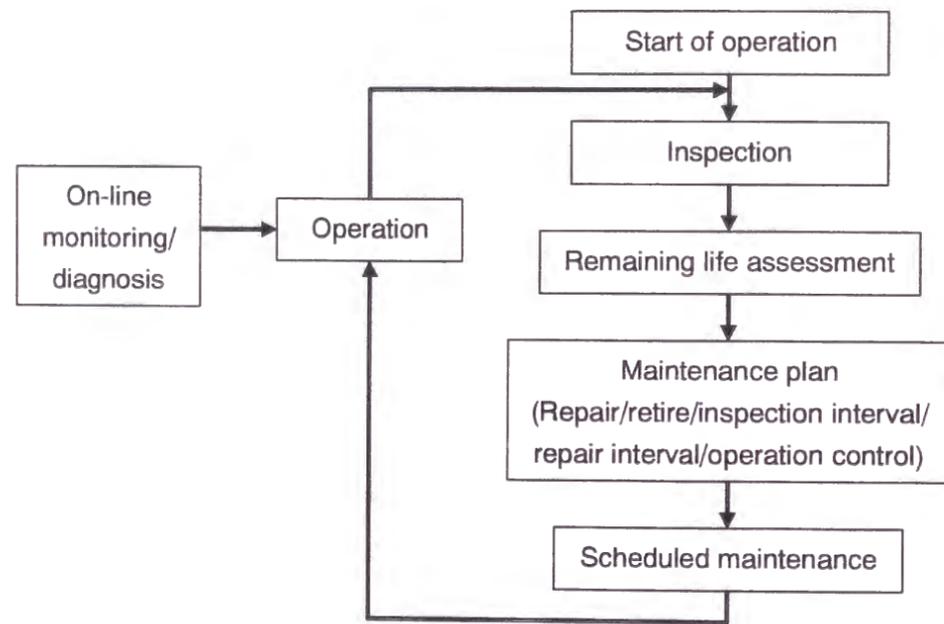


Fig.8.1 Optimum maintenance flowchart based on remaining life assessment

8.3 余寿命評価方法

余寿命評価方法としては、ボイラや蒸気タービン等において、従来から3種類に大別される手法が適用されてきた⁸⁾。即ち、解析的手法、非破壊的評価法および破壊試験法である。ガスタービンについても基本的に同様の手法が適用できるが、蒸気タービン等に比べて損傷が比較的短期間のうちに顕著に現れるため、これまでの検討から傾向解析法やシミュレーション解析法の適用が有効であることが明らかとなった。

Fig.8.2に、ガスタービン等の過酷な損傷を受ける機器の寿命評価法を示すが、解析的方法において従来の理論解析法に比べ傾向解析やシミュレーション解析の比重が高まっていることと、非破壊計測法において複雑な温度分布をマイクロ組織変化から推定し補正して解析にフィードバックし、評価精度を向上させる点が特徴的である⁹⁾。また、クリープに比べて熱疲労損傷の比重が高まっていることから、損傷量としてき裂をパラメータにとる場合が多くなっている。

非破壊試験法については、動翼などのコーティングが施され表面処理が困難な部材へ適用できる手法がこれまでなく、種々の方法が検討中である。例えば、超音波顕微鏡や電磁気的手法の適用の試みがなされている^{10),11)}。

破壊試験法については、ガスタービン部材が内部冷却され、ごく薄い肉厚部に大きな温度勾配が生じているため、局所的な損傷の検出は通常の試験片を用いては困難であり、ミニチュア試験片を採取して評価する必要がある。Iso-stress クリープ試験や微小じん性試験法(微小曲げ試験、スモールパンチ試験など)の破壊試験法は、劣化・損傷の進行が顕著な場合に特に有効である⁸⁾。

8.4 シミュレーション解析に基づく余寿命評価方法

Fig.8.3にシミュレーション解析に基づく余寿命評価と保守管理の方法を示す^{1),4),5),6)}。

検査により得られた多数き裂などの損傷データは、統計処理を施してパラメータ化され、損傷の指標に用いられる。損傷パラメータに基づき、シミュレーション解析を行って、損傷の発達を、確率論的に予測する。その中で部材の寿命や補修量などに直接影響するパラメータを用いて、損傷予測マスターカーブを描く。この損傷パラメータを限界値と比較することにより、部品の補修、交換の計画を立案するとともに、状況により運転条件を変更して寿命延伸や補修量の低減に結びつけることができる。

