

種々の非破壊的方法論に基づく
金属疲労損傷評価に関する研究

2006年3月

三 浦 節 男

目 次

要約 (はじめに)	1
第1章 序文 (目的とその背景)	3
第2章 疲労損傷と評価法	7
2. 1 疲労損傷の微視的メカニズムの概要	9
2. 2 疲労損傷の検出・計測	11
2. 3 参考文献	16
第3章 超音波スペクトロスコープによる金属疲労損傷の非破壊評価 〈ActiveかつContact な方法〉	19
3. 1 概要	21
3. 2 Granato-Lücke の転位弦理論を用いた可動転位ループ 密度の推定法	23
3. 3 ゼロクロス法による表面波音速測定法	26
3. 4 高サイクル疲労における金属表面の超音波伝搬特性	30
3. 4. 1 実験方法	30
3. 4. 2 実験結果と考察	33
3. 4. 3 結論	45
3. 5 光学顕微鏡による表面き裂の評価と超音波法との比較	46
3. 5. 1 実験方法	46
3. 5. 2 実験結果と考察	52
3. 5. 3 結論	63
3. 6 転動疲労における金属表面の超音波伝搬特性	64
3. 6. 1 実験方法	64
3. 6. 2 実験結果と考察	70

3. 6. 3 結論	77
3. 7 参考文献	79
第4章 アコースティック・エミッション (AE) による金属疲労損傷の非破壊評価 〈 PassiveかつContact な方法 〉	81
4. 1 概要	83
4. 2 高サイクル曲げ疲労におけるAE特性	84
4. 2. 1 実験方法	84
4. 2. 2 実験結果と考察	87
4. 2. 3 結論	103
4. 3 低サイクル引張圧縮疲労におけるAE特性	104
4. 3. 1 実験方法	104
4. 3. 2 実験結果と考察	107
4. 3. 3 結論	118
4. 4 参考文献	119
第5章 レーザスペckル法による金属表面損傷の非破壊評価 〈 Noncontact な方法 〉	121
5. 1 概要	123
5. 2 レーザスペckル法による金属表面あれの評価原理	124
5. 3 フラクタル法による表面あれの定量的評価法	126
5. 4 静的塑性変形状態のレーザスペckル法による評価	130
5. 4. 1 実験方法	130
5. 4. 2 実験結果と考察	132
5. 4. 3 結論	143

5. 5 レーザスペックル法とフラクタル解析による表面あれの定量的評価	1 4 5
5. 5. 1 実験方法	1 4 5
5. 5. 2 実験結果と考察	1 4 7
5. 5. 3 結論	1 6 1
5. 6 参考文献	1 6 2
第6章 3評価法の総括と有機的な総合化への展望	1 6 5
第7章 総括	1 7 1
謝辞	1 7 7

要約（はじめに）

本論文の概要と構成

本論文は金属疲労および金属の塑性変形による損傷を非破壊的試験法によって評価する新たな手法を提案している。

機械や構造物の破壊現象はそれらに対する負荷様式や使用環境等によって様々な破壊形態があるが、中でも疲労破壊は破壊事故のほとんどを占めている。しかし、疲労破壊現象のメカニズム自体はほとんど解明されてきているが、疲労破壊事故を未然に防止するには至っておらず依然として人命に関わる重大事故が発生しているのが現状である。このような背景から、疲労破壊事故を防止するには供用中の検査によって損傷の定量的評価や予寿命の推定を高精度に行うことが必要であり、社会的にも切望されている。これに対して既存の種々の非破壊的検査技術の高精度化あるいは新しい技術の研究開発が精力的に行われている。

一方、機械や構造物の破壊現象はそれらを構成している材料の微視的構造に密接に関係している。また、一般的に用いられている金属材料は多結晶体であるため、これらに繰返し負荷が作用した場合初期段階として転位の増殖と蓄積が起こり、また、転位の表面への移動によってエクストリュージョン、イントリュージョンが発生し、その後マイクロクラックへと進展して行く。さらには表面でのクラックの成長と連結を経て最終破壊に至る。したがって、疲労損傷の評価では表面近傍状態が極めて重要な要因であり、さらには表面微視構造の変化の前駆現象としての外力に対応した転位挙動を含めたミクロな現象を評価することが重要と考えられる。

そこで、本研究では材料表面の損傷を評価する新たな手法として、（１）Granato-Lücke の転位弦理論と超音波スペクトロスコピー法を併用し高サイクル引張—圧縮疲労と転動疲労の損傷を表面波の伝搬速度の高精度測定結果から可動転位ループ密度の変化を推定する方法を提案し、実験によって疲労進展に伴う可動転位ループ密度の変化との相関を調べ本手法の検証を行った。（２）材料内部のミクロな破壊現象を評価できるアコースティック・エミッション（AE）法によって高サイクルおよび低サイクル疲労における新たな寿命予測法を検討した。（３）レーザスペックル法及びフラクタル法によって金属表面の微視的構造変化を評価する新たな手法を提案し実験的に検証した。

本論文の構成の概要は以下のようである。

第 1 章，序文（目的とその背景） では機械構造物に対する非破壊検査技術を取り巻く社会的背景とそれに対応した検査技術のこれまでの研究開発状況を概観し，高精度，高信頼の新たな非破壊材料評価法の必要性を述べている。

第 2 章，疲労損傷と評価法 ではまず疲労損傷の発生から最終破壊に至る過程を初期のミクロな組織変化のメカニズムに絞って概説し，ついで疲労損傷の検出・計測法及びその評価法の研究・開発状況を，本論文で取り上げた(1)超音波法，(2)アコースティック・エミッション（AE）法，(3)光学的表面評価法について述べている。

第 3 章，超音波スペクトロスコピーによる金属疲労損傷の非破壊評価〈Active かつ Contact な方法〉では Granato-Lücke の転位弦理論と超音波スペクトロスコピー法を併用した可動転位ループ密度の推定法を述べ，高サイクル疲労での実験，光学顕微鏡による表面き裂の評価と超音波法での評価の比較，転動疲労における実験とその評価を述べている。

第 4 章，アコースティック・エミッション（AE）法による金属疲労損傷の非破壊評価〈Passive かつ Contact な方法〉 では高サイクル曲げ疲労と低サイクル引張一圧縮疲労における AE を測定し損傷評価・寿命予測法を検討した。特に低サイクル疲労では振幅が変動する場合の寿命予測について述べた。

第 5 章，レーザスペckル法による金属表面損傷の非破壊評価〈Noncontact な方法〉では 金属表面あれに伴うレーザスペckルの濃度分布評価の新たな手法を述べ，実験を行い検証した。また，フラクタル解析によってレーザスペckルの濃度分布変化を定量的に評価し本手法の妥当性を述べた。

第 6 章，3 評価法の総括と有機的な総合化への展望 では本論文で取り上げた 3 種類の非破壊的評価法の課題と，将来的に望まれる技術的課題等を概説している。

第 7 章，結論 では本論文で取り上げた 3 種類の非破壊的評価法の実験で得られた結果をまとめ，本手法が非破壊検査の新たな一手法となることを述べている。

第1章

序 文

(目的とその背景)

第1章 序文 (目的とその背景)

機械や構造物における破壊事故の原因は金属疲労によるものが大多数である⁽¹⁾。疲労による破壊現象が文献等で最初に確認されている事例は 1829 年といわれ⁽²⁾，以後現在に至るまで数多くの研究が行われ量的には指数関数的に増加してきた。にもかかわらず，現在もなお疲労が原因と考えられる事故は後を絶たない。歴史的には航空機，船舶，発電プラントなどで発生した事故は社会的にも多大な損害を出しているが，社会的には公知されない機器の故障や事故は後を絶たない。これまでは，技術革新によってより大型で複雑な新規の機械や構造物が製造されてきたが，付随して疲労による破損や破壊事故もまた発生している。今後も新素材や新しい設計思想による構造や機構によって製作された機械構造物が実際に稼動された場合，予期しない要因によって疲労破壊が発生することも考えられる。

一方では，高度成長期に製作された多くの大型インフラストラクチャーは設計寿命に達しつつあるが，社会的情勢の変化を背景に当初の設計寿命を越えて運転する例が多くなってきている⁽³⁾。特にわが国の火力発電設備の多くは設計寿命を超えて運転されており，石油・石化の各プラントも長期連続運転に取り組み始めている。さらに近年の機械構造物や各種装置は高速，高性能化，大型化が進み稼動時の環境も高温，高磁界等非常に厳しいものも多くなってきている。他方ではマイクロマシン等に見られるように機械のミクロ化があり，電子デバイスから機械構造物まで疲労の問題は多くの機器の破損にかかわっており，このような状況下では安全性，生産性，収益性などを維持していくためにはメンテナンスの成否が従来以上に増して極めて重要な位置を占める。これらの機器構造物のメンテナンスは主に非破壊検査技術によって行われているが，経験に頼る部分も未だに多く，したがってそれらの自動化，測定精度，信頼性の確保，向上は社会的な至上课題ともなっている。

このような背景から，これらの機器構造物のメンテナンスのための検査技術の研究開発は内外で学協会のみならず企業をも含めて精力的に行われており，たとえば日本における学協会では日本非破壊検査協会（J S N D I）等の組織があり，国外では A S N T（American Society for Non-Destructive Testing）を例として，非破壊検査に関連する学協会が先進工業国に多数ある。

