

博士論文

Ni 基超合金 Alloy718 の
低サイクル疲労強度に及ぼす
表面加工層の影響のモデル化

蓮沼将太

目次

第1章 結論	9
1.1 研究背景-----	9
1.2 先行研究-----	11
1.2.1 表面加工層に関する研究-----	11
1.2.2 低サイクル疲労に及ぼす表面加工層の研究-----	13
1.3 研究目的-----	15
第2章 表面加工層観察手法の検討	18
2.1 緒言-----	18
2.2 供試材-----	18
2.3 表面加工層の観察-----	20
2.3.1 試験片形状および加工条件-----	20
2.3.2 表面加工層の観察-----	20
2.3.3 EBSD を用いた塑性ひずみおよび微視組織変化の観察-----	23
2.4 結言-----	27
第3章 表面加工層が低サイクル疲労強度に及ぼす影響	28
3.1 緒言-----	28
3.2 表面加工層の分離手法-----	28
3.2.1 分離手法の検討-----	28
3.2.2 表面仕上げ条件および表面加工層の評価-----	29
3.3 低サイクル疲労試験-----	32
3.3.1 疲労試験方法-----	32
3.3.2 疲労寿命-----	32

3.3.3	破面観察側面観察および切断面観察-----	33
3.4	考察-----	37
3.4.1	Alloy718 のき裂発生進展挙動-----	37
3.4.2	表面加工層が疲労寿命に及ぼす影響-----	38
3.5	結言-----	40
 第4章 結晶塑性有限要素法を用いた残留応力解放の検討		41
4.1	緒言-----	41
4.2	表面加工層のモデル化-----	42
4.2.1	結晶塑性有限要素法-----	42
4.2.2	表面加工層のモデル化方法-----	45
4.3	残留応力解放シミュレーション-----	49
4.3.1	解析条件-----	49
4.3.2	3 サイクル付与後の残留応力分布-----	49
4.3.3	塑性変形層および微細粒層の応力-ひずみ関係-----	52
4.4	考察-----	58
4.4.1	塑性変形層および微細粒層の残留応力解放挙動-----	58
4.4.2	要素サイズの影響-----	58
4.4.3	解析結果の妥当性検討-----	60
4.4.4	加工による材料変化が低サイクル疲労寿命に及ぼす影響-----	63
4.5	結言-----	64
 第5章 表面加工層が低サイクル疲労強度に及ぼす影響のモデル化		65
5.1	緒言-----	65
5.2	表面加工層中の疲労き裂進展のモデル化-----	65
5.3	疲労寿命予測シミュレーション-----	69
5.3.1	解析条件-----	69
5.3.2	疲労寿命予測結果-----	69
5.4	結言-----	72

第 6 章 オーステナイト系ステンレス鋼 SUS316L への適用	73
6.1 緒言-----	73
6.2 表面加工層の観察および加工条件が表面加工層に及ぼす影響-----	74
6.2.1 加工条件および観察結果-----	74
6.2.2 材料による違い-----	79
6.3 低サイクル疲労試験-----	80
6.3.1 表面加工層の分離-----	80
6.3.2 疲労試験方法-----	80
6.3.3 疲労寿命-----	82
6.3.4 微小き裂の発生進展挙動-----	84
6.3.5 弾塑性き裂進展特性-----	88
6.3.6 SUS316L のき裂発生進展に及ぼす表面加工層の影響-----	90
6.3.7 材料による違い-----	91
6.4 モデルの適用-----	91
6.4.1 解析条件-----	91
6.4.2 解析結果-----	92
6.4.3 加工傷のモデル化-----	94
6.4.4 本研究で提案したモデルの適用範囲-----	94
6.5 結言-----	95
第 7 章 結論	97
7.1 結論-----	97
参考文献	103
研究業績	107
謝辞	114

图目次

Fig.2.1	Micro structure of Alloy718 observed by electron back scatter diffraction pattern. ----	19
Fig.2.2	Specimen configuration. -----	20
Fig.2.3	Observation of specimen surface using optical microscope. -----	22
Fig.2.4	3D image shown in Fig.2.3(a) measured by atomic force microscope (a).Sectional shape of specimen surface shown in Fig.2.3(a) on the line A-A'(b) and B-B'(c). -----	22
Fig.2.5	Energy dispersive X-ray spectrometry results of scratch. -----	23
Fig.2.6	Ultra low load hardness distribution. -----	24
Fig.2.7	Microstructure observation using electron back scatter diffraction pattern. -----	25
Fig.2.8	Transmission electron microscope image of fine grain layer(a). (b) is magnified image of enclosed area by dash line in (a). -----	26
Fig.3.1	Observation of specimen surface of EP1 using optical microscope. -----	31
Fig.3.2	The relationship of strain range and fatigue lives. -----	33
Fig.3.3	Stress-strain response of T1. -----	34
Fig.3.4	Observation of fatigue crack under $\Delta\varepsilon=1.4\%$ condition of T1 (a)(b) and EP1(c)(d). -	35
Fig.3.5	Macro observation of fracture surface under $\Delta\varepsilon=1.4\%$ condition of T1(a). (b) and (c) are the picture of side surface. -----	35
Fig.3.6	Results of Energy dispersive X-ray spectrometry observation for crack origin. -----	36
Fig.3.7	Macro observation of fracture surface under $\Delta\varepsilon=1.4\%$ condition of EP1(a). (b) is the picture of side surface. -----	36
Fig.3.8	Observation of cracks initiated from initiated from inclusions (a)(b) and scratch (c) on the longitudinal section using scanning electron microscope for $\Delta\varepsilon=1.4\%$ test of T1. (d) is magnified image of enclosed area by dash line in (c). -----	37
Fig.4.1	Boundary condition for simulations. -----	44
Fig. 4.2	Comparing between experiment and simulation. (a) is stress-strain curve. (b)	

is relationship between stress and number of cycles. (c) is relationship between yield stress and grain size. -----	46
Fig. 4.3 3D polycrystalline mesh. (a) is FE mesh of EP1 and EP2. (b) is FE mesh of T1. -----	47
Fig.4.4 Initial values of residual stress, macroscopic back stress, dislocation density and grain size in machined surface layer. -----	48
Fig.4.5 Relationship between residual stress and distance from surface of T1. -----	50
Fig.4.6 Relationship between residual stress and distance from surface of EP1. -----	51
Fig.4.7 Residual stress distribution after cyclic load. -----	52
Fig.4.8 Strain and plastic strain distribution at first cycle. -----	53
Fig.4.9 Relationship between x direction stress and x direction strain of grain which has the largest reduction of compressive residual stress in the model under $\Delta\varepsilon_{xx} = 0.8$ % condition. -----	55
Fig.4.10 Relationship between x direction stress and x direction strain of grain which has the largest reduction of compressive residual stress in the model under $\Delta\varepsilon_{xx} = 1.4$ % condition. -----	56
Fig.4.11 Residual stress relaxation behavior of $\Delta\varepsilon_{xx} = 0.8$ % (a) and 1.4 % (b). -----	57
Fig.4.12 3D polycrystalline meshes for investigating the effect of mesh size. -----	59
Fig.4.13 Stress distribution on the dash line of Fig.4.12. -----	60
Fig.4.14 Relation between residual stress and distance of T1 under $\Delta\varepsilon = 2.8$ % condition. -----	62
Fig.4.15 Initial values of residual stress, macroscopic back stress, dislocation density and grain size in model with fine grain layer and bulk layer. -----	62
Fig.4.16 Relationship between residual stress and distance from surface of model with fine grain layer and bulk layer under $\Delta\varepsilon = 1.4$ % condition. -----	62
Fig.5.1 Flowchart of surface machined layer model. -----	68
Fig.5.2 Residual stress approximate for fatigue life prediction of Alloy718. -----	70
Fig.5.3 Results of crack growth prediction of Alloy718. (a) is fatigue lives under $\Delta\varepsilon = 0.8$ % condition and (b) is crack growth curve. -----	71
Fig.6.1 Specimen configuration. -----	74
Fig.6.2 The effect of machining condition on surface roughness. -----	75
Fig.6.3 The effect of machining condition on residual stress. -----	75

Fig.6.4	Observation of scratch of No.1 using laser micrograph(a). (b) is close up image. Sectional configuration of surface on the line from A to A' and B to B'(c). -----	76
Fig.6.5	Observation of scratch of No.4 using laser micrograph(a). (b) is close up image. Sectional configuration of surface on the line from A to A' and B to B'(c). -----	77
Fig.6.6	Cross section image of No.1. -----	77
Fig.6.7	Microstructure observation using electron back scatter diffraction pattern. -----	78
Fig.6.8	Specimen geometry of round bar specimen. -----	81
Fig.6.9	Surface observation of hour glass type speimen using optical micrograph(a) and laser micrograph(b)(c). (b) is luminance image and (c) is height distribution. -----	81
Fig.6.10	Relationship between <i>HTL</i> and depth. -----	82
Fig.6.11	S-N curve of SUS316L. -----	83
Fig.6.12	Hysteresis curve of No.1-EP under $\Delta\varepsilon = 1\%$. -----	83
Fig.6.13	Optical micrographs of HG-EP under $\Delta\varepsilon = 1\%$ condition at $N/N_{f, EP} = 0.2$ (a), 0.4(c), 0.6(e) and 0.8(f). (b) and (d) are close up images using laser micrograph.-----	84
Fig.6.14	Optical micrographs of HG-GR at $N/N_{f, EP} = 0.2$ (a), 0.4(c), 0.6(e) and 0.8(f). (b) and (d) are close up images using laser micrograph. -----	85
Fig.6.15	Optical micrographs of No.1-AM at $N/N_{f, EP} = 0$ (a), 0.1(e) and 0.2(g). (b) , (c), (f), (h) and (i) are close up image of (a), (b), (e), (g) and (h) , respectively. (d) is height distribution result observed laser micrograph. -----	86
Fig.6.16	Optical and laser micrographs of No.4-AM at $N/N_{f, EP} = 0$ (a), 0.2(e), 0.3(f) and 0.77(g). (b) and (h) are close up image of (a) and (g), respectively. (c) is height distribution image using laser micrograph. Sectional configuration of surface on the line from A to A' (d). -----	86
Fig.6.17	Optical and laser micrographs of No.4-AM at $N/N_{f, EP} = 0$ (a), 0.2(e), 0.3(f) and 0.77(g). (b) and (h) are close up image of (a) and (g), respectively. (c) is height distribution image using laser micrograph. Sectional configuration of surface on the line from A to A' (d). -----	88
Fig.6.18	Observation of cross section of No.1-AM by SEM. -----	89
Fig.6.19	Relationship between crack growth rate and <i>J</i> integral range. -----	90
Fig.6.20	Results of crack growth prediction. Symbol indicated experimental results. -----	93

表目次

Table 2.1	Chemical composition of Alloy718(mass%).	19
Table 2.2	Mechanical properties of Alloy718.	19
Table 3.1	Surface finish conditions.	31
Table 3.2	The observation results of surface conditions.	31
Table 3.3	The results of fatigue lives N_f [cycles].	33
Table 4.1	Material parameters.	45
Table 6.1	Chemical composition of SUS316L(mass%).	74
Table 6.2	Mechanical properties of SUS316L.	74
Table 6.3	Turning condition of SUS316L.	74

第1章 緒論

1.1 研究背景

機械や構造物を安全に設計するためには、材料の疲労強度を把握することが重要である。特に、航空機の場合、事故が発生すると大きな被害をもたらすことから、材料の疲労強度を把握することが重要となる。ジェットエンジンでは応力集中部の低サイクル疲労によって疲労き裂が発生する。そのため、ジェットエンジンのタービンディスクに用いられているニッケル基超合金 Alloy718 の低サイクル疲労特性を把握することは構造物の安全のために重要である。

一方で、機械や構造物を製造する際には材料を加工する必要がある。加工を施された材料には表面加工層が生じる。加工が材料に及ぼす影響は「表面形状の変化(Surface Texture)」「材料自身の変化(Surface integrity)」および「残留応力の変化」にわけられる⁽¹⁾。「表面形状の変化」は加工傷の発生や表面粗さの変化などである。「材料自身の変化」は微視組織の変化や塑性変形の発生などである。このような表面加工層は、低サイクル疲労強度に影響を及ぼすと考えられる。航空機は安全性だけでなく軽量性も求められるため、高度な品質管理、すなわち、表面加工層の管理が求められる。以上のことから、表面加工層が Alloy718 の低サイクル疲労強度に及ぼす影響を明らかにすることが安全のために不可欠である。

また、表面加工層が低サイクル疲労強度に及ぼす影響を明らかにするためには、表面加工層の評価を行い、その表面加工層を疲労強度の関係を検討する必要がある。そのため、表面加工層の簡便な評価方法の開発も重要である。表面加工層の簡便な評価法が確立されれば、生産ライン等で実製品の加工状態を評価することも可能になる。

もし、Alloy718 の低サイクル疲労強度に及ぼす表面加工層の影響が明らかになれば、それをモデル化することによって、表面加工層がある場合の低サイクル疲労寿命を予測できるようになる。実験を行わずとも低サイクル疲労寿命を予測できるようになれば、コスト削減につながる。また、実機の表面加工層の状態を調べるだけで、低サイクル疲労強度を予測でき

第1章 緒論

るようになる。

以上のように、Alloy718 の表面加工層の評価法を確立し、低サイクル疲労強度に及ぼす表面加工層の影響が明らかにし、モデル化することは有益である。その一方で、表面加工層が低サイクル疲労強度に及ぼす影響が問題となるケースは航空機だけではない。例えば、発電所、化学プラントでも低サイクル疲労によって疲労き裂が発生する。原子力発電所の維持規格では、実機のき裂発生が試験片の低サイクル疲労強度と対応し、その後のき裂進展が破壊力学試験片のき裂進展と対応する⁽²⁾。化学プラントでも一度の事故が大きな被害をもたらすことから、高度な安全性が求められる。そのため、表面加工層の影響を詳細に調べた上で、十分余裕のある設計を行うことが求められる。オーステナイト系ステンレス鋼 SUS316L は配管や圧力容器に使われている。そのため、表面加工層が SUS316L の低サイクル疲労強度に及ぼす影響を明らかにすることは重要である。また、材料試験を行う際にも表面加工層が問題となる。材料試験の目的は、材料そのものの強度を測定することである。そのため、表面加工層の影響があってはならない。多くの疲労試験では表面加工層を取り除いて試験を行う。しかし、多くの疲労試験を行う場合、表面加工層の除去代も膨大となる。また、ミニチュア試験片のように試験片自体が小さい場合、表面加工層の影響が相対的に大きくなるにもかかわらず、表面加工層を除去するのが困難な場合も存在する⁽³⁾。もし、表面加工層が低サイクル疲労強度に及ぼす影響が明らかになれば、不要な表面加工層除去を行う必要がなくなり、コストダウンにつながる。また、表面加工層を除去できない試験片の疲労試験結果から材料自体の強度を推定することが可能となる。以上のように、表面加工層が低サイクル疲労強度に及ぼす影響のモデル化は様々な場面で必要とされている。しかし、一般的に疲労強度やき裂発生進展挙動は材料に強く依存する。そのため、Alloy718 の低サイクル疲労強度に及ぼす表面加工層の影響をモデル化しても、それが他の材料に対しても適用できるとは限らない。そのため、他の材料への適用範囲を調査する必要がある。

また、ニッケル基超合金やステンレス鋼は難削材として知られている⁽⁴⁾。難削材とは削りにくい材料のことである。難削性を引き起こす材料特性として次のようなものが考えられる。

- ・ 高硬度
- ・ 工具材料との親和性が大きい
- ・ 硬くて脆い
- ・ 材料強度が大きい

第1章 緒論

- ・高温強度が大きい
- ・熱伝導率が小さい
- ・加工硬化が生じやすい
- ・延性が大きい
- ・アブレシブ物質を含有している

このうち、ステンレス鋼は「加工硬化が生じやすい」「工具材料との親和性が大きい」「延性が大きい」「熱伝導率が悪い」を有している。そのため、ステンレス鋼は難削材の代名詞と言われていた時代もあったが、最近では切削加工技術の進歩によって、ステンレス鋼の難削性は次第に解消に向かいつつある。しかし、加工条件の設定が不適切な場合はいまだに大きな難削性を示す。一方、ニッケル基超合金は「高温強度が大きい」「加工硬化が生じやすい」「工具材料との親和性が大きい」「延性が大きい」「熱伝導率が悪い」を有しており、難削性が著しく高い。以上のような難削材では、表面加工層の管理も難しいと考えられる。そのため、表面加工層が疲労強度に及ぼす影響が明らかになれば、過度な表面加工層管理の必要がなくなると考えられる。

1.2 先行研究

1.2.1 表面加工層に関する研究

表面加工層には様々な因子がある。表面加工層の因子は大きく分けて「表面形状の変化」「材料自体の変化」および「残留応力」に分けられる。

表面形状の変化には、表面形状のうねり、加工傷などが含まれる。これらの計測にはレーザー顕微鏡や原子間力顕微鏡 AFM 等が用いられる⁽⁵⁾。規格等では、測定の簡便さから表面粗さを用いて表面形状が評価される。例えば、表面粗さを用いた疲労強度予測式が提案されている⁽⁶⁾。しかし、表面粗さはうねりだけを評価したものであり、加工傷は評価できていない。また、表面粗さは形状の深さしか評価できない。例えば、加工傷は 3 次元的な形状をしており、深さ方向だけの評価では不適切だと考えられる。以上のように、加工傷の評価方法については十分に検討されていない。

「材料自体の変化」は塑性変形や微視組織などの変化である。表面加工層の微視組織には

第1章 緒論

以下の層で構成されている⁽⁷⁾⁽⁸⁾⁽⁹⁾。材料の最表面は厚さ1 nm程度の吸着層である。材料が接している気体もしくは液体から物理的・化学的に吸着された水蒸気や炭化水素等の分子による層である。その下には酸化膜層がある。この層の厚さは10~100 nm程度である。その下には非晶質もしくは超微細粒の層がある。これはBeilby層とも呼ばれる層で、加工による強加工もしくは加工熱による溶解によって生成される。この層の厚さは1~100 nm程度である。その下には、加工による塑性変形によって加工硬化した層がある。この層は硬化層や塑性変形層と呼ばれる。その下には母材が存在する。これらの表面加工層は1~100 μm程度であり、非常に薄く、定量的な測定が困難である。透過型電子顕微鏡を用いることで観察することも可能であるが、試料の作成が困難である⁽¹⁰⁾。エッチングによって観察も行われるが、観察には条件出し等のノウハウが必要であり、客観的な評価も難しい⁽¹¹⁾。塑性変形層の評価には硬さ試験が用いられることもある⁽¹²⁾。しかし、硬さ試験の場合、圧痕数個分の間隔をあけて硬さ試験をする必要があるため、硬さ分布の空間測定分解能も低くなる。また、圧痕寸法を小さくすると、硬さの寸法効果が生じ、硬さが大きく測定される⁽¹³⁾。そのため、硬さに定量的な意味が失われてしまう。以上のように、微視組織変化の観察は非常に難しかった。しかし、近年、電子線後方散乱回折パターン法EBSD法が開発され、微視組織の観察が容易になり、様々な計測が可能となった⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾。例えば、局所方位差パラメータと塑性ひずみの関係から、塑性ひずみ量の推定手法などが考案されている⁽¹⁶⁾。また、疲労損傷と局所方位差パラメータを関連付ける研究も行われている⁽¹⁷⁾。このようなことから、EBSDを用いることで、表面加工層の塑性変形を定量的に評価できる可能性がある。

残留応力とは外力がない状態でも、材料内部に存在している応力のことである⁽¹⁸⁾。このような残留応力は熱的に発生する残留応力と機械的に発生する残留応力に大別できる。熱的に発生する残留応力とは、摩擦熱により膨張した状態で加工され、それが冷却するときに発生する残留応力である。機械的に発生する残留応力とは、加工中の変形や拘束によって発生する残留応力である。例えば、旋盤加工時の機械的残留応力の発生メカニズムは以下のとおりである。軸方向の場合、送りマークの形成とともに塑性変形が生じるが、送りマークの両端が拘束されているため、圧縮の残留応力となる。一方、周方向の場合、塑性流動による変形とバニシング効果による変形により残留応力が生じる。このような残留応力の測定には、穿孔法や開放法などがある⁽¹⁹⁾。穿孔法や開放法では、ひずみゲージを張った試験片を切断したり、穴をあけたりすることで、切断時に解放されるひずみを測定する。そのため、穿孔法や開放法では試験片を破壊する必要がある。一方、X線回折法XRDではX線を照射し、回折角

第1章 緒論

を測定することで格子間隔の変化を測定し、そこから残留応力を計測する。そのため、非破壊的に残留応力を測定することができる。そのため、XRD を用いた残留応力測定が多く用いられている。また、近年前述の EBSD を用いた残留応力測定が検討されている⁽²⁰⁾⁽²¹⁾。

近年では数値計算手法の発展が著しく、様々な計算が可能となっている。特に、結晶塑性有限要素法が近年注目されている⁽²²⁾⁽²³⁾。結晶塑性有限要素法とは、結晶の塑性変形に基づく有限要素法である。そのため、結晶の変形の異方性を考慮することができる。また、転位の発生、増殖および消滅等の現象を、構成則を用いて再現することで、微視組織変化の影響を考慮することができる⁽²⁴⁾。そのため、結晶塑性有限要素法を用いて表面加工層をモデル化することによって、実験では明らかにすることができない現象を明らかにすることができる可能性がある。また、加工シミュレーションも近年盛んに行われている。例えば、帯川らは加⁽²⁵⁾。また、二層材料の切削シミュレーションを行うことで、実験的に測定することが困難な残留応力分布を計算によって求めている⁽²⁶⁾。以上のように、これらの計算手法を用いることで、実験的に観察することができないことを計算により予測できる可能性がある。

以上のように、表面加工層には「表面形状の変化」「材料自体の変化」および「残留応力」が生じている。「表面形状の変化」に関しては加工傷の評価の検討が不十分であった。「材料自体の変化」に関しては表面加工層自体の厚さは数 μm から数 mm 程度ととても薄いため、微視組織変化の観察は非常に難しかった。しかし、近年 EBSD の開発により、簡便に評価できる可能性がある。また、計算技術の進歩により、結晶塑性有限要素法や加工シミュレーションが簡単に行えるようになった。これらの計算手法を用いることで、実験的に観察することができないことを計算により予測できる可能性がある。

1.2.2 低サイクル疲労に及ぼす表面加工層の研究

表面加工層が疲労強度に及ぼす研究は古くから行われている⁽²⁷⁾⁽²⁸⁾。例えば、Machining data handbook には様々な加工方法と疲労強度の関係が示されている⁽¹⁾。また、笹原らは様々な表面加工層の試験片を作成し、疲労強度と加工に関する研究を行っている⁽²⁹⁾。表面形状が疲労強度に及ぼす影響については、村上らが詳細な検討を行っている⁽³⁰⁾。このように、表面加工層が疲労強度に及ぼす影響に関する研究は古くから行われている。しかし、表面加工層の研究は未だに完成したとは言えない。その主な理由は3つある。

第1章 緒論

- ① 表面加工層自体が複雑であり、分割することが困難である。また、それらが相互作用しながら強度に影響を及ぼすため、難しい。
- ② 表面加工層を測定すること自体は難しい。
- ③ 加工条件や材料、負荷荷重などパラメータが多すぎて体系的な研究ができない。

①についてであるが、前項に示したように、表面加工層には複数の因子があるため、それぞれを分割し、そのうえでその因子が強度に及ぼす影響を考える必要がある。しかし、表面加工層の構成は複雑であることから、個々の因子を分割することは難しい。例えば、塑性変形層では、残留応力も生じていると考えられる。そのため、塑性変形層だけを残し、残留応力のみを残そうとしても難しい。そのため、個々の因子の分割や加工条件を工夫し、最適な分割条件や加工条件を設定する必要がある。

②についてであるが、前項に示したように、表面加工層の評価は難しい。表面加工層の各因子を正確に測定できないため、表面加工層が疲労強度に及ぼす影響は解明できていない。そのため、表面加工層の測定手法を開発する必要がある。

③についてだが、材料、加工法および負荷条件の組み合わせは無限にあり、全てを網羅し、体系化するのは難しい。ただし、加工条件による分類ではなく、表面加工層の因子に着目し、その因子が疲労強度に及ぼす影響を明らかにすれば、加工条件によらず表面加工層を評価できると考えられる。一方で、表面加工層が疲労強度に及ぼす影響が、材料や荷重条件に依存することは不可避である。そのため、その研究で出てきた結果の適用範囲について詳細に検討する必要がある。

一般的に、表面仕上げが低サイクル疲労強度に及ぼす影響は高サイクル疲労強度に及ぼす影響に比べて小さいと言われている。しかし、ジェットエンジンに用いられる材料である Alloy718 の低サイクル疲労強度はショットピーニングによって向上するため、Alloy718 の低サイクル疲労強度は表面仕上げの影響を受けると考えられる⁽³¹⁾。また、加工が施されると材料表面に塑性変形が生じるが、オーステナイト系ステンレス鋼の場合、塑性予ひずみが付与されると材料が硬化し、疲労寿命が低下することが明らかにされている⁽³²⁾⁽³³⁾。また、鉄鋼材料の低サイクル疲労強度が表面加工層によって変化するという研究結果もある⁽³⁴⁾。そのため、ニッケル基超合金やオーステナイト系ステンレス鋼の場合、低サイクル疲労強度に及ぼす表面加工層の影響を調べる必要がある。

第1章 緒論

疲労破壊はき裂の発生および進展によって生じる。そのため、表面加工層がき裂の発生進展挙動に及ぼす影響を検討することが重要である。特に、低サイクル疲労において、き裂寿命の大半はき裂進展寿命であることから⁽³⁵⁾、表面加工層がき裂進展に及ぼす影響を明らかにすることが重要である。

1.3 研究目的

以下に研究背景をまとめる。

航空機のジェットエンジンの安全のためには、Alloy718 の低サイクル疲労強度を明らかにすることが重要である。低サイクル疲労強度は表面加工層の影響を受けるため、表面加工層が Alloy718 の低サイクル疲労強度に及ぼす影響を明らかにすることが重要である。表面加工層が低サイクル疲労強度に及ぼす影響を明らかにするためには、表面加工層の簡便な評価方法の開発も重要である。さらに、表面加工層が低サイクル疲労強度に及ぼす影響をモデル化し、低サイクル疲労寿命予測法を確立することによって低コスト化が可能だと考えられる。

一方で、配管や圧力容器に用いられる SUS316L などでも表面加工層の影響が問題となる。一般的に疲労強度やき裂発生進展挙動は材料に強く依存する。そのため、そのため、他の材料への適用範囲を調査する必要がある。

表面加工層は「表面形状の変化」「材料自体の変化」および「残留応力の発生」に大別できる。「表面形状の変化」は表面粗さによって評価されるが、表面粗さでは加工傷の評価はできず、また、深さ方向の形状しか評価できていない。「材料自体の変化」は硬さやエッチングによって評価されるが、硬さでは空間分解能が低く、押し込み深さが小さい場合硬さの定量的意味も少ない。また、エッチングによる評価では定量性や客観性が少ない。「残留応力」の測定には XRD が用いられる。これらの問題に対し、近年、EBSD 法の開発により、簡単な表面加工層手法の開発が期待できる。また、計算技術の発達により、実験的観察と計算技術を組み合わせることで、現象の詳細な解明が期待できる。

表面加工層が疲労強度に及ぼす影響に関する研究は古くから行われているが、①表面加工層自体が複雑であり、分割することが困難である。②表面加工層を測定すること自体は難しい③加工条件や材料、負荷荷重などパラメータが多すぎて体系的な研究ができない。などの理由により解決できていない。①に対しては、適切な加工条件を検討するとともに表面加工

第1章 緒論

層の分割を適切に行う必要がある。②については、表面加工層の観察手法の開発が求められる。③に対しては、加工条件による分類ではなく、表面加工層の因子に着目し、その因子が疲労強度に及ぼす影響を明らかにすれば、加工条件によらず表面加工層を評価できると考えられる。一方で、表面加工層が疲労強度に及ぼす影響が、材料や荷重条件に依存することは不可避である。そのため、その研究で出てきた結果の適用範囲について詳細に検討する必要がある。

本研究では、加工を受けた Alloy718 の低サイクル疲労寿命予測モデルを構築することを目的とした。まず、Alloy718 の表面加工層を観察した。それにより、旋盤加工の表面加工層の評価方法を検討した。特に、EBSD を用いた微視組織観察を行い、EBSD を用いた表面加工層の評価方法について検討した。次に、表面加工層の各因子の分割方法について検討した。検討した表面仕上げを試験片に施し、低サイクル疲労試験を行った。それにより、表面加工層が低サイクル疲労強度に及ぼす影響について検討した。その際、残留応力の解放挙動が問題となった。そのため、結晶塑性有限要素法を用いて、残留応力解放挙動を詳細に検討した。低サイクル疲労試験および結晶塑性有限要素法解析を踏まえて、表面加工層が低サイクル疲労に及ぼす影響をモデル化した。さらに、提案したモデルを SUS316L に適用し、他の材料への適用性について検討した。

本章では、本研究の背景と目的について説明している。

第2章では、表面加工層の観察手法について検討した。Alloy718 に旋盤加工を施し、表面加工層の観察手法について検討した。レーザー顕微鏡および AFM を用いて加工傷の形状に着目して表面形状を観察した。「材料自体の変化」の観察には EBSD を用いた。TEM や硬さ試験結果を EBSD の観察結果と比較し、EBSD を用いた表面加工層観察法について検討した。

第3章では、表面加工層が低サイクル疲労強度に及ぼす影響について検討した。まず、表面加工層の各因子を分割するための表面仕上げを検討した。その表面仕上げを実際の試験片に施し、第2章の観察手法を用いて、表面加工層を評価した。次に、その試験片に対し、低サイクル疲労試験を行った。疲労寿命と表面加工層の関係を調べるとともに、試験片表面のき裂を観察することで、表面加工層がき裂の発生進展に及ぼす影響についても検討した。

第4章では、残留応力と微視組織の相互作用について研究した。Alloy718 は降伏応力が大きく、低サイクル疲労領域でも残留応力が影響していた。残留応力は降伏応力を超えると解

第1章 緒論

放されるが、降伏が生じる応力である残留応力は微視組織により変化する。そこで、結晶塑性有限要素法により、加工の微視組織をモデル化し、残留応力解放挙動の解析を行った。それにより、残留応力解放と微視組織の相互作用について検討した。

第5章では、第2から4章の内容をまとめて表面加工層のモデル化を行い、疲労寿命予測を行った。実験結果を基にして、「表面形状の変化」「材料自体の変化」および「残留応力」を破壊力学モデルに適用して疲労寿命予測モデルを構築した。それを基にして疲労寿命予測を行い、実験結果と比較して妥当性について検討した。

第6章では、第2～5章で提案したモデルを SUS316L に適用した。それにより、モデルの適用範囲について検討した。また、加工傷のモデル化が不十分であったため、検討した。まず、第2章で提案した手法を用いて SUS316L の表面加工層を観察した。この時、表面加工層を変化させるために、様々な加工条件で加工を行った。次に、第3章で提案した手法を用いて表面加工層を分離した。そして、低サイクル疲労試験を行い、表面加工層が低サイクル疲労強度におよぼす影響を調べた。さらに、第5章で提案した表面加工層モデルを SUS316L に適用し、モデルの適用範囲について検討した。また、加工傷のモデル化についても検討した。

第7章では、本論文で得られた結果を総括し、今後の展望を述べる。

第 2 章 表面加工層観察手法の検討

2.1 緒言

本研究では、表面加工層が低サイクル疲労強度に及ぼす影響をモデル化する。そのためには、表面加工層を定量的に測定し、表面加工層と低サイクル疲労強度の関係を明らかにする必要がある。本章では、Alloy718 に一般的な加工を施し、その表面加工層を観察することで表面加工層の観察手法について検討した。特に、「材料自体の変化」を定量的に評価する手法がないため、電子線後方散乱回折法 EBSD を用いた「材料自体の変化」の観察法を主に検討した。透過電子顕微鏡 TEM や硬さ試験結果を EBSD の観察結果と比較し、EBSD の観察結果の解釈を検討した。さらに、局所方位差パラメータを用いた表面加工層深さの定量的評価法を検討した。表面形状の測定にはレーザー顕微鏡および原子間力顕微鏡 AFM を用い、加工傷の形状に着目して観察した。X 線回折法 XRD を用いて残留応力の測定を行った。以上の観察結果を基にして、表面加工層の観察手法について提案した。

2.2 供試材

供試材には Ni 基超合金 Alloy718 を用いた。化学成分および機械的性質を表 2.1 および 2.2 に示す。Alloy718 の熱処理は二段時効処理であり、1228 K で 1 時間の溶体化処理後に 991 K で 8 時間保持を行った。EBSD を用いて観察した結晶方位分布を図 2.1 に示す。EBSD 観察には電界放射型走査型電子顕微鏡 FE-SEM (Elionix ERA-8800FE) および OIM 検出器 (EDAX-DigiViewIII) を用いた。Alloy718 結晶粒径は $8.7 \pm 2.5 \mu\text{m}$ であった。エネルギー分散型 X 線分析 EDS を用いて供試材の観察を行った。EDS 観察には Bruker Quantax200 および FE-SEM (Carl Zeiss ULTRA) を用いた。EDS 観察を行った結果、Alloy718 には Ti, N を主成分とした介在物と Nb, Mo を主成分とした介在物の 2 種類が供試材に含まれていた。介在物の寸法は結晶粒径と同程度であったが、 $30 \sim 50 \mu\text{m}$ 程度の介在物も存在していた。 $100 \mu\text{m} \times$

第2章 表面加工層観察手法の検討

100 μm に 1 個程度の介在物が分布していた。介在物を起点とした内部破壊も多く確認されていることから、一般的に Alloy718 には介在物が存在すると考えられる⁽³¹⁾。

Alloy718 のような析出強化型の Ni 基超合金鍛造材の場合、母材である γ 層中に析出強化相である γ' 層が析出する⁽³⁶⁾。 γ 層では、Ni が多元素を完全に固溶した状態となっている。 γ' 層は面心立方構造の面心位置にニッケルが、各頂点位置にアルミニウムが置換されてできる規則化された結晶構造である。 Alloy718 の場合、 γ 層中に γ' 層が格子状に析出する。 この格子の間隔は 1 μm であり、ち密である。 γ' 層の析出により転位の移動が妨げられ、Ni 基超合金は高強度が得られる。 また、き裂進展時には γ' 層がき裂進展抵抗として働く⁽³⁷⁾。

Table 2.1 Chemical composition of Alloy718(mass%).

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
0.03	0.10	0.06	0.007	0.0005	18.32	52.47

Al	Mo	Ti	Co	B	Nb+Ta	Fe
0.53	2.90	0.98	0.25	0.004	5.26	Bal

Table 2.2 Mechanical properties of Alloy718.

0.2% proof strength[MPa]	Tensile strength[MPa]	Elongation[%]	Reduction of area[%]
1117	1393	29.4	52

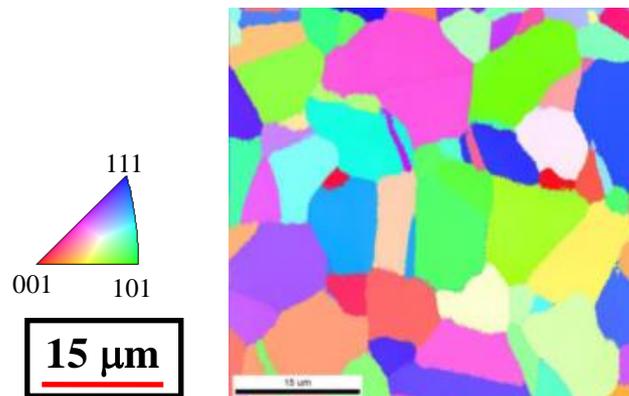


Fig.2.1 Micro structure of Alloy718 observed by electron back scatter diffraction pattern.

2.3 表面加工層の観察

2.3.1 試験片形状および加工条件

Alloy718 に旋盤加工を施し、表面加工層の詳細な観察を行った。試験片形状を図 2.2 に示す。疲労試験には平行部直径 4 mm、平行部長さ 15 mm の丸棒試験片を用いた。加工条件は回転数 $n = 500$ rpm、送り $f = 0.05$ mm/rev、切込み $d = 1.2$ mm である。切削油を用いた冷却を行いながら加工を行った。

2.3.2 表面加工層の観察

レーザー顕微鏡 (Lasertec 社製レーザーマイクロスコープ OPTELICS HYBRID) を用いて算術平均粗さ Ra を測定した。 $Ra = 0.394 \mu\text{m} < 1 \mu\text{m}$ であり、一般的な加工条件としては十分平滑であるといえる。図 2.3 に試験片表面の観察結果を示す。図 2.3 は光学顕微鏡写真である。観察には (株) ニコン MM-40 およびオリンパス(株)DP71 を用いた。送りマークとともに、矢印で示すような加工傷が周方向に生じていた。原子間力顕微鏡 AFM ((株) キーエンス, VN-8000) を用いて図 2.3(a)の破線部を観察した。観察結果を図 2.4 に示す。図 2.4(a)は鳥瞰図である。図 2.3(a)の A-A'断面を図 2.4(b)に、B-B'断面を図 2.4(c)に示す。加工傷の深さは $1 \mu\text{m}$ 程度である。図 2.4 に示した加工傷の EDS 分析を行った。その結果を図 2.5 に示す。Nb や Mo が検出されたことから、Nb, Mo を主成分とした介在物が加工時に割れ、割れた介在物が試験片表面を傷つけると考えられる。

X 線回折法 XRD を用いて軸方向残留応力 σ_r を測定した。測定には Stresstech 社製 X3000 および G2 ゴニオメータを用いた。 $\sigma_r = -321.8$ MPa であり、圧縮残留応力が生じていた。

表面加工層の硬さを調べるためにインデンテーション試験を行った。インデンテーション試験には島津製作所製ダイナミック超微小硬度計 DUH-211 を用い、圧子には稜間隔 115° の三角錐圧子を用いた。試験片平行部を半径方向に切断し、切断面にインデンテーション試験を

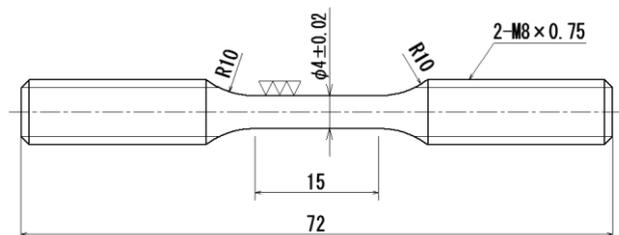


Fig.2.2 Specimen configuration.