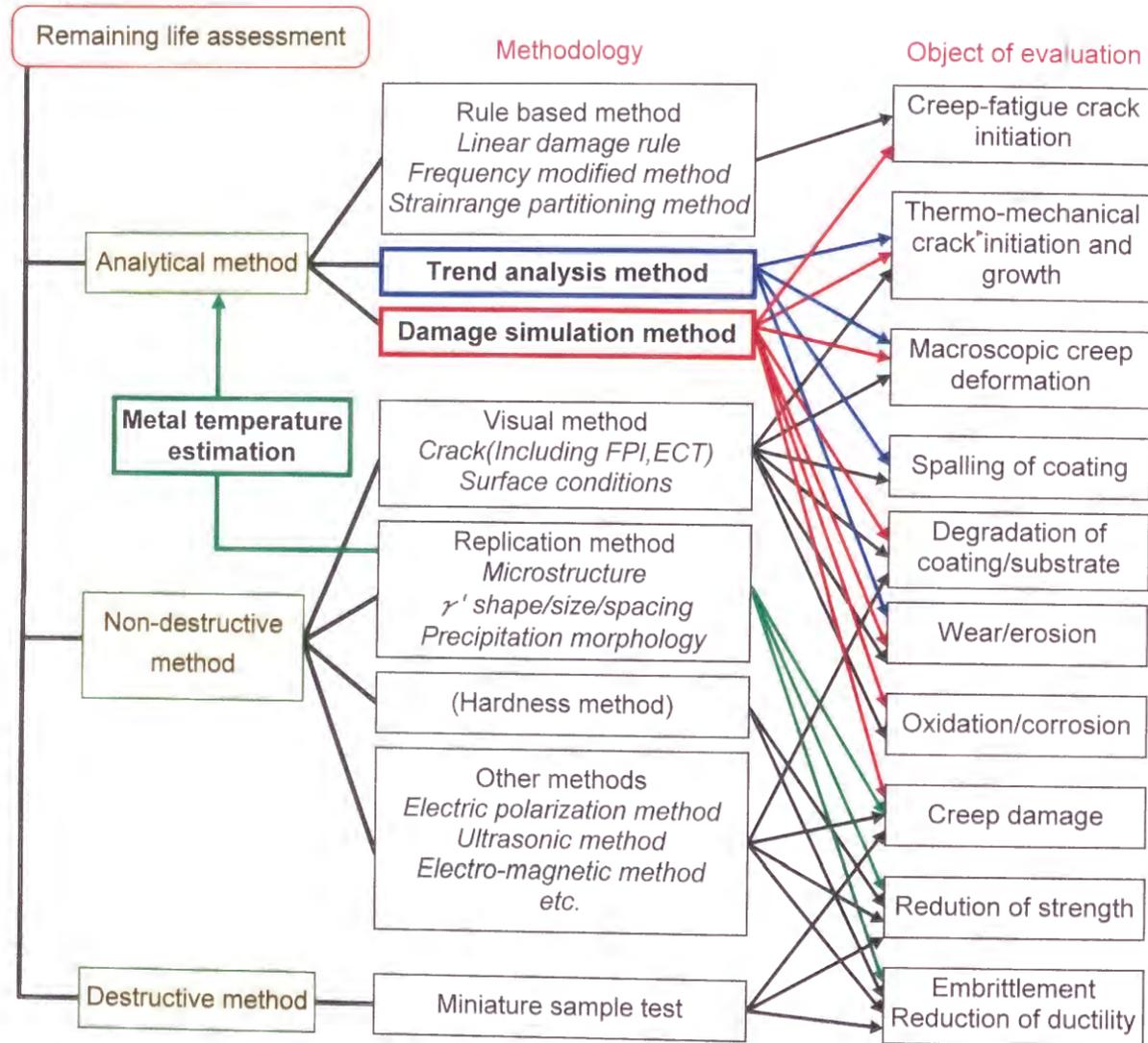


Fig.8.2 Remaining life assessment for gas turbine high temperature component.