機器構造物の損傷および破壊現象には種々あり，破壊形態別に分類すると，1）疲労破壊，2）環境破壊，3）脆性破壊と延性破壊，4）座屈と崩壊，5）高温破壊，6）その他の破壊があげられる⁽⁴⁾。したがって，これらの破

壊を未然に防止するためには機械構造物の供用中における欠陥や損傷の定量的な把握が非破壊的にできるのが理想的である。そのために種々の非破壊検査手法が開発，研究され実用に供されているものも数多くある。この中で欠陥の検出法として代表的なものを上げると以下のようなものである⁽⁵⁾。

- 1) 放射線透過試験
- 2) 超音波探傷試験
- 3) 磁粉探傷試験
- 4) 浸透探傷試験
- 5) 電磁誘導試験
- 6) 漏洩磁束検出
- 7) AE 法
- 8) 光学的表面探傷法

これ以外に目視検査が現在も欠陥検出の手段として実行されているが，資格を持った熟練者が行わなければ結果の信頼性に問題が残る。

上記の欠陥検出法はそれぞれの特性による使用環境の制限や測定精度および検出欠陥寸法の限界などがあり，実用上は複数の手法を組み合わせで用いている。

一方，これら既存の手法の欠陥検出限界に対してさらに微小な欠陥の高精度測定が切望されているとともに，機械，構造物を稼動しながら非接触にモニタリングすることが出来れば理想的である。

以上から，本研究では非破壊試験の特性上分類される接触法であると同時に **Active** な方法である (1) 超音波法と，さらに **Passive** な方法である (2) AE 法，これに対して非接触な方法である光学的表面探傷法の中の (3) レーザスペックル法の 3 手法を取り上げ，それぞれ欠陥および損傷の評価として新たな手法を提案し，実験によってそれぞれの手法の妥当性を検証した。

参考文献

- (1) 西谷弘信，疲労強度学，(1985)，6－12，オーム社。
- (2) 西谷弘信，疲労強度学，(1985)，1－6，オーム社。
- (3) 鴻巣眞二，経年損傷と欠陥評価方法，非破壊検査第 52 巻 11 号，(2003)，610-619。
- (4) 黒木剛司郎，大森宮次郎，金属の強度と破壊，(1977)，p.57，森北出版。
- (5) 非破壊計測技術，日本機械学会，(1990)，朝倉書店。

第2章

疲労損傷と評価法

第2章 疲労損傷と評価法

2. 1 疲労損傷の微視的メカニズムの概要 主として延性的な材料について述べるが、繰返し応力を受ける金属材料はその応力が巨視的には弾性限度内であっても個々の結晶粒では不均一に分布し、結晶粒によっては塑性変形が生じる。疲労き裂はこの塑性変形すなわち結晶のすべりの繰返しによることが知られている。そして、繰返し応力による局所的な転位の運動や転位組織に密接に関係している。転位組織は繰返し応力振幅のほか温度、繰返し速度などにも依存する。さらに、結晶粒内の特定の領域に転位組織と関連したすべりの集中が生じ、固執すべり帯 (Persistent slip band, PSB) となつてき裂が発生する場合と、結晶粒内のすべりは比較的均一になるが粒界近傍で隣り合う結晶間の方位の違いに基づくひずみの不適合のために局所的なひずみの集中が生じ、ここからき裂が発生する場合とがある⁽¹⁾。

焼きなまし材では一方向負荷と同様に繰返し応力においても硬化し、繰返し加工硬化として知られており、硬化は繰返しの初期に著しくその後比較的早期に減少し飽和状態に至る。18-8ステンレス鋼と鉄の場合の例を図2. 1に示す⁽²⁾。図は応力振幅の高い寿命 $N_f=10^4$ 程度の場合であるが硬さの変化と同時に転位組織の変化も示している。図のようにいずれの材料も初期の低転位密度の状態から転位の増殖を経て、転位どうしの相互補足が生じその後転位双極子、多重極子などの束や、からみ合った組織などの形成が起こることが知られている。また、これらの微視的变化は18-8ステンレス鋼の場合は極めて早い時期(2% N_f)、鉄の場合も10% N_f 程度の時期までに終わり以後定常状態に至る。

一方材料表面では微視き裂が発生するが、き裂の発生モデルとしては種々考えられており代表的なき裂発生機構としては、局所的な領域内におけるわずかな非可逆性を伴う転位の運動に起因して表面で形成される凹凸からき裂が発生する Wood⁽³⁾のモデルがある。この場合の凹凸の形成過程を図2. 2に示す。図の凹部は入りこみ部 (Intrusion)、凸部は突き出し部 (Extrusion) と呼ばれこのような場所の応力集中によりき裂へと発展することが知られている。発生したき裂はその後 Forsyth の有名な Al 合金を用いた研究⁽⁴⁾から図2. 3のように表せる。図よりき裂の成長過程は第1段階と第2段階とに大きく分けられ、第1段階での PSB の発生から連続的な形で最大引張応力と45°の方向でき裂が成長し、その後隣接結晶とのすべり面の相違により成長速度の低下とともに引張応力と垂直方向へと変え始める。これからが第2段