第2章 表面加工層観察手法の検討

行った。丸棒試験片の表面から $100\ \mu\text{m}$ 以内および丸棒試験片中央部にインデンテーション試験を行った。押し込み力 $F = 300\ \text{mN}$ とした。その結果、圧痕の一片の長さは $10\ \mu\text{m}$ 程度、押し込み深さ $h = 2\ \mu\text{m}$ 程度であった。圧痕同士の干渉を避けるため、圧痕間隔が $30\ \mu\text{m}$ 以上となるように試験を行った。硬さには超微小負荷硬さ HTL を用い、HTL の計算には $\text{HTL} = 3.86 \times F / (h^2)$ を用いた⁽³⁸⁾。試験結果を図 2.6 に示す。試験片表面から $2000\ \mu\text{m}$ 、すなわち試験片中央部では $\text{HTL} = 422\ \text{HTL300}$ であった。表面からの距離が $10\ \mu\text{m}$ の場合、 $\text{HTL} = 380\ \text{HTL300}$ 程度であり、試験片中央部より硬さが低かった。試験片の表面に近いため、正確な測定ができていないと考えられる。表面からの距離が $10\ \mu\text{m}$ より大きい場合、試験片中央部の硬さとほぼ同程度だったが、表面に近づくにつれ硬さが少し上昇する傾向が見られた。

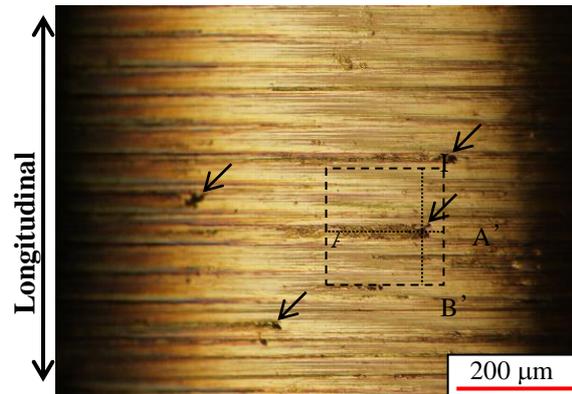


Fig.2.3 Observation of specimen surface using optical microscope.

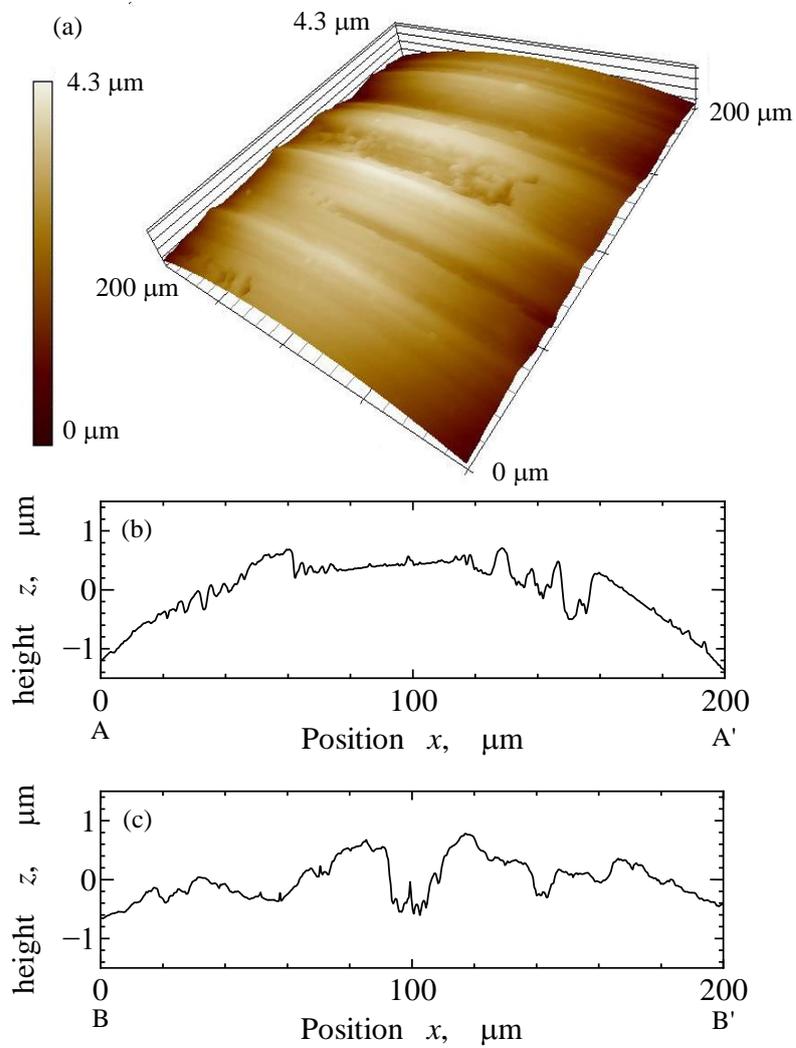


Fig.2.4 3D image shown in Fig.2.3(a) measured by atomic force microscope (a).Sectional shape of specimen surface shown in Fig.2.3(a) on the line A-A'(b) and B-B'(c).

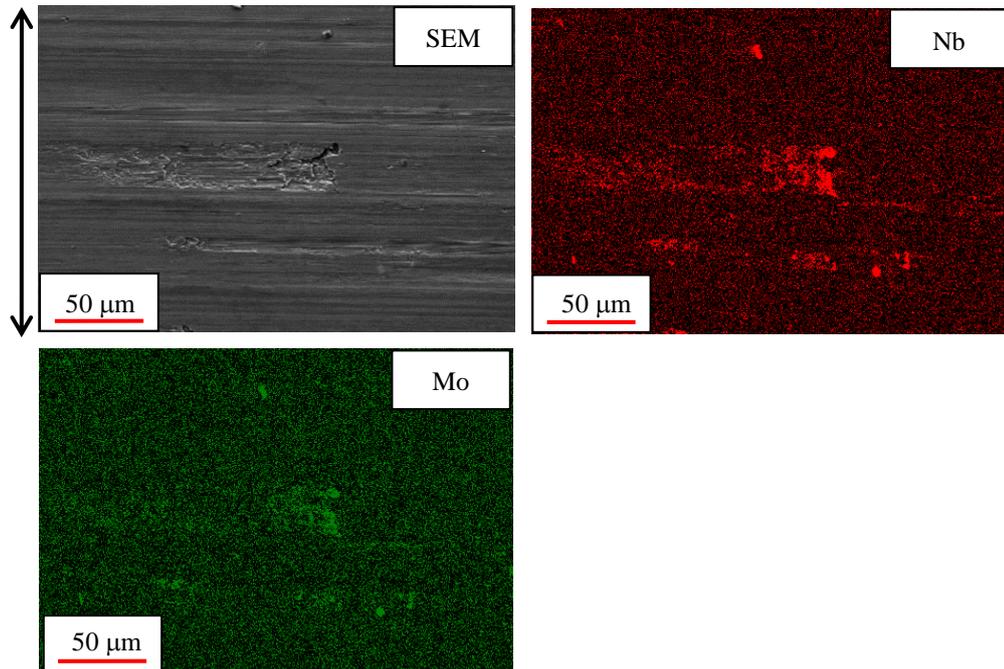


Fig.2.5 Energy dispersive X-ray spectrometry results of scratch.

2.3.3 EBSD 法を用いた塑性ひずみおよび微視組織変化の観察

試験片を軸方向に切断し EBSD 観察を行った。結晶方位分布を図 2.7(a)に、EBSD の鮮明さをパラメータ化した IQ (Image Quality) 分布を図 2.7(b)に、結晶粒界における方位差を図 2.7(c)に示す。また、局所方位差パラメータ (LMP) を用いた評価を行った。多くの LMP が提案されているが、結晶粒内の分布を評価可能な Grain Reference Orientation Deviation (GROD) および Kernel Average Misorientation (KAM) を本研究では用いた⁽³⁹⁾。GROD は塑性ひずみと、KAM は幾何学的に必要な転位 (GN 転位) と関係している⁽⁴⁰⁾⁽⁴¹⁾。本研究では、1 結晶粒内での平均方位から GROD を求めた。試験片中心部の GROD および KAM を測定し、平均値 μ および分散 σ を求め、Child らの研究を基に $\mu+2\sigma$ 以上の領域を高 GROD 層および高 KAM 層とした⁽⁴²⁾。図 2.7(d)および(e)の緑で示した領域が高 GROD 層および高 KAM 層である。図 2.7(a)の A で示す領域は高 GROD 層より深い領域である。A 層は加工の影響がない層であり、以下バルク層と呼ぶ。高 GROD 層と高 KAM 層の間の領域を図 2.7(a)に B として示す。試験片表面から 5~50 μm 程度が B であり、HTL が高い領域と一致している。また、GROD は塑性変形と対応している。そのため、B は塑性変形が生じている領域であると考えられる。以下塑性変形層

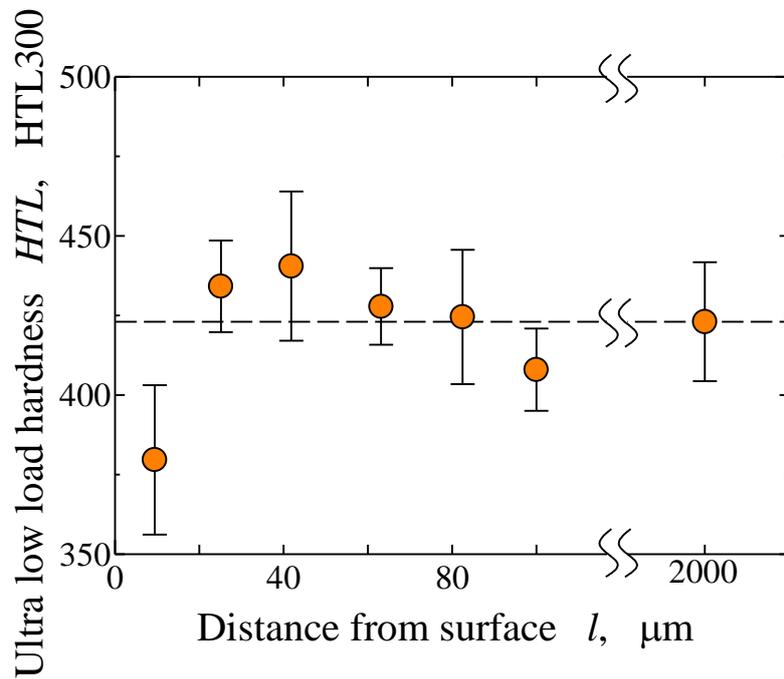


Fig.2.6 Ultra low load hardness distribution.

と呼ぶ。図 2.7(a)の C は高 KAM 層である。図 2.7(c)に示すように、結晶粒界の方位差が 15° 以下の小傾角粒界が C では生じている。また、KAM は GN 転位と対応している。そのため、加工による強変形により GN 転位が増加し、亜結晶が生じることで微細粒化した層が C であると考えられる。以下 C を微細粒層と呼ぶ。バルク層の平均結晶粒径が $8.7 \mu\text{m}$ であったのに対し、微細粒層の平均結晶粒径は $3 \mu\text{m}$ であった。試験片表面から $3 \mu\text{m}$ 程度以下の最表面の領域では IQ が低く、正確な EBSD 測定ができなかった。

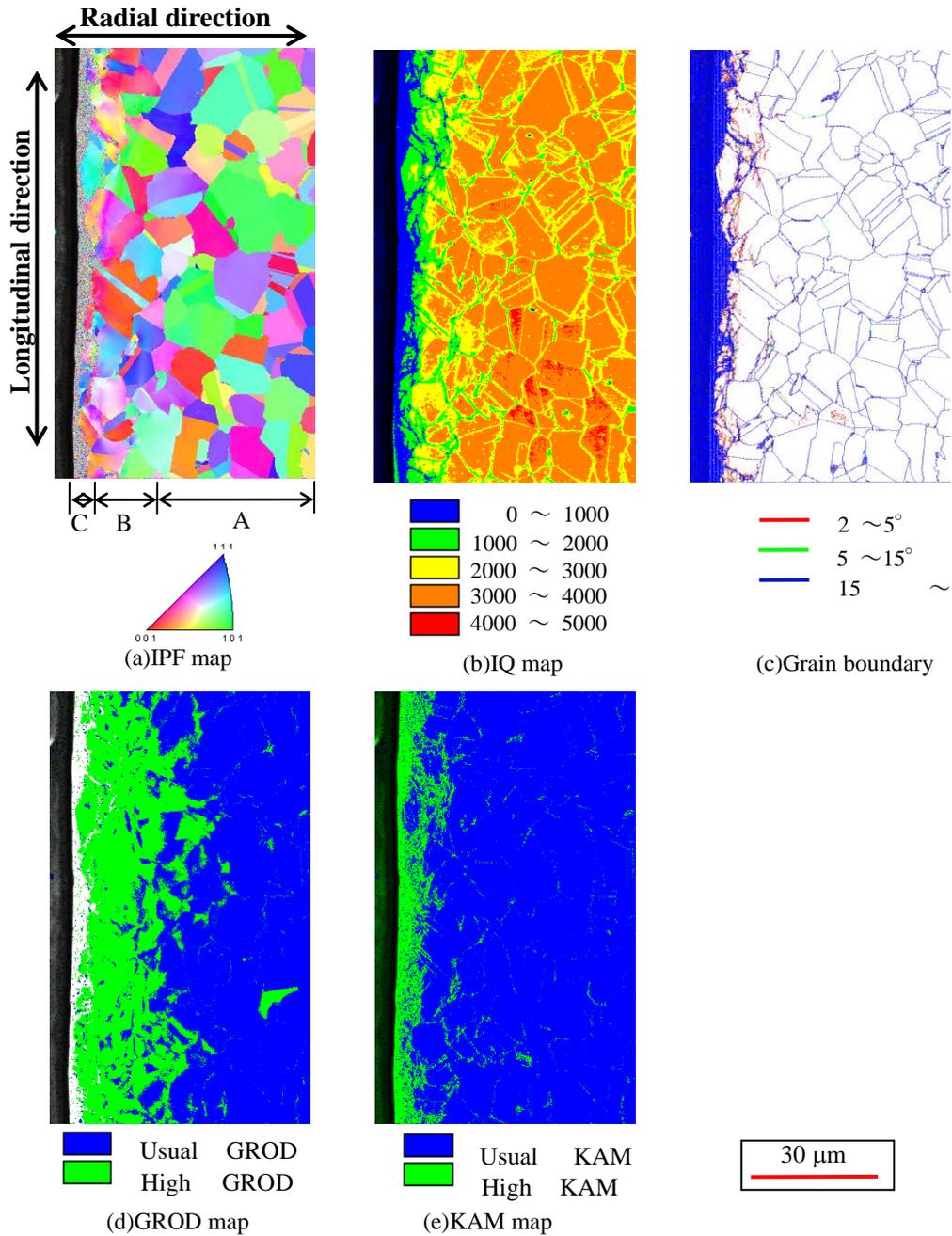


Fig.2.7 Microstructure observation using electron back scatter diffraction pattern.

試験片の最表面の領域の微視組織を観察するために、高分解能透過型電子顕微鏡 HR-TEM (日本電子製 JEM-4010) を用いて観察を行った。薄片試料作成には集束イオンビーム FIB 加工装置 (日本電子製 JEM-9310FIB) を用いた。丸棒試験片表面に FIB 加工を行い、試験片軸方向-半径方向平面の試料を作成した。TEM 観察結果を図 2.8 に示す。図 2.8(a)の C で示した

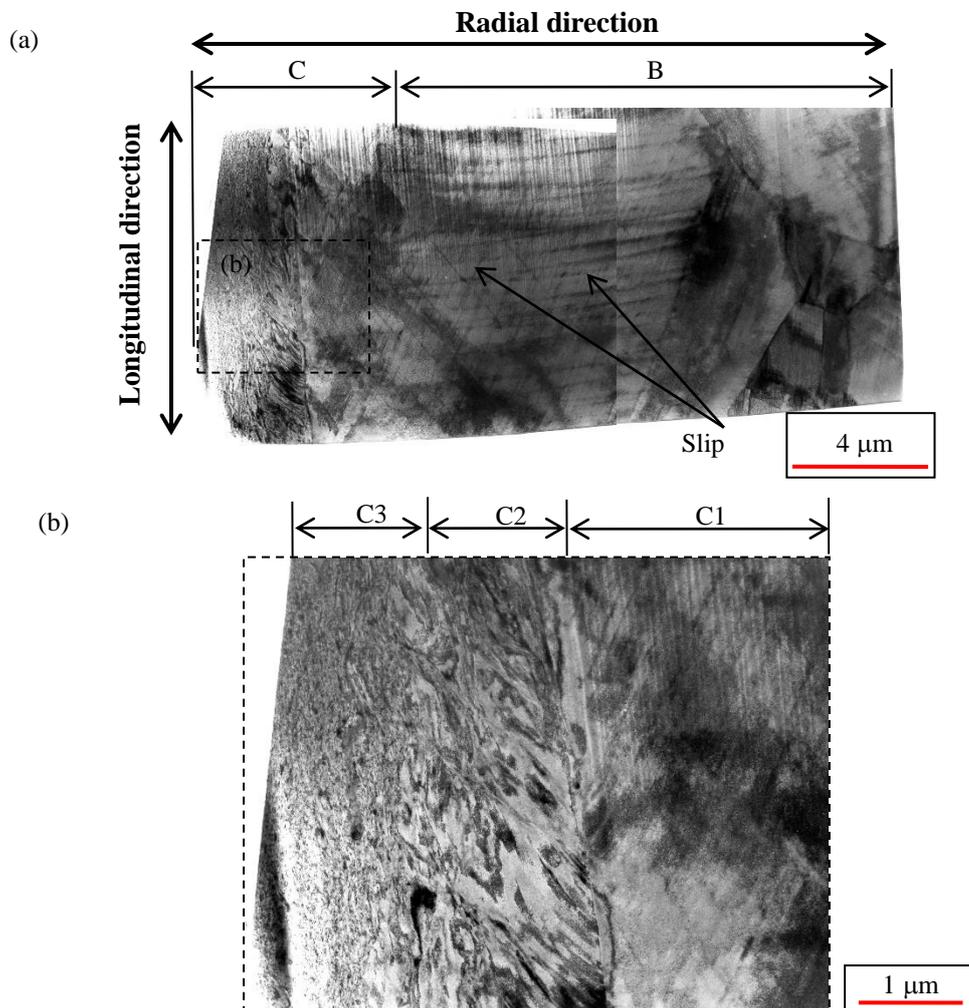


Fig.2.8 Transmission electron microscope image of fine grain layer(a). (b) is magnified image of enclosed area by dash line in (a).

領域は試験片表面から 5 μm 程度の領域であり、転位密度も高いため微細粒層だと考えられる。B で示した領域の結晶粒は通常の大きさであり、すべり線も観察されるため、塑性変形層であると考えられる。図 2.8(b)の C1 で示した領域は試験片表面から 3 μm 程度以上の領域であり、EBSD で観察が可能であった領域だと考えられる。EBSD で観察できなかった層は 2 つの層にわかれており、C2 で示す層は結晶粒径が 200~300 nm であり、C3 で示す最表面層は結晶粒径が 30~100 nm の層であった。

以上のことから EBSD を用いた微視組織観察についてまとめる。局所方位差パラメータの

一つである GROD と KAM を用いて表面加工層を評価した。その結果、高 GROD 領域は硬さが上昇した領域と一致していた。そのため、高 GROD 領域は塑性変形層であると考えらる。高 KAM 領域では小傾角粒界が多くみられ、高 KAM 層の平均結晶粒径はバルク層のものよりも小さかった。そのため、高 KAM 領域は微細粒層であると考えられる。以上のことから、高 GROD 深さを測定することで塑性変形層深さを定量的に測定でき、高 KAM 深さを測定することで微細粒層深さを定量的に測定できる。なお、IQ 値が低い領域は結晶粒径が 30~200 nm の超微細粒層であった。本研究では、微細粒層は超微細粒層に含まれることから、両者を区別せずに微細粒層と呼ぶ。

2.4 結言

本章では、Alloy718 に一般的な加工を施し、表面加工層を観察し、表面加工層の評価法を提案した。特に、EBSD を用いた微視組織変化の観察手法を提案した。得られた結果は以下のとおりである。

1. EBSD を用いて表面加工層を観察することで、表面近傍はバルク層、塑性変形層および微細粒層を評価することができた。局所方位差パラメータを用いることで、塑性変形層深さと微細粒層深さを定量的に評価できる。
2. 旋盤加工された試験片の表面には加工傷が生じた。加工傷をレーザー顕微鏡で観察することで、加工傷の形状を詳細に観察することができた。加工傷は介在物によって生じていることがわかった。
3. エックス線回折装置 XRD を用いることで残留応力の測定が可能である。本研究で観察した試験片では、圧縮残留応力が生じていた。

第3章 表面加工層が低サイクル疲労強度に及ぼす影響

3.1 緒言

第2章では、表面加工層の観察手法について検討した。本章では、実際に疲労試験を行い、表面加工層が疲労強度に及ぼす影響を明らかにする。しかし、表面加工層には「表面形状の変化」「材質の変化」「残留応力」など多くの因子がある。これらの要因が複合的に疲労強度に影響を及ぼすため、個々の影響を個別に検討した上でそれらの影響を総合的に評価する必要がある。そこで、表面加工層の個々の因子を個別に検討するために、表面加工層の分離手法について検討した。まず、旋盤加工した試験片および旋盤加工後に表面加工層を除去した試験片を作成した。次に、第2章で提案した手法を用いて表面加工層を観察し、表面加工層を定量的に評価した。それにより、表面加工層が適切に分離できているか検証する。その試験片に対し、低サイクル疲労試験を行い、疲労寿命や微小き裂の発生進展挙動を比較した。それにより、表面加工層のそれぞれの因子が低サイクル疲労寿命に及ぼす影響を検討した。

3.2 表面加工層の分離手法

3.2.1 分離手法の検討

表面加工層が疲労寿命に及ぼす影響を明らかにするために、表面仕上げの異なる試験片を製作した。表面加工層の因子は「粗さ」「加工傷」「残留応力」「微細粒層」および「塑性変形層」の5つである。このうち、粗さの影響については、有限要素法解析により応力分布やひずみ分布を求めることで考慮できると考えられる。そのため、本研究では「加工傷」「残留応力」「微細粒層」および「塑性変形層」に着目することとした。これら4つの因子を分離するために、電解研磨およびエメリ紙を用いた研磨を行い、表面加工層を除去した試験片を作成

第3章 表面加工層が低サイクル疲労強度に及ぼす影響

した。作成した試験片は以下の3種類である。

- ①旋盤加工のままの試験片
- ②電解研磨により、塑性変形層の一部と微細粒層を取り除いた試験片
- ③電解研磨およびエメリ紙を用いた研磨により、微細粒層と塑性変形層のすべてを取り除いた試験片

上述の①の試験片には「加工傷」「残留応力」「微細粒層」および「塑性変形層」がすべて含まれている。②の試験片には「残留応力」「塑性変形層」が含まれている。③の試験片には表面加工層がない。①と②を比較することで、微細粒層と加工傷の影響を明らかにすることができる。②と③を比較することで残留応力と塑性変形層の影響を明らかにすることができる。さらに、残留応力の影響と塑性変形層の影響を分離するために、「降伏応力以下の荷重」と「降伏応力以上の荷重」の2種類の荷重条件で実験を行うこととした。「降伏応力以下の荷重」では残留応力が維持されるが、「降伏応力以上の荷重」では残留応力が解放されると考えられることから、荷重条件により分離できると考えられる。また、微細粒層の影響と加工傷の影響は分離できていないが、試験片表面のき裂を観察することで加工傷単独の影響を明らかにできると考えられる。そのため、微細粒層の影響と加工傷の影響を分離可能だと考えられる。なお、前述のように、本研究では粗さの影響には着目しない。粗さの影響がないように、粗さが小さい加工条件で加工を行うこととした。さらに、旋盤による表面加工層を定量的に変化させるために、切込みを変えた加工も行った。

3.2.2 表面仕上げ条件および表面加工層の評価

本章で用いた試験片形状は第2章で示したものと同様であり、平行部直径4 mm、平行部長さ15 mmの丸棒試験片である。Alloy718の表面仕上げ条件および試験本数を表3.1に示す。T1は旋盤加工のままの表面仕上げであり、第2章で行った加工条件である。T2も旋盤加工したままの試験片である。T1とT2は直径あたりの切込み d が異なり、T1は $d = 1.2$ mm、T2は $d = 0.3$ mmである。T1とT2は前述の①と対応している。EP1およびEP2の表面仕上げは電解研磨である。 $d = 0.5$ mmで旋盤加工した後に電解研磨を施した。EP1とEP2は電解研磨量による除去量が異なる。EP1は電解研磨により試験片直径0.07 mm分を除去した。EP2は、エ

第3章 表面加工層が低サイクル疲労強度に及ぼす影響

メリ紙を用いた研磨により試験片直径 0.09 mm 分を除去した後に電解研磨で試験片直径 0.03 ~ 0.04 mm 分研磨した。すなわち、EP1 は前述の②と対応し、EP2 は前述の③と対応している。

第2章に示した手法を用いて表面加工層を評価した。図 3.1 に EP1 の表面観察写真を示す。送りマークや加工傷は除去されていたが、粒界が優先的に除去されることによるうねりや腐食ピットが生じていた。EP2 の試験片表面も EP1 と同様であった。各試験片の表面粗さ、残留応力および高 LMP 層の深さを表 3.2 に示す。「高 LMP 層」は「LMP が高い層」を示す。図 2.7 に示すように、高 LMP 層の深さは軸方向でばらつきがある。そのため、高 LMP 層の深さを軸方向で平均し、表 3.2 に示した。いずれの試験片でも表面粗さ $Ra < 1 \mu\text{m}$ であり、十分平滑といえる。T1 と T2 の圧縮残留応力はほぼ等しいが、EP1 の圧縮残留応力は両者よりも小さい。EP2 は残留応力がほぼなかった。T1 および T2 では、T1 の高 LMP 層厚さの方が T2 のものよりも大きかった。EP1 に高 KAM 層はほとんどなかったが、高 GROD 層が 3~4 μm 程度生じていた。そのため、微細粒層が除去されていると考えられる。EP2 の高 LMP 層の測定は行っていないが、残留応力が生じていないことから微細粒層および塑性変形層が除去されていると考えられる。

各試験片の表面仕上げを以下にまとめる。T1 の場合、切削加工時の送りによる送りマークや介在物による傷が周方向に傷が生じている。試験片表面には微細粒層および塑性変形層があり、圧縮残留応力が生じている。T1 と T2 では、T1 の高 LMP 層厚さの方が T2 のものよりも大きかったが、圧縮残留応力に差はなかった。EP1 は送りマーク、加工傷および微細粒層を除去した試験片である。試験片表面には塑性変形層があり、圧縮残留応力が生じている。EP2 はすべての表面加工層を除去した試験片であり、旋盤加工の影響を受けていない。以上のことから、表面加工層を適切に分離できていると考えられる。

また、本研究では、切込みの大きい T1 の方が、塑性変形層厚さおよび微細粒層厚さが大きかった。この傾向は引地らの研究の傾向と一致している。引地らは、切込みが深くなると切削抵抗が大きくなり、それによって塑性変形層が深くなるとしている。また、切込みが大きくなるとせん断角が大きくなり、それに伴い塑性変形層が増えるとしている。微細粒層も同様の理由だと考えられる。

なお、本研究の場合、残留応力の深さ方向分布は測定していない。そこで、T1、T2 および EP1 の残留応力測定結果から深さ方向分布について考察した。 $d = 1.2 \text{ mm}$ の T1 の表面加工層は $d = 0.3 \text{ mm}$ の T2 のものとはほぼ等しかった。そのため、 $d = 0.5 \text{ mm}$ の表面加工層も両者の表面加工層と等しいと考えられる。 $d = 0.5 \text{ mm}$ の旋盤加工後に電解研磨によって試験片直径

第3章 表面加工層が低サイクル疲労強度に及ぼす影響

0.07 mm 分, すなわち表面から 35 μm 分を除去した試験片が EP1 である. そして, EP1 の表面には残留応力 $\sigma_r = -267.4 \text{ MPa}$ が生じていた. そのため, T1 および T2 の残留応力は少なくとも 35 μm 程度の深さまでは生じていると考えられる.

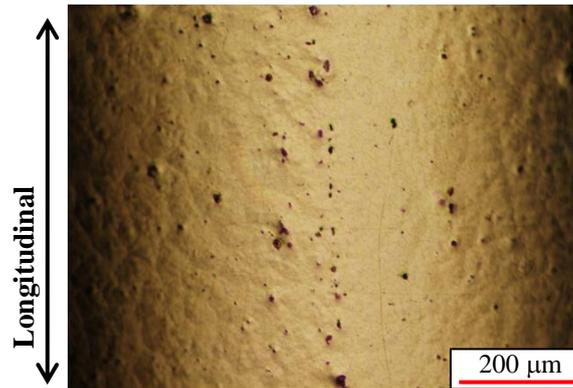


Fig.3.1 Observation of specimen surface of EP1 using optical microscope.

Table 3.1 Surface finish conditions.

	n [rpm]	f [mm/rev]	d [mm]	Cutting fluids	Polish	Number of specimens
T1	500	0.05	1.2	used	No	6
T2	500	0.05	0.3	used	No	6
EP1	500	0.05	0.5	used	Electrolytic polish	8
EP2	500	0.05	0.5	used	Paper polish and electrolytic polish	2

Table 3.2 The observation results of surface conditions.

	T1	T2	EP1	EP2
Ra [μm]	0.296	0.394	0.151	0.419
σ_r [MPa]	-326.8	-321.8	-267.4	-27.7
Depth of high GROD layer [μm]	17.6	14.4	3.96	-
Depth of high KAM layer [μm]	5.85	4.87	0.90	-

3.3 低サイクル疲労試験

3.3.1 疲労試験方法

低サイクル疲労試験は JIS Z2279⁽⁴³⁾ に準拠し実施した。試験機には容量±100 kN 電気油圧式疲労試験機(MTS 製)を用い、室温大気中で行った。標点間長さ 12 mm の伸び計を用いて軸方向変位を測定し、軸方向ひずみに変換した。疲労試験は軸方向ひずみ制御で行い、ひずみ速度は 0.4 %/s とした。試験条件はひずみ範囲 $\Delta\varepsilon=0.8$ および 1.4 % とした。 $\Delta\varepsilon=0.8$ %では弾性変形内で、1.4 %では塑性変形が生じると考えられる。疲労試験片の破断は、1 サイクル中の最大応力 σ_{\max} がほぼ一定となる疲労寿命中期における σ_{\max} の 75 %まで σ_{\max} が低下した時点または試験片の破断時とした。

3.3.2 疲労寿命

図 3.2 および表 3.3 に破断繰返し数 N_f と $\Delta\varepsilon$ の関係を示す。有意水準 5 %として t 検定を行った。疲労寿命が対数正規分布であることを仮定し、等分散を仮定した。 $\Delta\varepsilon=1.4$ %の場合、疲労寿命に有意な差は見られなかった。一方、 $\Delta\varepsilon=0.8$ %の場合、T1 と T2 の疲労寿命に有意な差は見られなかったが、EP1 は T1 および T2 よりも有意に短寿命であった。試験本数が 1 本の EP2 に対しては t 検定を行わなかったが、いずれの表面仕上げよりも疲労寿命は短かった。

図 3.3(a)に T1 の応力-ひずみ関係を示す。また、1サイクル中の最大応力および最小応力の変化を図3.3(b)に示す。 $\Delta\varepsilon=0.8$ %の場合、繰返し数 $N=1$ では塑性変形は生じない。その後、わずかに塑性変形が生じるが、疲労寿命の中盤以降でもほぼ弾性変形であった。 $\Delta\varepsilon=1.4$ %の場合、 $N=1$ から塑性変形が生じていた。 $N=5$ 程度までは繰返し硬化を示すが、その後緩やかな繰返し軟化を示した。結果は省略するが、応力-ひずみ関係および繰返し硬化軟化挙動に表面加工層の影響は見られなかった。

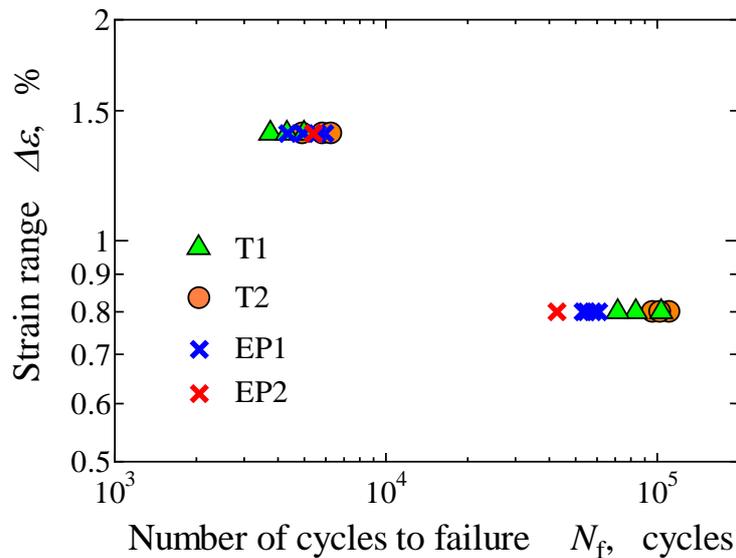


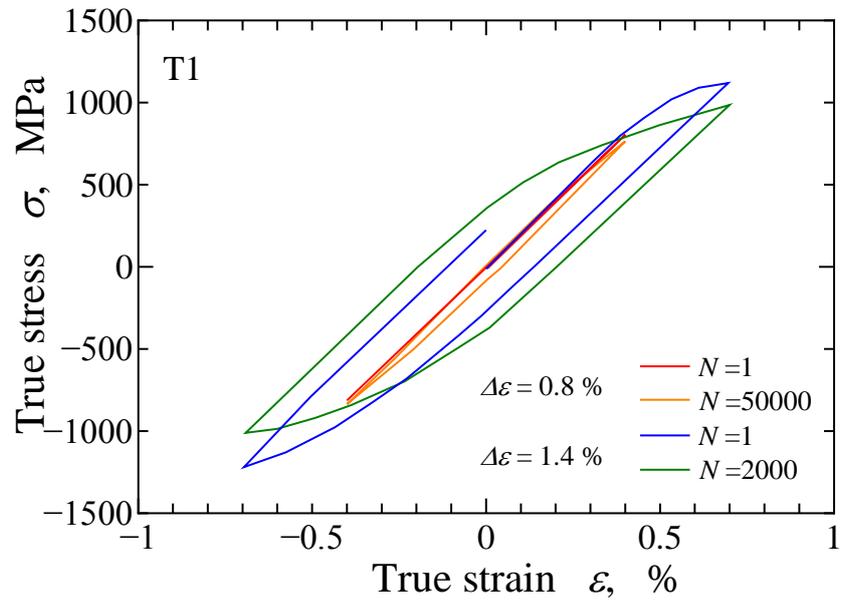
Fig.3.2 The relationship of strain range and fatigue lives.

Table 3.3 The results of fatigue lives N_f [cycles].

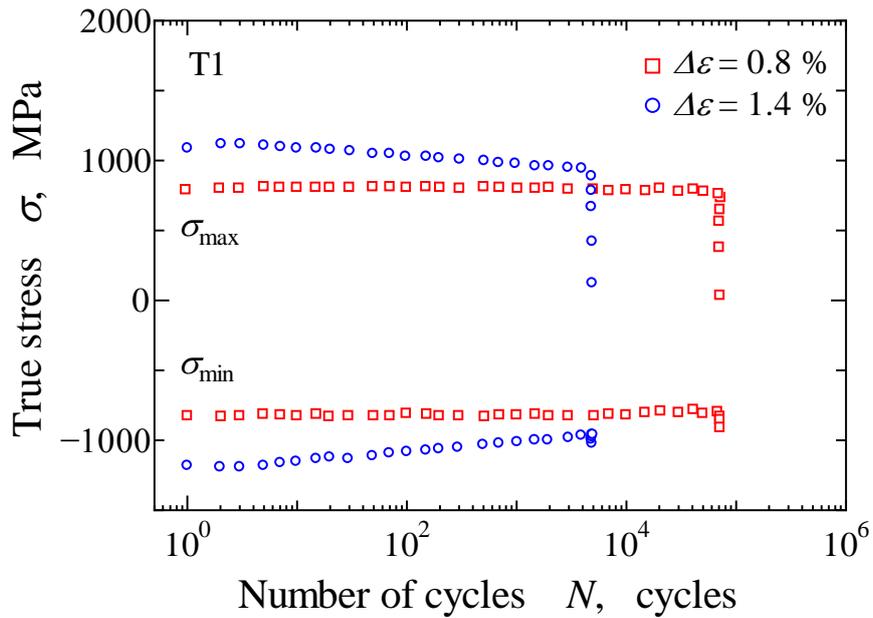
$\Delta\epsilon = 0.8 \%$				$\Delta\epsilon = 1.4 \%$			
T1	83275	EP1	60812	T1	3745	EP1	4951
	103449		57803		4312		4343
	71433		53321		4983		5570
T2	110920	EP2	54863	T2	5844	EP2	5950
	96391		42691		4930		5401
	102613				6282		

3.3.3 破面観察側面観察および切断面観察

疲労試験後の試験片表面の観察結果を図3.4に示す。図3.4(a)および(b)はT1の $\Delta\epsilon = 1.4 \%$ 試験の試験片表面である。T1およびT2の場合、多くのき裂は加工傷から発生していた。しかし、図3.4(b)に示すように、発生起点が不明確なき裂も存在した。図3.4(c)および(d)はEP1の $\Delta\epsilon = 1.4 \%$ 試験の試験片表面である。EP1およびEP2の場合、き裂は結晶粒内のすべり帯を起点として発生していた。



(a)The relation between stress and strain.



(b)Max and minimum stress variation.

Fig.3.3 Stress-strain response of T1.

T1 の $\Delta\varepsilon = 1.4\%$ 試験の破面および側面の観察結果を図3.5に示す。図3.5(a)に赤矢印で示すように、破面の外周には複数のき裂が確認できる。複数のき裂が発生し、合体を繰り返しながら成長したと考えられる。矢印(1)および(2)の方向から光学顕微鏡観察を行った結果を図3.5(b)

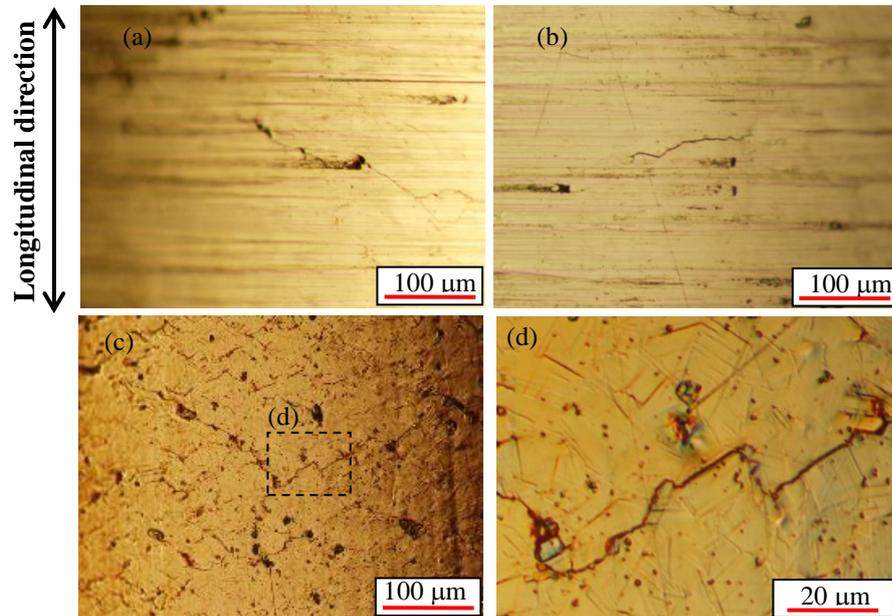


Fig.3.4 Observation of fatigue crack under $\Delta\varepsilon=1.4\%$ condition of T1 (a)(b) and EP1(c)(d).