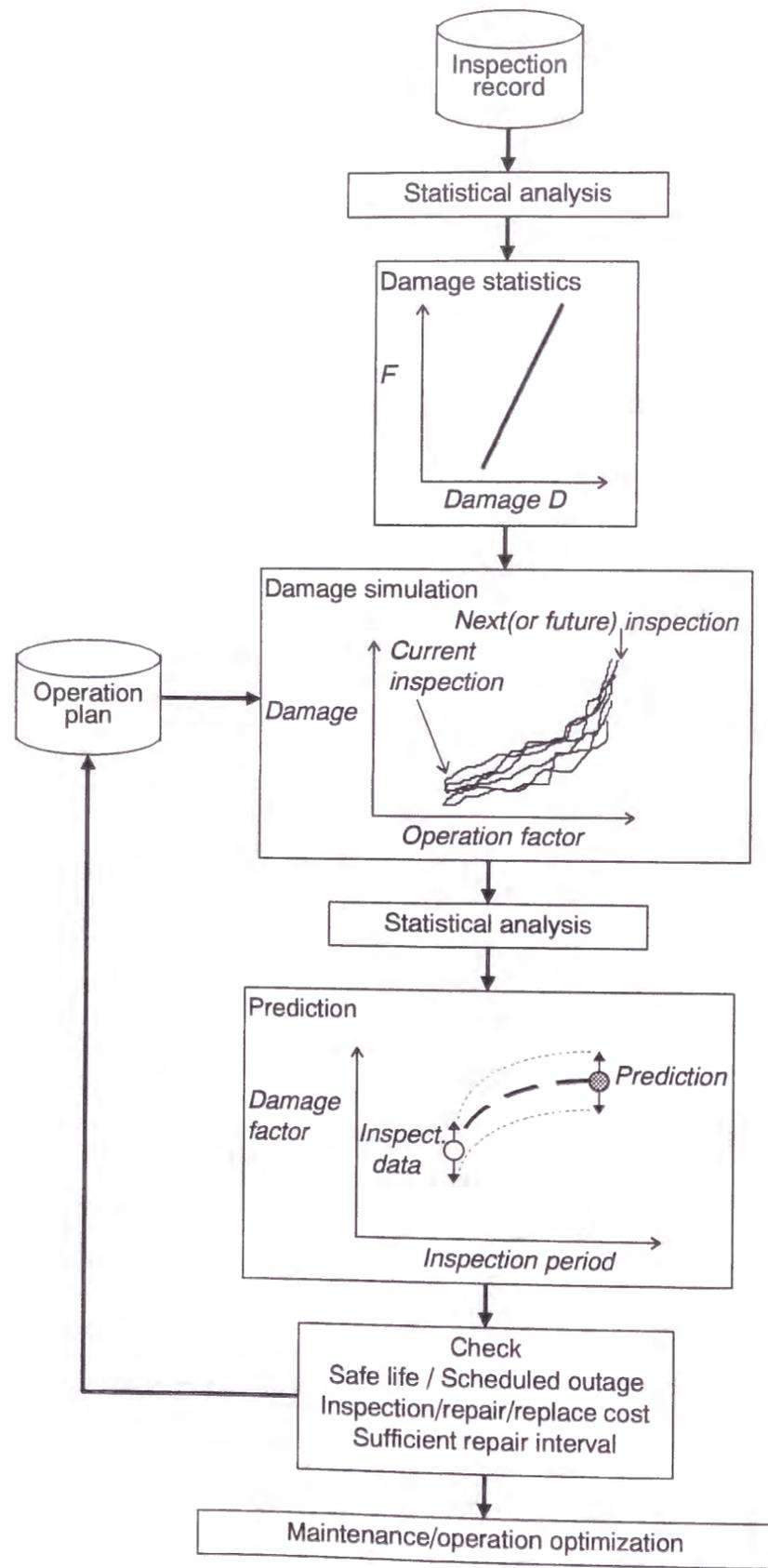


Fig.8.3 Degradation and damage assessment for the maintenance of gas turbine components.

8.5 ガスタービン静翼におけるシミュレーション解析に基づく余寿命評価法¹⁴⁾⁵⁾⁶⁾¹²⁾¹³⁾

これまでに見たように、損傷シミュレーション解析は、ガスタービン静翼に見られるような熱疲労による多数き裂の発生・進展に有効に適用される。従来は試験片ベースの破損を実機におけるき裂発生とみなしていたが、静翼のように広範囲に損傷が分布する場合には、試験片と相似的に実機損傷が生じているとみなせることが明らかとなった。

Fig.8.4に、第1段静翼の劣化・損傷因子の分析例を示す。表面からの酸化は、粒界に沿って優先的に進行し、熱疲労き裂発生を促進する。また、高温において、経時的な炭化物の析出と劣化相の生成が促進されるため、強度とじん性がともに低下する。そのため、き裂の進展の加速や内外圧差によるクリープ変形であるふくれ(Ballooning)などが生じ易くなる。

Fig.8.5に、このような損傷プロセスに応じた静翼の余寿命評価法と最適保守管理方法を示す。

目視検査で得られた多数き裂の計測データは、統計処理され、シミュレーション解析により最大き裂長さとき裂長さ総和の変化傾向が得られる。この結果をさらに統計処理して変化傾向予測のマスターカーブを作成し、最大き裂長さは部品の安全寿命を確保するための限界値と、き裂長さ総和は補修量からみたコスト許容限界と比較し、部品交換や補修の判定を行う。

静翼はケーシングに固定された静止部品で、き裂が生じても直ちに重大な破損にはつながらないが、部材の分離や内部冷却空気的大量流出を防止するため、基準以上の長さのき裂溶接補修後は、熱処理を施して材料組織を回復させ再度使用に供する。ここで、基準以下の残存き裂の成長予測は静翼の保守管理上極めて重要である^{14),15)}。