階であるがその後は図の様な過程を経て最終破断にいたる。

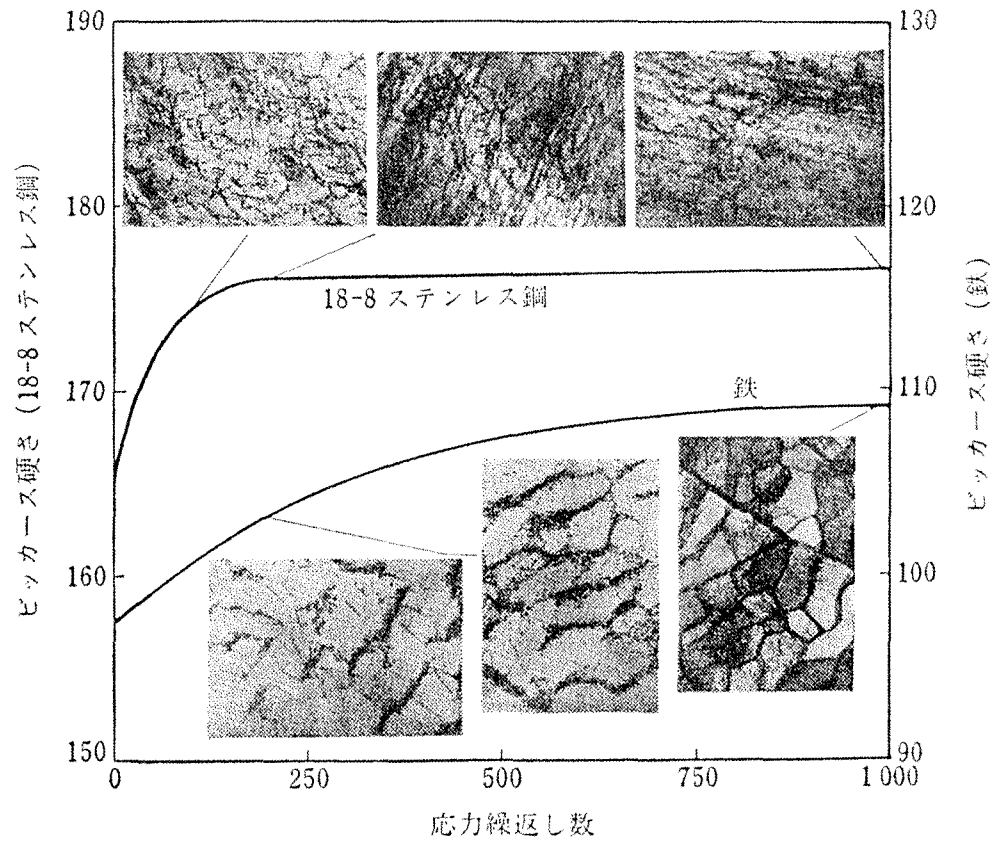


図 2. 1 応力繰返しに伴う転位組織の変化⁽⁵⁾

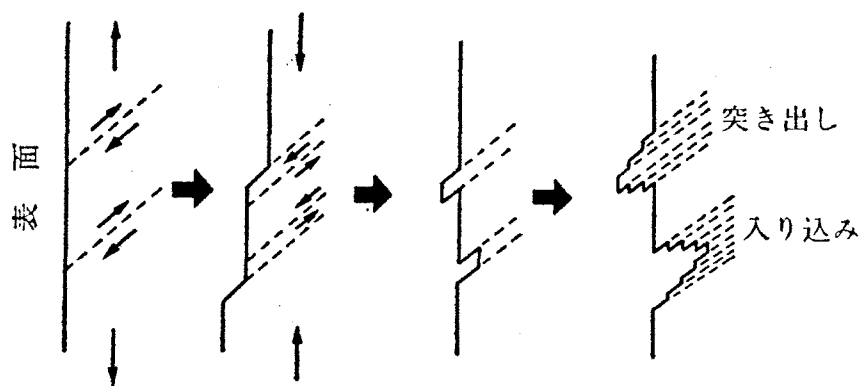


図 2. 2 微視き裂の生成モデル⁽⁶⁾

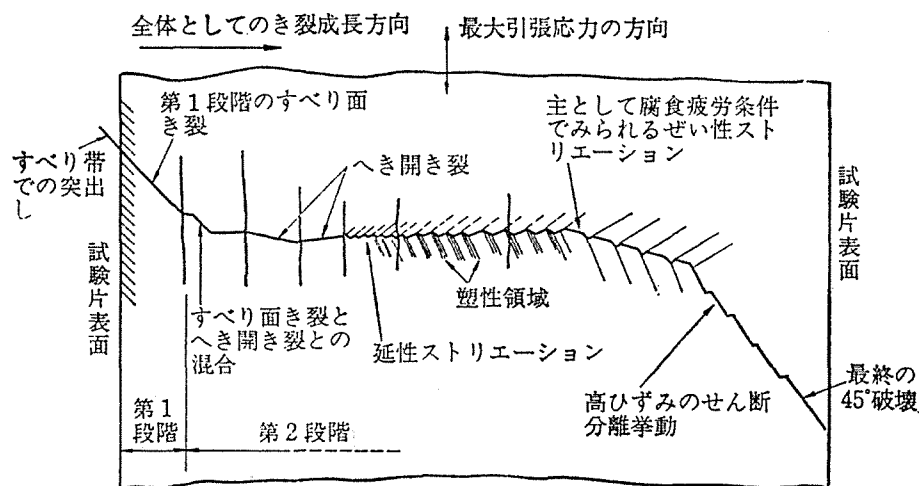


図 2. 3 き裂の成長過程⁽⁷⁾

2. 2 疲労損傷の検出・計測 疲労現象の途中検出ないしモニタリングはこれまでに数多くの研究が行われている。これまでの初期の研究では減衰能（または内部摩擦）をはじめ，引張強さ・伸び・衝撃値・硬さ・弾性係数などあらゆる材料力学量や，密度をはじめ，電気的・磁氣的・熱的・音響的など各種の物理量・物理現象の疲労に伴う変化が測定された。その後，X線回折の半価幅，超音波の伝搬，エクゾエレクトロン，中性子低角散乱，表面の光学的反射特性などの新しい手法を使ったものへと発展している。しかし，疲労破壊の事前予知に対しては未だに残された課題は非常に多い。その中で破壊力学の発展によりき裂またはき裂状欠陥を含む材料のき裂伝ばを評価するには破壊力学パラメータが非常に有効であり，損傷許容設計へ適用されている。したがって損傷許容設計の立場からは微視き裂を含めて発生したき裂が非破壊的検査によっていかに精度良く定量的に計測できるかが非常に重要となってくる。これに対応して種々の非破壊試験によってき裂の定量的かつ高精度な測定手法が研究されている。

一方，き裂発生の前駆現象である転位の繰返し負荷による挙動を非破壊的に評価する試みも精力的に行われている。したがって，以後は本研究で取り上げた三種類の非破壊試験すなわち（a）超音波法，（b）アコースティック・エミッション（AE）法，（c）光学的表面評価法について概要を述べる。

(a) 超音波法

超音波法による材料評価の中で現在までに提案または適用されている探傷による保守検査手法は図 2. 4 のように多種あるが本研究で取り上げる疲労の評価について述べる.

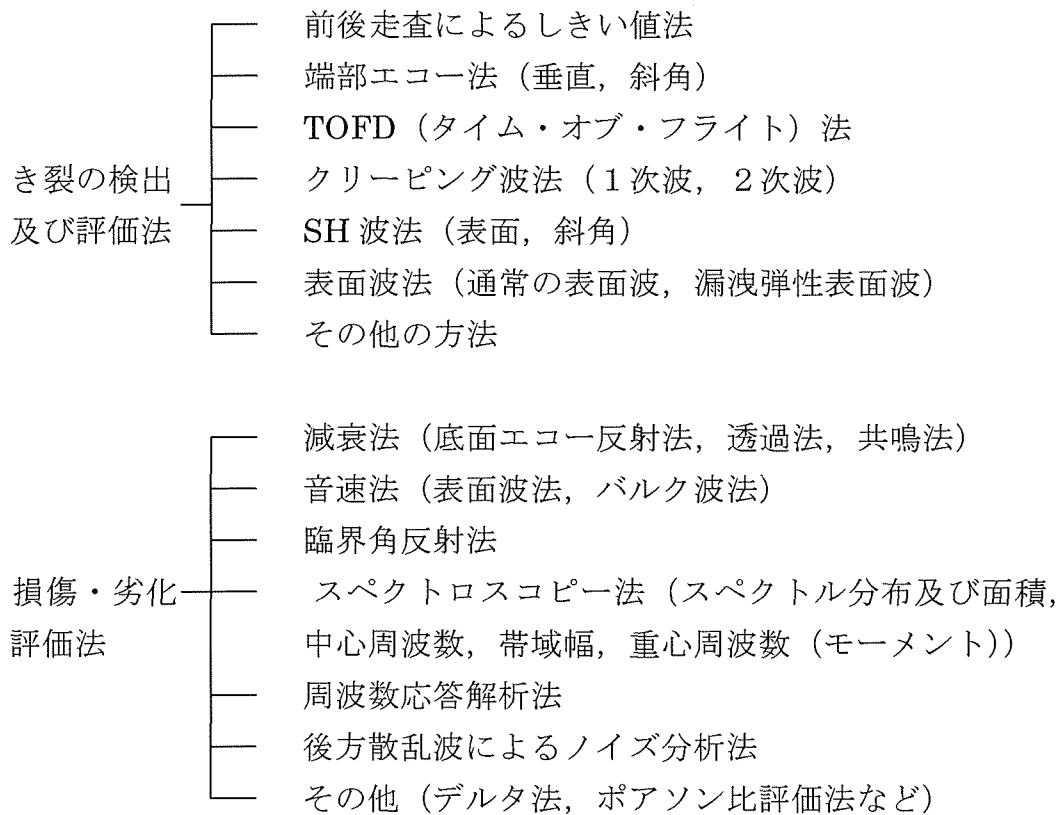


図 2. 4 超音波による疲労損傷評価法⁽¹⁾

疲労の損傷および寿命評価に関する最近の研究に対しては, 前田, 山口, 杉林らは低サイクル疲労材にバースト波を入射し共鳴減衰法によって評価している⁽²⁾. その結果残留ひずみの増加に伴い共鳴周波数において減衰係数が増加するため疲労損傷の程度が予測できるとしている. 平尾, 荻らによって電磁超音波センサの軸対称 SH 波を用い疲労過程における超音波の減衰係数をモニタリングすることによって損傷の非接触評価ができることが示されている⁽³⁾⁽⁴⁾. この場合, 破断寿命の約 90% の段階で減衰係数のピークが存在することが指摘されている. また, 和田, 松坂, 杉林らは低合金鋼の疲労に関し

て刃状転位には弦モデル，らせん転位にはキンクモデルを用いて数値解析を行い，電磁超音波で計測した減衰係数と良く対応することを示し，減衰係数を変動させる主因は転位であるとしている⁽⁵⁾．加藤，福原，本郷，山口らは SUS 316 ステンレス鋼にひずみ制御と荷重制御の疲労損傷を付与した供試体の音速を測定し，ひずみ制御では疲労が進展するにつれて音速は単調に減少するが，荷重制御では逆に増加することが示された⁽⁶⁾．これらの結果は転位挙動の違いによる現象と説明している．小田，今中は材料中に強力な縦波超音波を入射させ内部摩擦の超音波振幅依存性を調べている．この結果から，3 次高調波が顕著となり始める振動の振幅を測定することによって，高サイクル疲労が生じるかの判定ができる可能性があることを指摘している⁽⁷⁾．

以上のように転位挙動に注目した様々な手法が研究されているが，超音波を用いた疲労損傷の評価法は決定的な手法は未だに無いのが現状である．

(b) アコースティック・エミッション (AE) 法

AE の定義は「固体材料内部の微小な破壊あるいはそれと同様なエネルギー開放過程によって発生する弾性波動現象」と言え，クラック以外にも結晶物質での転位，変態などに起因する現象も含まれる．したがって，AE 法の特徴は欠陥の大きさや形状を評価するには不適當であるが構造物全体の検査を容易に行え，かつ欠陥の存在位置を同定できるほかに負荷の変動中などダイナミックな環境下で成長性の欠陥等を検出できるという特徴があることから動的かつ受動的検査法である．このことから，特に航空機，土木構造物，製油所・化学プラント等の金属性構造物等の供用前の健全性評価法として，また供用中の定期検査時あるいは通常運転時の欠陥発見とその成長監視の手段として実用例が多い⁽¹⁾．海外においては特に欧米においてその実施例が多く，試験の規格化が精力的に行われている⁽²⁾．一例として米国では航空機への適用例が多い^{(3)~(9)}．