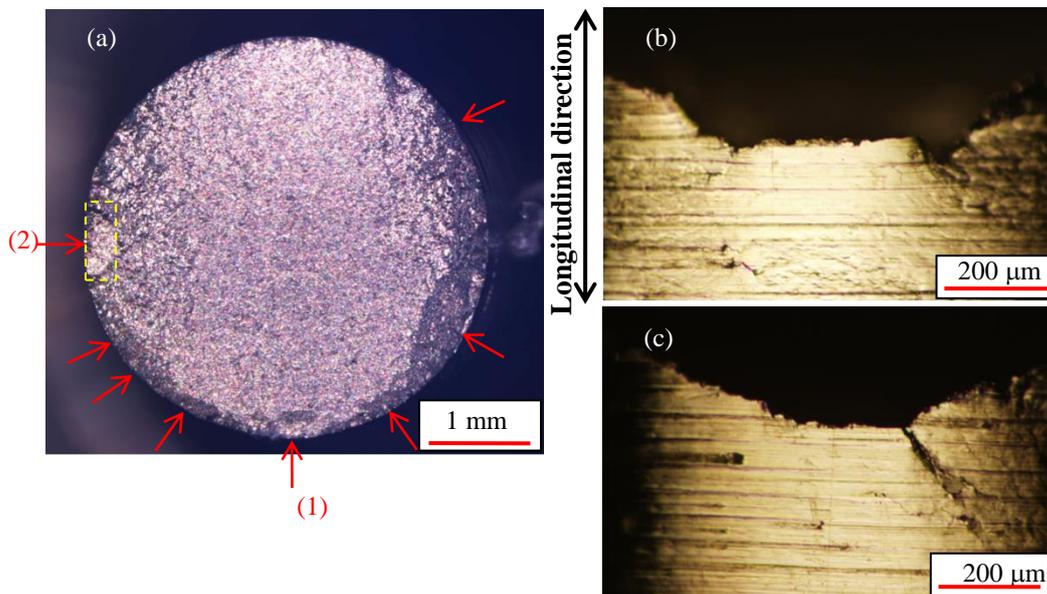


Fig.3.5 Macro observation of fracture surface under $\Delta\varepsilon=1.4\%$ condition of T1(a). (b) and (c) are the picture of side surface.

および(c)に示す。加工傷に沿ってき裂が進展したと考えられる。図 3.5(a)の破線部の EDS 観察を行った。その結果を図 3.6 に示す。図 3.6 に示すように、Nb, Mo を主成分とする介在物が確認された。T2 の破面は T1 と同様であった。EP1 の破面および側面の観察結果を図 3.7 に

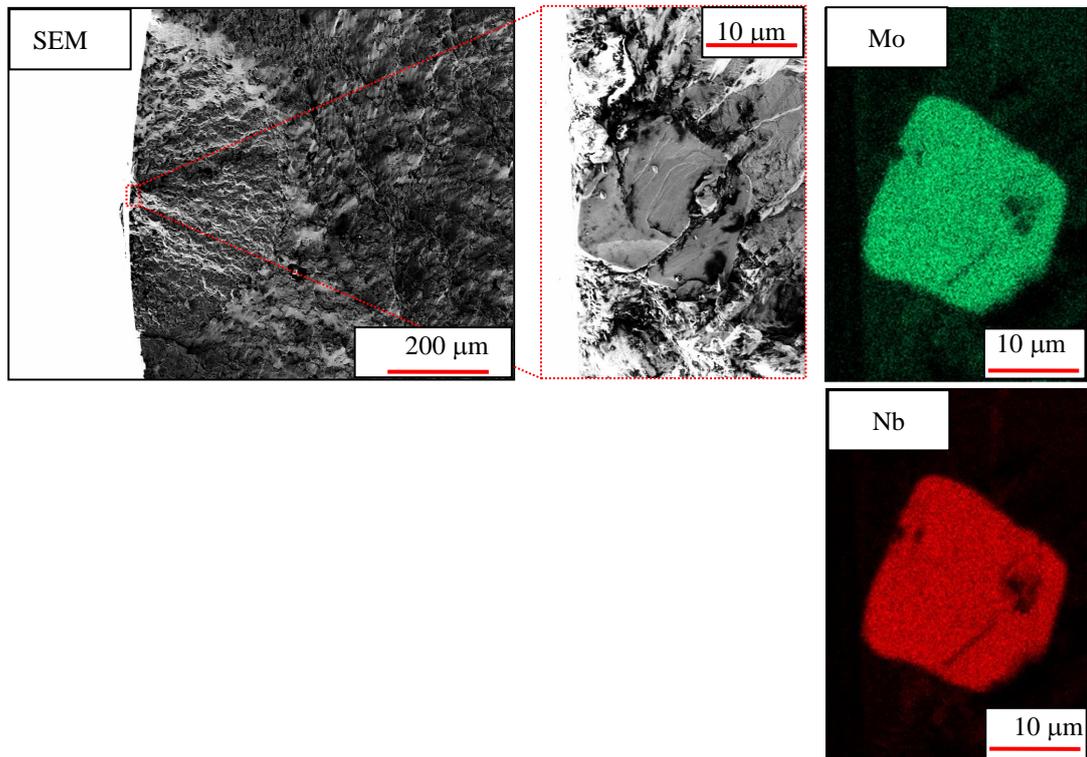


Fig.3.6 Results of Energy dispersive X-ray spectrometry observation for crack origin.

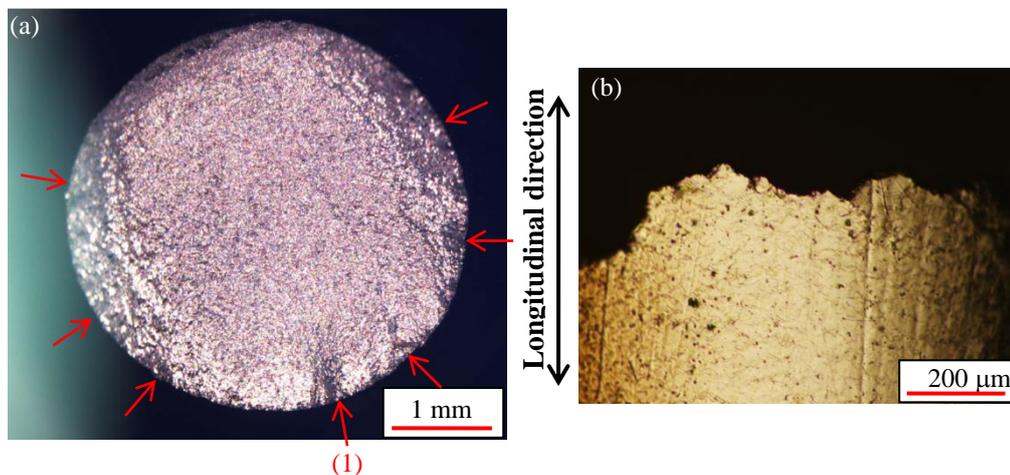


Fig.3.7 Macro observation of fracture surface under $\Delta\varepsilon=1.4\%$ condition of EP1(a). (b) is the picture of side surface.

示す. T1 と同様に, 複数のき裂が確認できることから, 複数のき裂が発生し, 合体を繰り返しながら成長したと考えられる. 図 3.7(a)を矢印(1)の方向から光学顕微鏡を用いて観察した. その結果を図 3.7(b)に示す. き裂は屈曲しており, すべり帯に沿ってき裂が進展していたことやき裂が合体したことを示している. エネルギー分散型 X 線分析装置 EDS を用いて破面を観

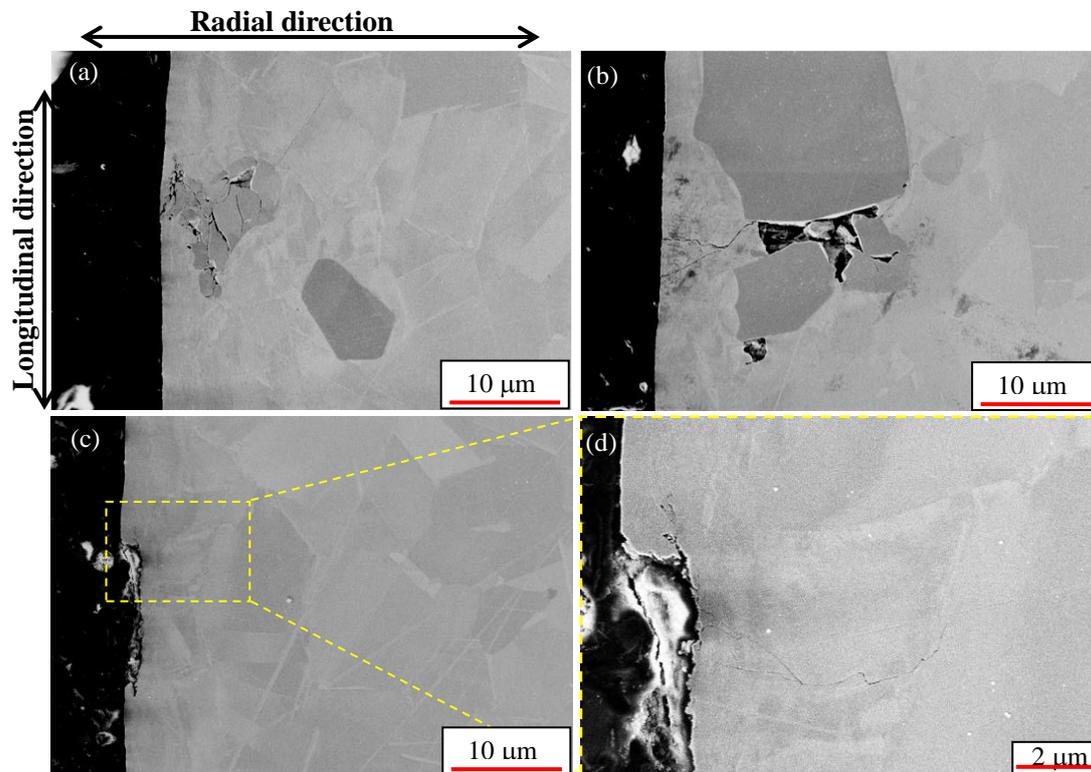


Fig.3.8 Observation of cracks initiated from inclusions (a)(b) and scratch (c) on the longitudinal section using scanning electron microscope for $\Delta\varepsilon = 1.4\%$ test of T1. (d) is magnified image of enclosed area by dash line in (c).

察したが、破壊起点に介在物は確認されなかった。EP2の破面はEP1と同様であった。

発生起点が不明確なき裂が確認されたT1に対し、疲労試験後の試験片を軸方向に切断し、観察を行った。切断面のFE-SEM観察写真を図3.8示す。FE-SEM観察にはCarl Zeiss ULTRAを用いた。図3.8(a)および(b)に示すように、表面および表面近傍の介在物が割れ、そこから疲労き裂が進展していた。そのため、図3.8(b)に示した発生起点が不明確なき裂は、内部き裂が表面に達したものだと考えられる。また、図3.8(c)および(d)に示すように、加工傷から発生したき裂も確認された。介在物や加工傷以外から発生したき裂は確認されなかった。

3.4 考察

3.4.1 Alloy718のき裂発生進展挙動

本研究では微小き裂発生寿命の評価や微小き裂進展の破壊力学的評価を行っていない。しかし、一般的な低サイクル疲労の場合、疲労寿命の初期に微小き裂が発生する。また、皮籠

第3章 表面加工層が低サイクル疲労強度に及ぼす影響

石らが行った Alloy718 の微小き裂進展評価を基にすると Alloy718 の微小き裂は破壊力学的なき裂進展則に従って進展すると考えられる⁽⁴⁴⁾。そのため、本研究の Alloy718 の疲労寿命もき裂進展寿命が大半を占め、微小き裂進展は破壊力学的に評価できると考えられる。

T1 および T2 の最表面は微細粒層であり、すべり帯からき裂が発生しにくい。そのため、加工傷や介在物からき裂が発生する。発生したき裂は半楕円形状に進展する。き裂の表面部は微細粒層を進展し続けるが、最深部は微細粒層から塑性変形層へと進展し、その後バルク層まで進展する。T1 および T2 には圧縮残留応力が生じているため、き裂は圧縮残留応力の影響を受けながら進展する。圧縮残留応力はき裂を閉口させ、有効応力拡大係数を減少させる。3.2 節に示したように、圧縮残留応力は 35 μm 以上の深さまで生じていると考えられるが、残留応力は繰返し荷重下で減少することがある。そのため、疲労寿命の初期のき裂進展に残留応力は影響すると考えられる。T1 と T2 の表面加工層はほぼ等しかったため、両者の疲労強度に大きな差はなかったと考えられる。

EP1 は微細粒層および加工傷を取り除いた試験片である。き裂はすべり帯から発生する。すべり帯から発生したき裂は塑性変形層を進展し、やがてバルク層に達する。EP1 には圧縮残留応力が生じており、圧縮残留応力の影響を受ける。EP1 の圧縮残留応力は T1 よりも小さい。巨視的な塑性変形が生じ、圧縮残留応力が解放される $\Delta\varepsilon = 1.4\%$ の場合、T1 と EP1 の疲労寿命に差は見られなかった。そのため、本研究の場合、加工傷の影響は小さいと考えられる。一方、巨視的に弾性変形である $\Delta\varepsilon = 0.8\%$ の場合、T1 は EP1 よりも長寿命であった。そのため、圧縮残留応力によりき裂が閉口し、有効応力拡大係数が減少した結果、T1 は EP1 よりも長寿命になったと考えられる。

EP2 は微細粒層、塑性変形層および加工傷を取り除いた試験片であり、残留応力も生じていない。き裂はすべり帯から発生し、バルク層を進展する。 $\Delta\varepsilon = 1.4\%$ の場合、EP1 と EP2 の疲労寿命に差は見られなかった。一方、 $\Delta\varepsilon = 0.8\%$ の場合、EP1 の方が長寿命であった。EP1 に生じている圧縮残留応力の影響により、両者の疲労寿命に差が生じたと考えられる。

なお、本研究で用いた試験片の Ra は 1 μm 以下であり、表面粗さの影響は少ないと考えられる。

3.4.2 表面加工層が疲労寿命に及ぼす影響

表面加工層が疲労寿命に及ぼす影響を以下にまとめる。加工傷は初期き裂寸法に影響する。

第3章 表面加工層が低サイクル疲労強度に及ぼす影響

加工傷が大きい場合、疲労寿命は大きく低下するが、加工傷が小さい場合、疲労寿命の低下は小さい。Alloy718のように介在物がある場合、介在物の応力集中と加工傷による応力集中の大小関係によって、き裂発生起点が変わる。加工傷が浅く、加工傷による応力集中が介在物の応力集中よりも小さい場合、介在物から微小き裂は発生する。そのため加工傷は疲労寿命に影響しない。しかし、加工傷が深く、加工傷による応力集中が介在物の応力集中よりも大きい場合、微小き裂は加工傷から生じ、加工傷は疲労寿命を低下させると考えられる。本章の結果では加工傷が低サイクル疲労強度に及ぼす影響を定量的に評価していない。この点については第6章で詳細に検討する。

試験片の最表面が塑性変形層の場合、すべり帯からき裂が発生する。一方、微細粒層はすべり帯からき裂が発生しにくいいため、加工傷や介在物からのき裂発生が支配的になる。

塑性ひずみは応力範囲を増加させ、疲労寿命を低下させる⁽³²⁾⁽³³⁾。塑性変形層は表面から30～50 μm程度であり、疲労寿命初期にき裂最深部は塑性変形層を貫く。また、表面から離れるほど加工による塑性ひずみは小さくなる。そのため、塑性変形層が疲労寿命に及ぼす影響は小さかったと考えられる。

残留応力はき裂閉口に影響を与え、有効応力拡大係数を減少させ、疲労寿命の初期のき裂進展に影響を与える。圧縮残留応力の場合、疲労寿命を向上させるが、引張残留応力の場合には疲労寿命を低下させる。しかし、塑性変形が生じた場合、残留応力は解放され、疲労寿命に影響しなくなる。Alloy718のように降伏応力が高い場合、低サイクル疲労でも残留応力が影響する。一方で、降伏応力は塑性変形や微視組織によって変化する。そのため、表面仕上げが疲労強度に及ぼす影響を明らかにするためには、表面加工層の微視組織を考慮した残留応力解放挙動を検討する必要がある。そこで、第4章では、結晶塑性有限要素法を用いて表面加工層をモデル化し、残留応力の解放挙動のシミュレーションを行い、残留応力の解放と表面加工層の関係を検討する。

Alloy718には介在物があり、それが様々な影響を及ぼしていた。例えば、介在物により加工傷の大きさが変化する。そのため、大きな介在物ではより大きな加工傷が生じると考えられる。ただし、その影響は加工傷の大きさとして考慮できると考えられる。また、表面加工層の強度が増加すると介在物が割れて内部破壊が生じる。そのため、表面の強化による疲労寿命向上には限界がある。もし、介在物が大きくなると内部破壊による疲労寿命が低下し、限界の疲労寿命が低下する。介在物があると以上のような影響を及ぼすが、低サイクル疲労強度に影響を及ぼす表面加工層因子は加工傷、残留応力、微細粒層であり、介在物にかかわ

らず、この3つが影響因子だと考えられるため、本研究の結論に大きな介在物の影響はない。

3.5 結論

本章では、表面加工層の個々の因子を個別に検討するために、分離手法を提案した。提案した手法を基にして試験片を作成した。作成した試験片に対し低サイクル疲労試験を行い、表面加工層のそれぞれの因子が低サイクル疲労寿命に及ぼす影響を検討した。得られた知見は以下のとおりである。

1. 電解研磨、エメリ紙研磨および荷重条件により表面加工層を分離する手法を提案した。提案した手法に基づいて試験片を作成した。第2章に示した手法に基づいて表面加工層を観察したところ、表面加工層を適切に分離できていた。
2. 旋盤加工を施した試験片の場合、き裂は加工傷および介在物から発生していた。微細粒層を除去した試験片の場合、き裂はすべり帯から発生していた。塑性変形層はき裂寸法に対して薄く、塑性変形層が低サイクル疲労強度に及ぼす影響は小さかった。一方、残留応力とその解放挙動が疲労寿命に大きな影響を及ぼしていた。
3. Alloy718の場合、 $\Delta\epsilon = 1.4\%$ 試験では表面仕上げによらず疲労強度はほぼ等しく、 $\Delta\epsilon = 0.8\%$ 試験では残留応力により疲労強度が異なっていた。巨視的に弾性変形の場合、Alloy718の低サイクル疲労強度に残留応力は影響する。一方、本研究の範囲では、加工傷は疲労寿命に影響を与えていなかった。Alloy718には介在物が存在するため、表面を強化すると介在物を起点とした内部破壊が生じる。そのため、表面加工層の向上による長寿命化には限界がある。

第 4 章 結晶塑性有限要素法を用いた残留応力解放の検討

4.1 緒言

第 3 章では、表面加工層が低サイクル疲労強度に及ぼす影響について検討した。表面仕上げの異なる試験片に対し低サイクル疲労試験を行った結果、Ni 基超合金 Alloy718 では、降伏応力と同程度の負荷荷重では、疲労寿命は残留応力に依存していた。一方、降伏応力を大きく超える負荷荷重の場合、残留応力が解放され、疲労寿命は残留応力に依存しなかった。以上のように、残留応力と残留応力解放挙動が疲労寿命に大きな影響を及ぼしていた。

しかし、負荷荷重が降伏応力とほぼ同程度の場合、残留応力解放挙動は複雑であり、詳細な検討が必要である。例えば、結晶粒スケールでは変形に異方性があり、ひずみ分布は不均一となる。そのため、巨視的には弾性変形であったとしても結晶粒スケールでは降伏が生じ、局所的に残留応力が解放されている可能性がある。疲労破壊は材料の最弱部から生じることから、このような局所的な残留応力解放は疲労強度を低下させると考えられる。また、加工を施すと材料表面に塑性予ひずみや微視組織変化が生じる。塑性予ひずみや微視組織変化は降伏応力を増加させるため、残留応力が解放されにくくなると考えられる。以上のことから、残留応力が疲労強度に及ぼす影響を明らかにするためには、結晶粒スケールの変形異方性、加工による塑性予ひずみおよび微視組織変化を考慮した上で、局所的残留応力解放挙動を明らかにすることが重要である。残留応力解放に関する研究には、繰返し荷重中の残留応力解放の予測モデルなどがある⁽⁴⁵⁾。局所的な残留応力解放挙動を実験により検討することは困難である。そのため、表面加工層をモデル化し、繰返し変形シミュレーションを行うことが有効だと考えられる。結晶塑性有限要素法は結晶学的な変形に基づく有限要素法であり、結晶粒スケールの変形異方性を考慮することが可能である⁽⁴⁶⁾⁽⁴⁷⁾。また、転位論に基づいた結晶塑性有限要素法では、転位の発生、移動および消滅をモデル化し、構成則に導入している。そ

第4章 結晶塑性有限要素法を用いた残留応力解放の検討

のため、加工による塑性ひずみや微視組織変化を考慮することが可能である。

本章では、加工による塑性ひずみや微視組織変化が局所的な残留応力解放に及ぼす影響を結晶塑性有限要素法によって検討した。まず、第3章の表面仕上げを結晶塑性有限要素法によりモデル化した。そのモデルに対し、繰返し荷重を負荷することで疲労試験における残留応力解放挙動を再現した。表面仕上げの異なるモデルの応力-ひずみ関係や局所残留応力分布等を比較することで、加工による塑性ひずみや微視組織変化が局所残留応力解放挙動に及ぼす影響を明らかにした。

4.2 表面加工層のモデル化

4.2.1 結晶塑性有限要素法

本研究では、微小変形理論に基づく結晶塑性有限要素法を用いた⁽⁴⁷⁾⁽⁴⁸⁾。微小変形理論では、全ひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ は弾性ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_e$ と塑性ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_p$ の合計となる。

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_e + \dot{\epsilon}_p = \mathbf{C}^{-1} : \dot{\sigma} + \dot{\epsilon}_p \quad (4-1)$$

$\dot{\sigma}$ は応力速度である。 \mathbf{C} は弾性率であり、4階のテンソルである。Niの結晶構造は面心立方格子(Face centered cubic, 以下FCCとする)なので、 \mathbf{C} の独立な成分は C_{11} , C_{12} および C_{44} の3つとなる。

すべり系 s における分解せん断応力 τ^s は方位テンソル \mathbf{m}^s と応力 $\boldsymbol{\sigma}$ によって表される。

$$\tau^s = \boldsymbol{\sigma} : \mathbf{m}^s \quad (4-2)$$

$$\mathbf{m}^s = \frac{1}{2} (\mathbf{l}^s \otimes \mathbf{n}^s + \mathbf{n}^s \otimes \mathbf{l}^s) \quad (4-3)$$

\mathbf{n}^s はすべり面の法線ベクトル、 \mathbf{l}^s はすべり方向である。 $\dot{\epsilon}_p$ はすべり速度 $\dot{\gamma}^s$ と関係づけられる。

$$\dot{\epsilon}_p = \sum_s \dot{\gamma}^s \mathbf{m}^s \quad (4-4)$$

FCCの場合、 $\{111\} \langle 110 \rangle$ の12個の独立なすべり系が存在するため、それぞれのすべり系に対して降伏判定を行う。降伏条件を式(4-5)に示す。

$$\tau_{\text{eff}}^s = \tau_c^s \quad (4-5)$$

第4章 結晶塑性有限要素法を用いた残留応力解放の検討

$$\tau_{\text{eff}}^s = \left| \tau^s - x^s \right| \quad (4-6)$$

τ_c^s はすべり系 s の臨界分解せん断応力であり, τ_{eff}^s は有効分解せん断応力である. また, 各すべり系に現象論的背応力 x^s を導入し, 移動硬化を表現した⁽⁴⁶⁾.

τ_c^s には修正 Bailey-Hirsch モデルを用いた⁽⁴⁹⁾.

$$\tau_c^s = \tau_0^s + \mu \sqrt{\sum_{u=1,12} \alpha^{su} \rho^u} + 3\beta \frac{\mu b}{d} \quad (4-7)$$

μ は等方せん断係数, b はバーガースベクトル, τ_0^s は格子摩擦応力, d は結晶粒径, β は無次元数, α^{su} はすべり系 s とすべり系 u の干渉を表すマトリックスである. ρ^u はすべり系 u の転位密度である. 第一項は転位が動くことによる格子摩擦応力を表す. 第二項は 12 個のすべり系の統計的に蓄積する転位 (Statistically stored dislocations, 以下 SS 転位とする) によるすべり抵抗を表す. 第三項はフランクリン源から転位を放出するのに必要な最小せん断応力を表し, τ_c^s の結晶粒径依存性を表す. 本研究では簡単のために GN 転位は考慮していない. 転位は可動転位と不動転位に分けることができる. 修正 Bailey-Hirsch モデルの基となる Bailey-Hirsch の式では, 転位密度と臨界分解せん断応力をむすびつけている. これは, 可動転位が動く際の林立転位による抵抗を表している. このようなモデル化であるため, 可動転位と不動転位を分けずにモデル化している. これは可動転位が十分ある状態を表していると考えられる.

Alloy718 の応力-塑性ひずみ関係には非線形性が強いいため, x^s の発展則には, Armstrong と Frederick が提案した非線形移動硬化則を用いた⁽⁵⁰⁾.

$$\dot{x}^s = C\dot{\gamma}^s - D\left|\dot{\gamma}^s\right|x^s \quad (4-8)$$

C と D は材料定数である.

$\dot{\gamma}^s$ には修正 Pan-Rice 型のものに背応力を導入した⁽⁵¹⁾.

$$\dot{\gamma}^s = \begin{cases} \dot{\gamma}_0^s \left(\frac{\left| \tau^s - x^s \right|}{\tau_c^s} \right)^n \text{sign}(\tau^s - x^s) & \text{if } \left| \tau^s - x^s \right| > \tau_c^s \\ 0 & \text{otherwise} \end{cases} \quad (4-9)$$

すべり系 s の転位密度 ρ^s の発展則には式(4-10)を用いた. Orowan の関係を基にした転位の発生と, 変形中の動的回復による転位の消滅を式(4-10)は表現している⁽⁵²⁾.

第4章 結晶塑性有限要素法を用いた残留応力解放の検討

$$\dot{\rho}^s = \frac{|\dot{\gamma}^s|}{b} \left(\frac{1}{L^s} - g_c \rho^s \right) \quad (4-10)$$

g_c は材料定数であり、転位の消滅距離と関係している。第一項は平均自由行程 L^s の逆数である。 L^s の発展則を式(4-11)に示す。すべり系 s を横切る他のすべり系の転位密度の発展に起因して、 L^s は変化する。 K は材料定数である。

$$L^s = \frac{K}{\sqrt{\sum_{u \neq s} \rho^u}} \quad (4-11)$$

単純オイラー時間積分法(陽解法)を用いてこれらの方程式を解いた。 Usermat ユーザーサブルーチンを用いて ANSYS にこのモデルを実装した⁽⁶³⁾。

本研究で用いた材料は Alloy718 である。 Alloy718 の実験結果と解析結果を比較することで材料パラメータを決定した。材料パラメータを決定するための解析の手順は以下のとおりである。解析モデルは、 $87.4 \times 87.4 \times 87.4 \mu\text{m}^3$ の立方体を 30 個 \times 30 個 \times 30 個の要素に分割したモデルである。要素には 8 節点正六面体要素を用いた。モデルに結晶粒を 1000 個含めるために、 3 個 \times 3 個 \times 3 個の要素を 1 個の結晶粒とした。各結晶粒の結晶方位はランダムに決定した。境界条件を図 4.1 に示す。 X_0 面を $u_x = 0$ とし、平均ひずみのない状態で、 x 方向ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_{xx} = 1.4\%$ を X_1 面に付与した。繰返し数は 3 サイクルとした。 X_1 面に生じている節点力の合計と X_1 面の面積から真応力を求め、モデルの 1 辺の長さ l と X_0 面の変位から真ひずみを求めた。それにより得られた応力-ひずみ曲線、繰返し硬化挙動(すなわち繰返し数-最大最小応力関係)、

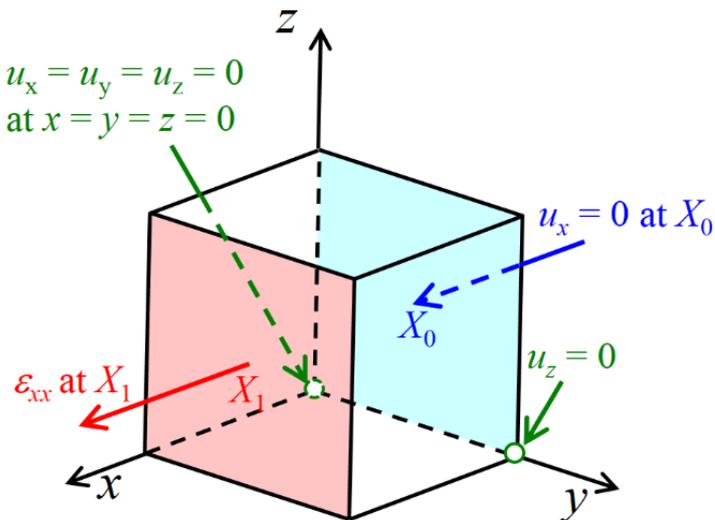


Fig.4.1 Boundary condition for simulations.

第4章 結晶塑性有限要素法を用いた残留応力解放の検討

結晶粒径 d -降伏応力 σ_y 関係を実験と解析で一致させた。 d - σ_y 関係の実験値には文献値を用いた⁽⁴⁴⁾。そして、式(4-12)に示す Hall-Petch の関係を基にして、 d - σ_y 関係を実験と解析で一致させた。

$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{k}{d^{0.5}} \quad (4-12)$$

σ_0 および k は材料定数である。

材料定数を表3に示す。また、解析結果と実験結果を比較して図4.2に示す。なお、 C_{11} , C_{12} , C_{44} , b および μ には文献値を用いた⁽⁵⁴⁾⁽⁵⁵⁾⁽⁵⁶⁾⁽⁵⁷⁾。簡単のため干渉マトリックス $\alpha^{sm} = 0.1$ とした。

4.2.2 表面加工層のモデル化方法

以上の結晶塑性有限要素法を用いて、T1, EP1 および EP2 をモデル化した。図4.3に3次元多結晶メッシュを示す。結晶粒スケールの異方性および局所ひずみ分布をモデル化するために、ボロノイ分割を用いてランダムな多結晶メッシュを作成した。図4.3(a)はEP1 および EP2 の解析に用いた多結晶メッシュである。 $43.7 \times 43.7 \times 43.7 \mu\text{m}^3$ の立方体を30個 \times 30個 \times 30個の要素に分割した。要素には8節点正六面体要素を用いた。このモデルには125個の結晶粒が含まれている。平均結晶粒径は実際のバルク層のものと一致させ、 $8.74 \mu\text{m}$ とした。各結晶粒の結晶方位はランダムに決定した。このモデルは丸棒試験片の表面を模擬している。図4.3(a)の Z_1 面は試験片表面と一致しており、 x 軸は丸棒試験片の長手方向と、 z 軸は半径方向と一致している。図4.3(b)はT1の解析に用いた多結晶メッシュである。図4.3(a)と(b)では結晶粒の分布が異なる。T1の微細粒層では結晶粒径が $3 \mu\text{m}$ となっていた。そのため、微細粒層での平均結晶粒径が $3 \mu\text{m}$ となるように多結晶メッシュを作成した。微細粒層以外では、結晶粒径を $8.74 \mu\text{m}$ とした。なお、要素サイズの影響については、のちに検討する。

Table 4.1 Material parameters.

C_{11} [GPa]	C_{12} [GPa]	C_{44} [GPa]	b [nm]	K	g_c	C
247	147	125	0.2505	1	150×10^{-9}	40000

D	n	γ_0 [s^{-1}]	β	ρ_0 [m^{-2}]	τ_0 [MPa]	μ [GPa]
30	50	10^{-10}	20	10^{12}	150	75

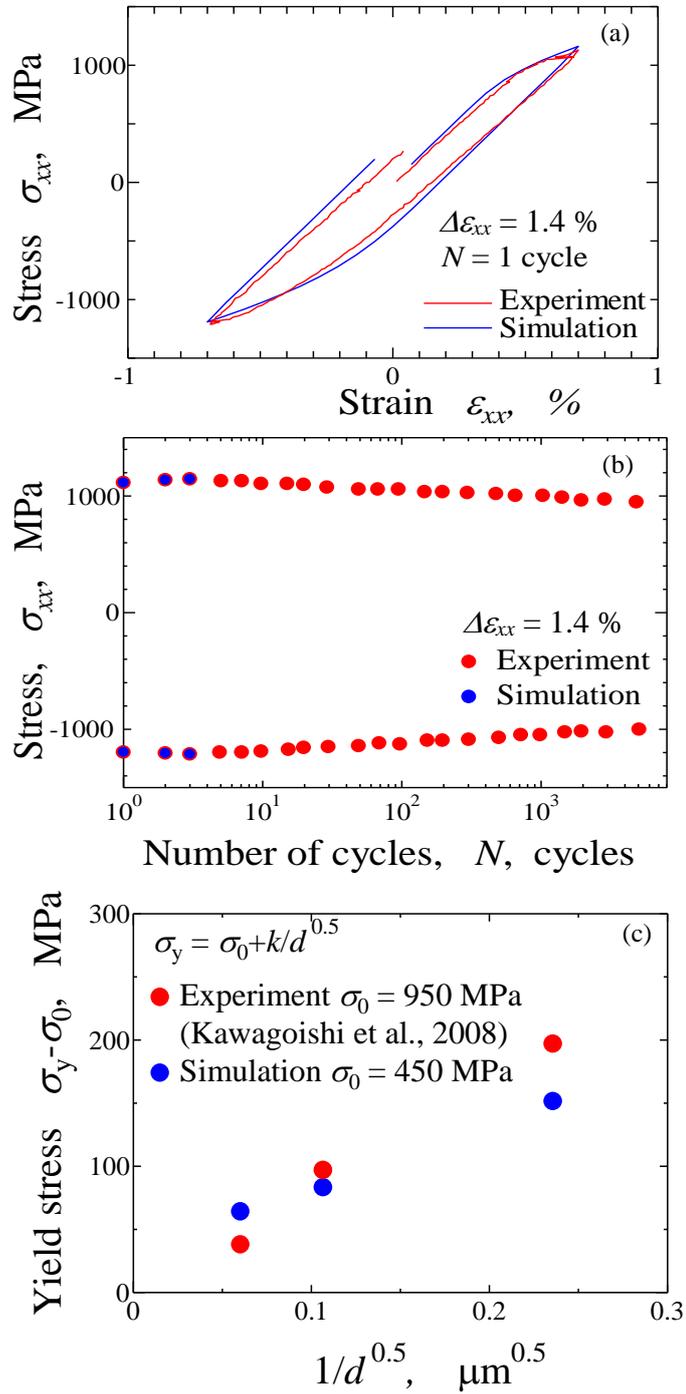


Fig. 4.2 Comparing between experiment and simulation. (a) is stress-strain curve. (b) is relationship between stress and number of cycles. (c) is relationship between yield stress and grain size.

第4章 結晶塑性有限要素法を用いた残留応力解放の検討

表面加工層では残留応力、塑性ひずみおよび結晶粒径が変化する。残留応力、塑性ひずみおよび結晶粒径の変化を模擬するために、材料定数を設定した。残留応力 σ_r は、 x 方向応力 σ_{xx} の初期値(時間 $t=0$ における σ_{xx})を変化させ、 X_0 面と X_1 面を変位拘束することで導入した。微細粒層では式(4-7)中の結晶粒径 d を変化させた。塑性変形層では各すべり系の背応力 x^s と転位密度 ρ の初期値を増加させることにより、塑性予ひずみによるひずみ硬化を表現した。なお、 x^s の増加量は巨視的な背応力 \mathbf{X} の x 方向成分 X_{xx} を基にして計算した。 \mathbf{X} と x^s の関係は式(4-13)に示すとおりである。

$$x^s = \mathbf{X} : \mathbf{m}^s \quad (4-13)$$

第3章の表面仕上げを模擬するために、T1、EP1およびEP2の材料定数を以下に示すように設定した。EP2には表加工層がない。そのため、表3に示す材料定数をすべての要素に用いた。

T1は塑性変形層と微細粒層を含むとともに、残留応力も有している。図4.4に、表面からの深さと X_{xx} 、 ρ の初期値、 σ_r および d の関係を示す。第2横軸およびEP1の残留応力分布については後に説明する。 X_{xx} 、 ρ の初期値および σ_r は単純化のために表面からの深さの一次関数とした。表面(図4.4中の破線)における残留応力および表面加工層深さは表2の実験値から決定した。なお、本研究で導入した残留応力は σ_{xx} のみであり、 σ_{xx} は x,y 方向には一様で、 z 方向には変化する。そのため、本研究で導入した残留応力は応力の平衡方程式を満たしている。塑性変形層の最表面(図4.4中の一点鎖線)の X_{xx} は、降伏応力と引張強さの差である600 MPa

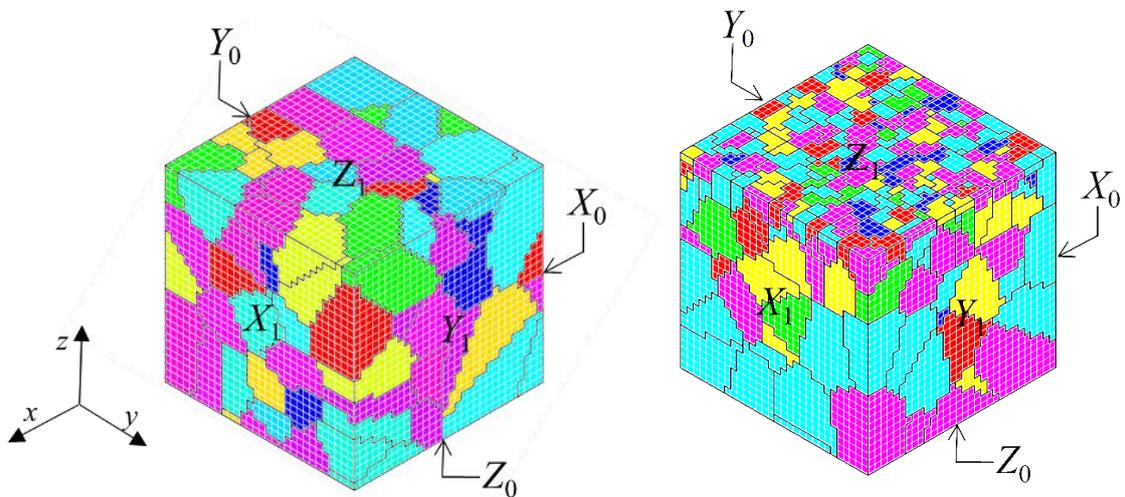


Fig. 4.3 3D polycrystalline mesh. (a) is FE mesh of EP1 and EP2. (b) is FE mesh of T1.