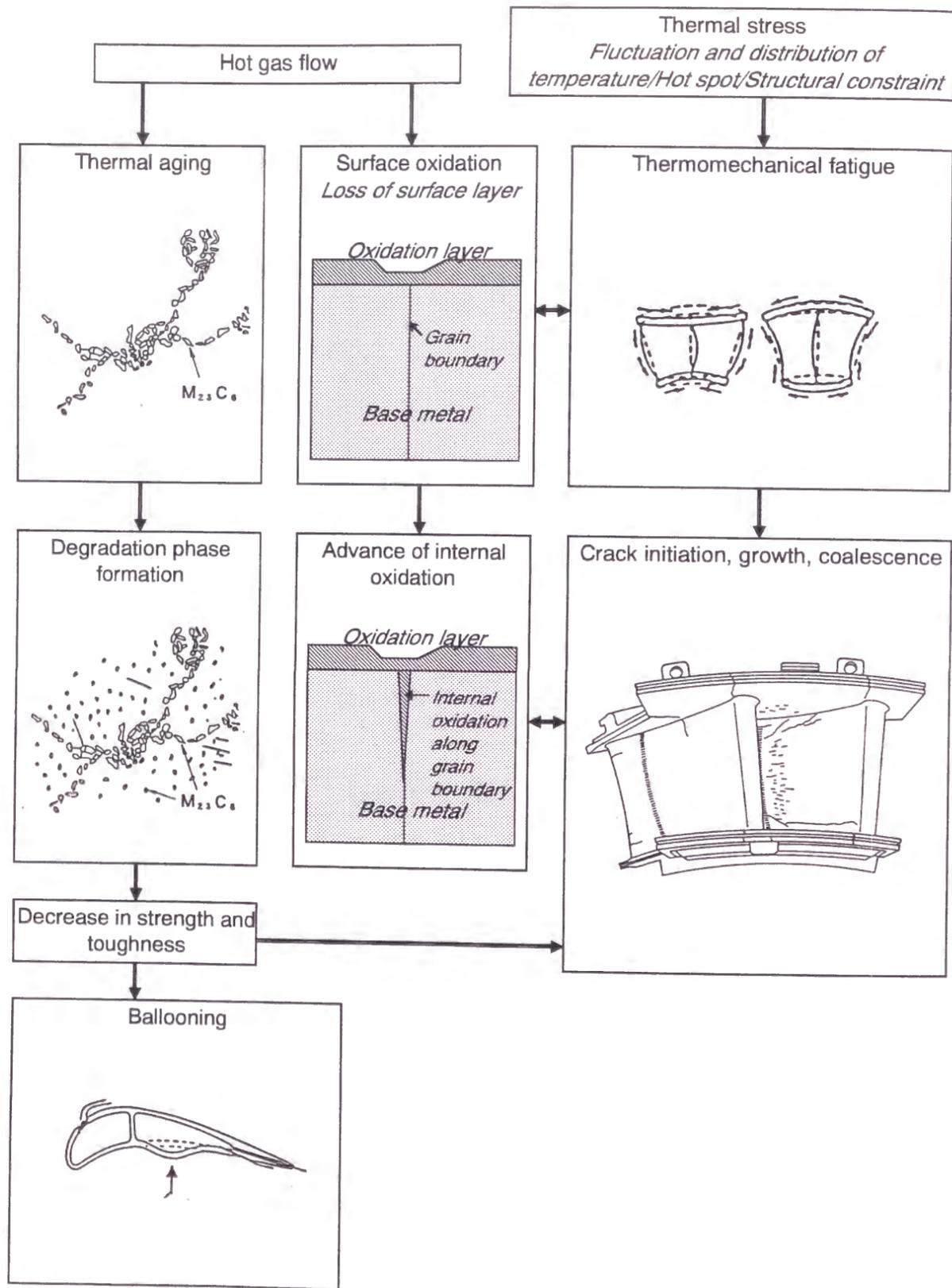


Fig.8.4 Damage phenomena of stage 1 nozzle

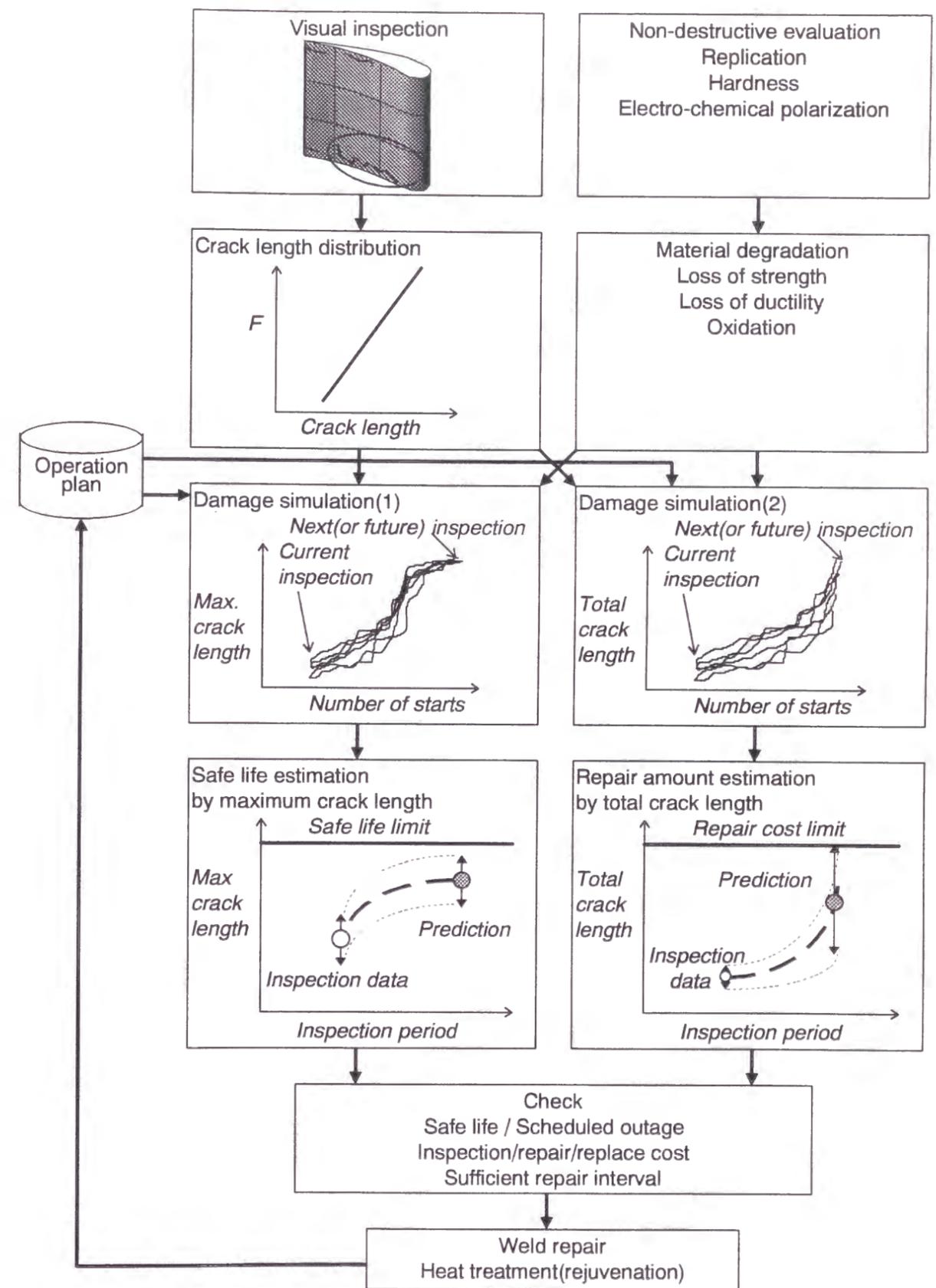
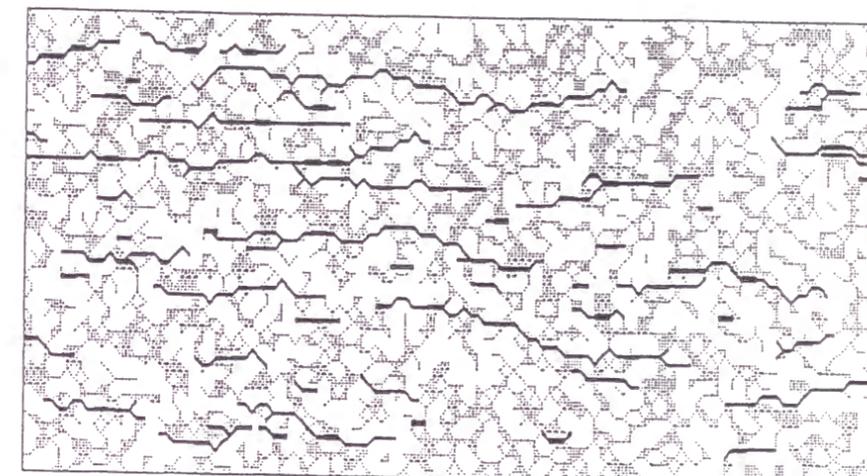