一方，AE 法が非破壊評価法として一般化していく上で障害となっていた定量情報の欠如に対して一つの回答を与えるものとして，1980 年代から発達してきた原波形解析⁽¹⁰⁾やモーメント・テンソル解析⁽¹¹⁾など，AE 発生源に関する定量的情報を評価可能な波形解析法がある．原波形解析では材料内に生ずるクラックの位置，大きさ，モード，生成速度などの定量評価ができ，モーメント・テンソル解析では前述の情報に加えクラックの向き，運動方向に関する情報が得られる．しかし，現在までの適用例はコンクリートや岩盤などの一部であり今後他の分野への適用が望まれている．

AE 信号の評価パラメータ

- | | |
|--------------------|----------------------|
| (1) 事象の発生頻度に関する情報 | (3) 事象のエネルギーに関する情報 |
| ・ AE 計数 | ・ AE セン頭値 |
| ・ AE 事象数 | ・ AE エネルギー |
| (2) 事象の構造や性質に関する情報 | ・ AE 実効値 |
| ・ AE 信号の立上り時間 | (4) 場所に関する情報 (AE 評定) |
| ・ AE 信号の持続時間 | ・ 到達時間差 |

図 2. 5 AE による材料損傷評価

(c) 光学的表面評価法

光を使う非破壊検査では対象物の外観や傷検出など定性的な方法のほかに、定量的な方法として各種の表面形状測定法、モアレ、ホログラフィ・スペックルによる変形・振動・ひずみの測定法がある。これらの手法の中で本研究で取り扱ったスペックル法について述べる。スペックル法は物体の粗面に照射されたレーザ光が干渉によりスペックル像となって反射されるもので、大きく分けて (a) スペックル干渉法と (b) スペックル移動法がある。スペックル移動法には写真法、相関法などがあり、面内変位やひずみの測定が出来る^{(1)~(4)}。さらにはスペックルの濃度分布を統計的に処理することで表面あらさ、ひずみ、疲労損傷における表面性状の変化の検出などが行われている^{(5)~(12)}。この中でスペックル濃度分布を評価する手法は光学系が非常に簡単で取り扱いが比較的容易である特徴がある。以上のようにさまざまな手法が研究・開発されており、さらには近年の IT 技術の進展により画像処理技術との融合によって更なる発展が期待されている。

- | | |
|-------------------|--------------------|
| (1) スペックル干渉法 | <u>スペックル強度分布評価</u> |
| ・ 面内変位、ひずみ (値と方向) | ・ 最大光強度比 |
| (2) スペックル移動法 | ・ 反射光強度の半値幅 |
| ・ 面内変位、ひずみ (値と方向) | ・ 反射光強度分布の統計的パラメータ |
| (3) スペックル強度分布評価 | ・ 相関関数 |
| ・ ひずみ ・ 表面あらさ | |
| ・ 表面欠陥検出 | |

図 2. 6 レーザスペックルによる材料損傷評価

以上、本研究で取り上げた3手法による損傷評価手法の特徴、評価対象となる材料の物理的变化を模式的に示したのが図2. 7である。図から3手法それぞれ長所、短所があり、材料の損傷評価部位およびその領域の大きさ、評価する材料の物理量等を考えた場合、単一の手法で評価するよりは組み合わせて総合的に評価する方が実用的にはより評価精度が向上する。しかし、一方では計測・評価システムの複雑化、人的作業量の増加、コストの増加などの問題も付随して起こり、これらも同時に取り組むべき問題の一つである。

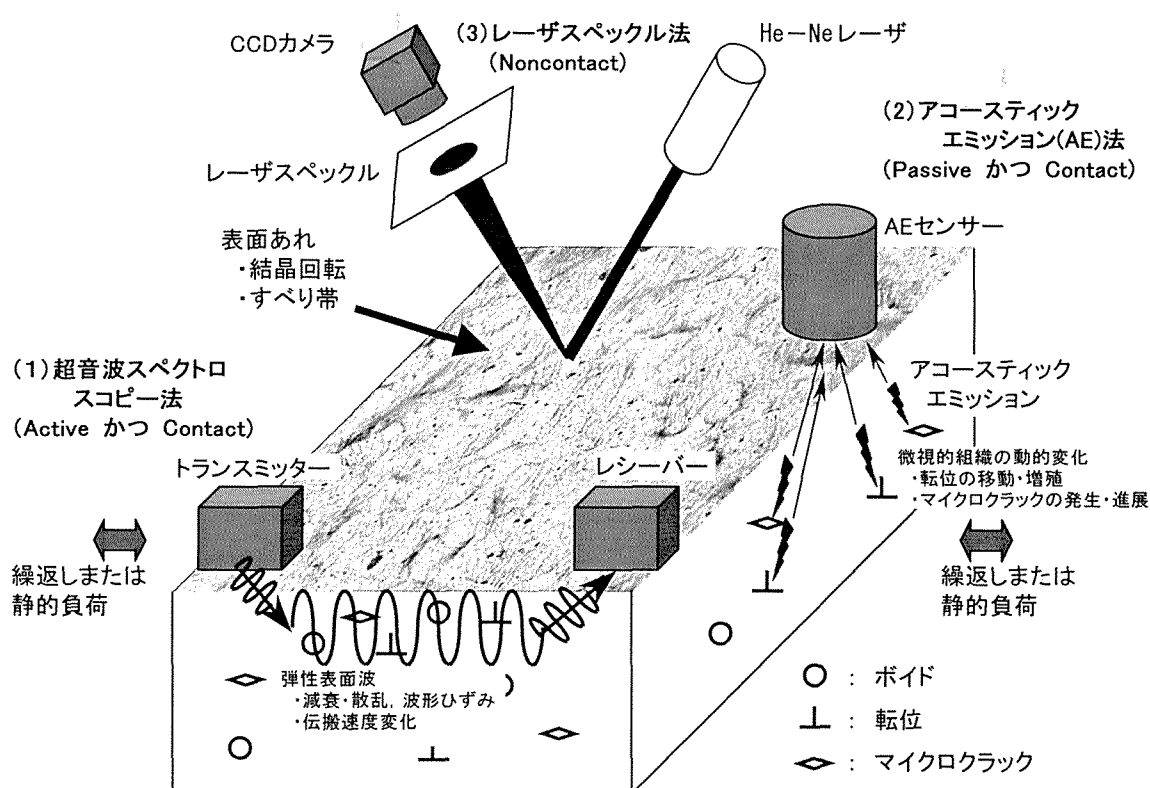


図 2. 7 3種類の非破壊的材料損傷評価法の模式図

2. 3 参考文献

2. 1 疲労損傷の微視的メカニズムの概要

- (1) 西谷弘信, 疲労強度学, (1985), 93-120, オーム社.
- (2) J. Awatani, K. Katagiri and T. Shiraishi, "The Mechanism of the Formation of Non-Propagating Fatigue Cracks, Metal Science, p.277, (1976).
- (3) W.A. Wood, Recent Observation on Fatigue Failure in Metals, ASTM STP, 273, p.110, (1958).
- (4) P.J.E. Forsyth, Act. Met., 11 (1963), p.703.
- (5) 西谷弘信, 疲労強度学, (1985), p.94, オーム社.
- (6) 西谷弘信, 疲労強度学, (1985), p.106, オーム社.
- (7) 黒木剛司郎, 大森宮次郎, 金属の強度と破壊, (1977), p.57, 森北出版.

2. 2 疲労損傷の検出・計測

(a) 超音波法

- (1) 小倉幸夫, 超音波探傷技術の保守検査への適用, 非破壊検査, 第49巻3号, (2000), p.159.
- (2) 前田宣喜, 山口篤憲, 杉林卓也, 超音波減衰係数測定による原子力発電施設の材料劣化の検出について, 日本非破壊検査協会平成7年度秋季大会講演概要集, pp.103-110, (1995).
- (3) 平尾雅彦, 荻博次, 電磁超音波センサによる非接触材料評価, 非破壊検査, 46(9), pp.649-654, (1997).
- (4) 荻博次, 浜口貴之, 平尾雅彦, 回転曲げ疲労中に観測される超音波減衰ピークと余寿命評価, 日本非破壊検査協会平成9年度秋季大会講演概要集, pp.109-112, (1997).
- (5) 和田宇生, 松坂矯, 杉林卓也, 低合金鋼の疲労に対する超音波解析, 日本非破壊検査協会平成9年度秋季大会講演概要集, pp.105-108, (1997).
- (6) 加藤誠一, 福原熙明, 本郷道宏, 山口弘二, 疲労損傷の超音波による非破壊評価, 第5回超音波による非破壊評価シンポジウム講演論文集 (日本非破壊検査協会超音波分科会), pp.109-114, (1998).
- (7) 小田将広, 今中拓一, 疲労損傷の非破壊評価における高調波の利

用, 日本非破壊検査協会平成 11 年度春季大会講演概要集, pp.205-208, (1999).