第4章 結晶塑性有限要素法を用いた残留応力解放の検討

に設定した。そして、式(4-13)を用いて x^s の初期値を設定した。 X_{xx} 以外の X の成分は 0 とした。塑性変形層の最表面(図 4.4 中の一点鎖線)の ρ の初期値は、 ρ の飽和値に決定した。すなわち、式(4-10)において $\dot{\rho}^s = 0$ となるように ρ の初期値を決定した。微細粒層の結晶粒径には、実際の微細粒層の平均結晶粒径である $3 \mu\text{m}$ を用いた。微細粒層の最表面は結晶粒径が $30 \sim 300 \text{ nm}$ の超微細粒となっているが、このようなニッケルの超微細粒で Hall-Petch 則が成り立つか不明瞭であるため、超微細粒の結晶粒径を考慮せずにモデル化した。

EP1 は旋盤加工した試験片から微細粒層と塑性変形層の一部を電解研磨で取り除いた試験片である。EP1 には微細粒層がなく、塑性変形層だけが含まれる。そこで、T1 の曲線を基にして、 X_{xx} と ρ の初期値を決定した。EP1 の表面加工層の模式図を図 4.4 に併記する。EP1 における表面からの深さを第 2 横軸が表している。塑性変形層深さと表面の初期応力は表 2 を基に決定した。

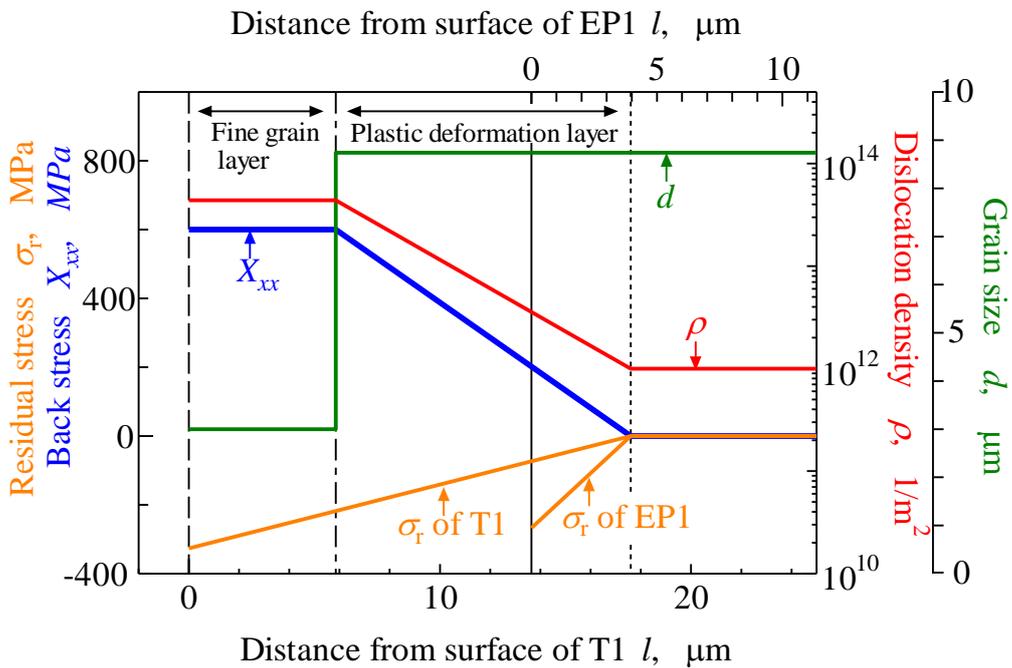


Fig.4.4 Initial values of residual stress, macroscopic back stress, dislocation density and grain size in machined surface layer.

4.3 残留応力解放シミュレーション

4.3.1 解析条件

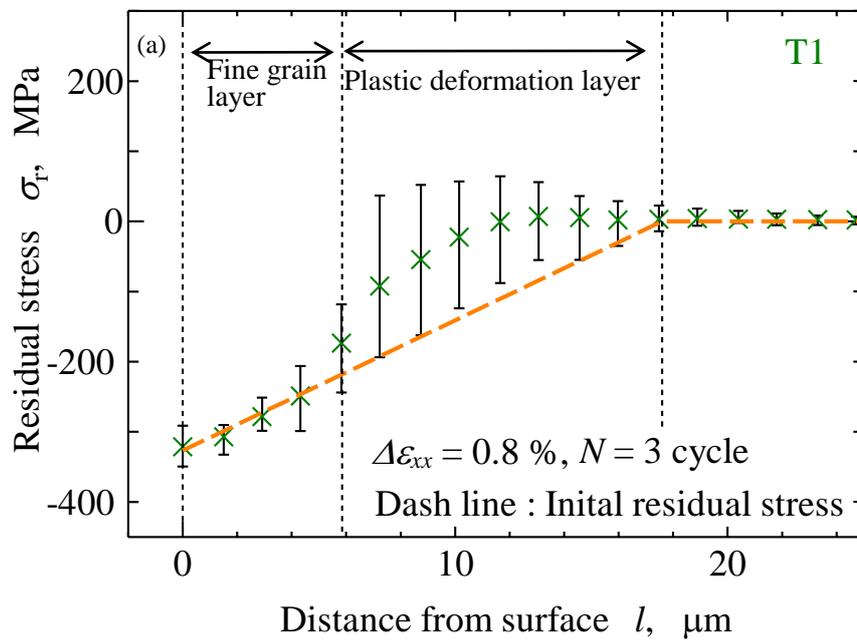
4.2節に示した3つのモデルに対し、繰返し変形を付与し、残留応力の変化を調べた。境界条件は前述の図4.1であり、材料定数を決定するための解析と同じである。 X_0 面を $u_x = 0$ とし、平均ひずみのない状態で、 x 方向ひずみ範囲 $\Delta\varepsilon_{xx} = 0.8$ もしくは1.4%を X_1 面に付与した。この条件は3章に示した実験と同様であり、 $\Delta\varepsilon_{xx} = 0.8\%$ では巨視的には弾性変形で、1.4%では巨視的に降伏応力を超えている。繰返し数は3サイクルとした。本研究では平均応力（1サイクル中の最大応力と最小応力の平均値）を残留応力として扱った。実際の疲労では、残留応力により平均応力が変わり、それによるき裂開口の変化が疲労寿命に影響を及ぼす。そのため、平均応力を残留応力として扱った。また、 X_0, X_1, Y_0, Y_1 および Z_0 面に接している結晶粒は自由表面の影響を受けるので評価対象から除外した。

4.3.2.3 サイクル付与後の残留応力分布

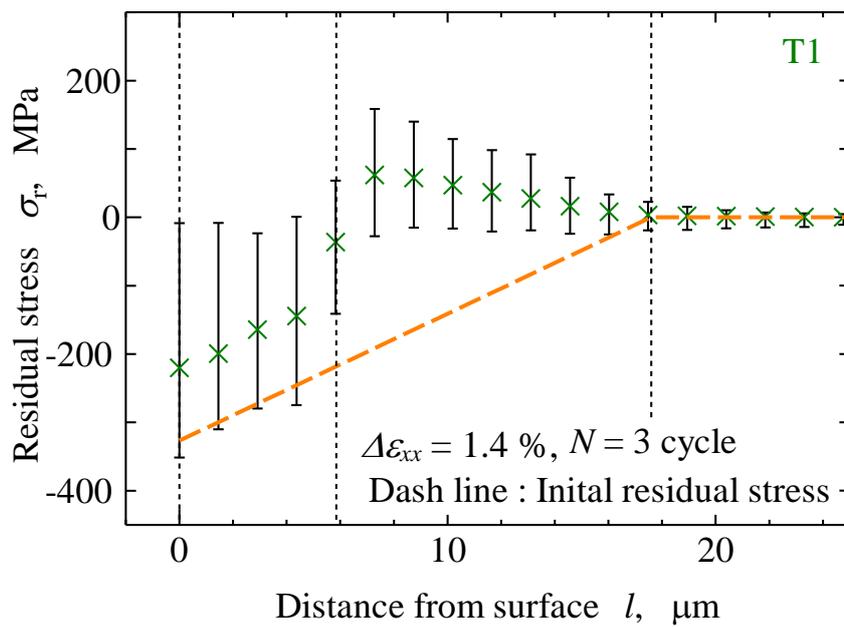
図4.5および4.6は3サイクル付与後の残留応力の深さ方向分布である。前述のように、平均応力（1サイクル中の最大応力と最小応力の平均値）を残留応力としている。図4.5はT1、図4.6はEP1の残留応力分布である。エラーバーは残留応力の最大値と最小値を示しており、破線は初期残留応力分布を示している。残留応力の平均値を記号が示している。図4.3に示すモデルの要素形状はすべて等しいため、節点解を相加平均して平均値を求めた。図4.7はEP1およびT1の3サイクル付与後の残留応力分布である。破線と矢印については後に示す。

図4.5から4.7より、3サイクル付与後の残留応力分布を調べた。T1の場合、 $\Delta\varepsilon_{xx} = 0.8\%$ の負荷では微細粒層の圧縮残留応力は減少しなかったが、塑性変形層では一部の結晶粒で圧縮残留応力が減少し、残留応力が解放されていた。また、塑性変形層では、深さ10 μm 付近で引張残留応力が生じていた。 $\Delta\varepsilon_{xx} = 1.4\%$ の負荷では、微細粒層の一部でも圧縮残留応力が解放されていた。塑性変形層ではすべての結晶粒で圧縮残留応力が解放され、 $\Delta\varepsilon_{xx} = 0.8\%$ の負荷と同様に、深さ10 μm 付近で引張残留応力が生じていた。

EP1の場合、 $\Delta\varepsilon_{xx} = 0.8\%$ の負荷では、一部の結晶粒の圧縮残留応力が解放されていた。 $\Delta\varepsilon_{xx} = 1.4\%$ の負荷では、すべての結晶粒で圧縮残留応力が解放されていた。



(a) $\Delta\varepsilon_{xx} = 0.8\%$



(b) $\Delta\varepsilon_{xx} = 1.4\%$

Fig.4.5 Relationship between residual stress and distance from surface of T1.

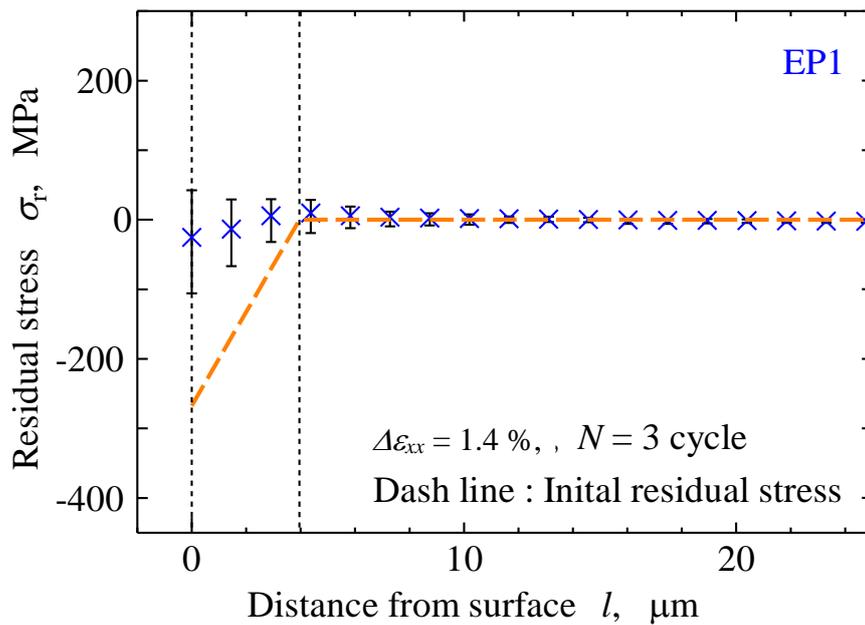
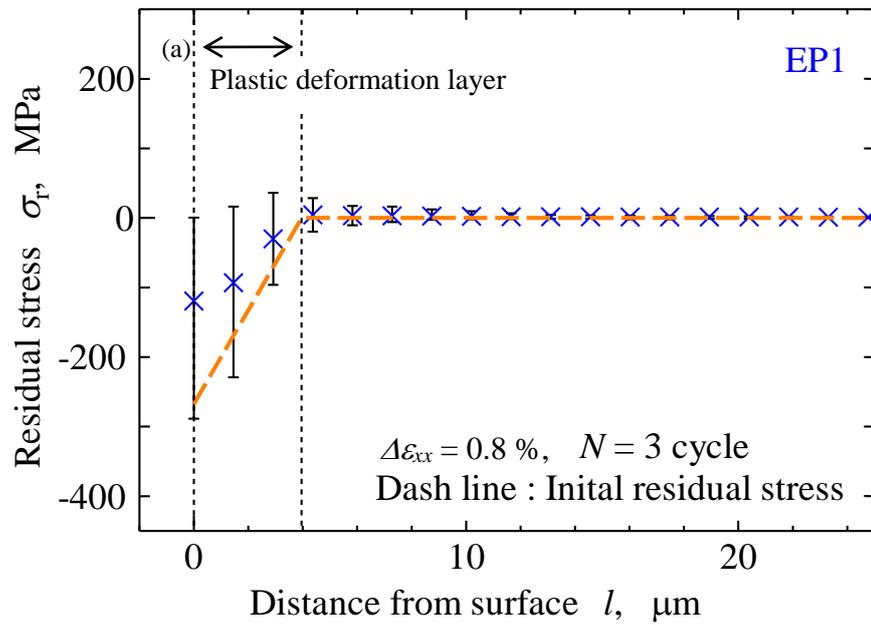


Fig.4.6 Relationship between residual stress and distance from surface of EP1.

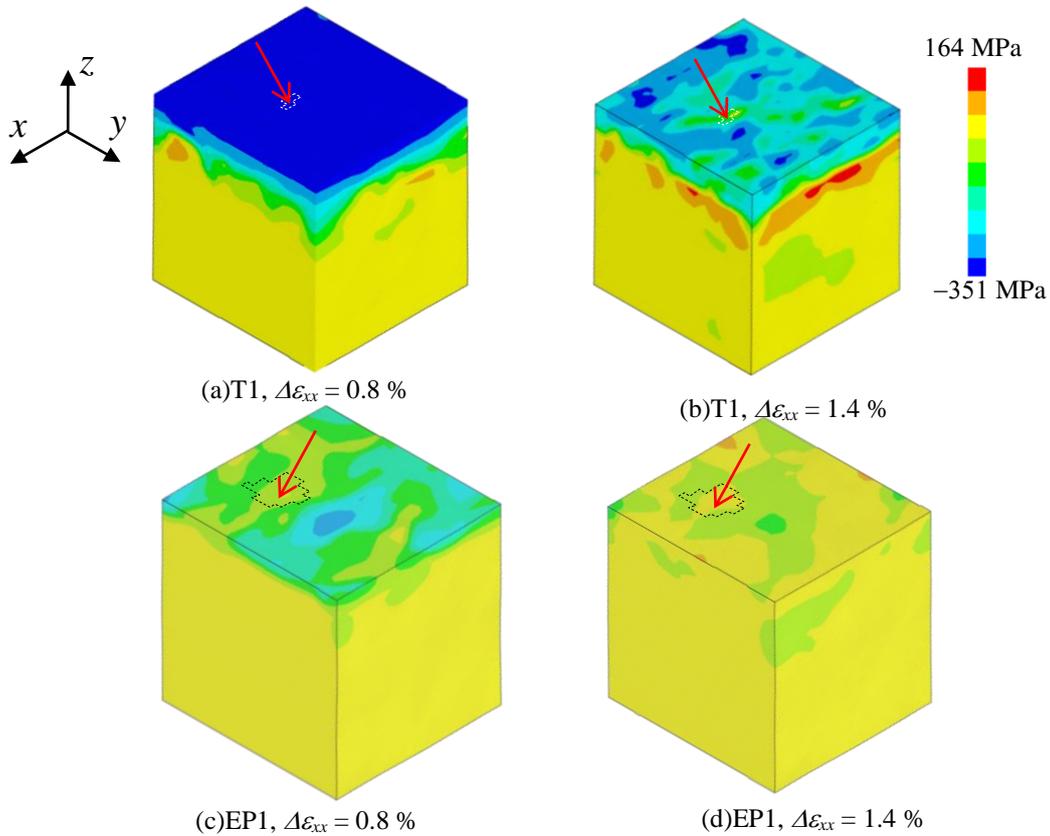


Fig.4.7 Residual stress distribution after cyclic load.

4.3.3 塑性変形層および微細粒層の応力-ひずみ関係

塑性ひずみと残留応力解放の関係を明らかにするために、塑性ひずみ分布を調べた。EP2の1サイクル目の x 方向ひずみ ϵ_{xx} および x 方向塑性ひずみ ϵ_{xx}^p の分布を図4.8に示す。なお、1から3サイクル目で塑性ひずみ分布に大きな違いは見られなかった。 $\Delta\epsilon_{xx} = 0.8\%$ の場合、巨視的には弾性変形であるが、いくつかの結晶粒では塑性ひずみが生じていた。巨視的に降伏が生じる $\Delta\epsilon_{xx} = 1.4\%$ の場合、ほとんどの結晶粒で塑性ひずみが生じていた。次に、図4.7(c)および(d)と図4.8を比較し、塑性ひずみと残留応力解放の関係を検討した。その結果、T1、EP1ともに、塑性ひずみ大きい結晶粒では圧縮残留応力が減少していた。また、いずれの解析条件でも、図4.7(c)および(d)および4.8に破線で示す結晶粒で圧縮残留応力が最小となった。結果は省略するが、T1でも塑性ひずみ大きい結晶粒では圧縮残留応力が減少していた。また、いずれの解析条件でも、図4.7(a)および(b)に破線で示す結晶粒で圧縮残留応力が最小となった。

第4章 結晶塑性有限要素法を用いた残留応力解放の検討

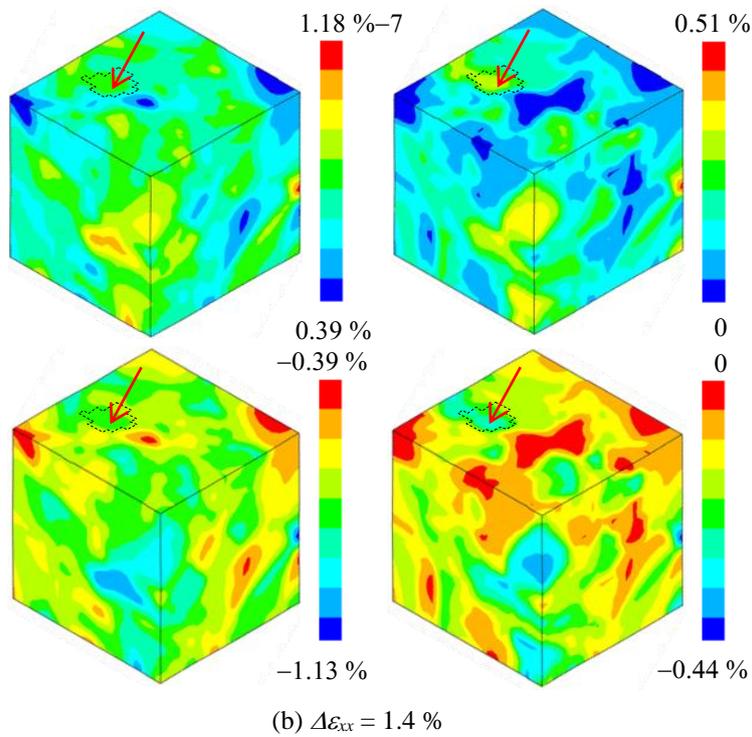
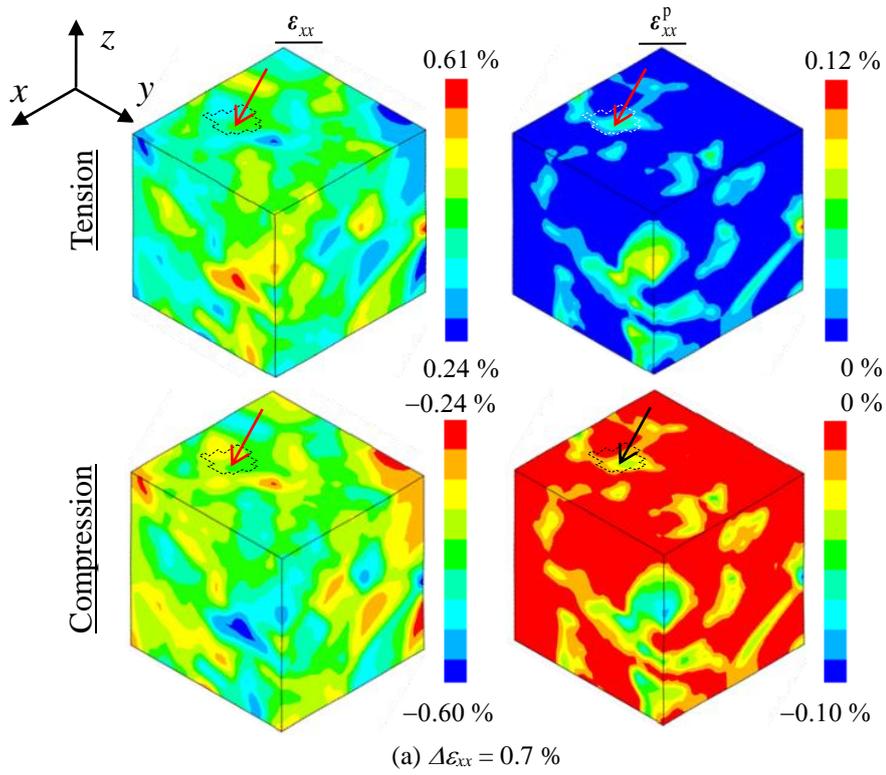


Fig.4.8 Strain and plastic strain distribution at first cycle.

第4章 結晶塑性有限要素法を用いた残留応力解放の検討

そこで、破線で示す結晶粒の応力-ひずみ関係を、T1, EP1 および EP2 でそれぞれ調査した。それにより、残留応力が解放されるメカニズムを調べた。図 4.7 および 4.8 に矢印で示した節点の $\sigma_{xx}-\varepsilon_{xx}$ 関係を図 4.9 および 4.10 に示す。この節点は図 4.7 および 4.8 に破線で示す結晶粒に含まれている。また、図 4.3 の Z₁面の残留応力とサイクル数の関係を図 4.11 に示す。図 4.9 は $\Delta\varepsilon_{xx} = 0.8\%$ の応力-ひずみ関係である。EP2 では降伏が生じ、ヒステリシスループが観察された。Z₁面が微細粒層である T1 では塑性ひずみが生じず、弾性変形であった。そのため、そのため、図 4.11(a)に示すように、T1 の残留応力は変化せず、残留応力は解放されなかった。Z₁面が塑性変形層である EP1 の場合、1 サイクル目の引張負荷では降伏が生じなかった。しかし、圧縮負荷では降伏が生じ、2 サイクル目以降ではヒステリシスループが観察された。その結果、図 4.11(a)に示すように、EP1 では圧縮負荷時に降伏し平均応力が変化し、残留応力が解放されていた。結果は省略したが、T1 の塑性変形層でも、圧縮負荷時に降伏することで残留応力が解放されていた。

図 4.10 は $\Delta\varepsilon_{xx} = 1.4\%$ の応力-ひずみ関係である。EP1 と EP2 の応力-ひずみ関係はほぼ等しく、1 サイクル目の引張時に降伏が生じ、ヒステリシスループが観察された。それにより、図 4.11(b)に示すように、残留応力が解放されていた。T1 の場合、1 サイクル目の引張荷重では塑性ひずみが生じなかった。しかし、圧縮時に降伏が生じ、それにより、図 4.11 に示すように残留応力が解放されていた。2 サイクル目以降はヒステリシスループが観察された。結果は省略したが、T1 の塑性変形層でもヒステリシスループが観察され、引張負荷時に降伏が生じ、残留応力が解放されていた。

第4章 結晶塑性有限要素法を用いた残留応力解放の検討

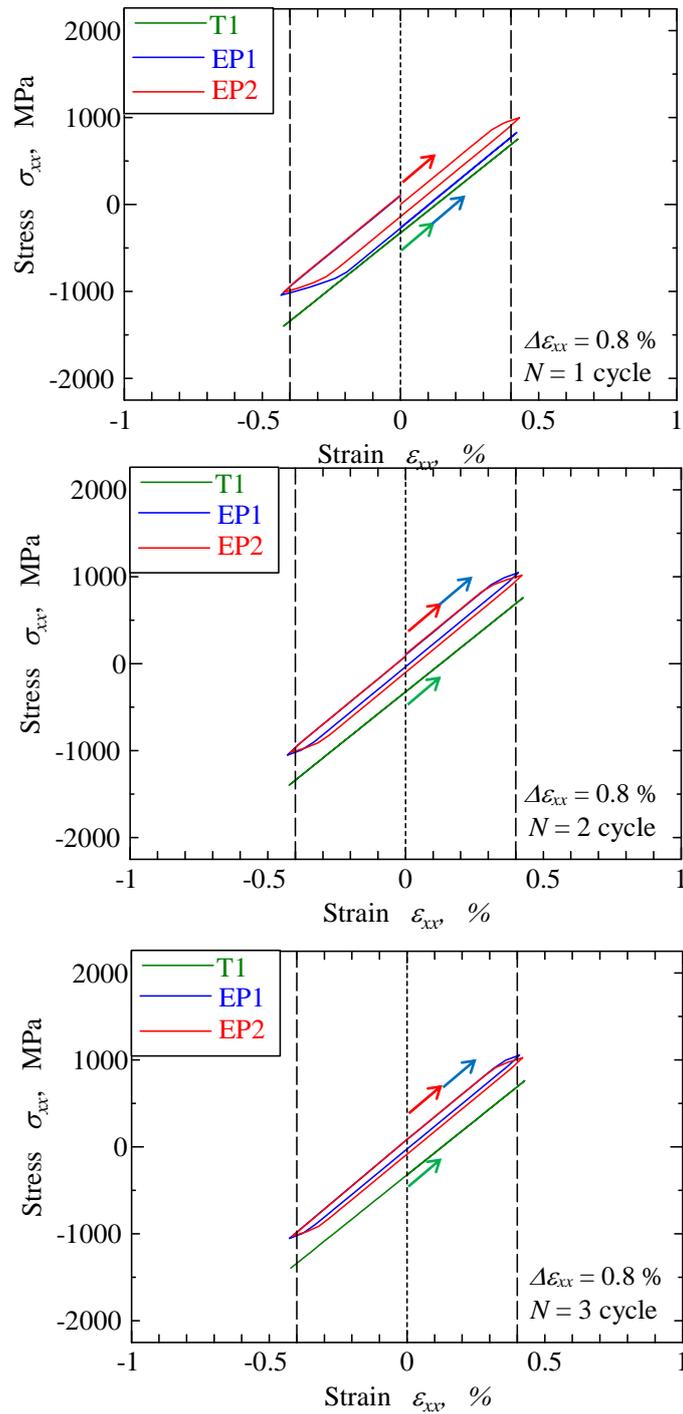


Fig.4.9 Relationship between x direction stress and x direction strain of grain which has the largest reduction of compressive residual stress in the model under $\Delta\epsilon_{xx} = 0.8\%$ condition.

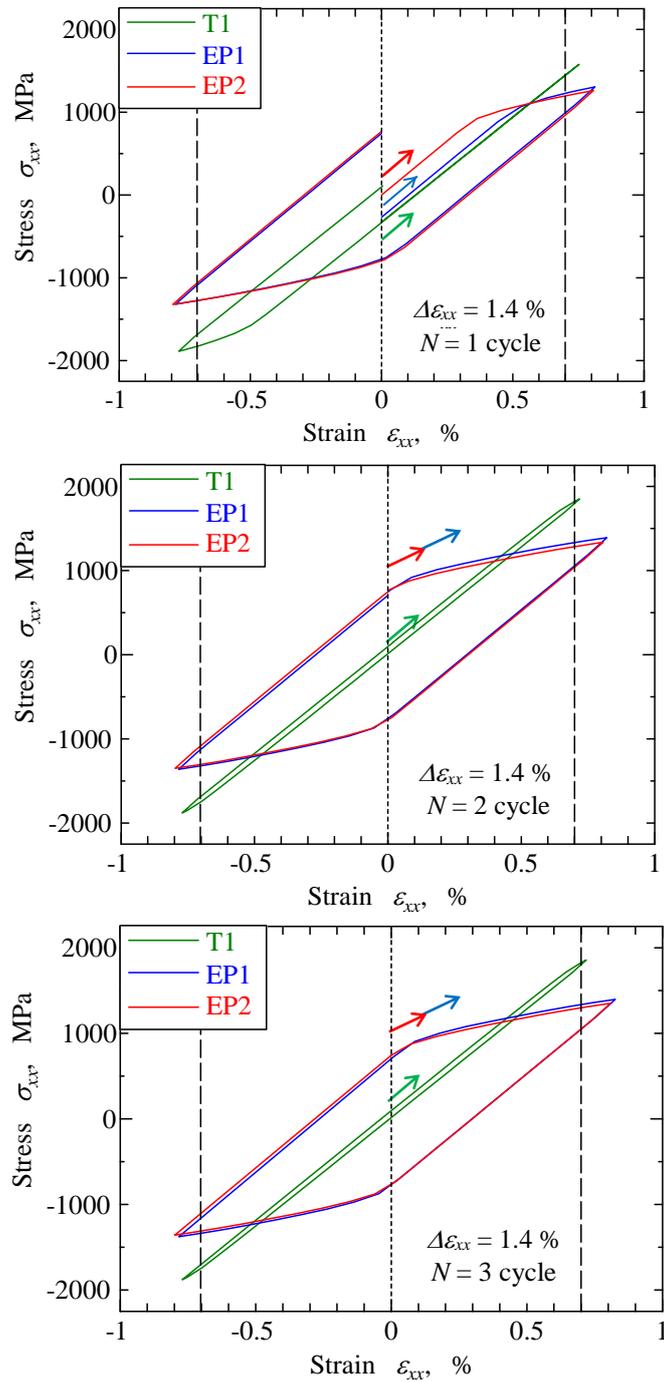


Fig.4.10 Relationship between x direction stress and x direction strain of grain which has the largest reduction of compressive residual stress in the model under $\Delta\epsilon_{xx} = 1.4\%$ condition.

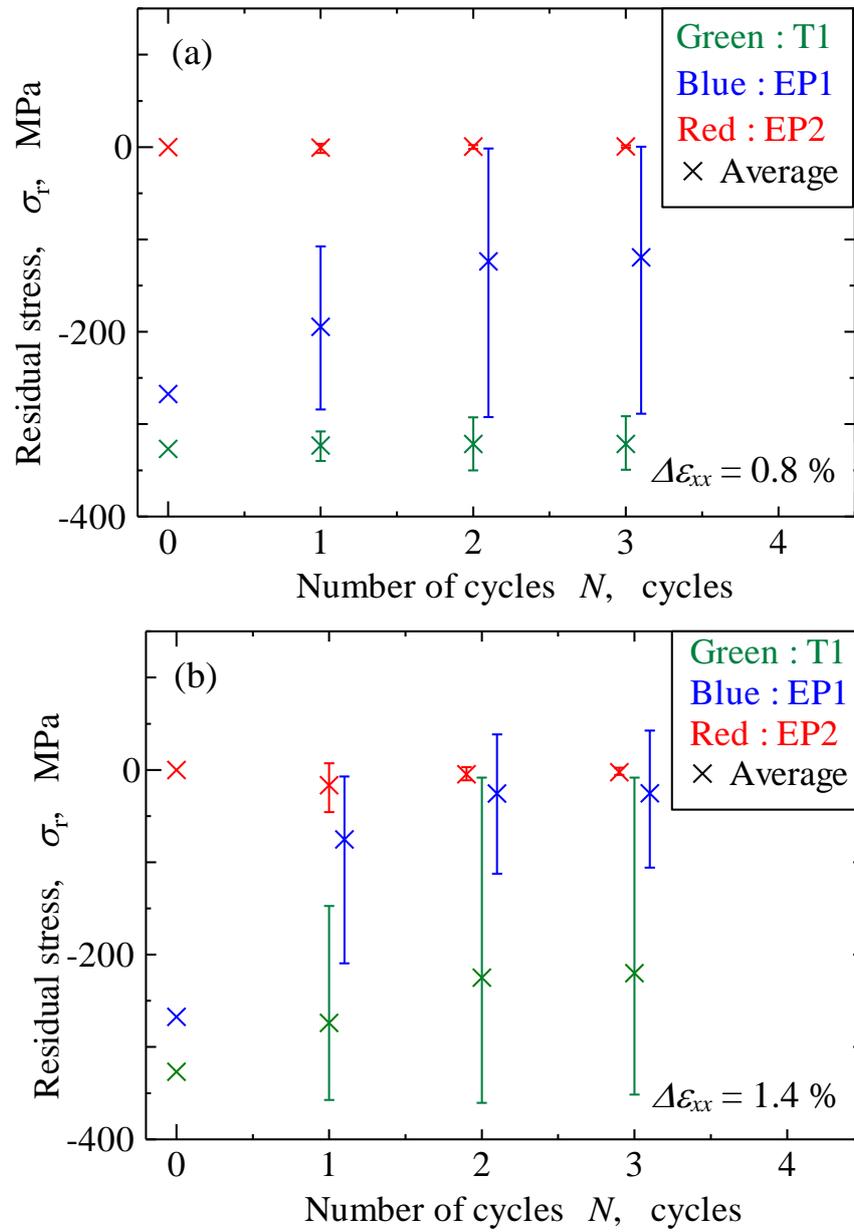


Fig.4.11 Residual stress relaxation behavior of $\Delta\epsilon_{xx} = 0.8\%$ (a) and 1.4% (b).

4.4 考察

4.4.1 塑性変形層および微細粒層の残留応力解放メカニズム

塑性変形層および微細粒層の残留応力解放メカニズムについて考察した。

まず、塑性変形層において残留応力が解放されるメカニズムについて考察した。 $\Delta\epsilon_{xx} = 0.8\%$ の塑性変形層では、EP1, T1ともに引張時には降伏が生じなかったが、圧縮時に降伏が生じ、その結果、残留応力が解放されていた。4.2節に示したように、塑性変形層では、背応力および転位密度の初期値がバルク層より大きく、圧縮残留応力も生じている。そのため、引張側では降伏が生じず、残留応力が解放されなかったと考えられる。一方、圧縮時の場合、背応力の増加や圧縮残留応力は降伏を生じやすくさせる。そのため、圧縮時に降伏が生じ、残留応力が解放されたと考えられる。 $\Delta\epsilon_{xx} = 1.4\%$ の場合、塑性変形層では、すべての結晶粒で残留応力が解放されていた。負荷応力が大きくなると、より多くの結晶粒で降伏が生じるとともに、引張側でも降伏が生じるようになる。

次に、微細粒層において残留応力が解放されるメカニズムについて考察した。T1の微細粒層の場合、 $\Delta\epsilon_{xx} = 0.8\%$ の負荷では引張時および圧縮時ともに塑性ひずみが生じなかった。微細粒層では、結晶粒径も小さくなっている。結晶粒径が小さくなると、臨界分解せん断応力が増加するため、引張時だけでなく圧縮時にも降伏が生じなくなり、残留応力が解放されなかったと考えられる。しかし、 $\Delta\epsilon_{xx} = 1.4\%$ のように負荷荷重が増えると、微細粒層でも圧縮時に塑性ひずみが生じ、残留応力が解放される。

4.4.2 要素サイズの影響

微細粒層において、多結晶体メッシュの結晶粒径を他の層よりも小さくした。結晶粒径を小さくすると、要素サイズの影響が大きくなる。そこで、結晶粒径に対する要素サイズの影響を検討した。検討に用いた多結晶体メッシュを図4.12に示す。 $43.7 \times 43.7 \times 43.7 \mu\text{m}^3$ の立方体を8節点正六面体要素に分割した。図4.12(a)~(c)では一辺の分割数が異なり、図4.12(a)では8分割、図4.12(b)では15分割、図4.12(c)では30分割とした。ボロノイ分割を用いてランダムな多結晶体メッシュを作成した。このモデルには125個の結晶粒が含まれており、平均結晶粒径は $8.74 \mu\text{m}$ とした。そのため、要素の一辺の長さ l_e と結晶粒径 d の比 d/l_e は、図4.12(a)では $d/l_e = 1.6$ 、図4.12(b)では $d/l_e = 3$ 、図4.12(c)では $d/l_e = 6$ となる。各結晶粒の結晶方位はラ

第4章 結晶塑性有限要素法を用いた残留応力解放の検討

ンダムに決定した.境界条件は前述の図 4.1 である. X_0 面を $u_x = 0$ とし, x 方向ひずみ $\varepsilon_{xx} = 0.7\%$ を X_1 面に付与した. 図 4.12 に破線で示した線上の x 方向応力 σ_{xx} 分布を図 4.13 に示す. 図 4.12(a)~(c)の応力分布はほぼ一致しており, 応力の差の最大値は 100 MPa であった.

本研究のバルク層および塑性変形層では $d/l_e = 6$ であり, 微細粒層では $d/l_e = 2.06$ である. この差は, 図 4.12(a)と図 4.12(c)の差よりも小さい. そのため, 本研究での要素サイズが応力に及ぼす影響は 100 MPa 程度であると考えられる. もし, T1 の $\Delta\varepsilon_{xx} = 0.8\%$ の解析において, 圧縮応力が 100 MPa 程度増加したとしても, 微細粒層で圧縮時に降伏は生じないことが図 4.9 よりわかる. また, T1 の $\Delta\varepsilon_{xx} = 1.4\%$ の解析において, 圧縮応力が 100 MPa 程度減少したとしても微細粒層で圧縮時に降伏が生じることが図 4.10 よりわかる. そのため, 要素サイズの影響があったとしても, 「T1 の微細粒層の残留応力は $\Delta\varepsilon_{xx} = 0.8\%$ の負荷では解放されず, $\Delta\varepsilon_{xx} = 1.4\%$ の負荷では解放される」という残留応力解放挙動は変わらないと考えられる.

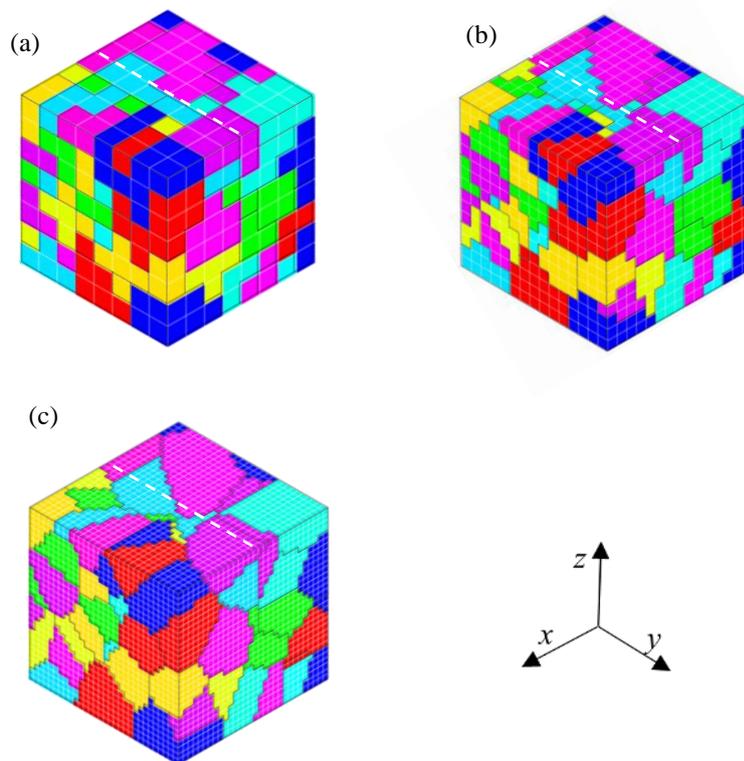


Fig. 4.12 3D polycrystalline meshes for investigating the effect of mesh size.

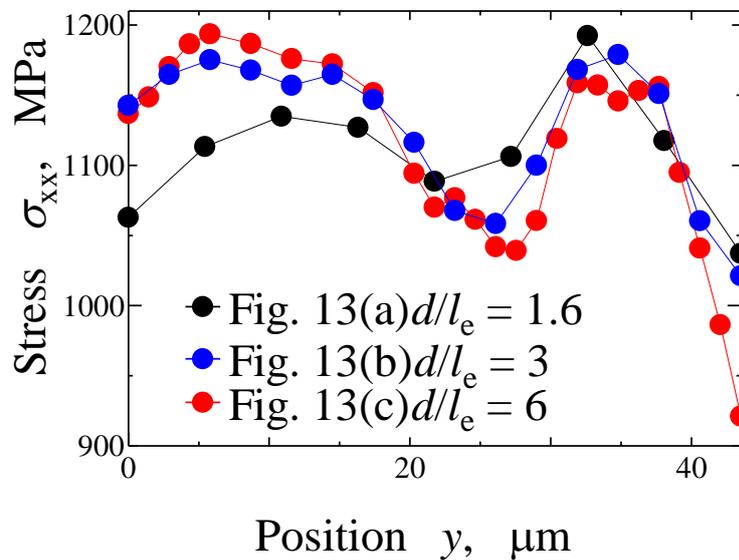


Fig. 4.13 Stress distribution on the dash line of Fig.4.12.