Fig.8.5 Optimum maintenance strategy for stage 1 nozzle.

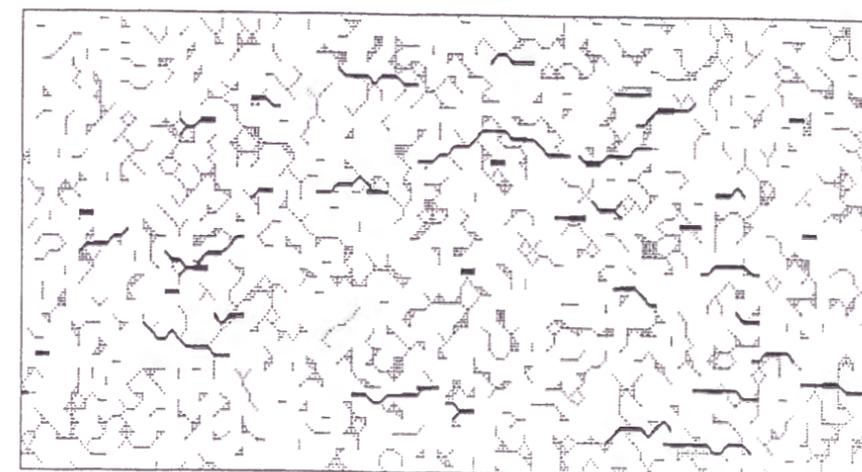
8.6 シミュレーション解析の応用^{1),4),5),6)}

シミュレーション解析技術は余寿命評価に基づく保守管理に有効であるばかりでなく、材料の極限使用条件(使用温度)の把握や、耐損傷性材料開発の机上検討ツールとしても有用である。

例えば、Fig.8.6に示すように、マイクロ組織を改善してデンドライト二次アーム間隔を広くした組織を、第2章で示したFSX414の組織シミュレーション法において、デンドライト境界を決める確率を小さくすることにより作成することができる。この2種類の組織に対して同一の損傷則を用いてシミュレーション解析を行うと、き裂発生箇所の減少と隣接き裂の間隔が広がることにより、き裂同士合体が阻害されて耐疲労損傷性が高まることが予想される。ただし、このような組織では強度低下も予想されるため、最適なバランスを検討する必要がある。なお、精密鑄造超合金では、デンドライトアーム間隔を調整して熱疲労特性を向上させた例が報告されている¹⁶⁾。



(a)Normal microstructure of FSX414



(b)Damage tolerant microstructure

Fig.8.6 Damage tolerant material microstructure survey.