(b) アコースティック・エミッション (AE) 法

- (1) 湯山茂徳, 航空機における非破壊評価技術としての AE 法適用の現状と将来, 非破壊検査, 第 44 巻第 10 号, (1995), pp.783-790.
- (2) 湯山茂徳, 構造物の性能規定型設計・管理における検査技術の動向, 非破壊検査, 第 51 巻 1 号, (2002), pp.3-7.
- (3) J.M. Carlyle, In-flight AE Research, Proc. DARPA/AFWAL Review of Progress in Quantitative NDE, Airforce Wright Aeronautical Laboratories Report, AFWAL-TR-81-4080, pp.243-245, (1981).
- (4) C.D. Bailey and W.M. Pless, AE-Monitoring Fatigue Cracks in Aircraft Structure, Proc. 22nd Intern. Instrument. Symp., pp.247-258, (1976).
- (5) M.E. Mizell, W.T. Lundy, In-Flight Crack Detection System for the D-135 Lower Center Wing Skin, 25th DOD Conf. on NDT, AMMRC, Watertown, MA, 31 Aug. -2 Sep. (1976).
- (6) S.L. McBride and J.W. Maclachlan, AE due to Crack Growth, Crack Face Rubbing and Structural Noise in the CC-130 Hercules Aircraft, J. AE, 3 (1), pp.109. (1984).
- (7) J.M. Carlyle, AE Testing the F111, NDT Intern., 22 (2), pp.67-73, (1989).
- (8) J.M. Carlyle, AE Monitoring of Full Scale Fatigue Test on F15 Fighter, PAC Technical Report TR-103-92/89, (1989).
- (9) PAC News, Inspecting Aging Aircraft, 4-4, (1989).
- (10) 大平貴規, 岸輝雄, AE 原波形解析と微視割れの動的挙動研究への適用, 鉄と鋼, 70 (16), pp.12-19, (1984).
- (11) 大津正康, 重石光弘, 湯山茂徳, 岡本享久, AE モーメント・テンソル解析のための SiGMA コードの開発, 非破壊検査, 42 (10), pp.570-575, (1993).

(c) 光学的表面評価法

- (1) 山口一郎, 「光・画像による非破壊検査」, 光を応用した表面探傷技術シポジウム講演論文集, 日本非破壊検査協会表面探傷分科会, (1997), 75-85.

- (2) 西川出, 小倉敬二, 山上正文, 桑山健太郎, 「レーザスペckルゲージ SSDG によるひずみ・き裂開口変位計測」, 材料, Vol.43, No.493, pp. 1290-1296, (1994).
- (3) 井澤義明, 田中亮, 伊藤耿一, 「レーザースペckルひずみ計を用いた経路変更に伴う塑性異方性主軸の回転量の測定」, 日本機械学会論文集, A 編 66 巻 650 号, (2000), 1955-1960.
- (4) 栗田政則, 佐藤誠, 中野一馬, 「レーザによる表面粗さの迅速な測定法」, 日本機械学会論文集, A 編 56 巻 532 号, (1990), 2588-2592.
- (5) 加藤章, Y.Z. Dai, F.P. Chiang, 「レーザスペckル法に画像処理を援用した金属材料の損傷の検出」, 日本機械学会第 68 期通常総会講演会講演論文集 (Vol. A) , No.910-17, (1991), 237-239.
- (6) J.S. Steckenrider, and J.W. Wagner, “Laser Speckle Decorrelation as a Noncontact Method for Brittle-ductile Fracture Differentiation” , Experimental Mechanics, (1991), 8-13.
- (7) 加藤章, 川村満夫, 中谷一郎, 「塑性ひずみを与えた炭素鋼材のレーザスペckル強度と表面性状の関係」, 日本機械学会材料力学部門講演会講演論文集, No.920-72, (1992), 19-20.
- (8) D.J. Chen and F.P. Chiang, “Optimal Sampling and Range of Measurement in Displacement-only Laser-speckle Correlation” , Experimental Mechanics, (1992), 144-153.
- (9) 加藤章, 中井秀俊, 田邊清, 長瀬康男, 「金属薄膜ゲージにレーザスペckル法を適用した非接触ひずみ測定」, 日本機械学会論文集, A 編 61 巻 582 号, (1995), 213-218.
- (10) 加藤章, 川村満夫, 伊藤孝治, 「レーザスペckルを用いた鋼材の塑性ひずみの測定」, 非破壊検査, 第 44 巻第 7 号, (1995), 529-535.
- (11) 加藤章, 佐野政芳, 「レーザ光の散乱を用いた疲労センサ」, 日本機械学会 M&M2004 材料力学カンファレンス講演論文集, No.04-6, (2004), 535-536.
- (12) 加藤章, 「レーザ疲労センサーによる疲労損傷評価」, 日本機械学会 2005 年度年次大会講演論文集, No.05-1, (2005), 349-350.

第3章

超音波スペクトロスコピーによる金属疲労損傷の非破壊評価

〈 Active かつ Contact な方法 〉

3. 1 概 要

3. 2 節では本論文で提案している Granato-Lücke の転位弦理論⁽¹⁾と超音波伝搬速度の周波数依存性を利用した超音波スペクトロスコピー法を用いて可動転位ループ密度を推定する方法⁽²⁾について述べている。

3. 3 節では上記の手法において可動転位ループ密度の推定で必要となる、高精度な超音波伝搬速度を得るための測定方法として採用したゼロクロス法について説明している。

3. 4 節では合金鋼とアルミニウム合金の高サイクル疲労における試料表面の微視組織的損傷を 3. 2 節で述べた手法で評価することを試みた。さらに超音波受信波形から FFT 解析により波形の減衰特性を求めて疲労損傷との関連について考察した。

ここで本節での研究の背景を述べる。疲労損傷過程はき裂の発生とその進展によって構成されるが、微視き裂や巨視き裂の安定成長の場合はレプリカ法、電気抵抗法、超音波法、渦電流法、X線法などのこれまでの損傷評価技術で評価することができる。しかし、き裂の発生箇所を早期に知るには微視き裂発生段階以前の転位挙動の評価が重要である。繰返し負荷時の転位挙動に関する研究はこれまで多く行われ電子顕微鏡による材料表面の直接観察でその機構が明らかにされて来ている^{(3) (4)}。しかし、工業的な評価法としては非破壊的な評価法が望ましく超音波を用いた評価技術が有望視されており、その確立のため種々の研究が行われている^{(5)~(10)}。超音波を用いた疲労損傷評価は超音波の音速、周波数解析、超音波ノイズ分析、超音波伝搬エネルギー損失等で行われ、それらと転位挙動や微視き裂との関連が明らかにされている^{(11) (12)}。また、最近になって平尾、荻らにより電磁超音波共鳴法を用いて金属転位の動特性を観察する新しい手法が開発され、回転曲げや引張圧縮疲労での転位組織の変化や微小き裂発生を捕らえる一連の損傷評価が試みられている^{(13)~(17)}。しかし確立された手法はまだ無いようである。

3. 5 節では合金鋼の高サイクル疲労における試料表面の微視組織的損傷を 3. 3 節で述べたものと同様の手法で評価した結果と、光学顕微鏡で撮影した表面の微視組織画像を画像処理法で評価するとともに、ヒステリシスループの塑性ひずみ幅とも比較し考察した。また、繰返し負荷が途中で変化する 2 段 2 重応力振幅の場合について考察した。

3. 6 節では 3. 2 節で述べた可動転位ループ密度を推定する方法が圧延ロールの転動疲労評価に適用できるかについて検討している。

ここで本節での研究の背景を述べる．鉄鋼圧延技術は品質的要求の高度化，多様化に応じ進歩がめざましい．しかし，操業効率上過酷な条件で使用される傾向にある．その中で鋼板圧延用補強ロール(以下 BUR と記す)も同様であるが，BUR は耐摩耗性，耐スポーリング性が寿命を決定する重要な要素となる．特にスポーリングはロール事故の大半を占め，経済的な面からもこれを防止するメンテナンス技術は最も重要な技術の一つである．スポーリングは転動疲労による場合と通板時のワークロール（以下 WR と記す）との熱衝撃による場合のき裂発生とその後の伝搬による剥離現象であり，大きいものは数 10 mm 深さまで達しロールの廃棄に至ることもある．したがって，BUR のメンテナンスでは定常状態におけるき裂発生の主因である転動疲労損傷を定量的に把握することが重要になる．現在 BUR のメンテナンスにおいては主に X 線半価幅法により疲労深さを推定すると共に，種々の疲労損傷評価法と経験則により BUR 表面の研削量が決定されている．しかし，定量的，経済的な面からもさらに新しい疲労損傷評価法が求められている．

3. 2 Granato-Lücke の転位弦理論を用いた可動転位ループ密度の推定法

擬（粘）弾性を含む材料を振動させると材料内部で振動エネルギーの消耗（内部摩擦, Internal friction）が起きる．この際，転位の運動による内部摩擦には非緩和型と緩和型がある．非緩和型の例は共鳴吸収であり，緩和型はボルドニー（Bordoni）ピーク⁽¹⁸⁾と呼ばれている．ここで，非緩和型内部摩擦において Koehler⁽¹⁹⁾および Granato と Lücke⁽¹⁾は転位の運動を図 3. 2. 1 に示す弾性弦の粘性運動として考え，式（3・2・1）（KGL 模型）を用いて考察した．

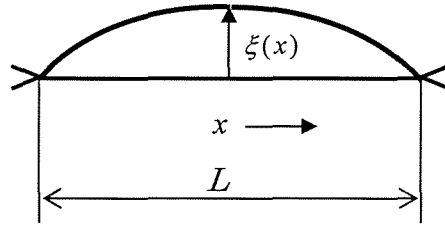


図 3. 2. 1 転位の弦模型（KGL 模型）

$$A \frac{\partial^2 \xi}{\partial t^2} + B \frac{\partial \xi}{\partial t} - C \frac{\partial^2 \xi}{\partial x^2} = b \sigma \quad (3 \cdot 2 \cdot 1)$$