4.4.3 解析結果の妥当性検討

第 3 章の疲労試験の疲労寿命と本研究の残留応力解放挙動を比較することで、残留応力解放挙動の妥当性を検討した。解析結果では、 $\Delta\varepsilon_{xx} = 1.4\%$ の場合、いずれの表面加工層でも残留応力は解放されていた。一方、 $\Delta\varepsilon_{xx} = 0.8\%$ の場合、T1 の表面での残留応力は解放されなかった。EP1 では、残留応力が解放されていた。EP2 では残留応力が生じていなかった。第 3 章の実験結果では、 $\Delta\varepsilon_{xx} = 1.4\%$ の場合、いずれの表面加工層でも疲労寿命はほぼ一致していた。 $\Delta\varepsilon_{xx} = 0.8\%$ の場合、T1 が最も長寿命であり、EP1 は EP2 よりも長寿命だった。以上の実験と解析結果を比較すると、 $\Delta\varepsilon_{xx} = 0.8\%$ の場合、EP1 は残留応力が解放され、EP2 では残留応力が生じていなかったため、EP1 と EP2 では疲労寿命が同程度になるはずである。しかし、EP2 の疲労試験回数が 1 回であり、疲労寿命にはばらつきがあることを考慮すると、残留応力解放挙動は実験の疲労寿命と整合性が取れている。また、Zhuang らは背応力の増加が残留応力解放に大きな影響を及ぼすことを示している⁽⁴⁵⁾。さらに、一般的に結晶粒径が小さくなると降伏応力は増加するので、微細粒層で残留応力は解放されにくくなることは十分考えられる。そのため、3 章に示した残留応力解放挙動は実現象と対応していると考えられる。以上のことから、本研究の残留応力解放挙動と疲労寿命の関係は妥当であると考えられる。

第4章 結晶塑性有限要素法を用いた残留応力解放の検討

一方で、図 4.5(a)および(b)に示すように、T1 の塑性変形層において深さ 10 μm 付近で引張残留応力が生じていた。この引張残留応力の発生原因の一つとして、応力の釣り合いが挙げられる。すなわち、表面近傍の圧縮残留応力と釣り合うために材料内部で引張残留応力が生じている可能性がある。そこで、微細粒層のすべてが降伏すると考えられる $\Delta\varepsilon_{xx} = 2.8\%$ で解析を行い、引張残留応力の変化を調べた。図 4.11 に示すように、2 サイクル目と 3 サイクル目の残留応力はほぼ等しいため、2 サイクル目までの解析を行った。解析結果を図 4.14 に示す。 $\Delta\varepsilon_{xx} = 2.8\%$ では、微細粒層の圧縮残留応力はほぼ解放され、 $\Delta\varepsilon_{xx} = 1.4\%$ に比べて圧縮残留応力が大きく減少している。一方、 $\Delta\varepsilon_{xx} = 2.8\%$ の塑性変形層の引張残留応力は、 $\Delta\varepsilon_{xx} = 1.4\%$ とほぼ等しかった。以上のことから、塑性変形層の引張残留応力の発生原因は、表面近傍の圧縮残留応力と釣り合いではないと考えられる。

応力の釣り合い以外の引張残留応力発生原因として、微細粒層と塑性変形層の変形の違いが考えられる。一般的に、層ごとの変形の違いにより層間では応力やひずみが生じやすい。そこで、T1 と異なる表面加工層に対して解析を行い、引張残留応力の発生について調査した。ここでは、微細粒層とバルク層が含まれるモデルの解析を行った。解析を行った表面加工層の模式図を図 4.15 に示す。T1 と同じ微細粒層とバルク層が含まれている。このモデルに対し $\Delta\varepsilon_{xx} = 1.4\%$ で 2 サイクル目までの解析を行った。その結果を図 4.16 に示す。微細粒層とバルク層の場合、材料内部に引張残留応力は生じていなかった。以上のことから、引張残留応力の発生原因は層ごとの変形の違いによるものではないと考えられる。

上記以外の引張残留応力原因として、T1 の塑性変形層で圧縮残留応力を過小に設定していること、もしくは、背応力を過大に設定していることが挙げられる。そのため、T1 の塑性変形層では、繰返し負荷後の残留応力は定量的に正しくないと考えられる。しかし、「圧縮残留応力を過小に与える」および「背応力を過大に与える」場合、繰返し荷重 1 サイクル中の最大圧縮応力が実際の試験片の状態よりも低下している。そのような状態でも、 $\Delta\varepsilon_{xx} = 0.8\%$ の負荷で圧縮時に降伏が生じていることから、「T1 の塑性変形層では残留応力が解放される」ということは妥当であると考えられる。

また、4.2 節に示したように、微細粒層の結晶粒径 d には 3 μm を用いた。この結晶粒径には、微細粒層の超微細粒の結晶粒径が含まれていない。結晶粒径がより小さい超微細粒の硬化を考慮した場合、 $\Delta\varepsilon_{xx} = 1.4\%$ の負荷でも降伏しない可能性がある。しかし、圧縮時に降伏しなかった場合、2000 MPa 以上の圧縮応力が付加されることが図 4.10 よりわかる。背応力が生じていることも考慮すると、超微細粒の硬化を考慮したとしても圧縮時に降伏が生じる

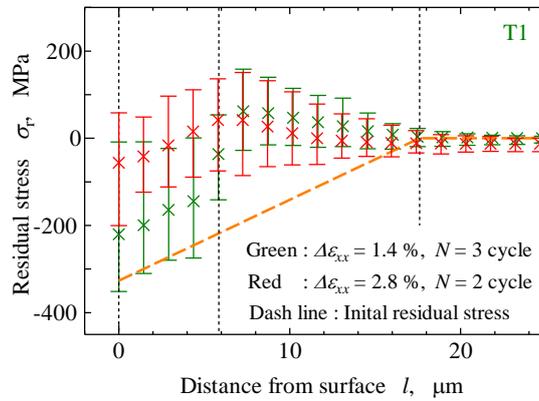


Fig.4.14 Relation between residual stress and distance of T1 under $\Delta\varepsilon=2.8\%$ condition.

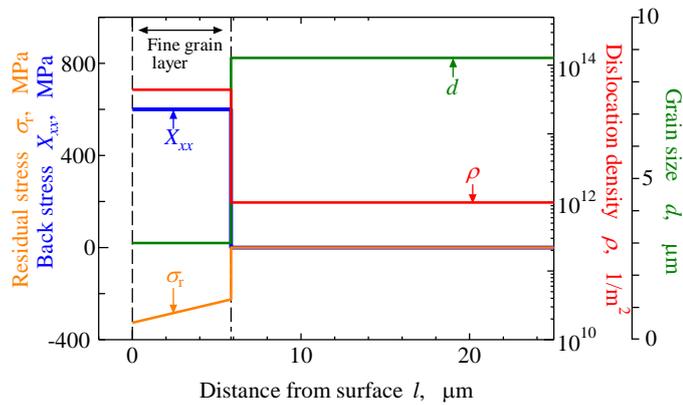


Fig.4.15 Initial values of residual stress, macroscopic back stress, dislocation density and grain size in model with fine grain layer and bulk layer.

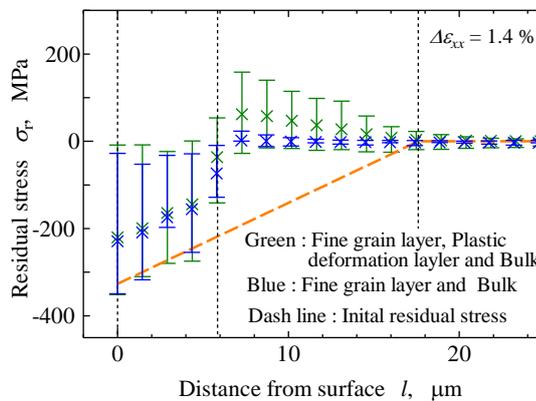


Fig.4.16 Relationship between residual stress and distance from surface of model with fine grain layer and bulk layer under $\Delta\varepsilon=1.4\%$ condition.

第4章 結晶塑性有限要素法を用いた残留応力解放の検討

と考えられる。そのため、超微細粒の硬化を考慮したとしても $\Delta\epsilon_{xx} = 1.4\%$ の負荷では残留応力が解放されると考えられる。

また、実際の試験片では周方向残留応力が生じている。そして、周方向残留応力も降伏現象に影響を及ぼす。そのため、周方向残留応力を測定し、モデルに組み込む必要がある。しかし、本研究で用いた試験片の平行部直径は4 mmであり、x線回折法では残留応力を測定できなかったため、周方向残留応力を測定できていない。そのため、周方向残留応力をモデルに組み込んでいない。本研究の場合、背応力と圧縮軸方向残留応力の影響により圧縮時に降伏が生じる。一般的に周方向残留応力は引張であるため、圧縮時に降伏が生じにくくなる。そのため、 $\Delta\epsilon_{xx} = 0.8\%$ の場合では、EPIで降伏が生じなくなる可能性があります。しかし、EPIではヒステリシスループが生じていることから、圧縮で降伏しない場合は引張で降伏が生じると考えられる。 $\Delta\epsilon_{xx} = 1.4\%$ の場合では、T1で降伏が生じなくなる可能性があるが、降伏が生じなかった場合、大きな応力が生じることが応力ひずみ関係からわかるので、降伏応力は生じると考えられる。

本研究では結晶塑性有限要素法を用いて表面加工層をモデル化した。本研究では転位密度などの内部変数の定量的な妥当性については検討していない。また、材料定数は唯一に決まるものでもない。また、大橋らの構成式は転位動力学シミュレーションに基づくものであるが、この構成式ではHall-Petchの法則とは関数形がことなる。以上のことから結晶塑性有限要素法を用いて微視組織変化をモデル化した場合、定量的な議論は難しいと考えられる。しかし、本文に示したように、残留応力解放の定性的な傾向は再現できると考えられる。

4.4.4 加工による材料変化が残留応力解放挙動に及ぼす影響

最後に、旋盤加工による材料自体の変化が残留応力解放挙動に及ぼす影響について考察した。塑性変形層の場合、引張負荷時には圧縮残留応力が解放しにくい、圧縮時には解放されやすい。特に、低サイクル疲労では応力が両振りになることが一般的であるため、塑性変形層の圧縮残留応力は特に解放されやすいと考えられる。一方、微細粒層では、引張時および圧縮時ともに圧縮残留応力が解放されにくい。

以上のように、塑性変形層と微細粒層では残留応力の解放されやすさが異なる。そのため、圧縮残留応力による長寿命化を期待する場合、微視組織変化も考慮する必要がある。

4.5 結言

本研究では、結晶塑性有限要素法を用いて第3章の表面加工層をモデル化した。表面加工層モデルに対し、繰返し変形解析を行い、残留応力の解放挙動を検討した。得られた主な結果は以下のとおりである。

1. ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_{xx} = 1.4\%$ の場合、いずれの表面加工層でも残留応力が解放されていた。一方、 $\Delta\epsilon_{xx} = 0.8\%$ の場合、旋盤加工の表面加工層のモデルでは、微細粒層の残留応力は解放されなかった。微細粒層を取り除いたモデルでは、局所的に残留応力が解放されていた。表面加工層のないモデルでは残留応力が生じていない。この残留応力解放挙動は実験の疲労寿命と整合性が取れている。塑性変形層では、背応力と残留応力の影響により圧縮負荷時に降伏が生じ、残留応力が解放される。微細粒層では、結晶粒径が小さくなった影響により、引張負荷時、圧縮負荷時ともに降伏が生じにくくなる。この残留応力解放挙動は実現象と対応していると考えられる。以上のことから、本研究の残留応力解放挙動と疲労寿命の関係は妥当であると考えられる。
2. 塑性変形層の場合、引張負荷時には圧縮残留応力が解放しにくい、圧縮時には解放されやすい。特に、低サイクル疲労では応力が両振りになることが一般的であるため、塑性変形層の圧縮残留応力は特に解放されやすいと考えられる。一方、微細粒層では、引張時および圧縮時ともに圧縮残留応力が解放されにくい。以上のように、塑性変形層と微細粒層では残留応力の解放されやすさが異なる。そのため、圧縮残留応力による長寿命化を期待する場合、微視組織変化も考慮する必要がある。

第 5 章 表面加工層が低サイクル疲労強度に及ぼす影響のモデル化

5.1 緒言

第 3 章では、表面仕上げの異なる試験片に対し低サイクル疲労試験を行った。それにより、表面加工層の各因子が疲労強度に及ぼす影響が明らかにした。また、第 4 章では、微視組織変化が残留応力の解放挙動に及ぼす影響を明らかにした。本章では、第 3 および 4 章の結果を基にして、表面加工層が低サイクル疲労強度に及ぼす影響をモデル化することを目的とした。疲労破壊は微小き裂の発生進展によって生じる。そのため、破壊力学を基にしてモデル化を行った。第 3 章の実験結果を基にして表面加工層の影響をモデル化し、弾塑性破壊力学のき裂進展モデルに適用した。また、第 4 章の残留応力解放試験の結果を用いることで、微視組織変化が残留応力分布に及ぼす影響をモデル化した。提案したモデルを用いて第 3 章の低サイクル疲労試験のシミュレーションを行った。シミュレーション結果を実験結果と比較することでモデルの妥当性を検証した。

5.2 表面加工層中の疲労き裂進展のモデル化

疲労寿命 N_f はき裂発生寿命 N_i とき裂進展寿命 N_p に大別できる。低サイクル疲労では疲労寿命のごく初期にき裂が発生することから、疲労寿命はき裂進展寿命と等しいと考えられる。本研究では表面加工層中のき裂進展を破壊力学に基づいてモデル化する。平滑材中の微小き裂を、一様応力を受ける無限平板にある表面半楕円き裂としてモデル化する。弾性条件下のような小規模降伏状態では応力拡大係数範囲 ΔK を用いてき裂進展を評価する。

$$\Delta K = F \Delta \alpha \sqrt{\pi a} \quad (5-1)$$

第5章 表面加工層が低サイクル疲労強度に及ぼす影響のモデル化

F は形状による補正係数である。形状による補正係数 F には Newman-Raju の解を用いる⁽⁵⁸⁾。 a はき裂深さである。 $\Delta\sigma$ は応力範囲である。平板の板厚 t と a の比 $a/t = 0$ を仮定した。 a と表面き裂長さ c の比 a/c の変化を考慮して F を計算した。弾塑性条件下のような大規模降伏状態では J 積分範囲 ΔJ を用いてき裂進展を評価する。本研究では、半楕円き裂の ΔJ の計算には Dowling の簡便式を用いる⁽⁵⁹⁾。

$$\Delta J \approx F^2 \frac{\pi \Delta \sigma^2 a}{E} + F^2 \left\{ \frac{3.85(1-n_f)}{\sqrt{n_f}} + m_f \right\} \Delta \sigma \Delta \epsilon_p a \quad (5-2)$$

ここで $\Delta \epsilon_p$ は塑性ひずみ範囲である。 n_f は繰返し硬化指数である。 E は Young 率である。

ΔK や ΔJ はき裂進展速度 da/dN との間に以下のような関係がある。

$$da/dN = C \Delta K^m \quad (5-3)$$

$$da/dN = C \Delta J^m \quad (5-4)$$

C, m は材料定数である。この da/dN - ΔK 関係もしくは da/dN - ΔJ 関係を数値積分することによってき裂進展や疲労寿命を予測できる⁽⁶⁰⁾。

$$a = \int_0^N (da/dN) dN = \int_0^N (C \Delta J^m) dN = \int_0^N (C \Delta K^m) dN \quad (5-5)$$

$$N_f = N_p = \int_{a_0}^{a_f} \frac{da}{(da/dN)} = \int_{a_0}^{a_f} \frac{da}{C \Delta J^m} = \int_{a_0}^{a_f} \frac{da}{C \Delta K^m} \quad (5-6)$$

a_0 は初期き裂深さ、 a_f は破断き裂深さである。以上のように、式(5-1)~(5-6)を数値積分することでき裂進展を予測できる。

以上のき裂進展モデルに対する表面加工層の影響を考える。加工傷は初期き裂寸法を大きくさせる。このことから、加工傷は a_0 および初期き裂長さ c_0 を用いてモデル化できる。加工傷からき裂が発生しない場合、き裂はすべり帯から発生する。その場合、初期き裂長さには結晶粒径を用い、 $a/c = 1$ を仮定し、初期き裂深さを求める。

表面粗さはひずみ範囲を増加させる。そのため、式(5-1)および(5-2)中の塑性ひずみ範囲および応力範囲を増加させることによって表面粗さの影響をモデル化できる。ひずみ範囲の増

第5章 表面加工層が低サイクル疲労強度に及ぼす影響のモデル化

加量は、切削加工によって生じた表面形状を FEM モデルにし、解析を行うことによって求められる。

残留応力の発生はき裂開閉口に影響を及ぼし、疲労寿命を変化させる。有効応力拡大係数 ΔK_{eff} は最大応力拡大係数 K_{max} とき裂開口率 U によって決定する。なお、 σ_{op} はき裂が開くときの応力である。

$$\Delta K_{\text{eff}} = UK_{\text{max}} \quad (5-7)$$

$$U = \frac{\sigma_{\text{max}} - \sigma_{\text{op}}}{\sigma_{\text{max}}} \quad (5-8)$$

残留応力中にあるき裂の K_{max} は、残留応力による応力拡大係数 K_r と外力による K_f の重ね合わせにより求められる。

$$K_{\text{max}} = K_r + K_f \quad (5-9)$$

以上のように、残留応力による応力拡大係数を重ね合わせることによって残留応力の影響を考慮する⁽⁶¹⁾。 K_r の計算には白鳥らによる影響関数法を用いる⁽⁶²⁾。影響関数法を用いることで任意の応力分布の応力拡大係数を計算することができる。また、き裂が進展すると残留応力が解放され、応力の再分配が生じる。重ね合わせの原理を適用すると、き裂進展による残留応力の解放は、き裂面上に初期残留応力と大きさが等しく、逆符号の分布力を付与することに等しくなる⁽⁶¹⁾。そのため、き裂面に初期残留応力に相当する応力分布を負荷すれば、き裂進展により残留応力が再分布した状態の応力拡大係数を求めることができる。この場合の応力拡大係数も影響関数法によって求めることができる。

残留応力は降伏が生じると解放される。そのため、結晶塑性有限要素法解析を行い、残留応力が解放されていなければ残留応力を考慮する。ただし、第4章に示したように、塑性変形層は残留応力を解放させにくくする効果はない。一方で、微細粒層は残留応力を解放させにくくする。そのため、微細粒層ある場合のみ、結晶塑性解析を行う。

モデルのフローチャートを図5.1に示す。まず初めに、加工傷の有無を調べる。加工傷がある場合、加工傷の長さや深さを初期き裂寸法とする。加工傷がない場合、結晶粒径から初期き裂寸法を決定する。次に結晶塑性有限要素法解析を行い、残留応力の有無を判定する。残

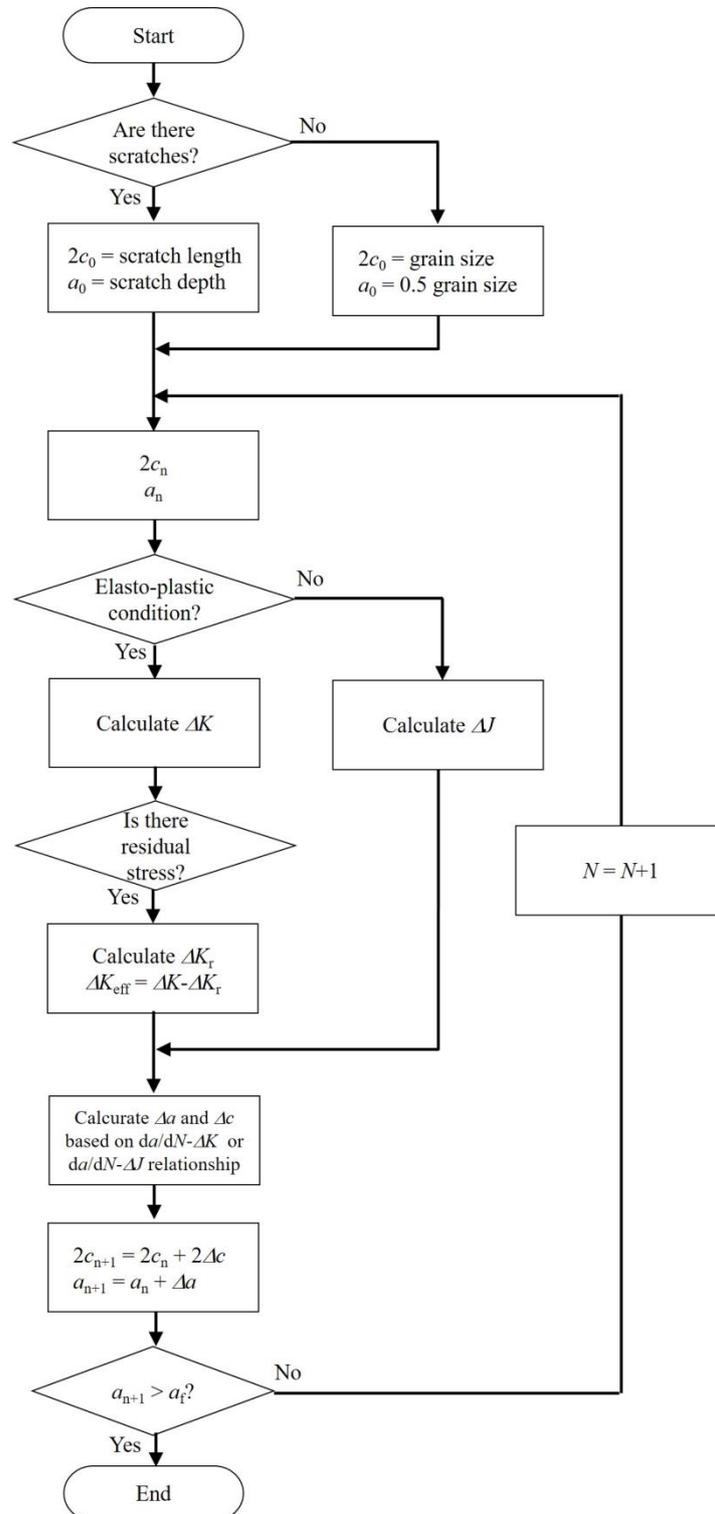


Fig.5.1 Flowchart of surface machined layer model.

留応力がない場合、 ΔI を計算する。残留応力がある場合、外力による ΔK と残留応力による ΔK_r を計算する。両者を足し合わせることで有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} を計算する。求められた ΔK_{eff} と ΔI をもとにして、き裂進展速度 da/dN を計算する。得られた da/dN からき裂長さおよび深さを計算する。き裂深さが破断き裂深さに達するまでこれを繰り返す。

5.3 疲労寿命予測シミュレーション

5.3.1 解析条件

以上の表面加工層モデルを第3章の疲労試験に適用し、モデルの妥当性を確認した。

表面加工層によって疲労寿命に差があった $\Delta\varepsilon = 0.8\%$ における T1, EP1 および EP2 の疲労寿命を予測した。T1 以外の場合、き裂はすべり帯から発生していた。そのため、結晶粒径 $d = 8.7\ \mu\text{m}$ を初期き裂長さとした。T1 では、き裂は加工傷から生じていた。この加工傷は介在物が原因で生じており、介在物直径は結晶粒と同程度であるため、他の条件と同じく結晶粒径 $d = 8.7\ \mu\text{m}$ を初期き裂長さとした。き裂進展特性には文献値を用いた。解析に用いた残留応力分布を図 5.2 に示す。第4章の結晶塑性有限要素法解析によって求められた残留応力解放後の残留応力分布を解析に用いた。×印は各深さの残留応力の平均値を表し、各深さの残留応力の最大値と最小値をエラーバーで表している。各深さの残留応力の平均値を点線で示すように三次近似してき裂進展解析に用いた。近似した範囲は表面から $20\ \mu\text{m}$ までの範囲である。き裂が深くなるほど残留応力の影響は少なくなると考えられるため、 $a = 20\ \mu\text{m}$ まで残留応力を考慮した解析を行い、それ以降は残留応力を考慮せずにき裂進展を解析した。き裂進展特性には文献値を用いた⁽⁶³⁾。破断き裂深さ $a_f = 1\ \text{mm}$ とした。き裂開口率は、EP2 の予測結果と実験結果が一致するように決定した。

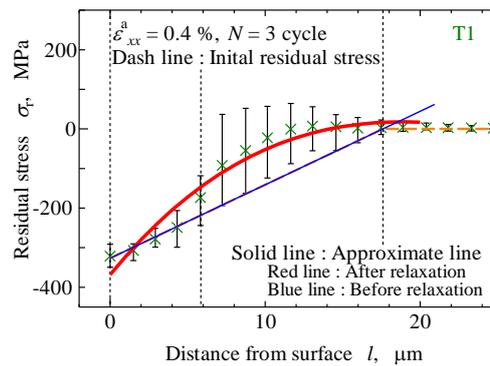
比較のために、残留応力解放前の EP1 と T1 についても検討した。解析に用いた残留応力分布を図 5.2 に併記する。第4章の結晶塑性有限要素法解析における残留応力解放前の残留応力分布を解析に用いた。

5.3.2 疲労寿命予測結果

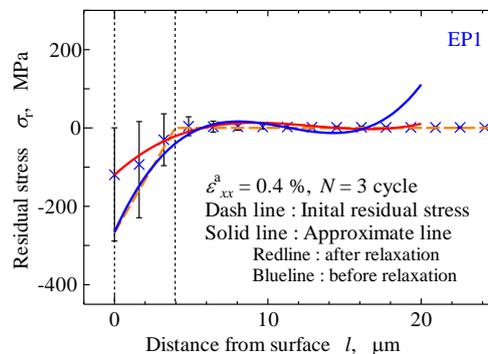
Alloy718 のき裂進展の予測結果を図 5.3 に示す。図 5.3(a)は疲労寿命、(b)は $2c-N$ 関係であ

第5章 表面加工層が低サイクル疲労強度に及ぼす影響のモデル化

図(a)中の中実線は実験結果、中空のデータは実験結果である。予測結果のうち、実線のは残留応力の解放を考慮した予測結果、点線のは残留応力を考慮していない予測結果である。予測結果はT1が最も長寿命で、次にEP1が長寿命であり、EP2が最も短寿命となった。この結果は実験結果と一致している。EP2の場合、実験結果と合うように開口率を設定したため、実験結果と予測結果が一致している。T1の予測結果は実験結果の平均値の1.3倍であった。EP1の場合、実験結果の平均の0.9倍となった。以上のように、EP1およびT1の疲労寿命の0.9~1.3倍程度の範囲で疲労寿命を予測できた。そのことから、第2章で提案した観察手法を用いて表面加工層を観察し、その観察結果を基に結晶塑性有限要素法解析を行い、残留応力解放を調べ、さらに、第5章で提案したモデルに適用することで、疲労寿命を予測できる。一方で、本章では、加工傷寸法が介在物寸法と等しいとして疲労寿命予測を行った。そのため、加工傷寸法と疲労寿命の関係について検討していない。加工傷のモデル化に対する検討は、これだけでは不十分だと考えられる。そのため、様々な大きさの加工傷の試験片を作成し、加工傷のモデル化についてさらに検討する必要がある。



(a)Case of T1



(b)Case of EP1

Fig.5.2 Residual stress approximate for fatigue life prediction of Alloy718.

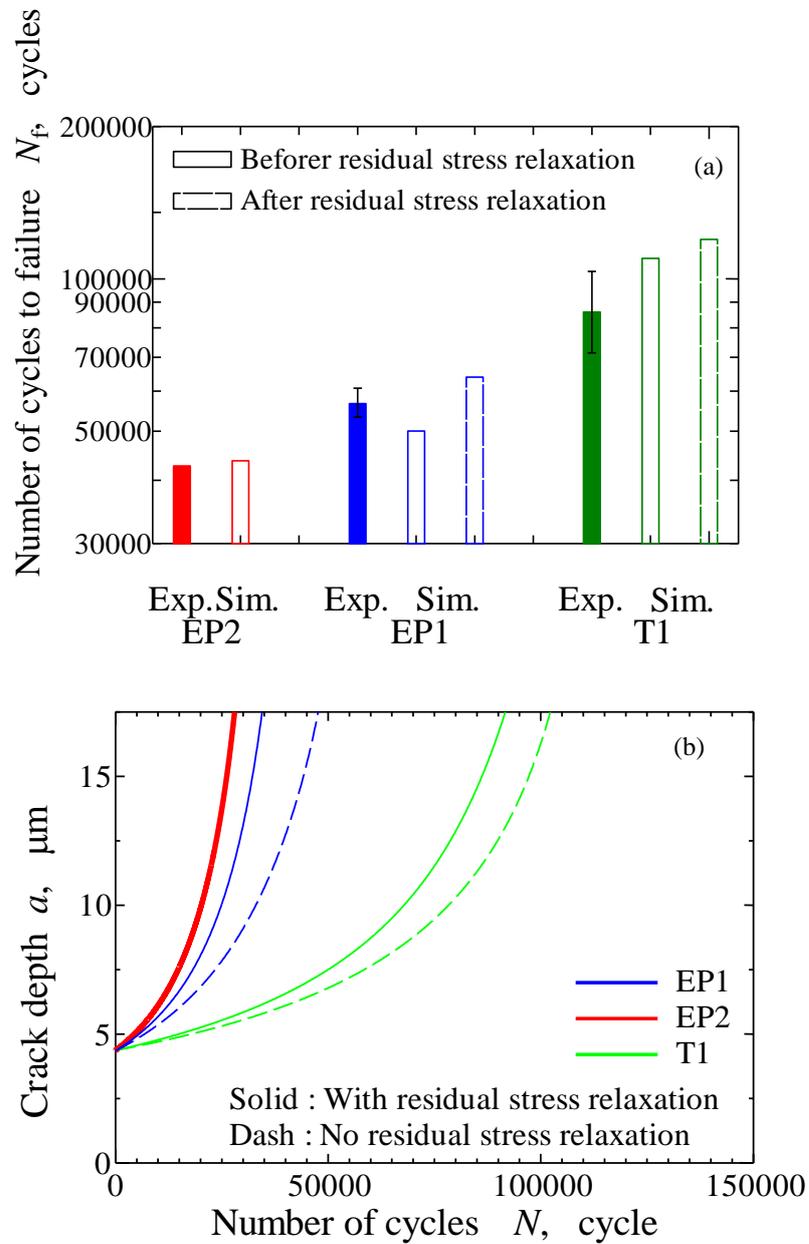


Fig.5.3 Results of crack growth prediction of Alloy718. (a) is fatigue lives under $\Delta\varepsilon = 0.8\%$ condition and (b) is crack growth curve.

第 5 章 表面加工層が低サイクル疲労強度に及ぼす影響のモデル化

残留応力の解放を考慮しない場合と考慮した場合を比較して残留応力の解放が疲労寿命に及ぼす影響を検討した。残留応力の解放を考慮しない場合，考慮した場合と比較して EP1 では疲労寿命が 1.3 倍程度であった。一方，T1 では 1.1 倍程度であり，EP1 と比べて残留応力解放の影響が少なかった。EP1 では残留応力がすべて解放されているが，T1 では表面の残留応力は解放されず，内部の残留応力が解放されている。以上のことから，疲労強度を長寿命化させるためには，微細粒層により表面部分にある高い圧縮残留応力が解放されないことが重要だと言える。

5.4 結言

本章では，第 3 章および第 4 章の結果を基にして，表面加工層が低サイクル疲労強度に及ぼす影響をモデルした。また，提案したモデルを基に疲労寿命予測を行った。得られた知見は以下のとおりである。

1. Alloy718 の解析結果を実験結果と比較した結果，解析結果は実験結果の 0.9~1.3 倍となった。そのため，提案したモデルは妥当であると言える。そのことから，第 2 章で提案した観察手法を用いて表面加工層を観察し，その観察結果を基に結晶塑性有限要素法解析を行って残留応力解放を調べ，さらに，第 5 章で提案したモデルに適用することで，疲労寿命を予測できる。
2. 残留応力の解放を考慮しない場合と考慮した場合を比較して残留応力の解放が疲労寿命に及ぼす影響を検討した。残留応力の解放を考慮しない場合，考慮した場合と比較して EP2 では疲労寿命が 1.3 倍であった。一方，T1 では 1.1 倍程度になった。EP1 では残留応力がすべて解放されているが，T1 では表面の残留応力は解放されず，内部の残留応力が解放されている。以上のことから，疲労強度を長寿命化させるためには，微細粒層により表面部分にある高い圧縮残留応力が解放されないことが重要だと言える。

第 6 章 オーステナイト系ステンレス鋼 SUS316L への適用

6.1 緒論

第 2 章では、表面加工層の観察手法の提案を行った。第 3 章では、表面加工層の分離手法を提案するとともに、表面加工層が低サイクル疲労強度に及ぼす影響を明らかにした。第 4 章では、結晶塑性有限要素法を用いて残留応力解放挙動について検討した。第 5 章では、第 2 ～4 章の結果を基に表面加工層が低サイクル疲労強度に及ぼす影響のモデル化を行った。その結果、第 2 章で提案した観察手法を用いて表面加工層を観察し、その観察結果を基に結晶塑性有限要素法解析を行って残留応力解放を調べ、第 5 章で提案したモデルに適用することで、疲労寿命を予測できることが明らかとなった。また、第 3 章で提案した分離手法を用いることで、Alloy718 の表面加工層の影響を分離できることを示した。しかし、低サイクル疲労強度や微小き裂発生進展挙動は材料に強く依存する。そのため、本研究で提案したモデルや手法が Alloy718 に以外にも適用できるか検討する必要がある。

第 1 章に示したように、オーステナイト系ステンレス鋼 SUS316L は発電所や化学プラントの配管や圧力容器に用いられている。発電所や化学プラントの安全のためには、SUS316L の低サイクル疲労強度に及ぼす表面加工層の影響を明らかにする必要がある。

また、第 5 章のモデルでは加工傷寸法が介在物寸法と等しいとして疲労寿命予測を行い、加工傷寸法と疲労寿命の関係について検討していない。加工傷のモデル化に対する検討は、これだけでは不十分だと考えられる。そのため、様々な大きさの加工傷の試験片を作成し、加工傷のモデル化についてさらに検討する必要がある。

そこで、本章では、SUS316L に対して、本研究で提案したモデルを適用し、他の材料への適用性について検討した。また、加工傷が低サイクル疲労強度に及ぼす影響についても検討した。まず、SUS316L に対して様々な条件の旋盤加工を施し、表面加工層を観察した。次に、

表面加工層を分離し，低サイクル疲労試験を行い，SUS316L の低サイクル疲労強度に及ぼす表面加工層の影響を明らかにした．それに対し，表面加工層モデルを適用した．以上の結果をふまえて加工傷のモデル化を行うとともに，本研究で提案したモデルの適用範囲について検討した．

6.2 表面加工層の観察および加工条件が表面加工層に及ぼす影響

6.2.1 加工条件および観察結果

供試材には SUS316L を用いた．化学成分および機械的性質を表 6.1 および表 6.2 にそれぞれ示す．平均結晶粒径は 26.3 μm であった．

表 6.3 の No.1~4 の条件で試験片を加工し，加工条件が表面加工層に及ぼす影響を調査した．試験片形状を図 6.1 に示す．本研究では，回転速度と切込み深さを変更して加工を行った．回

Table 6.1 Chemical composition (mass%).

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
0.022	0.48	1.37	0.032	0.021	12.02	17.23	2.02

Table 6.2 Mechanical properties.

Yield stress [MPa]	Tensile strength [MPa]	Elongation [%]	Young's modulus [GPa]
232	556	60	193

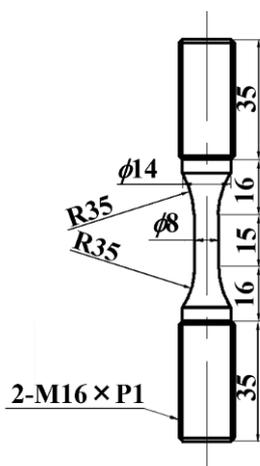


Fig.6.1 Specimen configuration.

Table 6.3 Turning condition of SUS316L.

No.	Spindle speed n [1/min]	Cutting speed v [m/min]	Cut depth a_p [mm]	Feed f [mm/rev]
1	360	9.04	0.8	0.1
2	570	14.3		
3	1800	45.2	0.5	
4		1		

第6章 オーステナイト系ステンレス鋼 SUS316L への適用

転速度を 360 rpm~1800 rpm の範囲で変化させることで、切削速度を 9.04 m/min~45.2 m/min まで変化させた。9.04 m/min は一般的な切削速度よりも遅いが、加工条件が表面加工層に及ぼす影響を明らかにするために加工を行った。Sandvik 製ステンレス用チップ VBMT 16 04 04-MM 2025 を用いて加工を行った。

表面加工層の代表的な因子である表面粗さと残留応力の測定を行い、加工条件の影響を調べた。図 6.2 および 6.3 に表面粗さおよび残留応力の測定結果を示す。表面加工層では塑性ひずみにより降伏応力が上昇しているため、残留応力が引張側、圧縮側ともに降伏応力よりも大きくなっている。切削速度 $v = 45.2$ m/min の結果(No.3 および 4)から、本研究の範囲では切込み深さの影響は小さいことがわかる。一方、切削速度の影響は大きく、切削速度の増加とともに Ra は低下し、残留応力は増加していた。

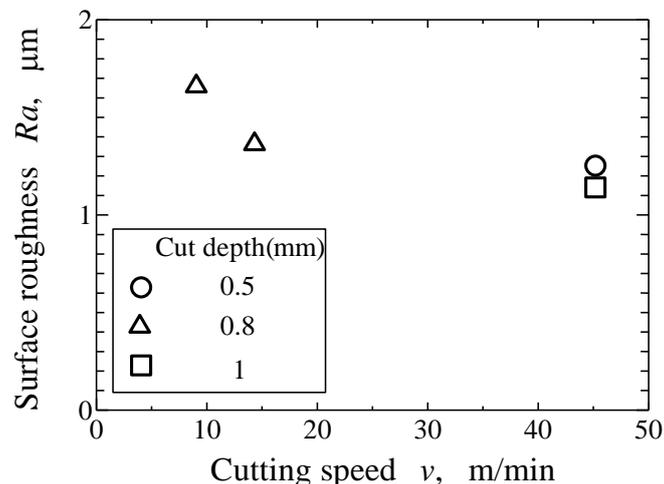


Fig.6.2 The effect of machining condition on surface roughness.