8.7 結 言

過酷条件で使用されるガスタービン高温部品の寿命支配因子に基づき、シミュレーション解析を用いた余寿命評価法を検討した結果、次の結論を得た。

- 1)シミュレーション解析は、多数き裂損傷など広範囲に分布する複雑な損傷形態の変化を予測する手段として有効である。
- 2)シミュレーション解析は、損傷の統計的分布の評価に基づき補修量の予測が行えるため、保守管理の最適化ツールとして有用である。
- 3)シミュレーション解析は、材料のマイクロ組織形態が損傷形態に及ぼす影響を反映できるため、耐損傷性に優れた材料開発や、現用材料の極限使用条件の見極めにも有効である。

以上のように、シミュレーション解析はガスタービンなどの高温部品の点検情報に基づく劣化・損傷予測法として有効であることが明らかとなった。特に、静翼の熱疲労多重き裂損傷に対する余寿命評価と保守管理への適用ならびに耐損傷材料開発への応用をその具体例として示した。

参考文献

- 1)藤山一成,岡部永年,村上 格,吉岡洋明, "複合損傷シミュレーション解析による寿命評価ーガスタービン静翼の熱疲労き裂損傷への適用", 第3回機械・構造物の強度設計,安全性評価シンポジウム前刷集, pp.136-141(1991).
- 2)大谷隆一, "高温プラントにおける構造材料の余寿命評価技術に関する問題点と対策", 日本機械学会論文集(A編)No.93-0174, Vol.59, No.565, pp.2019-2026(1993).
- 3)北村隆行, 多田直哉, 大谷隆一, "クリープ疲労微小き裂発生・成長の数値シミュレーションによる高温構造材料の余寿命診断方法", 日本機械学会論文集(A編)No.91-0009A, Vol.57, No.540, pp.1732-1737(1991).
- 4)岡部永年, 近藤卓久, "ガスタービンの寿命診断・保守技術", 東芝レビュー, Vol.49, No.4, pp.275-278(1994).
- 5)藤山一成, "講座:高温破壊のコンピュータシミュレーション その3:構造材料の寿命・余寿命評価", 材料, Vol. 44, No. 1, pp.137-142(1996).
- 6)藤山一成, 吉岡洋明, 岡部永年, "高温機器部材における材質劣化と多重き裂損傷のシミュレーション解析", 日本機械学会 No.940-34シンポジウム講演論文集"材料と構造物の強度と破壊", pp.110-117(1994).
- 7)初芝信次, "大型ガスタービンプラントの長期運転実績と診断・保守", 日本ガスタービンセミナー第18回資料集, pp.65-72(1990).
- 8)R. Viswanathan, *Damage Mechanics and Life Assessment of High-temperature Components*, ASM International, (1989).
- 9)岡村隆成, 古閑昭紀, 油谷好浩, 吉岡洋明, 藤山一成, 岡部永年, "時効による組織変化を利用したタービン動翼の翼面熱伝達率の解析", 日本機械学会論文集(B編), Vol.61, No.583, 論文 No.94-0798, pp.301-308(1995).
- 10)久保貴博, 小川智恵, 古村一朗, "超音波顕微鏡によるガスタービン動翼の劣化評価", 日本非破壊検査協会 平成8年度秋季大会講演概要集, pp.231-234(1996).
- 11)小川智恵, 久保貴博, 古村一朗, "渦電流法を用いたガスタービン動翼の劣化評価", 日本非破壊検査協会 平成8年度秋季大会講演概要集, pp.273-2376(1996).
- 12)藤山一成, 岡部永年, 村上格, 吉岡洋明, "複合損傷シミュレーション解析によるガスタービン静翼材の高温低サイクル疲労寿命評価", 第2回 新材料・部品開発への信頼性

工学の適用に関する調査研究分科会 資料, (1992).

- 13) 藤山一成, 村上 格, 吉岡洋明, 岡部永年, "ガスタービン高温部品の検査情報に基づく損傷予測", 日本機械学会材料力学部門講演会講演論文集, No.930-71, pp.490-491(1993).
- 14) M. Ichikawa and N. Okabe, "Some Problems in Probabilistic Fracture Mechanics", Current Japanese Materials Research, Vol.5 T. Nakagawa, H. Ishikawa and A. Tsurui Ed., pp.1-24(1989).
- 15) H. L. Bernstein, "Life Management System for General Electric Frame 7E Gas Turbine", Proc. Life Assessment & Repair Technology for Combustion Turbine Hot Section Components, EPRI, ASM International, R. Viswanathan and J. M. Allen, pp.111-124(1990).
- 16) C. G. Beck and A. T. Santhanam, "Effect of Microstructure on the Thermal Fatigue Resistance of a Cast Cobalt-Base Superalloy, Mar-M509", ASTM STP 612, pp.123-140(1976).