図において x は応力変動 $\sigma = 0$ での転位弦に沿った座標， $\xi(x)$ は転位弦の変位， L はネットワーク間の長さであり，式（3・2・1）では A は単位長さ当たりの転位の有効質量， B は動摩擦係数， C は転位の線張力で次式の関係がある．

$$A = \pi \rho b^2 \quad (3 \cdot 2 \cdot 2)$$

$$C = \frac{2Gb^2}{\pi(1-\nu)} \quad (3 \cdot 2 \cdot 3)$$

ここで， ρ は材料密度， b はバーガースベクトル， G は横弾性係数， ν はポアソン比である．単位体積あたりの転位のループ長さの平均を l ，可動転位の全長を Λ とすれば転位の移動によって生ずる塑性ひずみは ε_{dis} は

$$\varepsilon_{dis} = \frac{\Lambda b}{l} \int_0^l \xi(y) dy \quad (3 \cdot 2 \cdot 4)$$

である．応力変動 σ の波動が伝搬する場合，全ひずみ ε は波動により生ずる弾性ひずみ ε_{el} ($= \sigma / G$) と式 (3・2・4) の塑性ひずみから次式となる．

$$\varepsilon = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{dis} = \frac{\sigma}{G} + \frac{\Lambda b}{l} \int_0^l \xi(y) dy \quad (3 \cdot 2 \cdot 5)$$

したがって，転位に関する運動方程式は次のようになる．

$$\frac{\partial^2 \sigma}{\partial x^2} - \frac{\rho}{G} \frac{\partial^2 \sigma}{\partial t^2} = \frac{\Lambda \rho b}{l} \frac{\partial^2}{\partial t^2} \int_0^l \xi(y) dy \quad (3 \cdot 2 \cdot 6)$$

以上から，伝搬する超音波の周波数を ω ，音速を v ，減衰係数を α とすれば，超音波の伝搬により生ずる応力変動 σ は次式となる．

$$\sigma = \sigma_0 \exp(-\alpha x) \exp \left[i \omega \left(t - \frac{x}{v} \right) \right] \quad (3 \cdot 2 \cdot 7)$$

なお， σ_0 は応力振幅でその際に振動する転位の変位 ξ は次式で仮定できる．

$$\xi = \xi_0 \sin \frac{\pi y}{l} \exp[i \omega t] \quad (3 \cdot 2 \cdot 8)$$

式 (3・2・7)，(3・2・8) を (3・2・1)，(3・2・6) に代入すると超音波の音速 v は次式で求まる．

$$\frac{v}{v_0} = 1 - \frac{4G\Lambda}{\pi^3 \rho} \frac{\omega_0^2 - \omega^2}{(\omega_0^2 - \omega^2)^2 + (\omega d)^2} \quad (3 \cdot 2 \cdot 9)$$

ここで v_0 は疲労前の音速， ω_0 は転位弦の固有振動数， Λ は可動転位の全長であり， d は転位に作用する粘性による抵抗係数であり，次式に示す量である．

$$v_0^2 = \frac{G}{\rho}, \quad \omega_0^2 = \frac{2G}{\rho(1-\nu)} \cdot \frac{1}{l^2}, \quad d = \frac{B}{A} \quad (3 \cdot 2 \cdot 10)$$

したがって、三種類の異なる周波数で材料内部を伝搬する音速を測定することにより未知数 ω_0 , A , d を持つ連立方程式が得られ、したがって ω_0 , A , d を算出できる。また、そのときの可動転位ループ密度 D_m は次式で表される。

$$D_m = \frac{A}{l} = \sqrt{\frac{\rho(1-\nu)}{2G}} \omega_0 A \quad (3 \cdot 2 \cdot 11)$$

ここで、三種類の超音波周波数は図 3. 2. 2 に示す文献⁽²⁾の結果より、最も周波数依存性が顕著に現れると考えられる 5MHz, 10MHz, 15MHz を標準的な値として実験で用いた。

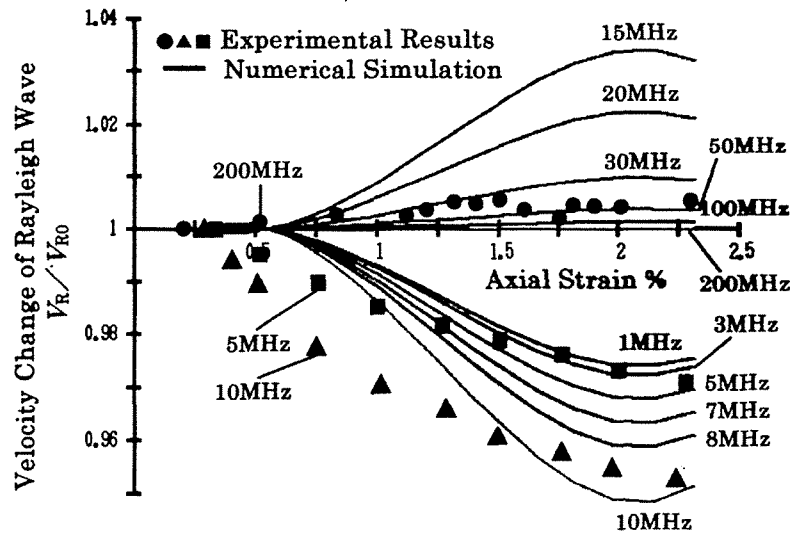


図 3. 2. 2 超音波伝搬速度の周波数依存性⁽²⁾

3. 3 ゼロクロス法による表面波音速測定法

超音波伝搬時間測定 超音波伝搬速度の高精度測定法としては従来シングア라운드法，パルスエコーオーバーラップ法が主なものであったが近年のデジタル機器の進展，すなわち超高速A/D変換，大容量のデジタル波形記憶装置と超音波送受信器を組み合わせることにより入射波と受信波間のゼロクロス点時間差を直接測定することができるようになった．そこで本研究ではこのゼロクロス法を用いて超音波伝搬時間を測定した．

疲労損傷評価をするための超音波は図3. 3. 1のようなバースト波の表面波を用いた．表面波伝搬時間測定方法の概略を図3. 3. 2と図3. 3. 3に，測定装置のブロック図を3. 3. 4に，その写真を図3. 3. 5に示す．トランスデューサーは一例として送信側，受信側ともに一体となった日立建機ファインテック製10MHz(10C5×10AP79)を用いた場合，このトランスデューサーの振動子(PZT)は縦波用であるが所定の角度で入射することで測定物との界面でモード変換され表面波となる．表面を伝搬した波は振動エネルギーの一部を界面と接触する物質に漏洩しながら進展し，したがってこの漏洩した波を受信側の振動子(PZT)で検出する．本実験では入射波と受信波間の伝搬時間をゼロクロス法で測定した．すなわち，図3. 3. 3において時間軸をさらに100倍程度拡大し，入射波の任意のゼロクロス点に伝搬時間測定パルスのアップエッジを一致させ，受信波の同様のゼロクロス点に伝搬時間測定パルスのダウンエッジを一致させた．波形観測はデジタルオシロスコープ(岩崎通信機製DS-8812)により500Ms/s(等価サンプリング2.5Gs/s)，64回平均でサンプリングした．伝搬時間測定パルス幅はモデュレーション・ドメイン・アナライザー(HEWLETT PACKARD 53310A)で測定した．以上の測定システムにより0.1nsの精度で伝搬時間を測定することができた．したがって，3.4章，3.5章および3.6章における超音波伝搬速度の高精度測定方法はこの手法によった．