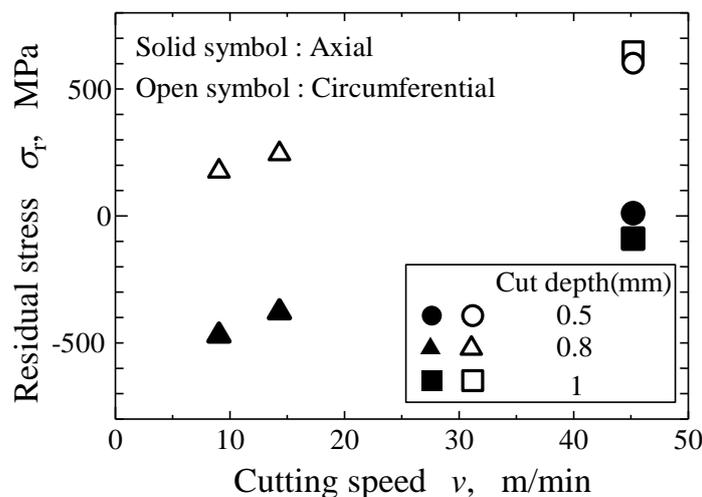


Fig.6.3 The effect of machining condition on Residual stress.

第6章 オーステナイト系ステンレス鋼 SUS316L への適用

以上の結果から、加工の影響の差が大きい No.1 と No.4 に対し、より詳細な観察を行った。図 6.4 および図 6.5 に加工傷のレーザー顕微鏡観察写真を示す。図 6.4(a) および図 6.5(a) を比較すると、加工傷は、No.1 の方が No.4 よりも発生数が多く、寸法が大きい。No.1 の加工傷は周方向に長く、複数の加工傷がつながっている様子も見られた。図(a)の破線部をレーザー顕微鏡で観察した結果を図(b)に示す。図(b)中の A-A'断面および B-B'断面を図(c)に示す。A-A'断面は加工傷のない部分の表面形状である。No.1 の山頂と谷底の差は $5.2\ \mu\text{m}$ であった。No.4 では $2.4\ \mu\text{m}$ であり、No.1 よりも小さかった。B-B'断面は加工傷を通る断面の表面形状である。No.1 の山頂と谷底の差は $8.5\ \mu\text{m}$ であった。No.4 では $4.0\ \mu\text{m}$ であり、No.1 よりも小さかった。

No.1 の試験片を軸方向に切断し、加工傷を観察した。電界放射型電子顕微鏡 FE-SEM を用いて加工傷を観察した結果を図 6.6 に示す。この加工傷は図 6.4 に示した加工傷とは異なる。FE-SEM 観察には Carl Zeiss ULTRA を用いた。矢印に示すように、加工傷の谷底の角は鋭角になっていた。加工傷の谷底の角が鋭角になる理由は不明であるが、工具の送りのオーバーラップによるものだと考えられる。

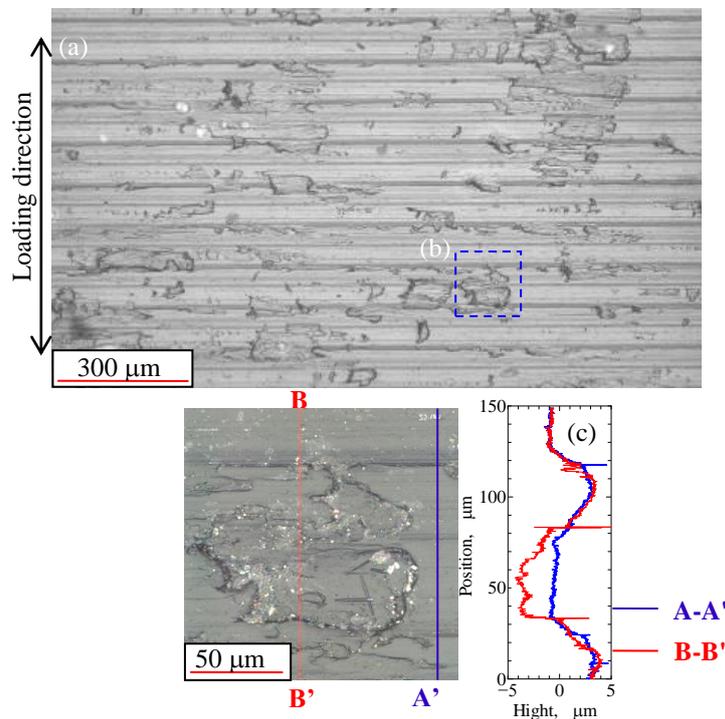


Fig.6.4 Observation of scratch of No.1 using laser micrograph(a). (b) is close up image. Sectional configuration of surface on the line from A to A' and B to B'(c).

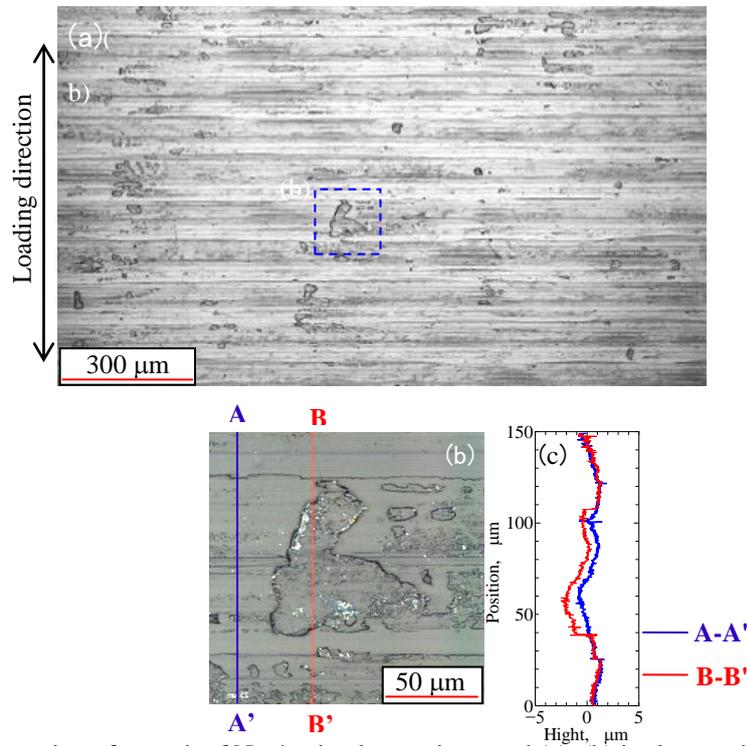


Fig.6.5 Observation of scratch of No.4 using laser micrograph(a). (b) is close up image. Sectional configuration of surface on the line from A to A' and B to B'(c).

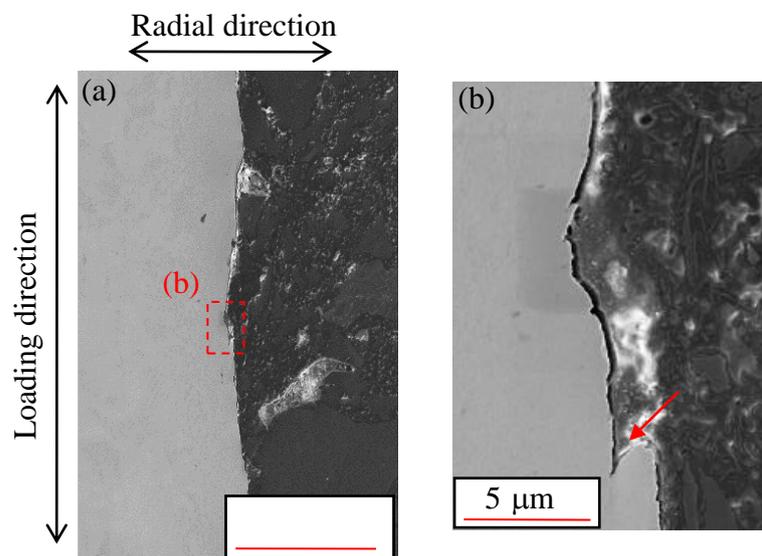


Fig.6.6 Cross section image of No.1.

第6章 オーステナイト系ステンレス鋼 SUS316L への適用

電子線後方散乱回折法 EBSD を用いて微視組織の観察を行った。EBSD 観察には FE-SEM (Elionix ERA-8800FE) および OIM 検出器 (EDAX-DigiViewIII) を用いた。試験片を軸方向に切断し、観察を行った。図 6.7 に観察結果を示す。図(a)は逆極点図である。図に赤矢印で示す範囲は結晶方位がランダムに決定された領域である。この領域は、強加工により結晶粒が超微細化した領域である。超微細粒化した領域の厚さは、No.1 の方が No.4 よりも厚い。図(b)は結晶粒界を表した図である。超微細化した領域では結晶方位がランダムに決定されているため、すべての測定点間が大傾角粒界として計測されている。超微細化した領域の下には小

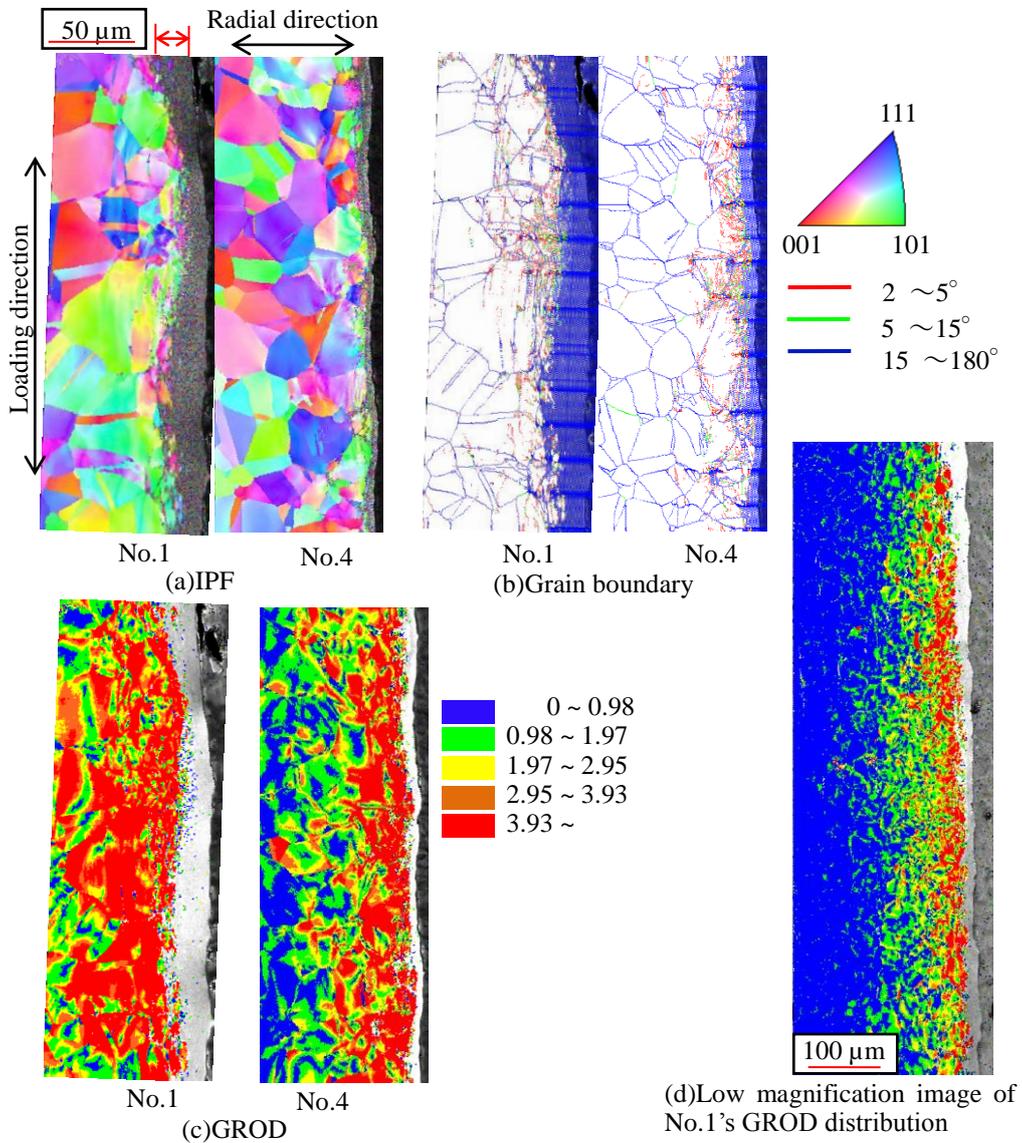


Fig.6.7 Microstructure observation using electron back scatter diffraction pattern.

第 6 章 オーステナイト系ステンレス鋼 SUS316L への適用

傾角粒界が多く存在している。加工による強変形により幾何学的に必要な転位(GN 転位)密度が増加し、亜結晶粒界が発生し、微細化したためだと考えられる。亜結晶粒界が生じた層の厚さも No.1 の方が厚い。図(c)は GROD (Grain reference orientation deviation) 分布である。図(d)は No.1 の低倍率観察結果である。ただし、図(c)No.1 と図(d)は測定箇所が異なる。GROD は塑性ひずみと対応があると言われている⁽⁴⁰⁾⁽⁴¹⁾。本研究では、1 結晶粒内の平均方位から GROD を求めた。表面からの距離が同じ場合、No.1 の方が No.4 よりも GROD が大きいことがわかる。そのため、加工による塑性ひずみは No.1 の方が大きいといえる。また、Child らの方法を基にして GROD が高い領域から塑性変形層深さを定義した。すなわち、加工の影響を受けていない領域で GROD を測定し、GROD の平均 $\mu = 0.360$ と標準偏差 $\sigma^2 = 0.311$ を求めた。そして、GROD が $\mu + 2\sigma^2$ 以上の領域を塑性変形層とした。図中の黄緑色以上が塑性変形層となる。No.1 では表面から 100 μm 以上が塑性変形層であるが、No.4 では 50~70 μm 程度が塑性変形層であった。そのため、No.1 の方が No.4 よりも塑性変形層が深いと言える。

以上のように、回転速度が増えると以下のような変化がある。

- ・表面粗さは減少する。
- ・圧縮残留応力が増加する。
- ・加工傷の大きさが小さくなる。
- ・塑性変形層、微細粒層および超微細粒層が小さくなる。

6.2.2 材料による違い

本研究では、SUS316L と Alloy718 の切削加工を行った。同一加工条件で加工を行っていないため、直接的な比較は行っていない。本研究で行った範囲の中での大きな違いとしては、加工傷のメカニズムが挙げられる。Alloy718 では、介在物によって加工傷が生じていたと考えられ、加工傷の寸法も介在物程度であった。一方、SUS316L では加工傷に介在物は見られなかった。この加工傷は構成刃先によって生じたと考えられる。そのため、加工傷の寸法は加工条件によって大きく異なっていた。以上のような違いがあるものの、「表面形状変化」や「材料自体の変化」「残留応力」のいずれも測定できており、第 2 章で提案した観察手法は SUS316L でも適用可能だと考えられる。

6.3 低サイクル疲労試験

6.3.1 表面加工層の分離

表 6.3 の No.1 および No.4 に対し、低サイクル疲労試験を行った。それにより、加工の影響と疲労強度の関係について検討した。さらに、表面加工層の個々の因子を個別に検討するために、表面仕上げ条件の異なる試験片を用意した。用いた表面仕上げは 3 種類である。1 つ目の表面仕上げは、旋盤加工を施したままの表面の試験片である。以下 AM(As machined)とする。2 つ目の表面仕上げは、AM と同様の旋盤加工後にエメリー紙を用いた研磨を行った試験片である。それにより、塑性変形層を残しつつ、加工傷を除去した。以下 GR(Ground)とする。3 つ目の表面仕上げは、試験片表面をエメリー紙で研磨した後に電解研磨を行い、表面加工層を完全に除去した試験片である。以下 EP (Electrolytic polished) とする。No.4 に対しては AM のみ用意し、No.1 に対しては AM, GR および EP を用意した。No.1-GR の場合、図 6.7(c)を参考にし、表面から 60 μm 除去した。

6.3.2 疲労試験方法

ひずみ範囲 $\Delta\varepsilon = 1\%$ で低サイクル疲労試験を行った。低サイクル疲労試験には容量 200 kN の電気油圧式疲労試験機（島津製作所 EHF-EB200 kN）を用い、室温大気中で行った。評点間距離 G.L. = 11.5 mm の伸び計を試験片平行部に装着し、ひずみの測定を行った。疲労試験はひずみ制御で行い、ひずみ速度は 0.2 %/s とした。1 サイクル中の最大試験力 P_{\max} が、疲労試験中における P_{\max} の最大値の 25 % に低下した場合を破断とした。き裂や表面形状の観察にはレプリカ法を用いた。最大および最小ひずみを付与した直後の完全除荷時に一對のレプリカを採取した。

第 6 章 オーステナイト系ステンレス鋼 SUS316L への適用

それに加えて、高ひずみ範囲の低サイクル疲労試験が可能な砂時計型試験片に対しても疲労試験を行い、 $\Delta\varepsilon$ と破断繰返し数 N_f の関係を取得した。試験片形状を図 6.8 に示す。試験片形状は最小部直径 8 mm, R 部の曲率半径が 35 mm である。回転速度 700 rpm, 切込み 0.3 mm, 送り 0.1 mm/rev で加工を行った。試験片表面をレーザー顕微鏡で観察した結果を図 6.9 に示す。試験片表面には多くの加工傷があり, No.1 に近い表面状態であった。この試験片に対して EBSD 観察を行えなかったが, 代わりに硬さ試験を行い, 塑性変形層の厚さを測定した。試験片を半径方向に切断し, 切断面に硬さ試験を行った結果を図 6.10 に示す。エラーバーは硬さ

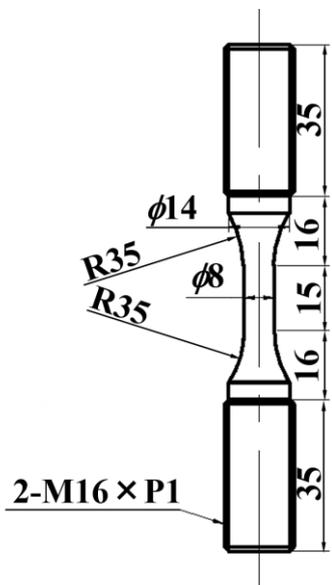


Fig.6.8 Specimen geometry of round bar specimen.

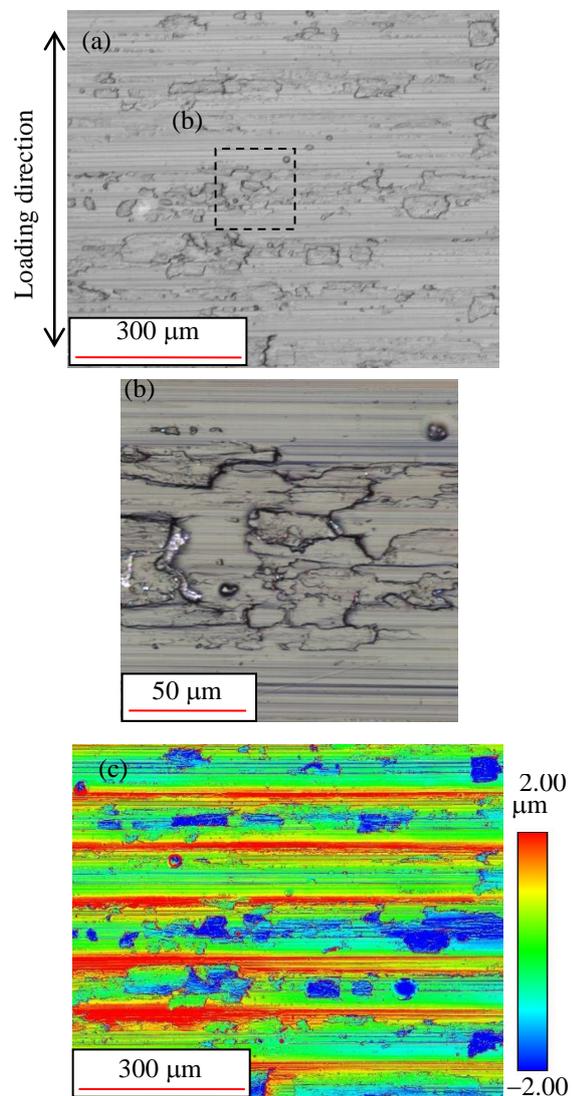


Fig.6.9 Surface observation of hour glass type specimen using optical micrograph(a) and laser micrograph(b)(c). (b) is luminance image and (c) is height distribution.

の最大値と最小値を表しており，×印は硬さの平均値を表している．表面から 50 μm 程度までの領域では，試験片中心部と比較して硬さが増加している．この硬さの増加は，加工時の塑性変形によるものだと考えられる．そのため，塑性変形層の厚さは 50 μm 程度であると考えられる．この試験片から表面加工層のすべてを取り除き， $\Delta\varepsilon$ と N_f の関係を取得した．表面加工層のすべてを取り除いた試験片を HG-EP とする．さらに，砂時計型試験片に対しても，旋盤加工のままの試験片（以下 HG-T とする）と，塑性変形層を残しつつ加工傷を除去した試験片（以下 HG-GR とする）を作成した．図 6.10 を基にして，GR の研磨量は表面から 60 μm とした．

疲労試験時には，直径変位計を試験片最小直径部に装着し，直径変位の測定を行った．試験片の初期直径 d_0 および測定された直径 d から，体積一定の仮定に基づき，真ひずみ $\varepsilon = -2\ln(d/d_0)$ を求めた．試験条件は $\Delta\varepsilon = 1\%$ とした．また，HG-EP に対して $\Delta\varepsilon = 1, 2.5$ および 8% の疲労試験も行い， $\Delta\varepsilon$ と N_f の関係を取得した．

6.3.3 疲労寿命

疲労試験結果を図 6.11 に示す．丸棒試験片である No. 1-EP の疲労寿命は，砂時計試験片である HG-EP の疲労寿命よりも長寿命となった．一般的に，丸棒試験片は砂時計型試験片よりも長寿命となる⁽⁶⁴⁾．GR の疲労寿命は EP と同程度となった．No.4-AM の疲労寿命は No.1-EP の疲労寿命の 80 %程度であったが，No.1 および HG の AM の疲労寿命は EP の疲労寿命の

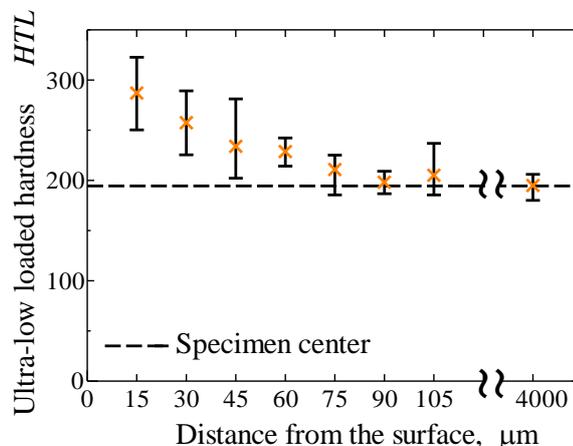


Fig.6.10 Relationship between *HTL* and depth.

30~40%程度となった。図6.12にNo.1-EPの $\Delta\varepsilon = 1\%$ 試験におけるヒステリシスループを示す。繰返し数 $N=1$ の引張時に塑性ひずみが生じている。残留応力は塑性変形によって解放されると考えられることから、本研究では残留応力の影響はないと考えられる。また、 $N=1000$ の応力範囲 $\Delta\sigma$ は $N=1$ の $\Delta\sigma$ よりも大きく、繰返し硬化が生じている。 $N=1000$ と 2000 の $\Delta\sigma$ はほぼ等しく、 $N=1000$ の時点で繰返し硬化は収束している。この時 $\Delta\sigma = 602\text{ MPa}$ であった。

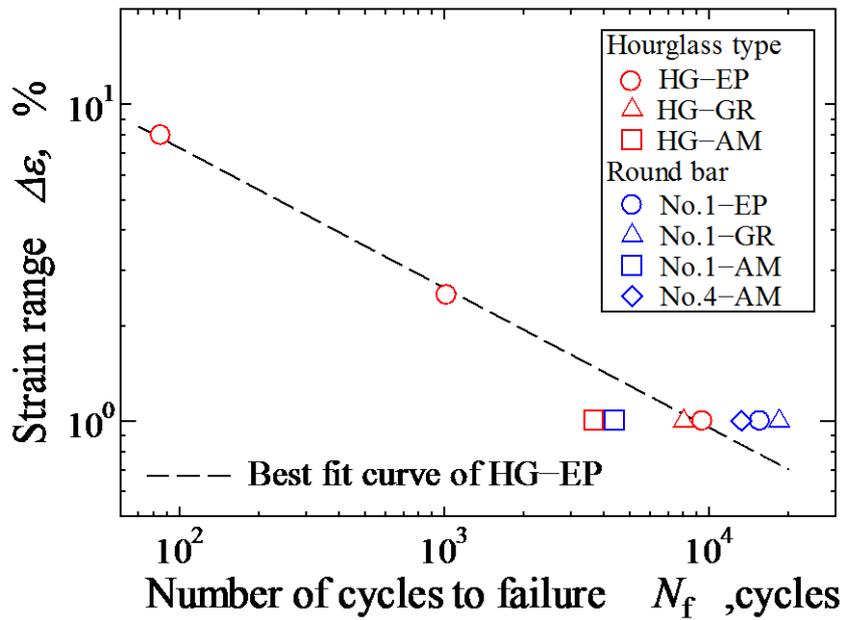


Fig.6.11 S-N curve of SUS316L

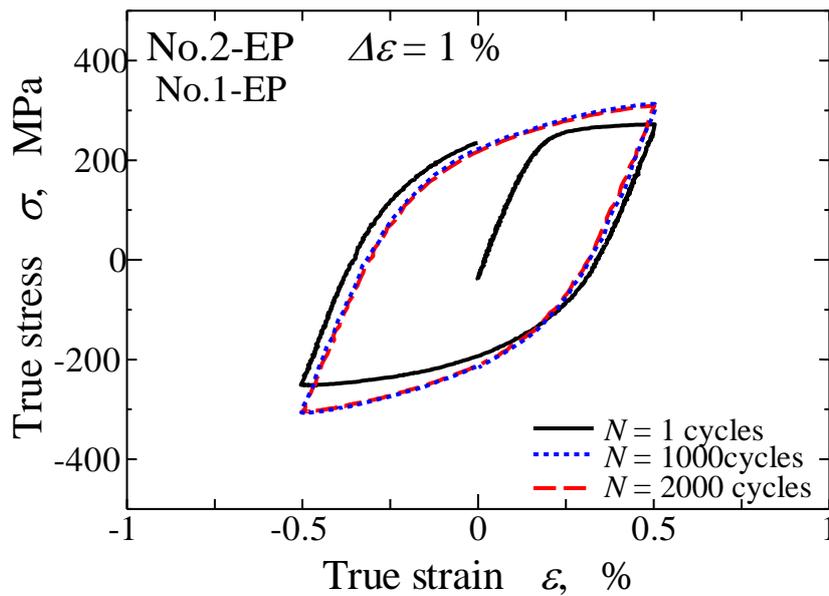


Fig.6.12 Hysteresis curve of No.1-EP under $\Delta\varepsilon = 1\%$.

6.3.4 微小き裂の発生進展挙動

図 6.13 から 17 は, 最大ひずみ負荷後に除荷した状態で採取されたレプリカの観察結果である。EP の破断繰返し数で N を除した $N/N_{f,EP}$ を用いて疲労寿命比を示している。図 6.13 は HG-EP の $\Delta\varepsilon = 1\%$ 一定試験の観察結果であり, 図 6.14 は HG-GR の観察結果である。矢印は主き裂の先端を示している。HG-EP および HG-GR の主き裂はすべり帯から発生していた。初期き裂寸法は $30\sim 50\ \mu\text{m}$ 程度であった。なお, 結果は省略するが, No.1-EP および No.1-GR でもすべり帯からき裂が発生しており, HG と同様であった。

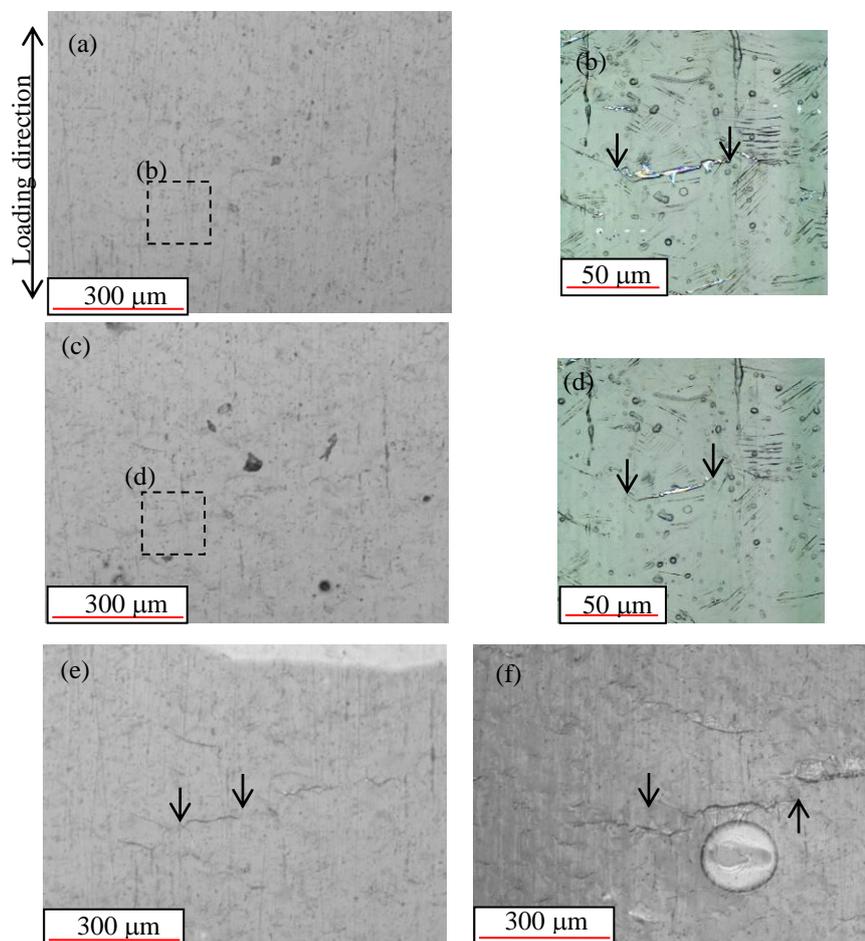


Fig.6.13 Optical micrographs of HG-EP under $\Delta\varepsilon = 1\%$ condition at $N/N_{f,EP} = 0.2$ (a), 0.4 (c), 0.6 (e) and 0.8 (f). (b) and (d) are close up images using laser micrograph.

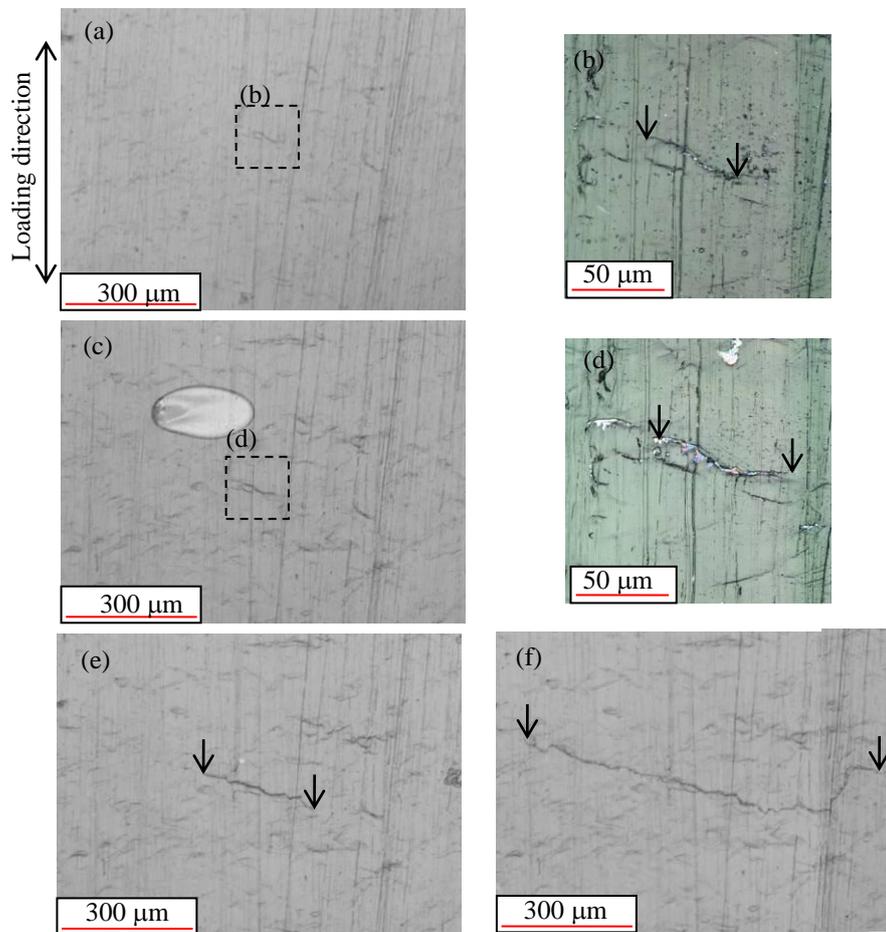


Fig.6.14 Optical micrographs of HG-GR at $N/N_{f,EP} = 0.2$ (a), 0.4 (c), 0.6 (e) and 0.8 (f). (b) and (d) are close up images using laser micrograph.

図 6.15 に No.1-AM のレプリカ観察写真を示す. No.1-AM の主き裂は加工傷の内部から発生していた. 図(a)の赤矢印は主き裂が発生した加工傷の先端を示している. 赤矢印間の長さを調べた結果, 主き裂が発生した加工傷の表面長さは $1500 \mu\text{m}$ 程度であった. 図(f)の黒および青矢印はき裂の先端を表している. 複数のき裂が加工傷内部で発生していた. 図(g)の黒矢印はき裂の先端を表している. $N/N_f = 0.2$ で加工傷全体がき裂となっていることがわかる. また, 図(i)に示すように, 図(f)に示したき裂が合体していることがわかる. その後, 他の加工傷から発生したき裂と合体しながら破断に至っていた. 図(d)と図(f)を比較すると, 高さが急激に変化している部分からき裂は発生している. そのため, 図 6.6 に示したような加工傷の谷底の角を起点にしてき裂が生じると考えられる. 結果は省略するが, **HG-AM** でも同様のき裂発生進展挙動であった.

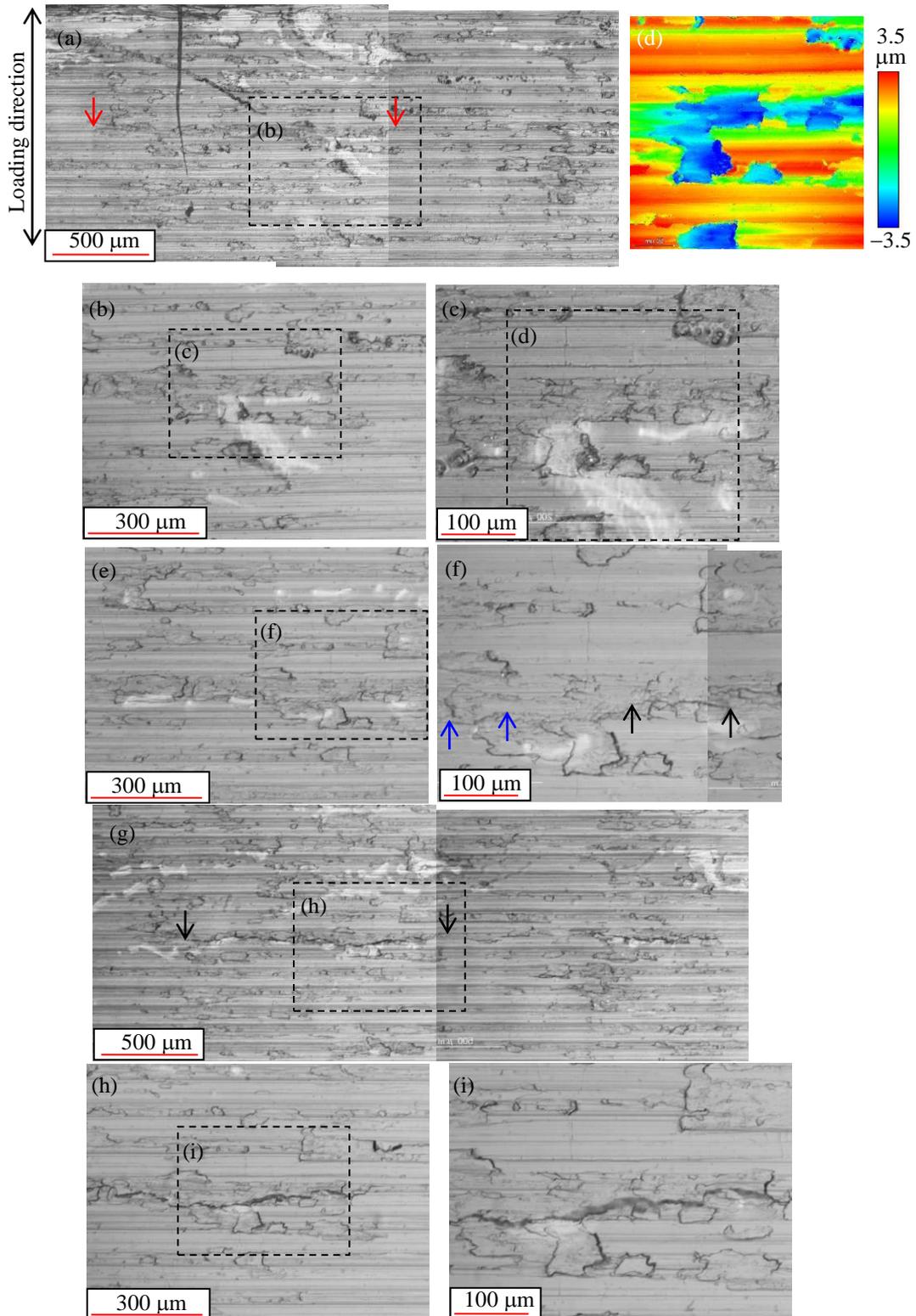


Fig.6.15 Optical micrographs of No.1-AM at $N/N_{f,EP} = 0$ (a), 0.1(e) and 0.2(g). (b) , (c), (f), (h) and (i) are close up image of (a), (b), (e), (g) and (h) , respectively. (d) is height distribution result observed laser micrograph.