第9章 結 論

過酷な条件で使用されるガスタービン高温部品に生じる熱疲労・高温低サイクル疲労損傷を的確に評価し、余寿命予測や保守管理の最適化に適用するため、多数き裂損傷のシミュレーション解析に基づく余寿命評価手法についてつぎのような観点から検討した。

- 1) 間欠的な計測情報から損傷発展則を導出する。
- 2) 試験片で得られた損傷発展則を実機の損傷予測に適用する。
- 3) 実機の検査情報に基づき余寿命評価精度を向上させる。
- 4) 補修量の評価・予測によりメンテナンス最適化を行う。
- 5) 損傷メカニズムを把握し耐損傷材料開発に応用する。

以下に本研究で得られた知見をまとめて示す。

緒論に続く第2章では、Co基精密鑄造超合金 FSX414、Ni基圧延超合金 Nimonic263およびNi基精密鑄造超合金 IN738LCの高温低サイクル疲労試験ならびにとマイクロ組織観察を行って疲労損傷形態とマイクロ組織形態の関係について検討し、炭化物などの析出により酸化が容易に生じる粒界やデンドライト境界に選択的にき裂が発生することを明らかにした。また、FSX414の多結晶デンドライト組織がフラクタル図形を応用したシミュレーションモデルにより簡便に再現できることを明らかにするとともに、破損寿命(の逆数)および破損時のき裂個数密度とき裂長さ密度がアレニウス型の温度依存式で表わされることを示した。

第3章では、上記3材料の高温低サイクル疲労における多数き裂の発生・進展過程の追跡観察を行い、き裂発生特性に特に着目して検討した。その結果、疲労過程において多数のき裂が発生・合体を繰り返しながら進展し、そのうちの1本のき裂が主き裂となって破損に至ることを明らかにした。さらに、き裂発生量の累積的な指標としてき裂長さ密度 l が有効であり、き裂長さ密度比 l/l_c と繰返し数比 N/N_{25} の関係は、対数正規分布関数と同じ関数形式で

表わされることを示した。また、 $l/l_c-N/N_{25}$ 関係が微小き裂発生回数分布に対応していると解釈できることを示した。

第4章では、上記3材料の高温低サイクル疲労における多数き裂を追跡して進展特性解析を行った。その結果、多数き裂のほとんどは、発生後比較的急速に進展するが、デンドライトコアなどのマイクロ組織的な障壁によって停留し、その後の進展再開は主にき裂合体によることを明らかにした。さらに、き裂進展速度に及ぼす計測間隔の影響を検討し、観察間隔を1サイクルとしたときのき裂進展速度を、応力範囲と全ひずみ範囲の積ならびにき裂長さ按比例する関数形で表わした。一方、き裂合体率はき裂長さ密度にほぼ比例して増加し、き裂発生傾向が飽和しても、き裂の合体が継続して生じるため最大き裂長さが増加することを示した。

第5章では、第2章から第4章までの観察結果を基に、超合金の高温低サイクル疲労における多数き裂のシミュレーションモデルを作成し、シミュレーション解析結果と実験結果と対比して検討した。き裂発生までの損傷発達則は、損傷変化率を破壊駆動力と破壊抵抗の比で表わし、破壊抵抗の繰返しに伴う低下と損傷による駆動力増加を考慮した。また、き裂進展における損傷発達則は、き裂先端要素の破壊と考えると、損傷変化率をき裂進展駆動力と抵抗の比として表わした。き裂発生・合体支配型にパラメータを設定したシミュレーション結果は、観察で得られたき裂発生・進展傾向と良い対応を示した。

第6章では、実機部品のき裂検査データをもとに、き裂の発生・成長傾向を予測する方法として統計的傾向解析手法を提案した。静翼の多数疲労き裂損傷の検査データを解析した結果、き裂長さの分布は対数正規分布で近似でき、平均、分散、個数の各統計パラメータと起動停止回数の間には相関関係が認められることから、き裂長さ総和の変化傾向予測式を提案した。さらに、き裂成長速度とき裂長さとの関係を検討し、変位拘束条件のもとでのき裂進展は駆動力の開放を伴い停留に至ることを示した。実機のき裂成長速度とき裂長さの関係は、試験片で得られた関係の延長上にあり、実機においても多数き裂の発生と合体支配型の損傷が試験片と相似的に生じていることが推察された。

第7章では、静翼の点検情報に基づく損傷予測法として、多数き裂のシミュレーション解析法を適用し、実機静翼の傾向解析データと比較対照した。その結果、試験片ベースで作成した組織シミュレーションモデルを実機寸法に相似的に粗視化し、損傷発展則の係数を補正することにより、実機静翼のき裂分布や進展傾向を再現することを示した。さらに、実機のき裂計測結果を初期値に用いたシミュレーションにより、次回定検時の損傷状態が的確に予測できることから、本手法が余寿命予測法として有効であることを示した。

第8章では、過酷条件で使用されるガスタービン高温部品の寿命支配因子に基づき、シミュレーション解析を用いた余寿命評価法を検討し、シミュレーション解析が、多数き裂損傷など広範囲に分布する複雑な損傷形態と損傷補修量の予測に有効に活用できることから、ガスタービン高温部品の余寿命評価と保守管理の有効なツールであることを示した。さらに、シミュレーション解析は、材料のマイクロ組織形態を反映できるため、耐損傷性に優れた材料開発や、現用材料の極限使用条件の見極めにも有効であることを示した。

以上のように、シミュレーション解析は、多数き裂損傷の評価に適用でき、検査・観測データをシミュレーションモデルにフィードバックすることにより精度を向上させながら余寿命評価が行え、さらに、補修量・補修間隔設定などの保守管理や耐損傷材料開発などにも応用できる手法であることが明らかとなった。今後、ガスタービンの高温化と経年使用プラントの増加により、高温部品の余寿命診断に基づく保守管理と延命化対策の必要性がさらに高まることが予想され、シミュレーション解析を応用した余寿命診断技術はそのための有力なツールとして発展するものと期待される。

関連発表論文

第2章

(1)K. Fujiyama, Y.Yoshioka, N. Okabe and K.Kimura, "Crack Simulation and Life Assessment of Gas Turbine Nozzles", Proc. the Sixth Intern. Conf. on Mechanical Behavior of Materials, Vol. 2, pp.73-78(1991).