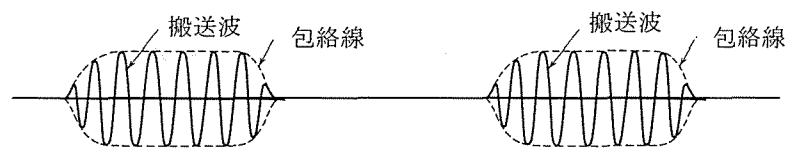


図 3. 3. 1 バースト波

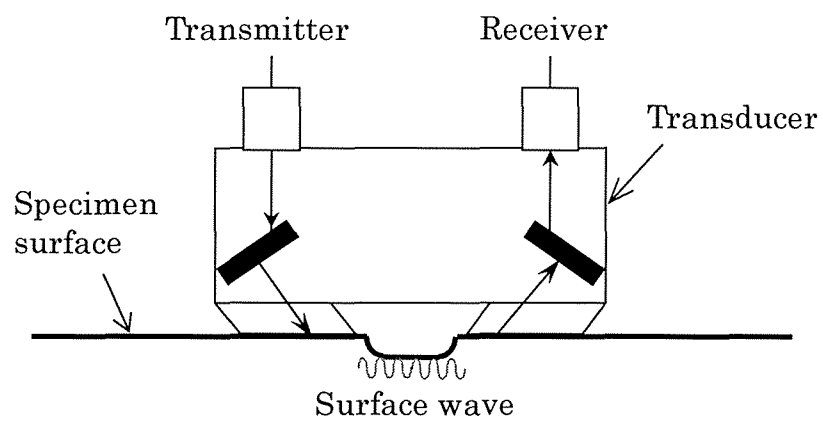


図 3. 3. 2 表面波用超音波トランスデューサー

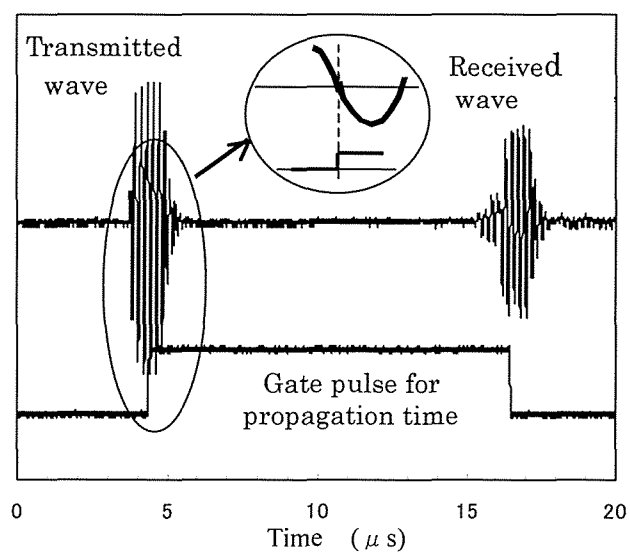


図 3. 3. 3 ゼロクロス法による音速測定

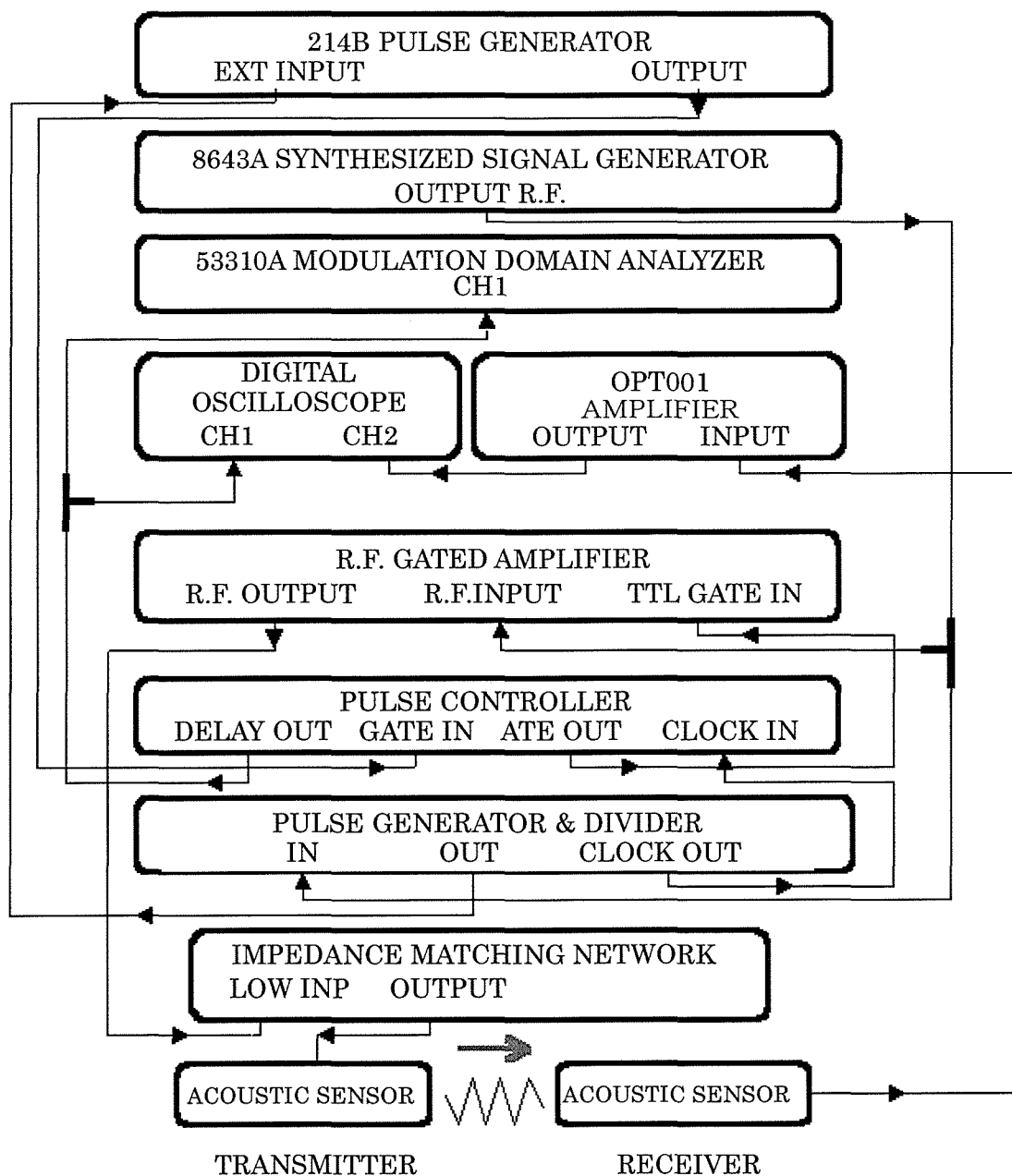


図 3. 3. 4 超音波伝搬速度測定装置ブロック図

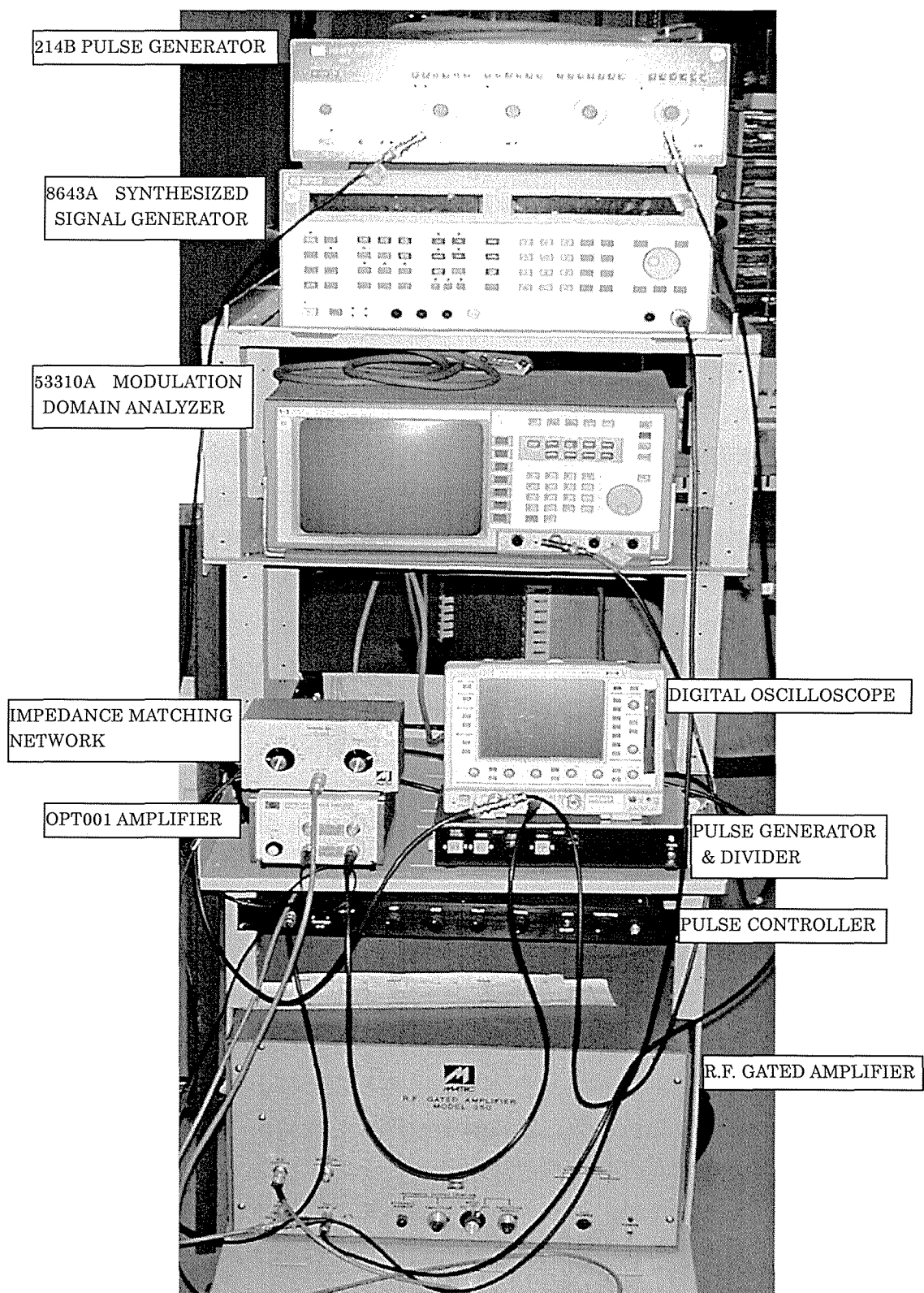


図 3. 3. 5 超音波伝搬速度測定装置

3. 4 高サイクル疲労における金属表面の超音波伝搬特性

3. 4. 1 実験方法

試験片および実験方法 試験片は発電設備材料として多用されているクロムモリブデン鋼鋼板 SCM4 (JISG4109), 板厚 18 mm (以後 SCM4 と記す) と, アルミニウム合金 A6061 引き抜き丸棒 (以後 A6061 と記す), 直径 38 mm を使用した. それぞれの化学的成分を表 3. 4. 1 (a), (b) に示す. これらの材料は図 3. 4. 1 に示す形状, 寸法に機械加工した. ここで SCM4 は板の圧延方向と試験片の軸方向が一致するように, また, A6061 は引き抜き成形した丸棒の軸方向と試験片の軸方向が一致するように切り出した. また, 試験片平行部には疲労損傷部位を固定するため図 3. 4. 1 のような浅い切り欠きを付与した. その後 SCM4 はアルゴン雰囲気中で 1153K まで 1 時間昇温, 1 時間保持, 523K まで 12.36 時間の降温, その後炉冷の完全焼きなましを行った⁽²⁰⁾⁽²¹⁾. A6061 は 683K まで 1 時間昇温, 1 時間保持, その後炉冷の焼きなまし処理を行った⁽²²⁾.

両材の機械的性質を求めるため上記熱処理材により引張試験を, また, 図 3. 4. 1 の試験片により S-N 曲線を求めた. S-N 曲線用および音速測定用の疲労試験は電気油圧式疲労試験機により, 引張圧縮の応力比-1, 正弦波の応力制御, 繰返し速度 20 Hz で行った. 引張試験によって求められた機械的性質を表 3. 4. 2 に示す. 可動転位ループ密度の計算における G と ν は表 3. 4. 2 の値を, また, ρ は SCM4 は 7.86 (g/cm³) を A6061 は 2.69 (g/cm³) を使用した⁽²³⁾.

疲労損傷評価には表面波を用い, トランスデューサーは 2 探触子型で日立建機ファインテック製 5MHz(5Z5 × 5AP70), 10MHz(10C5 × 10AP70), 15MHz(15C5 × 10AP70) の三種類を用いた. 入射波はバースト波を用い受信波をデジタルオシロスコープ(岩崎通信機製 DS-8812)により 500Ms/s(等価サンプリング 2.5Gs/s), 64 回平均でサンプリングし超音波伝搬時間差を計測した. 繰返し負荷中一定の繰返し数ごとに試験を停止し無負荷の状態で測定した. 1 本の試験片で三種類の周波数の音速測定を行うのが望ましいが試験片へのトランスデューサーの着脱に伴うカップラントの状態変化による誤差を避けるため三種類の周波数の音速測定にそれぞれ 1 本ずつ計 3 本の試験片を用いてトランスデューサーを取り付けたまま音速測定を行った. 音速測定に用いた装置の概略を図 3. 4. 2 (a) に, トランスデューサーを同 (b) に, 疲労試験状況の写真を図 3. 4. 2 (c) に示す.