第 6 章 オーステナイト系ステンレス鋼 SUS316L への適用

No.4-AM の場合，表面レプリカの採取範囲外からき裂が発生していた．そのため，表面レプリカの採取範囲内で発生していたき裂について観察した．図 6.16 に No.4-AM のレプリカ観察写真を示す．き裂は加工傷から発生していた．図(c)に示すように，高さが急激に変化している部分からき裂は発生しており，加工傷の谷底の角からき裂は発生したと考えられる． $N/N_{f,EP} = 0.3$ では加工傷全体がき裂となり，加工傷の外へき裂が進展していた．以上のように No.1-AM と同様の挙動が観察された一方，図 6.17 に示すように，No.5-AM では線状の加工傷からのき裂発生も確認された．疲労試験後の No.1-AM を切断し，FE-FEM で観察した結果を図 6.18 に示す．加工傷の角や加工傷内部をき裂が進展している様子が見られる．

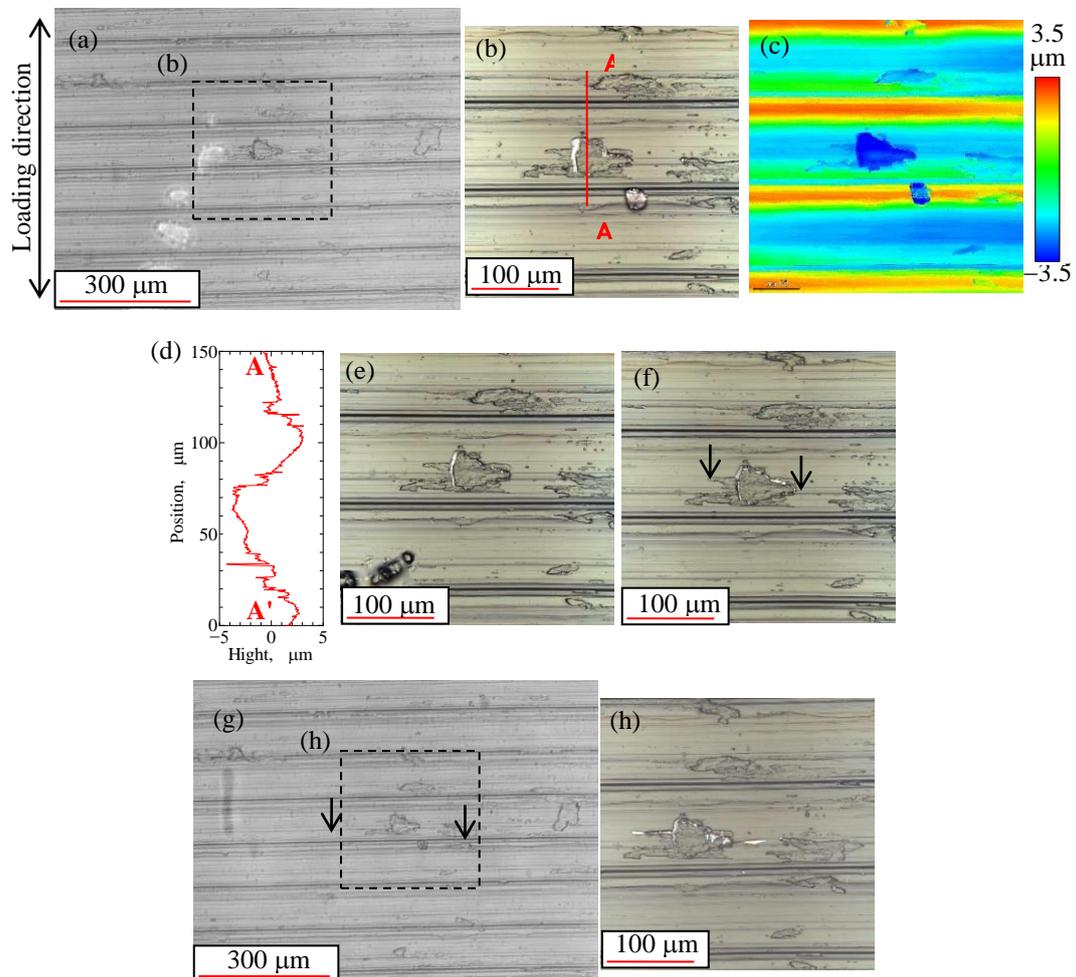


Fig.6.16 Optical and laser micrographs of No.4-AM at $N/N_{f,EP} = 0$ (a), 0.2(e), 0.3(f) and 0.77(g). (b) and (h) are close up image of (a) and (g), respectively. (c) is height distribution image using laser micrograph. Sectional configuration of surface on the line from A to A' (d).

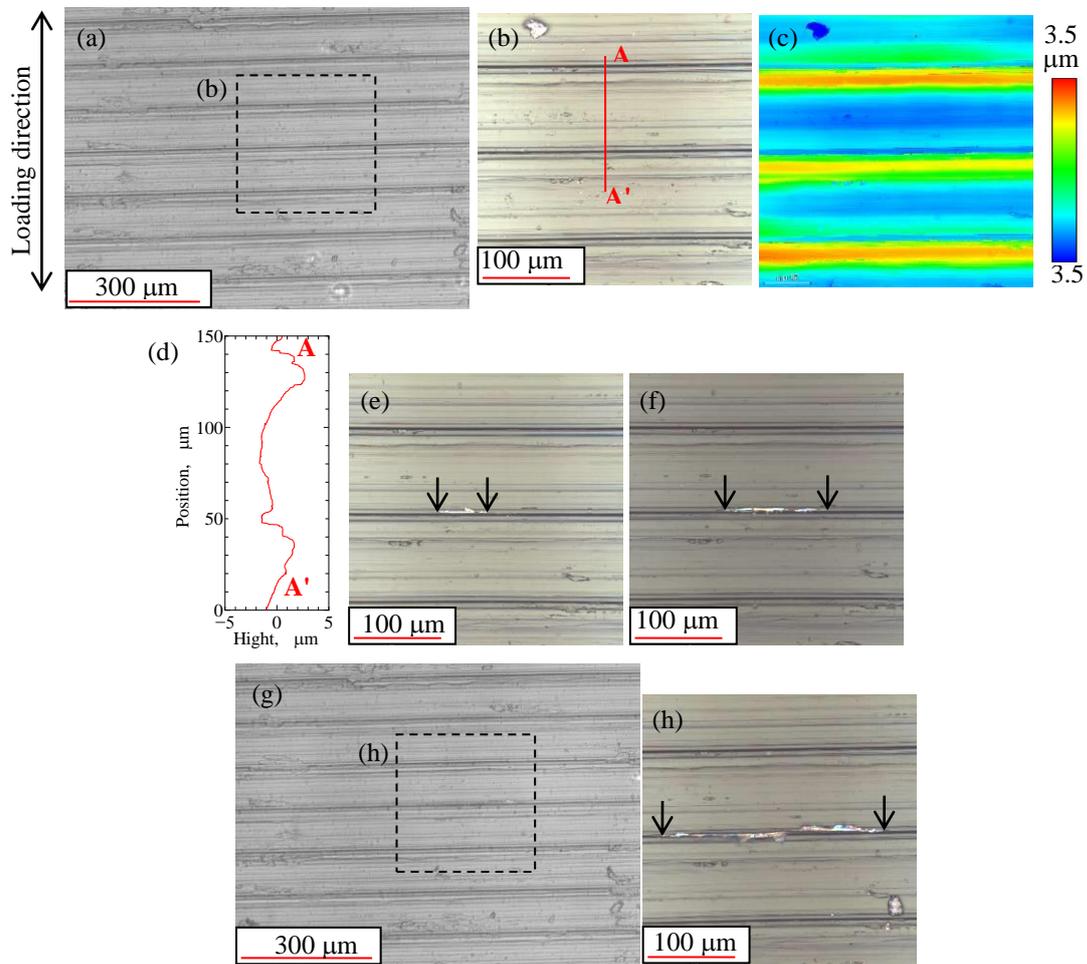


Fig.6.17 Optical and laser micrographs of No.4-AM at $N/N_{f,EP} = 0$ (a), 0.2(e), 0.3(f) and 0.77(g). (b) and (h) are close up image of (a) and (g), respectively. (c) is height distribution image using laser micrograph. Sectional configuration of surface on the line from A to A' (d).

6.3.5 弾塑性き裂進展特性

微小き裂進展を破壊力学的に評価した。き裂進展速度 da/dN と J 積分範囲 ΔJ の関係を図 6.19 に示す。 da/dN と ΔJ の計算方法は以下のとおりである^{(32) (34)}。アスペクト比 $a/c = 1$ を仮定し、表面き裂長さ $2c$ からき裂深さ a を求めた。 a と N の関係の測定結果 3 点を 2 次近似し、中央点の傾きから da/dN を求めた。 ΔJ の計算には Dowling の簡便式を用いた⁽⁵⁹⁾。

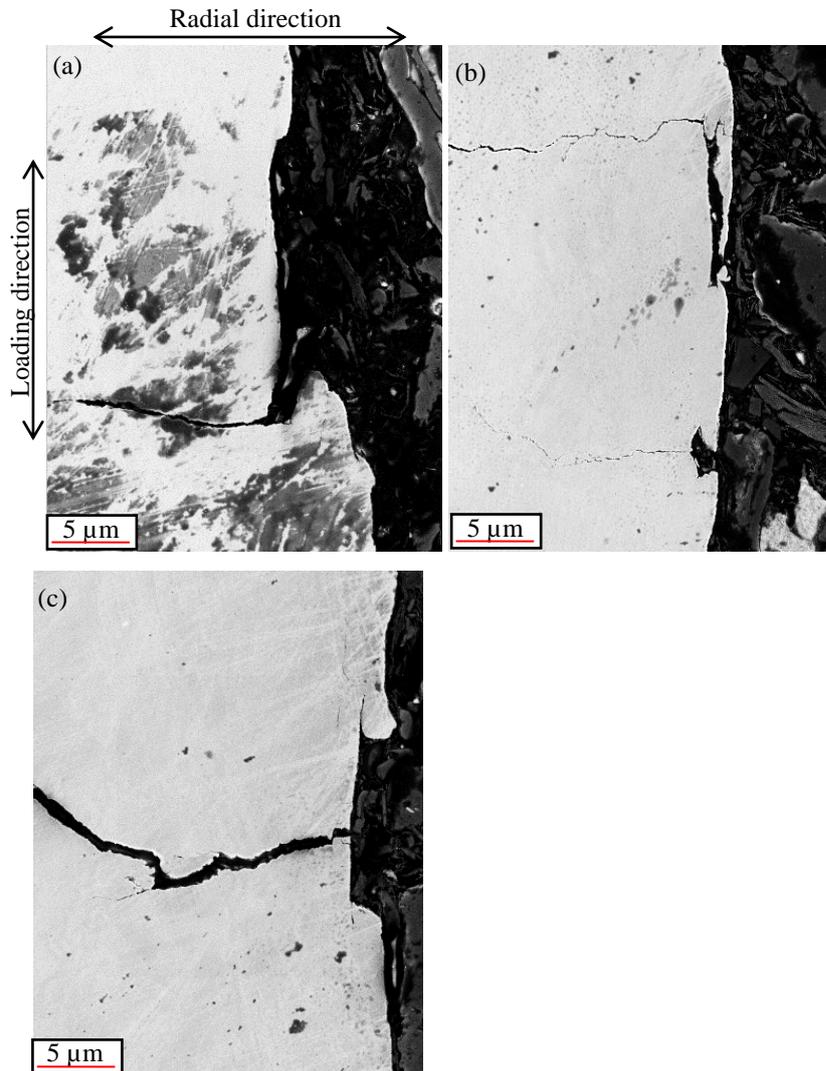


Fig.6.18 Observation of cross section of No.1-AM by SEM.

$$\Delta J \approx F^2 \frac{\pi \Delta \sigma^2 a}{E} + F^2 \left\{ \frac{3.85(1-n_f)}{\sqrt{n_f}} + \pi m_f \right\} \Delta \sigma \Delta \varepsilon_p a \quad (6-1)$$

ここで $\Delta \varepsilon_p$ は塑性ひずみ範囲である。 n_f は繰返し硬化指数であり、 $n_f = 0.404$ を用いた⁽³³⁾。 F は形状による補正係数であり、 0.714 とした⁽⁵⁹⁾。 E はYoung率である。また、比較のために、日本機械学会「発電用原子力設備規格維持規格(JSME S NA1-2004)」のステンレス鋼の da/dN -応力拡大係数範囲 ΔK 関係を da/dN - ΔJ 関係に変換し、破線で示す⁽⁶⁵⁾。丸棒試験片は砂時計型試験片よりもやや低速側になったが、 $\Delta \varepsilon$ 、表面仕上げ条件および試験片形状によらず da/dN - ΔJ 関係は一致していた。また、JSME S NA1-2004の da/dN - ΔJ 関係とも一致していた。

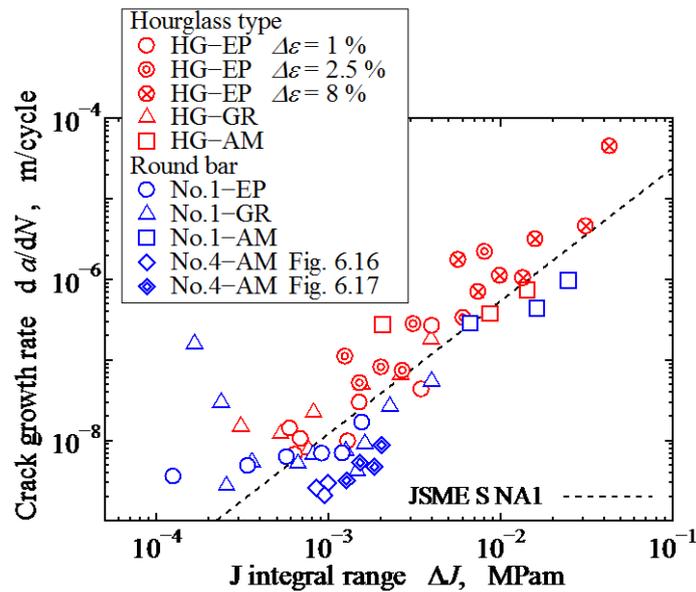


Fig.6.19 Relationship between crack growth rate and J integral range.

6.3.6 SUS316L のき裂発生進展挙動に及ぼす表面加工層の影響

GR の最表面は塑性変形層である。GR の疲労寿命は EP とほぼ同程度であった。GR の主き裂の発生はすべり帯から発生しており、EP と同様であった。GR の $da/dN-\Delta J$ 関係は EP のものと一致していた。塑性ひずみは応力範囲を増加させ、疲労寿命を低下させる⁽³³⁾。塑性変形層は表面から 30~50 μm 程度であり、疲労寿命初期にき裂最深部は塑性変形層を貫く。また、表面から離れるほど加工による塑性ひずみは小さくなる。そのため、塑性変形層が疲労寿命に及ぼす影響は小さかったと考えられる。

一方で、AM の場合、加工傷の内部でき裂が発生していた。疲労寿命の初期に加工傷全体がき裂となっていた。そのため、加工傷の寸法を初期き裂寸法と考えることができる。No.1 および HG のように加工傷が大きい場合、疲労寿命は大きく低下する。一方、No.4 のように、加工傷が小さい場合、疲労寿命の低下は小さい。また、図 6.7 に示すように、試験片の最表面部は超微細粒層になっている。そのため、加工傷が小さい場合でも、すべり帯からき裂は発生せず、図 6.17 に示すような線状の加工傷からき裂が発生する。

以上のように、加工傷の大きさによって疲労寿命が大きく異なっていた。そのため、加工傷が低サイクル疲労強度に及ぼす影響のモデル化について、第 5 章のモデルを用いてのちに検討する。

6.3.7 材料による違い

第 3 章で示した手法を用いて表面加工層を分離した結果，SUS316L の表面加工層を分離できていた．そのため，第 3 章で示した分離手法は SUS316L にも適用できると考えられる．

SUS316L と Alloy718 のき裂発生進展挙動を比較したところ，SUS316L のき裂の発生進展挙動は Alloy718 とほぼ等しかった．両者の加工傷の発生メカニズムは異なっていたが，主き裂は両者ともに加工傷から発生しており，加工傷発生メカニズムの違いの影響はなかった．また，Alloy718 には介在物が存在している．それにより，長寿命になると材料内部の介在物からき裂が発生することから，表面の強化による長寿命化には限界があった．SUS316L には介在物はないが，SUS316L とほぼ同材料である SUS316NG では内部破壊が報告されている⁽⁶⁶⁾．そのため，SUS316L でも表面の強化による長寿命化には限界があると推定される．

両者の違いとしては，残留応力の影響が挙げられる．Alloy718 では残留応力が疲労寿命に大きな影響を及ぼしていたが，SUS316L では残留応力は影響を及ぼしていなかった．これは，両材料の降伏応力による違いである．すなわち，降伏応力が 800 MPa 程度の Alloy718 では低サイクル疲労域でも降伏が生じないが，降伏応力が 300 MPa 程度の SUS316L では低サイクル疲労域では降伏が生じる．このように，疲労寿命に影響を及ぼす因子が降伏応力に応じて変化する．しかし，このような残留応力とその解放挙動の影響は 4 章で検討し，第 5 章でモデル化していることから，SUS316L にも第 5 章のモデルを適用できると考えられる．そこで，6.4 節では実際に SUS316L に第 5 章のモデルを適用する．また，加工傷のモデル化についても検討する．

6.4 モデルの適用

6.4.1 解析条件

第 5 章で提案したモデルを SUS316L に適用し，疲労寿命を予測した．また，加工傷のモデル化についても検討した．予測を行った試験片は No.1-AM, No.4-AM および No.1-EP である．No.1-EP には加工傷がないことから， $2c_0$ を結晶粒径と同じとし， $2c_0 = 26 \mu\text{m}$ に決定した．そして， $a/c = 1$ を仮定し， $a_0 = 13.0 \mu\text{m}$ とした．No.1-AM, No.4-AM は旋盤加工の試験片である．そのため，加工傷の寸法から初期き裂長さ $2c_0$ と初期き裂深さ a_0 を決定した．以下の 3 種類

第 6 章 オーステナイト系ステンレス鋼 SUS316L への適用

の方法を用いて、加工傷の寸法から $2c_0$ と a_0 を決定した。1 つ目は加工傷の深さをを用いて $2c_0$ と a_0 を決定する方法である。表面仕上げの評価には、表面粗さ等の深さ方向の測定結果が用いられることが多いことから、加工傷の深さだけをを用いた予測を行った。図 6.4 および 6.5 を基にして No.1-AM では $a_0 = 8.5 \mu\text{m}$ 、No.4-AM では $a_0 = 4.0 \mu\text{m}$ とし、初期アスペクト比 $a_0/c_0 = 1$ を仮定し、No.1-AM では $2c_0 = 17 \mu\text{m}$ 、No.1-AM では $2c_0 = 8.0 \mu\text{m}$ とした。この予測法を「予測法 1」とする。

2 つ目の予測法は、加工傷の深さを $2a_0$ に、加工傷の表面長さを $2c_0$ に用いる方法である。疲労寿命の初期に加工傷と同程度の表面き裂長さになっていたことから、この予測法を行った。図 6.4 および 6.5 を基にして No.1-AM では $a_0 = 8.5 \mu\text{m}$ 、No.4-AM では $a_0 = 4.0 \mu\text{m}$ とし、図 6.15(a)を基に No.1-AM では $2c_0 = 1500 \mu\text{m}$ 、図 6.16(a)を基に No.4-AM では $2c_0 = 70 \mu\text{m}$ とし、この予測法を「予測法 2」とする。

3 つ目の予測法は、加工傷の表面長さをを用いて $2c_0$ と a_0 を決定する方法である。図 6.15(a)を基に No.1-AM では $2c_0 = 1500 \mu\text{m}$ 、図 6.16(a)を基に No.4-AM では $2c_0 = 70 \mu\text{m}$ とし、 $a_0/c_0 = 1$ を仮定して a_0 を求め、予測を行った。この予測法を「予測法 3」とする。

以上の 3 つの初期き裂寸法を用いて疲労寿命予測を行い、比較した。初期き裂寸法以外のモデル化は以下のとおりである。ひずみ範囲 $\Delta\varepsilon$ は実験と同じく $\Delta\varepsilon = 1\%$ とした。塑性変形が生じているため、残留応力の影響は考慮しなかった。疲労試験中の繰返し硬化は考慮せず、図 6.12 を基にし $\Delta\sigma = 602 \text{ MPa}$ とした。き裂進展特性には $da/dN - \Delta J$ 関係には JSME S NA1-2004 のものを用いた⁽⁶⁵⁾。

6.4.2 解析結果

SUS316L のき裂進展の予測結果を図 6.20 に示す。図(a)は $2c-N$ 関係、(b)は $a-N$ 関係である。点線、破線および実線は予測結果を示し、記号は実験結果を示している。図(b)に示した実験結果は、 $a/c = 1$ を仮定して $2c$ から求めたものである。点線で示す予測法 1 の予測結果は実験結果よりも長寿命であり、危険側の予測を与えていた。以上のように、加工傷の深さのみを用いて疲労寿命を予測した場合、危険側の予測となる。実線でしめす予測法 2 の予測結果は、予測法 1 の予測結果よりも実験結果に近づくものの、実験結果よりも危険側の予測になっている。つまり、加工傷の深さと長さをを用いても安全側の予測はできない。破線でしめす予測法 3 の予測結果は、実験結果よりも短寿命側になっており、安全側の予測となっていた。

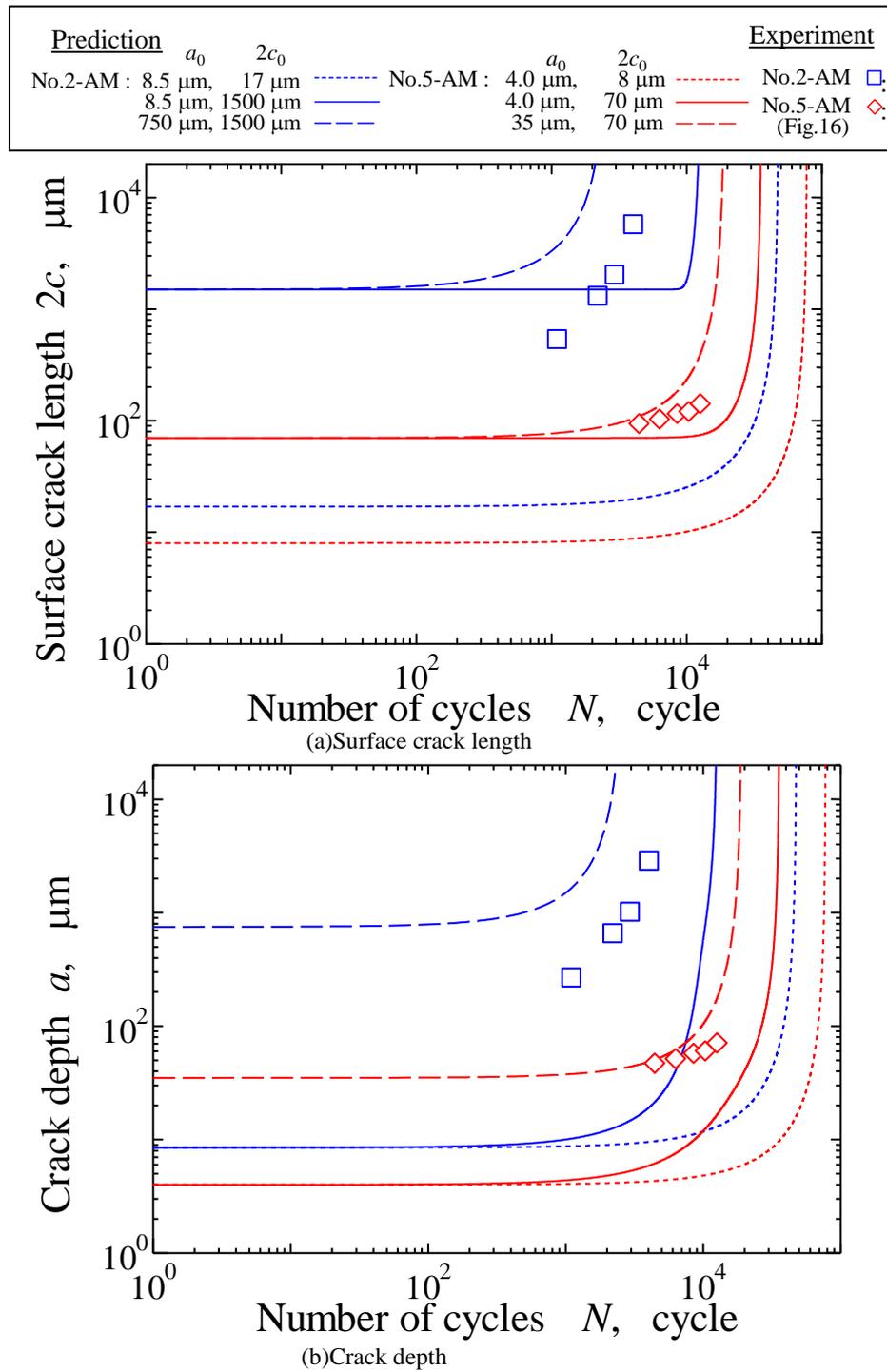


Fig.6.20 Results of crack growth prediction. Symbol indicated experimental results.

6.4.3 加工傷のモデル化

以上のように，加工傷の表面長さ a_0 と深さを初期き裂長さとしても安全側の予測とはならず，加工傷の表面長さを $2c_0$ とし， $a_0/c_0 = 1$ を仮定しなければ安全側の予測が得られない．この原因は明らかではないが，加工傷のように極めて扁平なき裂は表面の塑性変形層によって加速されることが考えられる．また，加工傷をレーザー顕微鏡や原子間力顕微鏡 AFM を用いて観察した場合，加工傷の深さを過小評価していることが考えられる．

表面粗さ等の深さ方向の測定結果のみでは加工傷の評価としては不十分であり，表面粗さの結果のみを用いて疲労寿命予測を行うと危険側の予測となることがわかった．

6.4.4 本研究で提案したモデルの適用範囲

本章では，第 2～5 章で提案したモデルをオーステナイト系ステンレス鋼 SUS316L に適用した．その結果，低強度である SUS316L では，残留応力が低サイクル疲労寿命に及ぼす影響が小さい点が Alloy718 と異なっていた．しかし，降伏応力による残留応力の影響度の違いは第 3 章の残留応力解放シミュレーションによって考慮できる．また，Alloy718 の加工傷は介在物によって生じていたが，SUS316L の加工傷は構成刃先によって生じていた．しかし，加工傷発生メカニズムが異なるが，どちらの加工傷もレーザー顕微鏡もしくは原子間力顕微鏡 AFM を用いることで形状評価が可能である．以上のことから，SUS316L に対しても本研究で提案したモデルを適用できると言える．

表面加工層の因子が「残留応力」「加工傷」「粗さ」「微細粒層」「塑性変形層」で構成されており，これらの因子がき裂及ぼす影響が第 4 章に示したような影響ならば，他の材料にも適用可能であると考えられる．多くの材料の表面加工層は上記の条件を満たすため，一般的な材料では本研究のモデルは適用できる．一方で，例えば，微細粒層や塑性変形層によってき裂進展が加速されるような場合や，微細粒層がもろく疲労寿命の初期に割れ初期き裂寸法を増加させる場合などには，第 2 章で示した観察手法は適用できるが，第 5 章で提案したモデルは適用できない．

本研究で提案したモデルは，材料自体を観察し，観察結果を基に低サイクル疲労寿命を予測するモデルである．そのため，どのような加工方法でも予測可能であると考えられる．ただし，研削白層のように硬くてもろい層が発生すると適用できない．また，放電加工では融

第 6 章 オーステナイト系ステンレス鋼 SUS316L への適用

解により除去するため、表面加工層、特に「微細粒層」や「塑性変形層」などの「材料自体の変化」が大きく異なると考えられる。

第 5 章で提案したモデルでは、疲労寿命の大半がき裂進展寿命であると仮定している。そのため、き裂発生寿命が支配的になる高サイクル疲労には第 5 章のモデルは適用できない。表面加工層がき裂発生に及ぼす影響を明らかにし、高サイクル疲労寿命に及ぼす表面加工層の影響をモデル化することが今後の課題である。

6.5 結言

本章では、オーステナイト系ステンレス鋼 SUS316L に対して本研究で提案したモデルを適用した。それにより、提案したモデルの他材料への適用性について検討した。また、加工傷のモデル化について検討した。得られた知見は以下のとおりである。

1. 第 2 章で提案した手法を用いて SUS316L の表面加工層を観察した。SUS316L でも加工層を観察することができた。第 2 章で提案した観察手法は SUS316L でも適用可能だと考えられる。
2. SUS316L と Alloy718 では、加工傷の生成メカニズムが異なっていた。Alloy718 では介在物によって加工傷が生じていたのに対し、SUS316L では構成刃先により加工傷が生じていた。
3. SUS316L に対して回転速度を変えて加工を行った。その結果、回転速度を遅くすると表面粗さは減少し、加工傷の大きさが小さくなっていた。また、圧縮残留応力は増加し、塑性変形層、微細粒層および超微細粒層が小さくなっていた。
4. 第 3 章で提案した手法を用いて表面加工層を分離した。SUS316L でも表面加工層を分離できることが明らかとなった。
5. 旋盤加工を施した試験片の場合、き裂は加工傷および介在物から発生していた。微細粒層を除去した試験片の場合、き裂はすべり帯から発生していた。この挙動は Alloy718 および SUS316L とともに同様であった。
6. 塑性変形層はき裂寸法に対して薄く、塑性変形層が低サイクル疲労強度に及ぼす影響は小さかった。SUS316L では、加工傷がある場合、加工傷の谷底の角からき裂が発生する。加工傷内で複数のき裂が発生し、加工傷内部で合体および進展する。疲労寿命の初期に加工傷の表面長さと同程度のき裂に成長する。そのため、加工傷が大きい場

第6章 オーステナイト系ステンレス鋼 SUS316L への適用

合、疲労寿命が大きく低下していた。一方で、残留応力の影響は見られなかった。

7. 提案したモデルを SUS316L に適用した。加工傷の深さを初期き裂深さ a_0 に用い、初期アスペクト比 $a_0/c_0 = 1$ を仮定してき裂進展予測を行った結果、危険側の予測となった。加工傷の表面長さ²と深さを初期き裂長さとしても安全側の予測とはならず、加工傷の表面長さを初期表面き裂長さ $2c_0$ とし、 $a_0/c_0 = 1$ を仮定することで安全側の予測が得られることが明らかになった。
8. 以上の結果から、SUS316L に対しても本研究で提案したモデルを適用できると言える。また、表面加工層の因子が「残留応力」「加工傷」「粗さ」「微細粒層」「塑性変形層」で構成されており、これらの因子がき裂及ぼす影響が第4章に示したような影響ならば、他の材料にも適用可能であると考えられる。多くの材料の表面加工層は上記の条件を満たすため、一般的な材料では本研究のモデルは適用できる。

第7章 結論

7.1 結論

航空機のジェットエンジンの安全のためには、Ni基超合金 Alloy718 の低サイクル疲労強度を明らかにすることが重要である。低サイクル疲労強度は表面加工層の影響を受けるため、表面加工層が Alloy718 の低サイクル疲労強度に及ぼす影響を明らかにすることが重要である。表面加工層が低サイクル疲労強度に及ぼす影響を明らかにするためには、表面加工層の簡便な評価方法の開発も重要である。さらに、表面加工層が低サイクル疲労強度に及ぼす影響をモデル化し、低サイクル疲労寿命予測法を確立することによって低コスト化が可能だと考えられる。

一方で、配管や圧力容器に用いられるオーステナイト系ステンレス鋼 SUS316L などでも表面加工層の影響が問題となる。一般的に疲労強度やき裂発生進展挙動は材料に強く依存する。そのため、そのため、他の材料への適用範囲を調査する必要がある。

表面加工層は「表面形状の変化」「材料自体の変化」および「残留応力の発生」に大別できる。「表面形状の変化」は表面粗さによって評価されるが、表面粗さでは加工傷の評価はできず、また、深さ方向の形状しか評価できていない。「材料自体の変化」は硬さやエッチングによって評価されるが、硬さでは空間分解能が低く、押込み深さが小さい場合硬さの定量的意味も少ない。この問題に対し、近年、電子線後方散乱回折法 EBSD 法の開発により、簡単な表面加工層手法の開発が期待できる。また、計算技術の発達により、実験的観察と計算技術を組み合わせることで、現象の詳細な解明が期待できる。

表面加工層が疲労強度に及ぼす影響に関する研究は古くから行われているが、①表面加工層自体が複雑であり、分割することが困難である。②表面加工層を測定すること自体は難しい③加工条件や材料、負荷荷重などパラメータが多すぎて体系的な研究ができない。などの理由により解決できていない。①に対しては、適切な加工条件を検討するとともに表面加工層の分割を適切に行う必要がある。②については、表面加工層の観察手法の開発が求められ

第7章 結論

る。③に対しては、加工方法ではなく、表面加工層の因子に着目することで加工方法によらない評価方法の確立を目指す。また、モデルの適用範囲を適切に検討する必要がある。

本研究では、加工を受けた Alloy718 の低サイクル疲労寿命予測モデルを構築することを目的とした。まず、Alloy718 の表面加工層を観察した。それにより、旋盤加工の表面加工層の評価方法を検討した。特に、EBSD を用いた微視組織観察を行い、EBSD を用いた表面加工層の評価方法について検討した。次に、表面加工層の各因子の分割方法について検討した。検討した表面仕上げを試験片に施し、低サイクル疲労試験を行った。それにより、表面加工層が低サイクル疲労強度に及ぼす影響について検討した。その際、残留応力の解放挙動が問題となった。そのため、結晶塑性有限要素法を用いて、残留応力解放挙動を詳細に検討した。低サイクル疲労試験および結晶塑性有限要素法解析を踏まえて、表面加工層が低サイクル疲労に及ぼす影響をモデル化した。さらに、提案したモデルを SUS316L に適用し、モデルの適用範囲について検討した。

得られた知見は以下のとおりである。

(1)表面加工層の観察手法

Ni 超合金 Alloy718 に旋盤加工を施し、表面加工層の観察手法について検討した。特に、EBSD 法を用いた微視組織変化観察手法の開発を行った。透過型電子顕微鏡 TEM や硬さ試験結果を EBSD の観察結果と比較し、EBSD を用いた表面加工層観察法について検討した。その結果、旋盤加工された試験片の表面にはバルク層、塑性変形層および微細粒層に分かれていることを観察できた。そして、局所方位差パラメータを用いることで塑性変形層深さと微細粒層深さを定量的に評価できることが明らかとなった。

表面形状変化については、レーザー顕微鏡および原子間力顕微鏡 AFM を用いて加工傷の形状に着目して観察した。旋盤加工された試験片の表面には加工傷が生じており、加工傷をレーザー顕微鏡で観察することで、加工傷の形状を詳細に観察することができた。加工傷は介在物によって生じていることがわかった。

残留応力については、X 線回折法 XRD を用いて残留応力を測定した。残留応力は XRD を用いることで測定が可能であった。

以上の手法を用いることで表面加工層の観察が出来ることが明らかとなった。

(2)Alloy718 の低サイクル疲労強度に及ぼす表面加工層の影響

第7章 結論

低サイクル疲労試験を行い、表面加工層が低サイクル疲労強度に及ぼす影響について検討した。表面加工層には複数の因子があり、それらが複合的に疲労強度に影響を及ぼすため、個々の影響を個別に検討した上でそれらの影響を総合的に評価する必要がある。そこで、表面加工層の個々の因子を個別に検討するために、表面加工層の分離手法について検討した。電解研磨、エメリ紙研磨による表面除去および荷重条件により表面加工層の因子を分離した。(1)で示した手法を用いて表面加工層を観察し、表面加工層を定量的に評価した。その結果、表面加工層が適切に分離できており、この手法を用いることで表面加工層を分離できることが明らかとなった。

その試験片に対し、低サイクル疲労試験を行い、疲労寿命や微小き裂の発生進展挙動を比較することで、表面加工層のそれぞれの因子が低サイクル疲労寿命に及ぼす影響を検討した。低サイクル疲労試験を行った結果、最表面に微細粒層がある場合、き裂は加工傷および介在物から発生していた。微細粒層を除去した試験片ではき裂はすべり帯から発生していた。塑性変形層はき裂寸法に対して薄く、低サイクル疲労強度に及ぼす影響は小さかった。一方で、残留応力とその解放挙動が疲労強度に大きな影響を及ぼしていた。残留応力はき裂閉口に影響を与え、有効応力拡大係数を減少させ、疲労寿命の初期のき裂進展に影響を与えると考えられる。Alloy718 に対する実験では、加工傷は疲労寿命に影響を与えていなかった。

SUS316L に対して低サイクル疲労試験を行い、加工傷が低サイクル疲労強度に及ぼす影響について検討した。加工傷が大きい場合、初期き裂寸法を大きくすることから疲労寿命が大きく低下していた。

Alloy718 には介在物が存在するため、表面を強化すると介在物を起点とした内部破壊が生じていた。そのため、表面加工層の向上による長寿命化には限界があることがわかった。

(3)残留応力解放と微視組織変化の関係

Alloy718 は降伏応力が大きく、低サイクル疲労領域でも残留応力が影響していた。残留応力は降伏応力を超えると解放されるが、降伏が生じる応力である残留応力は微視組織により変化する。また、結晶粒ごとに異方性があることから、局所的に残留応力が解放される可能性がある。そこで、結晶塑性有限要素法により、加工の微視組織をモデル化し、残留応力解放挙動の解析を行った。それにより、残留応力解放と微視組織の相互作用について検討した。

残留応力解放シミュレーションを行った結果、ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_{xx} = 1.4\%$ の場合、いずれの表面加工層でも残留応力が解放されていた。一方、 $\Delta\epsilon_{xx} = 0.8\%$ の場合、旋盤加工の表面加工層

第7章 結論

のモデルでは、表面の残留応力は解放されなかった。微細粒層を取り除いたモデルでは、局部的に残留応力が解放されていた。表面加工層のないモデルでは残留応力が生じていない。この残留応力解放挙動は実験の疲労寿命と整合性が取れていた。塑性変形層では、背応力と残留応力の影響により圧縮負荷時に降伏が生じ、残留応力が解放されていた。微細粒層では、結晶粒径が小さくなった影響により、引張負荷時、圧縮負荷時ともに降伏が生じにくくなっていた。この残留応力解放挙動は実現象と対応していると考えられた。以上のことから、結晶塑性有限要素法によって得られた残留応力解放挙動と疲労寿命の関係は妥当であると考えられた。

塑性変形層の場合、引張負荷時には圧縮残留応力が解放しにくい、圧縮時には解放されやすい。特に、低サイクル疲労では応力が両振りになることが一般的であるため、塑性変形層の圧縮残留応力は特に解放されやすいと考えられる。一方、微細粒層では、引張時および圧縮時ともに圧縮残留応力が解放されにくい。以上のように、塑性変形層と微細粒層では残留応力の解放されやすさが異なる。そのため、圧縮残留応力による長寿命化を期待する場合、微視組織変化も考慮する必要があることがわかった。

(4)表面加工層が低サイクル疲労強度に及ぼす影響のモデル化

低サイクル疲労試験および結晶塑性有限要素法解析の内容をまとめ、表面加工層が低サイクル疲労強度に及ぼす影響をモデル化した。破壊力学を用いてき裂進展をモデル化し、それに表面加工層の影響を適用し、疲労寿命予測モデルを構築した。表面粗さはひずみ範囲の増加としてモデル化した。微視組織変化は、結晶塑性有限要素法による残留応力解放シミュレーションを行い、解放後の残留応力分布を求めることでモデル化した。残留応力については、外力による応力拡大係数と残留応力による応力拡大係数を足し合わせ、き裂開口率を考慮することでモデル化した。加工傷は初期き裂寸法によってモデル化した。この時、加工傷の表面長さ l と深さを初期き裂長さ a_0 としても安全側の予測とはならず、加工傷の表面長さを初期表面き裂長さ $2c_0$ とし、初期アスペクト比 $a_0/c_0 = 1$ を仮定することで安全側の予測が得られる。

このモデルを用いて疲労寿命予測を行い、実験結果と比較して妥当性について検討した。実験結果と解析結果を比較したところ、解析結果は実験結果の90%~130%となった。そのため、提案したモデルは妥当であると言える。

提案したモデルを用いて、残留応力の解放が疲労寿命に及ぼす影響を検討した。残留応力の解放を考慮しないシミュレーションと解放を考慮したシミュレーションを行い、両者を比

第7章 結論

較した。残留応力の解放を考慮しない場合、考慮した場合と比較して EP2 では疲労寿命が 1.3 倍であった。一方、T1 では 1.1 倍程度になった。EP1 では残留応力がすべて解放されているが、T1 では表面の残留応力は解放されず、内部の残留応力が解放されている。以上のことから、疲労強度を長寿命化させるためには、微細粒層により表面部分にある高い圧縮残留応力が解放されないことが重要だと言える。