(2)藤山一成, 岡部永年, 村上格, 吉岡洋明, "複合損傷シミュレーション解析によるCo基超合金の高温低サイクル疲労寿命評価", 材料, Vol. 41, No. 471, pp.1754-1759(1992).

第3章

(1)I. Murakami, K. Fujiyama, N. Okabe and Y. Yoshioka, "High Temperature Low-cycle Fatigue Damage Evaluation of Superalloys by a Statistical Model", Sixth International Conference on Creep and Fatigue design and Life Assessment at High Temperature, IMechE, pp.251-260(1996).

第4章

(1)K. Fujiyama, I. Murakami, Y. Yoshioka and N. Okabe, "Prediction of High Temperature Low Cycle Fatigue Damage of Superalloys through Multifactor Damage Simulation", Proc. Asian Pacific Conference on Fracture and Strength '93-JSME, pp.139-144(1993).

第5章

(1)藤山一成, 村上 格, 吉岡洋明, 岡部永年, "超合金の高温低サイクル疲労におけるき裂分布の統計情報に基づく複合損傷シミュレーション解析", 材料, Vol.42, No.481, pp.1212-1217(1993).

第6章

(1)藤山一成, 村上 格, 吉岡洋明, 岡部永年, "ガスタービン高温部品の損傷傾向解析・予測システム", 日本ガスタービン学会誌, Vol.22, No.85, pp.76-82(1994).

第7章

(1)K. Fujiyama, I. Murakami, Y. Yoshioka and N. Okabe, "Chaos trend Analysis for Predicting Thermal Fatigue Damage of Gas Turbine Nozzles Based on Multifactor Damage Simulation", JSME-ASME International Conference on Power Engineering - 93 (ICOPE-93), Vol.2, pp.243-248(1993).

(2)藤山一成, 岡部永年, 村上 格, 吉岡洋明, "ガスタービン静翼材の熱疲労き裂シミュレーションによる寿命評価", 日本ガスタービン学会誌, Vol.19, No.76, pp.78-84(1992).

第8章

(1)K. Fujiyama, N. Okabe, I. Murakami and Y. Yoshioka, "Life Assessment of Gas Turbine Nozzles through Multi-Factor Damage Simulation Analysis", 20th CIMAC London, No.G09(1993).

謝 辞

本論文を作成するにあたり、京都大学工学研究科教授 大谷隆一博士には終始忍耐強く適切なご指導、ご鞭撻を賜りました。著者が京都大学在学中から今日に至るまで、博士のご研究と暖かいお人柄から受けた影響は計り知れません。ここに深く感謝の意を表します。

また、論文審査にあたり貴重なご助言とご教示をいただきました京都大学工学研究科教授 柴田俊忍博士ならびに同研究科教授 落合庄治郎博士に厚く御礼申し上げます。

本論文を作成するにあたり、同研究科助教授 北村隆行博士には、在学中から変わらぬ友情と親身になってのご助言とご支援を賜りました。さらに、同研究科助手 多田直哉博士には、論文作成・提出にあたり大変お世話になりました。ここに厚く御礼申し上げます。

本研究は、株式会社東芝 電力・産業システム技術開発センター(旧 重電技術研究所)において、ガスタービン寿命診断技術開発の一環として行われたものであり、同センター長 松下徹志氏、同首席技監 柏谷英夫博士、同技監 深倉壽一博士、金属・セラミックス材料技術担当グループ長 永田晃則博士には本論文作成の機会を与えていただくと共に多くの暖かい励ましをいただきました。厚く御礼申し上げます。

本研究は、愛媛大学工学部教授 岡部永年博士(当時 重電技術研究所主幹)と時を忘れて交した議論の中から生まれました。当時、博士の現象から科学を掘下げる研究哲学と人間味あふれるエネルギッシュな活動ぶりに感化され、そのご指導のもと実機現象の再現をめざして組織シミュレーションの原型を1991年の正月に作り始め、1994年には研究の骨格を作り上げました。その後、本論文の形にまとまるまでかなりの年月を要し、関係各位に多大なご迷惑をおかけしましたが、この間、大谷博士、北村博士、多田博士から、貴重なご助言を賜り、ようやく完成にこぎつけることができました。また、共同研究者としてき裂データの膨大な解析などで多大な協力を頂いた東芝京浜事業所原動機部主務 村上格氏(当時 重電技術研究所)、労苦を共にした同電力・産業システム技術開発センター 金属・セラミックス材料技術担当主査 吉岡洋明博士、そして本研究の発足にあたりご尽力をいただき、かつ励ましていただいた村松正光氏(当時 重電技術研究所主幹)、坂本鉄三氏(当時 火力統括部部長)に心より御礼申し上げます。

最後に、長期間数多くの迷惑をかけた家族の忍耐強い理解と支援に心より感謝します。