(5)提案モデルの適用範囲

以上の提案した手法を SUS316L に適用し、他の材料への適用性について検討した。提案した手法を用いて表面加工層を観察した結果、SUS316L でも表面加工層が観察可能であった。SUS316L の加工傷は構成刃先によって生じていた。そこで、回転速度を変えて加工を行った結果、回転速度を遅くすると加工傷の大きさが小さくなっていた。また、表面粗さは減少し、圧縮残留応力は増加し、塑性変形層、微細粒層および超微細粒層が小さくなっていた。提案した手法を用いて表面加工層を分離したところ、SUS316L でも表面加工層を分離できていた。その試験片に対し、低サイクル疲労試験を行った。最表面が微細粒層の場合、加工傷および介在物からき裂が発生していた。微細粒層を取り除いた場合、すべり帯からき裂が発生していた。加工傷が大きい場合、疲労寿命が大きく低下していた。一方で、残留応力の影響は小さかった。

提案したモデルを SUS316L に適用し、疲労寿命を予測した結果、安全側の疲労寿命を予測できていた。そのため、SUS316L に対しても本研究で提案したモデルを適用できると言える。

表面加工層の因子が「残留応力」「加工傷」「粗さ」「微細粒層」「塑性変形層」で構成されており、これらの因子がき裂及ぼす影響が(2)に示したような影響ならば、他の材料にも適用可能であると考えられる。多くの材料の表面加工層は上記の条件を満たすため、一般的な材料では本研究のモデルは適用できる。

(6)今後の展望

本研究で用いた加工傷評価法、残留応力測定法および EBSD 観察を用いて表面加工層を評価し、表面加工層モデルに適用することで、実験を行わずとも疲労寿命を予測できる。これにより、実験を行わずとも疲労寿命を予測できることからコスト削減につながる。また、実製品の加工状態から疲労寿命を予測できるようになることから、加工不具合発生時の製品安全性評価等にも役立つと考えられる。

第7章 結論

一方で、本研究の適用範囲は低サイクル疲労領域にのみ適用可能であると考えられる。高サイクル疲労域ではき裂発生寿命が疲労寿命に占める割合が大きくなるため、本研究で提案したモデルを適用できないと考えられる。高サイクル疲労寿命に対する表面加工層の影響を明らかにするのが今後の課題である。

参考文献

- (1) Machinability Data Center, Machining data handbook 3rd Edition Volume(1980), pp. 18-1 – 18-121, Institute of Advanced Manufacturing Sciences.
- (2) Suresh, S., Fatigue of materials (2005), pp.12, Cambridge University Press.
- (3) 坪内千明, 微小サイズ試験片による強度・疲労試験, 日本機械学会計算力学部門マルチスケールモデリングによる材料科学研究会資料, <http://www.fml.t.u-tokyo.ac.jp/multiscale/gijiroku/2nd/3-Tsubouchi.pdf> (最終アクセス 2016 年 10 月 18 日)
- (4) 狩野勝吉, 難削材・新素材の切削加工ハンドブック, 森北出版株式会社(2011), pp.1-479.
- (5) 藤村奈央, 繰返し予ひずみを受けたオーステナイト系ステンレス鋼の表面粗さ測定に基づく非破壊損傷評価, 北海道大学大学院博士論文(2013), pp.109-135.
- (6) Fukuta, Kanasaki, Asada, Sera, Proposal of Surface Finish Factor on Fatigue Strength in Design Fatigue Curve, ASME, PVP, PVP2014-28601(2014).
- (7) J.Paulo Davim, Surface Integrity in Machining(2010), pp.1-211, Springer.
- (8) Grian Griffiths, manufacturing surface technology(2002), pp.1-237, Penton Press.
- (9) 江田弘, 表面加工層(2007), 養賢堂 pp.1-335.
- (10) Gallab, Skald, Machining of Al/SiC particulate metal matrix composites: Part II: Workpiece surface integrity, Journal of materials Processing Technology, Vol.83, Issue 1-3,1(1998),pp.277-285.
- (11) Javidi, Rieger, Eichlseder, The effect of machining on the surface integrity and fatigue life, Internal journal of fatigue, No.30(2008), pp.2050-2055.
- (12) 引地力男, 近藤英二, 皮籠石紀雄, 新井実, 切削加工における加工硬化層の生成機構(第一報, 加工硬化層の生成に関する力学的因子の検討), 日本機械学会論文集(C編), 66 巻, 647 号(2000),pp.2423-2428.
- (13) EBSD を用いた微視組織観察に基づく硬さの寸法効果の検討, 島田憲典, 蓮沼将太, 小川武史, 日本機械学会 2016 年度年次大会, 2016 年度年次大会講演論文集, G0300104(2015-9)
- (14) Kimura, Akiniwa, Tanaka, Ishida, EBSD analysis on deformation of nanocrystals in ECAP-processed copper, Fracture of Nano and Engineering Materials and Structures- Proceedings of the 16th European Conference of Fracture(2006), pp.653-654
- (15) 山際謙太, 片岡哲志, 泉聡志, 酒井信介, 3D-EBSD 法と電子顕微鏡画像を併用したクリープポイドと結晶粒界の三次元幾何形状の計測, 日本機械学会論文集 A 編, vol.76, No.772(2010), pp.1799-1805.
- (16) Kamaya, Assessment of local deformation using EBSD:Quantification of accuracy of measurement and definition of local gradient, Ultramicroscopy, Vol. 111, Issue 8(2011), pp.1189-1199.
- (17) Kamaya, Characterization of microstructural damage due to low-cycle fatigue by EBSD observation, Material Characterization, Vol.60, Issue 12(2009), pp.1454-1462.
- (18) 米谷茂, 残留応力の発生と対策(1975), 養賢堂, pp.1-310.
- (19) 中代雅士, 残留応力の基礎(その 2)残留応力計測法の紹介, IIC REVIEW, No.39, pp.2-10.
- (20) Wilkinson, Meaden, Dingley, High resolution mapping of strains and rotations using electron backscatter diffraction, Material Science and technology, Vol. 22, Issue 11(2006), pp.1271-1278.
- (21) 磯崎洋平, 表面仕上げの疲労寿命への影響評価に向けた残留応力分布の解析, 東京大学大学院工学系研究科修士論文(2014),

参考文献

- <http://www.fml.t.u-tokyo.ac.jp/research/thesis/h26m-isosaki.pdf> (最終アクセス 2016 年 10 月 19 日)
- (22) Roters, Eisenlohr, Hantcherli, Tjahjanto, Bieler, Raabe, Overview of constitutive laws, kinematics, homogenization and multiscale methods in crystal plasticity finite-element modeling: Theory, experiments, applications, *Acta Materialia*, No.58 (2010), p.1152-1211.
 - (23) Dunne, Wilkinson, Allen, Experimental and computational studies of low cycle fatigue crack nucleation in a polycrystal, *International journal of plasticity*, No.23(2007), p.273-295.
 - (24) 青柳吉輝, 志澤一之, 幾何学的に必要な転位密度および不適合度を考慮した転位-結晶塑性大変形シミュレーション(第 2 報, FCC 単結晶への適用), *日本機械学会論文集(A 編)*, 72 巻 723 号(2006), pp.1646-1653.
 - (25) 笹原弘之, 帯川利之, 白樫高洋, 切削工程による加工変質層の推移と制御, *精密工学会誌*, Vol.61, No.10(1995), p.1453-1457.
 - (26) Obikawa, Takemura, Akiyama, Shinozuka, Sasahara, Microscopic phase-dependent residual stresses in the machined surface layer of two-phase alloy, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 209(2009), pp.4496-4501.
 - (27) 西谷弘信, 薬師寺輝敏, 鹿毛正治, 炭素鋼焼きなまし材の回転曲げ疲労強度に及ぼす表面加工層の影響, *日本機械学会論文集 A 編*, 58 巻, 553 号, (1992)pp.1575-1580.
 - (28) 川田雄一, 栗田政則, 児玉昭太郎, 旋削による残留応力の回転曲げ疲労過程における変化, *材料*, Vol.17, No.183(1968), pp.1129-1134.
 - (29) Sasahara, H., The effect on fatigue life of residual stress and surface hardness resulting from different cuttings of 0.45 %C steel, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, Vol.45, Issue 2(2005), pp.131-136.
 - (30) 村上敬宜, 高橋宏治, 山下晃生, 疲労強度に及ぼす表面粗さの影響の定量的評価(粗さの深さとピッチの影響), *日本機械学会論文集 A 編*, 63 巻, 612 号(1997), pp.1612-1619.
 - (31) Nakamura, H., Takanashi, M., Itabashi, Y., Kuroki, H. and Ueda, Y., Shot peening effect on low cycle fatigue properties of Ti-6Al-4V and Inconel 718, *Proceeding of ASME Turbo Expo2011*(2011), PaperNo.GT2011-46847.
 - (32) 蓮沼将太, 宮田陽平, 小川武史, 坂上賢一, オーステナイト系ステンレス鋼 SUS316NG の低サイクル疲労強度に及ぼす予ひずみの影響, *日本機械学会論文集 A 編*, Vol.77, No.777(2011a), pp.843-851.
 - (33) 大関 裕明, 蓮沼 将太, 小川 武史, ステンレス鋼 SUS316L の低サイクル疲労強度に及ぼす変動振幅ひずみ条件の影響, *材料*, Vol. 62, No. 3 (2013), pp. 201-206.
 - (34) 蓮沼将太, 宮田陽平, 坂上賢一, 小川武史, 低合金鋼 SFVQ1A の低サイクル疲労における微小き裂進展に及ぼす予ひずみ履歴の影響, *材料*, Vol.60, No.3(2011b), pp.210-216.
 - (35) 日本材料学会, 改訂材料強度学, 日本材料学会(2005), pp.1-265.
 - (36) 黒田大介, *機械・金属材料学*, 実教出版(2015), pp.196-212
 - (37) Lankford, J. and Cook, T., S., Fatigue microcrack growth in a nickel-base superalloy, *International Journal of Fracture*, Vol.17, No.2(1981), pp.143-155.
 - (38) 日本工業標準調査会, 超微小負荷硬さ試験方法, 日本工業規格(2003), JIS Z2255:2003.
 - (39) 藤山一成, EBSD 観察技術に基づく余寿命診断技術の開発, *材料*, Vol.61, No. 11(2012), pp.919-924.
 - (40) 榊原洋平, 久布白圭司, 中山元, 種々の荷重モードによりひずみを付与した低炭素ステンレス鋼の粒界近傍における方位差分布評価, *日本金属学会誌*, Vol. 74, No.4(2010), pp.258-263.
 - (41) 野村恭兵, 久布白圭司, 榊原洋平, 高橋聰, 吉澤廣喜, 650°C で引張ひずみを付与したオーステナイト鋼の EBSD ひずみ解析に及ぼす結晶粒径の影響, *材料*, Vol.61, No.4(2012),

参考文献

- pp.371-376.
- (42) Child, D.J., West, G.G. and Thomason, R.C., Assessment of surface hardness effects from shot peening on a Ni based alloy using electron backscatter diffraction technique, *Acta Materialia*, Vol. 59, Issue 12(2011), pp.4825-4834.
- (43) 日本工業標準調査会, 金属材料の高温低サイクル疲労試験方法, 日本工業規格(1992), JIS Z2279 : 1992.
- (44) 皮籠石紀雄, 前村英史, 陳強, 後藤真宏, 森野数博, Ni 基超合金インコネル 718 の超音波疲労特性に及ぼす結晶粒径の影響, 日本機械学会論文集 A 編, Vol. 74, No. 743(2008), pp.1000-1005.
- (45) Zhuang, W. Z. and Halford, G. R., Investigation of residual stress relaxation under cyclic load, *International Journal of Fatigue*, Vol. 23, Suppl. 1(2001), pp.31-37.
- (46) Pécheur, A. L., Curtit, F., Clavel, M., Stephan, J.M., Rey, C., and Bompard, P., Pre-hardening and surface roughness effects on damage initiation for 304L stainless steel, *International Journal of Fatigue*, Vol. 45(2012), pp.45-60.
- (47) Guilhem, Y., Basseville, S., Proudhon, H. and Cailletaud, G., Influence of surface roughness on local mechanical fields in polycrystalline aggregates, *Congrès Français de Mécanique*(2013).
- (48) Meric, L., Poubanne, P. and Cailletaud, G., Single crystal modeling for structural calculations: Part 1- model presentation, *Journal of Engineering Materials and Technology*, Vol.113, Issue 1(1991), pp.162-170.
- (49) Ohashi, T., Kawamukai, M. and Zbib, H., A multiscale approach for modeling scale-dependent yield stress in polycrystalline metals, *International Journal of Plasticity*, Vol.23, Issue.5 (2007), pp.897-914.
- (50) Armstrong, P. J., and Frederick, C. O., A mathematical representation of the multiaxial bauschinger effect, *Central Electricity Generating Board Report*, RD/B/N 731(1966).
- (51) Pan, J. and Rice, J. R., Rate sensitivity of plastic flow and implications for yield-surface vertices, *International Journal of Solids and Structures*, Vol.19, No. 11(1983), pp.973-987.
- (52) Teodosiu, C., Raphanel, J. L. and Tabourot, L., Finite element simulation of the large elastoplastic deformation of multicrystals, *Proceedings of the International Seminar MECAMA'91*(1993), pp.153-168.
- (53) ANSYS Incorporated, ANSYS USER MATERIAL Subroutine USERMAT(1999), (online), available from <<http://ansys.net/ansys/papers/nonlinear/usermat.pdf>>, (accessed on 30 June, 2015).
- (54) Ardell, A. J., Munjal, V. and Chellman, D. J., Precipitation hardening of Ni-Al alloys containing large volume fractions of γ' , *Metallurgical Transactions A*, Vol. 7, Issue 9(1976), pp.1263-1268.
- (55) Buque, C., Persistent slip bands in cyclically deformed nickel polycrystals, *International Journal of Fatigue*, Vol. 23, Issue.6(2001), pp.459-466.
- (56) Turner, T. J., Shade, P. A., Schuren, J., C. and Groeber, M. A., The influence of microstructure on surface strain distributions in a nickel micro-tension specimen, *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, Vol.21, Issue.1(2013), pp.015002.
- (57) Dimiduk, D.M., Uchic, M.D. and Parthasarath, T.A., Size-affected single-slip behavior of pure nickel microcrystals, *Acta Materialia*, Vol.53(2005), pp.4065-4077.
- (58) Newman, J. C. and Raju, I. S., Stress-intensity factor equations for cracks in three-dimensional finite bodies subjected to tension and bending loads, *NASA Technical Memorandum 85793*(1984), pp.65-70.
- (59) Dowling, N. E., Crack growth during low-cycle fatigue of smooth axial specimens, *American society for testing and materials special technical publication 637* (1977), pp. 97-121.

参考文献

- (60) 山田敏郎, 星出敏彦, 藤村哲, 真鍋雅信, 中炭素鋼の平滑材塑性疲労における表面き裂の伝ば解析に基づく疲労寿命の検討, 日本機械学会論文集 A 編, Vol. 49, No.440 (1983), pp. 441 - 451.
- (61) 轟章, 小林英夫, 残留応力場の疲労き裂進展速度の予測 : 重ね合わせの原理の適用, 日本機械学会論文集 A 編, Vol. 54, No.497 (1988), pp. 30 - 37.
- (62) 構造健全性評価ハンドブック編集委員会編, 構造健全性評価ハンドブック(2005), p.151.
- (63) Osinkolu, G.A., Onofrio, G. and Marchionni, M., Fatigue crack growth in polycrystalline IN 718 superalloy, Material Science and Engineering, A356(2003), pp.425-433
- (64) 釜谷昌幸, 川久保政洋, 316 ステンレス鋼の低サイクル疲労損傷 (変動荷重下での疲労寿命と内部き裂発生の影響), 日本機械学会論文集 A 編, Vol. 76, No. 768 (2010), pp. 1048 - 1058.
- (65) 構造健全性評価ハンドブック編集委員会編, 構造健全性評価ハンドブック(2005), p.151.
- (66) 蓮沼将太, 宮田陽平, 仁田祐輝, 小川武史, 鉄鋼材料の表面および内部における低サイクル疲労損傷, 日本機械学会論文集 A 編, 日本機械学会, Vol.78, No.786 (2012-2), pp.161-170

研究業績

論文(博士論文と関係するもの)

- (1) オーステナイト系ステンレス鋼の低サイクル疲労強度に及ぼす表面加工層の影響, 蓮沼将太, 野呂亮太, 麻生俊, 小川武史, 日本機械学会論文集, 日本機械学会, Vol. 82, No. 840(2016-8), pp. 16-00183
- (2) Ni 基超合金 Alloy718 合金の疲労強度に及ぼす表面加工層の影響, 蓮沼将太, 磯崎洋平, 桐谷聡一, 波田野明日可, 泉聡志, 酒井信介, 日本機械学会論文集, 日本機械学会, Vol. 81, No. 832(2015-12), pp. 15-00328
- (3) Ni 基超合金 Alloy718 合金の疲労強度に及ぼす表面加工層の影響 (第 2 報: 結晶塑性有限要素法を用いた残留応力解放の検討), 蓮沼将太, 波田野明日可, 泉聡志, 酒井信介, 日本機械学会論文集, 日本機械学会, Vol. 83, No. 846(2017-2), pp. 16-00264

学会発表(博士論文と関係するもの)

- (1) 鉄鋼材料の低サイクル疲労強度に及ぼす切削および研削加工の影響, 菅原啓太, 麻生俊, 蓮沼将太, 小川武史, 日本機械学会 M&M2016 材料力学カンファレンス, 日本機械学会 M&M2016 材料力学カンファレンス講演論文集 OS09-01(2016-7)
- (2) 結晶塑性有限要素法を用いた表面加工層のモデル化と繰返し変形解析, 蓮沼将太, 波田野明日可, 泉聡志, 酒井信介, 日本機械学会 第 28 回計算力学講演会, 計算力学講演会講演論文集, 28 巻, 074-1(2015-10)
- (3) オーステナイト系ステンレス鋼の微小き裂発生および進展に及ぼす表面性状の影響, 蓮沼将太, 野呂亮太, 小川武史, 日本機械学会 2016 年度年次大会, 2016 年度年次大会講演論文集, G0301301(2015-9).
- (4) 結晶塑性有限要素法を用いた表面加工層のモデル化と残留応力解放シミュレーション, 蓮沼将太, 泉聡志, 酒井信介, 日本機械学会 M&M 若手シンポジウム 2015 Ise, 日本機械学会 M&M 若手シンポジウム 2015 講演論文集(2015-8)
- (5) 表面仕上げが金属の低サイクル疲労寿命に与える影響, 磯崎洋平, 桐谷聡一, 蓮沼将太,

研究業績

泉聡志, 酒井信介, 日本機械学会 M&M2014 材料力学カンファレンス, 日本機械学会
M&M2014 材料力学カンファレンス講演論文集 OS0206(2014-7)

論文(その他)

- (1) 中高強度鋼の疲労限度に及ぼす平均応力および応力集中の影響, 中村眞実, 土屋圭一郎, 蓮沼将太, 小川武史, 材料, 日本材料学会, Vol.65, No.3 (2016-3), pp.228-232.
- (2) 硬さ試験による炭素鋼の局所力学特性の推定と配管溶接部への適用, 中島弘毅, 齋藤裕樹, 蓮沼将太, 小川武史, 圧力技術, 高圧力技術協会, Vol.54, No.1 (2016-1), pp.16-24.
- (3) フランジ締結体の密封特性に及ぼすボルト軸力とガスケット特性の影響, 関田大樹, 蓮沼将太, 小川武史, 辻 裕一, 佐藤広嗣, 圧力技術, 高圧力技術協会, Vol.52, No.6 (2014-11) pp.306-314
- (4) 自動車用リベット継ぎ手の予ひずみ量の推定および疲労強度評価, 大関裕明, 野呂亮太, 蓮沼将太, 小川武史, 中丸敏明) 自動車技術会論文集, 自動車技術会, Vol.45, No.3 (2014-5), pp.589-595
- (5) ステンレス鋼 SUS316L の低サイクル疲労強度に及ぼす変動振幅ひずみ条件の影響, 大関裕明, 蓮沼将太, 小川武史, 材料, 日本材料学会, Vol.62, No.3 (2013-3), pp.201-206
- (6) 鉄鋼材料の表面および内部における低サイクル疲労損傷, 蓮沼将太, 宮田陽平, 仁田祐輝, 小川武史, 日本機械学会論文集 A 編, 日本機械学会, Vol.78, No.786 (2012-2), pp.161-170
- (7) 低サイクル疲労における微小き裂の進展および合体の破壊力学的検討 (蓮沼将太, 小川武史, 菊池正紀), 材料, 日本材料学会, Vol.60, No.12, (2011-12)pp.1060-1065
- (8) オーステナイト系ステンレス鋼 SUS316NG の低サイクル疲労強度に及ぼす予ひずみの影響, 蓮沼将太, 宮田陽平, 小川武史, 坂上賢一, 日本機械学会論文集 A 編, 日本機械学会, Vol.77, No.777 (2011-5), pp.843-851
- (9) 低合金鋼 SFVQ1A の低サイクル疲労における微小き裂進展に及ぼす予ひずみ履歴の影響, 蓮沼将太, 宮田陽平, 坂上賢一, 小川武史, 材料, 日本材料学会, Vol.60, No.3, (2011-3) pp.210-216

学会発表(その他)

- (1) シャルピー衝撃試験によるボロン添加ステンレス鋼の破壊じん性評価, 水野雅仁, 蓮沼将太, 小川武史, 日本機械学会 M&M2016 材料力学カンファレンス, M&M2016 講演論

研究業績

- 文集, OS09-07(2016-10)
- (2) ボロン添加ステンレス鋼の破壊じん性に及ぼすひずみ速度の影響, 保高剛, 荒井孝太, 宮井悠真, 蓮沼将太, 小川武史, 日本機械学会 M&M2016 材料力学カンファレンス, M&M2016 講演論文集, OS09-06(2016-10)
 - (3) Surface Shape Variation Analysis under Low Cycle Fatigue Condition using CrystalPlasticity FEM, Shuhei MATSUOKA, Shota HASUNUMA, Takeshi OGAWA, Abstract of APCFS2016, pp.55-56 (2016-9).
 - (4) Ni 基 casting 材 246 合金の片振り疲労強度評価と微小き裂進展挙動, 倉光貴之, 藤井達也, 蓮沼将太, 小川武史, 禹明勳, 高梨正祐, 日本機械学会 2016 年度年次大会, 2016 年度年次大会講演論文集, J0310102(2016-9).
 - (5) Al-Mg-Si 系合金の湿潤大気中応力腐食割れの評価方法, 小川武史, 渡邊翔太, 川元裕介, 蓮沼将太, 日本機械学会 2016 年度年次大会, 2016 年度年次大会講演論文集, S0310201(2016-9).
 - (6) 6000 系 Al 合金の高応力比における疲労き裂進展特性の超音波疲労試験による評価, 鈴木俊平, 蓮沼将太, 小川武史, 間野覚文, 宮川一夫, 日本機械学会 2016 年度年次大会, 2016 年度年次大会講演論文集, S0310203(2016-9).
 - (7) 6000 系 Al 合金の湿潤大気中応力腐食割れ特性に及ぼす微小荷重変動の影響, 加藤俊輔, 蓮沼将太, 小川武史, 間野覚文, 宮川一夫, 日本機械学会 2016 年度年次大会, 2016 年度年次大会講演論文集, S0310202(2016-9).
 - (8) Low cycle fatigue damage under two step variable amplitude loading condition, Shota Hasunuma, Ryota Noro, Shuhei Matsuoka, Takeshi Ogawa, 2016 M&M International Symposium for Young Researchers, 2016 M&M International Symposium for Young Researchers USB, 71Shota Hasunuma(2016-8).
 - (9) オーステナイト系ステンレス鋼の疲労き裂進展特性に及ぼすボロン添加の影響, 宮井悠真, 蓮沼将太, 小川武史, 日本材料学会第 65 期学術講演会, 日本材料学会第 65 期学術講演会講演論文集, No.325(2016-5).
 - (10) 硬さ試験による炭素鋼の局所力学特性の推定と配管溶接部への適用, 中島康毅, 齋藤裕樹, 蓮沼将太, 小川武史, 日本材料学会第 65 期学術講演会, 日本材料学会第 65 期学術講演会講演論文集, No.414(2016-5).
 - (11) 水素容器用アルミニウム合金の疲労き裂進展および応力腐食割れ評価方法の検討, 小川武史, 蓮沼将太, 金崎俊彦, 日本機械学会 M&M2015 材料力学カンファレンス, M&M2015 材料力学カンファレンス CD-ROM 論文集, OS1605-221 (2015-10)
 - (12) Ni 基超合金 casting 材 Alloy246 の低サイクル疲労における微小き裂進展挙動, 倉光貴之, 蓮沼将太, 小川武史, 高梨正祐, 日本機械学会 M&M2015 材料力学カンファレンス,

研究業績

M&M2015 材料力学カンファレンス CD-ROM 論文集, GS0207-176(2015-10)

- (13) Ni 基超合金鋳造材の超高サイクル疲労強度と破壊機構, 藤井達也, 倉光貴之, 蓮沼将太, 小川武史, 高梨正祐, 日本材料学会第 17 回破壊力学シンポジウム, 第 17 回破壊力学シンポジウム講演論文集, p.36-40, (2015-10).
- (14) 超音波疲労試験による Ni 基超合金鋳造材の疲労き裂進展の下限界特性評価, 櫻井啓吾, 宮井悠真, 蓮沼将太, 小川武史, 高梨正祐, 日本材料学会第 17 回破壊力学シンポジウム, 第 17 回破壊力学シンポジウム講演論文集, p.26-30, (2015-10).
- (15) 繰返し大変形における弾塑性疲労き裂進展特性と破壊力学パラメータ, 二杉拓哉, 蓮沼将太, 小川武史, 日本材料学会第 17 回破壊力学シンポジウム, 第 17 回破壊力学シンポジウム講演論文集, p.13-16, (2015-10).
- (16) A fracture mechanics approach to predict low cycle fatigue life of steels under variable amplitude loading, Shota HASUNUMA, Hiroaki OZEKI, Ryota NORO, Takeshi OGAWA, International Conference on Advanced Technology in Experimental Mechanics 2015, Abstract of ATEM'15, p.121(2015-10).
- (17) 自動車用冷間圧延鋼板の疲労強度に及ぼす予ひずみの影響, 上祐貴, 井上絵梨佳, 蓮沼将太, 小川武史, 日本機械学会 2016 年度年次大会, 2016 年度年次大会講演論文集, G0301503(2015-9)
- (18) Ni 基超合金鋳造材の疲労き裂進展特性とき裂進展機構, 宮井悠真, 蓮沼将太, 小川武史, 高梨正祐, 日本機械学会 2016 年度年次大会, 2016 年度年次大会講演論文集, G0301605(2015-9)
- (19) EBSD を用いた微視組織観察に基づく硬さの寸法効果の検討, 島田憲典, 蓮沼将太, 小川武史, 日本機械学会 2016 年度年次大会, 2016 年度年次大会講演論文集, G0300104(2015-9)
- (20) アルミニウム合金の湿潤大気中および塩水中の応力腐食割れ評価方法の検討, 渡邊翔太, 蓮沼将太, 小川武史, 金崎俊彦, 間野覚文, 宮川一夫, 日本材料学会第 64 期学術講演会, 日本材料学会第 64 期学術講演会講演論文集, No.309(2015-5).
- (21) 国内および欧州の軸受鋼の超高サイクル疲労特性およびき裂進展特性に及ぼす水素の影響, 稲富洋介, 重田翔平, 蓮沼将太, 小川武史, 日本材料学会第 64 期学術講演会, 日本材料学会第 64 期学術講演会講演論文集, No.702 (2015-5).
- (22) 繊維径の異なるカーボンナノチューブ(CNT)を用いた CNT/エポキシ複合材料の力学特性評価, 花光悟, 小笠原俊夫, 文淑英, 小川武史, 蓮沼将太, 島村佳伸, 井上翼, 日本複合材料学会 第 39 回複合材料シンポジウム, 第 39 回複合材料シンポジウム講演要旨集, p.97-98(2014-9).
- (23) 配向 CNT 複合材料の力学特性に及ぼすマトリクス樹脂の影響, 塩田一馬, 小笠原俊夫,

研究業績

- 文淑英, 小川武史, 蓮沼将太, 島村佳伸, 井上翼, 日本複合材料学会 第 39 回複合材料シンポジウム, 第 39 回複合材料シンポジウム講演要旨集, p.95-96(2014-9).
- (24) Characteristics of Fatigue Crack Growth and Stress Corrosion Cracking in Aggressive Environments of Aluminum Alloys for Hydrogen Gas Containers, Takeshi OGAWA, Shota HASUNUMA, Naoki SOGAWA, Taiki YOSHIDA, Toshihiko KANEZAKI and Satomi MANO, ASME 2014 Pressure Vessels and Piping Conference, ASME 2014 Pressure Vessels and Piping Conference CDROM, PVP2014-28236, (2014-8)
- (25) Effect of Specimen Size on Elastic-Plastic Fatigue Crack Growth and Resistance Curve of Carbon Steel, Junya IKEGAMI, Motoki TANIGUCHI, Masahiro TAKANASHI, Shota HASUNUMA, Takeshi OGAWA, ASME 2014 Pressure Vessels and Piping Conference, ASME 2014 Pressure Vessels and Piping Conference CDROM, PVP2014-28188, (2014-8)
- (26) Initiation and Growth of Small Fatigue Cracks of Steels Used for Nuclear Power Plants under Low Cycle Regime, Shota HASUNUMA, Takeshi OGAWA, ASME 2014 Pressure Vessels and Piping Conference, ASME 2014 Pressure Vessels and Piping Conference CDROM, PVP2014-28237, (2014-8).
- (27) 自動車用 SPR 継ぎ手の疲労強度に及ぼす塑性予ひずみの影響, 野呂亮太, 上祐貴, 蓮沼将太, 小川武史, 中丸敏明, 自動車技術会 2014 年春季大会, 自動車技術会学術講演会前刷集, p.9-12 (2014-5).
- (28) Ni 超合金鑄造材 IN713C の微小き裂進展挙動, 倉光貴之, 蓮沼将太, 小川武史, 谷口基樹, 高梨正祐, 日本材料学会第 63 期学術講演会, 日本材料学会第 63 期学術講演会講演論文集, No.727 (2014-5).
- (29) 中高強度鋼の超高サイクル疲労強度に及ぼす応力集中および応力比の影響, 蓮沼将太, 中村眞実, 土屋圭一郎, 小川武史, 日本材料学会第 63 期学術講演会, 日本材料学会第 63 期学術講演会講演論文集, No.714 (2014-5).
- (30) 配向カーボンナノチューブ/ポリイミド樹脂複合材料の試作及び力学特性評価, 瓦林 亘, 小笠原俊夫, 文 淑英, 石田雄一, 小川武史, 蓮沼将太, 津田皓正, 島村佳伸, 井上 翼, 第 5 回日本複合材料合同会議, 日本複合材料合同会議, 第 5 巻, 1A-07(2014-3).
- (31) 水素容器用アルミニウム合金の塩水中の応力腐食割れ特性の評価, 吉田大輝, 蓮沼将太, 小川武史, 金崎俊彦, 間野覚文, 日本材料学会第 16 回破壊力学シンポジウム, 信頼性破壊力学合同シンポジウム講演論文集, pp.256-261(2013-11).
- (32) 水素容器から切り出したアルミニウム合金の疲労腐食き裂進展特性, 寒川直輝, 杉山裕貴, 蓮沼将太, 小川武史, 金崎俊彦, 日本材料学会第 16 回破壊力学シンポジウム, 信頼

研究業績

- 性破壊力学合同シンポジウム講演論文集, pp.262-267(2013-11).
- (33) 炭素鋼 SGV410 の破壊抵抗曲線および弾塑性疲労き裂進展特性の試験片寸法依存性, 池上純矢, 谷口基樹, 高梨正祐, 蓮沼将太, 小川武史, 日本材料学会第 16 回破壊力学シンポジウム, 信頼性破壊力学合同シンポジウム講演論文集, pp.235-240(2013-11).
- (34) 自動車用リベット継手の予ひずみ量の推定および疲労強度評価, 大関裕明, 野呂亮太, 蓮沼将太, 小川武史, 中丸敏明, 自動車技術会 No05-13 シンポジウム, JSAE SYMPOSIUM 講演論文集, pp.35-40 (2013-11).
- (35) 鉄鋼材料の低サイクル疲労における疲労き裂の発生・進展・合体挙動の観察結果に基づく数値シミュレーション, 蓮沼将太, 小川武史, 日本機械学会 M&M2013 材料力学カンファレンス, 日本機械学会 M&M2013 材料力学カンファレンス講演論文集, OS1540 (2013-10).
- (36) アルミニウム合金 A2017-T4 および ADC12 の超音波疲労強度に及ぼす湿度の影響, 中村勇太, 中村眞実, 蓮沼将太, 小川武史, 日本機械学会 M&M2013 材料力学カンファレンス, 日本機械学会 M&M2013 材料力学カンファレンス講演論文集, OS1305 (2013-10).
- (37) セルフピアスリベット継ぎ手部の塑性ひずみ量の推定と疲労強度の検討, 野呂亮太, 大関裕明, 蓮沼将太, 小川武史, 日本機械学会 M&M2013 材料力学カンファレンス, 日本機械学会 M&M2013 材料力学カンファレンス講演論文集, PS14(2013-10).
- (38) 三角錐圧子を用いた硬さ試験による弾塑性応力ひずみ関係の推定法, 齋藤裕樹, 小森貴史, 蓮沼将太, 小川武史, 日本機械学会 M&M2013 材料力学カンファレンス, 日本機械学会 M&M2013 材料力学カンファレンス講演論文集, PS01(2013-10).
- (39) 配向カーボンナノチューブ/PPS の力学特性に及ぼす繊維体積率および繊維配向角の影響, 塩田一馬, 小笠原俊夫, 文淑英, 津田皓正, 小川武史, 蓮沼将太, 島村佳伸, 井上 翼, 日本複合材料学会第 38 回複合材料シンポジウム, 第 38 回複合材料シンポジウム講演要旨集, p.27-28(2010-9).
- (40) 配向カーボンナノチューブ/エポキシ樹脂複合材料積層板の力学特性評価, 花光悟, 小笠原俊夫, 文淑英, 津田皓正, 小川武史, 蓮沼将太, 島村佳伸, 井上 翼, 日本複合材料学会第 38 回複合材料シンポジウム, 第 38 回複合材料シンポジウム講演要旨集, p.25-26(2010-9).
- (41) ボルトの高サイクル疲労強度に及ぼす応力比の影響, 土屋圭一郎, 伊藤淳司, 小川武史, 蓮沼将太, 日本材料学会第 62 期学術講演会, 日本材料学会第 62 期学術講演会講演論文集, p.127-128(2013-5).
- (42) ステンレス鋼 SUS316L の低サイクル疲労強度に及ぼす変動応力条件の影響, 大関裕明, 蓮沼将太, 小川武史, 日本材料学会第 61 期学術講演会, 日本材料学会第 61 期学術講演会講演論文集, p.179-180 (2012-5).

研究業績

- (43) Small Crack Growth Characteristics under Low Cycle Fatigue for Pre-strained Nuclear Steels, Yohei MIYATA, Shota HASUNUMA, Takeshi OGAWA, Kenichi SAKAUE, ATEM'11, ATEM'11 Abstract Book, pp.16(2011-9).
- (44) 鉄鋼材料の低サイクル疲労における表面および内部の疲労損傷, 宮田陽平, 蓮沼将太, 仁田祐輝, 小川武史, 日本機械学会 2011 年度年次大会, 日本機械学会 2011 年度年次大会論文集, S031012(2011-9)
- (45) 低サイクル疲労における微小き裂の発生・進展・合体の破壊力学的検討, 蓮沼将太, 宮田陽平, 小川武史, 菊池正紀, 日本材料学会第 30 回疲労シンポジウム, 第 30 回疲労シンポジウム講演論文集, pp. 31-35 (2010-10)
- (46) オーステナイト系ステンレス SUS316NG の低サイクル疲労における微小き裂進展特性, 蓮沼将太, 宮田陽平, 小川武史, 坂上賢一, 日本機械学会 M&M2010 材料力学カンファレンス, M&M2010 材料力学カンファレンス論文集, OS1714(2010-10).
- (47) 二段多重変動ひずみ振幅下の低サイクル疲労強度と内部き裂進展, 宮田陽平, 蓮沼将太, 小川武史, 坂上賢一, 日本機械学会 M&M2010 材料力学カンファレンス, M&M2010 材料力学カンファレンス論文集, S031012(2010-10).
- (48) 低合金鋼 SFVQ1A の低サイクル疲労における微小き裂進展に及ぼす予ひずみ履歴の影響, 蓮沼将太, 坂上賢一, 小川武史, 日本材料学会第 59 期学術講演会, 日本材料学会第 59 期学術講演会講演論文集, pp.403-404 (2010-5).

謝辞

本論文は、東京大学大学院工学系研究科 泉聡志教授のご指導のもと、著者が博士課程に在籍している間に行った研究を総括したものです。本論文をまとめるにあたり、泉聡志教授には、この研究活動の機会や研究方針のご指導を頂き、心より御礼申し上げます。本研究に対しては、東京大学大学院工学系研究科 酒井信介教授からも多大なご指導を頂きました。研究の詳細に及ぶ深い議論をして頂き、多くのご助言を頂いたことを深く感謝致します。本論文の審査をお忙しい中お引き受け下さり、有益な御助言と暖かい励ましのお言葉を賜りました東京大学大学院生産技術研究所 帯川利之教授、柳本潤教授、東京大学大学院工学系研究科 川畑友弥准教授に深く感謝し、心よりお礼申し上げます。

東京大学大学院工学系研究科 波田野明日可助教からは、日頃の研究室での研究活動を通じて、多くのご助言とご協力を頂きました。厚く謝意を申し述べます。田中展元助教(現大阪大学助教)からも多くのご協力を頂きました。心よりお礼申し上げます。

本研究を行うにあたって、青山学院大学理工学部 小川武史教授から多くの助言とご協力を頂きました。本研究について深い議論をしていただき、誠に感謝しております。また、この研究の一部は小川研究室の設備を使用して行われました。深く感謝するとともに心よりお礼申し上げます。

疲労強度と加工の関係について(株)IHI の高梨正祐博士から助言を頂きました。ここに記して感謝の意を表します。また、本研究の電子線後方散乱回折法EBSD観察は労働安全衛生総合研究所の設備を使用して行われました。多くの助言とご協力を頂いた山際謙太博士に感謝いたします。

Alloy718の低サイクル疲労強度および表面加工層について、東京大学大学院酒井泉研究室 桐谷聡一様、磯崎洋平様からは多くの議論をしていただきました。心から感謝申し上げます。

本研究を行うにあたって、青山学院大学小川研究室 野呂亮太君および麻生俊君にご協力いただきました。深く感謝いたします。

また、東京大学大学院工学系研究科酒井・泉研究室の諸兄には、公私ともに大変お世話になりました。厚く御礼申し上げます。

青山学院大学理工学部機械創造工学科の先生方には大変お世話になりました。様々なご配慮をしてくださり、大変感謝しております。小川研究室の学生、卒業生にも感謝の気持ちでいっぱいです。研究室を不在にしていることも多く、多くの負担をかけたと思います。心か

謝辞

ら感謝申し上げます。

最後に、著者の研究活動に対して深い理解と支援を行って頂いた両親，妹に深い感謝の意を捧げます。そして、いつも笑顔で支えてくれた妻 美保子に心から感謝しています。