表 3. 4. 1 (a) S C M V 4 の化学的成分 (wt.%)

Material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
SCMV4	0.17	0.5	0.6	0.03	0.03	2.5	1.1

表 3. 4. 1 (b) A 6 0 6 1 の化学的成分 (wt.%)

Material	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
A6061	0.65	0.20	0.35	0.03	1.00	0.08	0.01	0.02

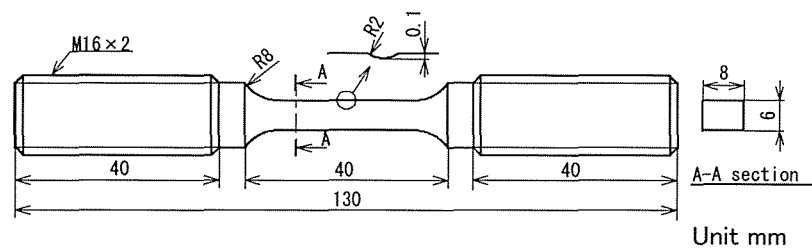


図 3. 4. 1 試験片

表 3. 4. 2 試験片の機械的性質

	SCMV4	A6061
Yield stress or 0.2% proof stress (MPa)	234	110
Young's modulus E (GPa)	210	63
Shear modulus G (GPa)	82	23
Poisson's ratio ν	0.277	0.346

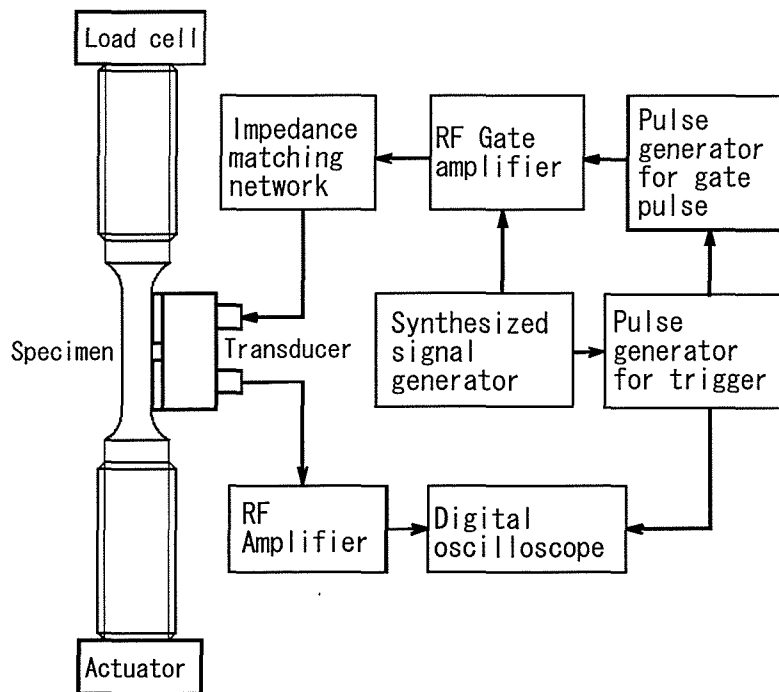


図 3. 4. 2 (a) 実験装置ブロック図

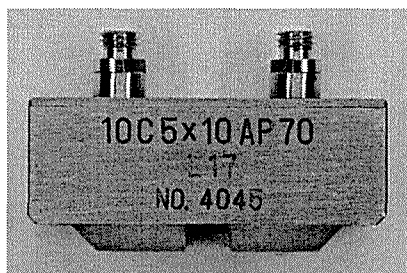


図 3. 4. 2 (b)
トランスデューサー

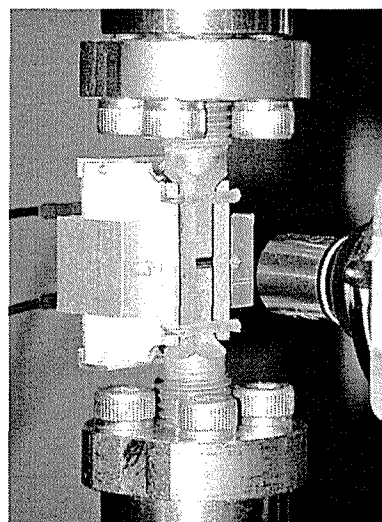


図 3. 4. 2 (c) 疲労試験状況

波形のFFT解析 疲労過程において材料表面を伝搬後の受信波形のスペクトル分析は一般的な周波数分析法によった。すなわち、フーリエ変換の概念により任意の連続関数 $f(t)$ は以下のようなフーリエ変換された関数 $F(f)$ との関係が成立する。

$$F(f) = \int_{-\infty}^{\infty} f(t)e^{-i2\pi ft} dt \quad (3 \cdot 4 \cdot 1)$$

$$f(t) = \int_{-\infty}^{\infty} F(f)e^{i2\pi ft} df \quad (3 \cdot 4 \cdot 2)$$

スペクトル分析では $f(t)$ の継続時間を T_d として

$$\frac{1}{T_d} |F(f)|^2 \quad (3 \cdot 4 \cdot 3)$$

がパワースペクトルと呼ばれている。実用上は得られたデジタル量を高速にフーリエ変換するために FFT (Fast Fourier Transform) が用いられている。FFT 法はサンプリング間隔 ΔT 、サンプル数 N (2 のべき乗) の時系列デジタル量 $x_m = x(m\Delta T)$ に対する有限フーリエ変換および逆変換を実行するもので式 (3・4・1) および (3・4・2) は次式のようにになる。

$$C_k = \frac{1}{N} \sum_{m=0}^{N-1} x_m e^{-\frac{i2\pi km}{N}} \quad (3 \cdot 4 \cdot 4)$$

$$x_m = \sum_{k=0}^{N-1} C_k e^{\frac{i2\pi km}{N}} \quad (3 \cdot 4 \cdot 5)$$

このときパワースペクトルは $N\Delta T |C_k|^2$ で与えられる。

本実験では音速測定時に受信波形データをストレージデバイスに保存し、試験終了後パーソナルコンピュータで 4096 点の FFT 解析を行いパワースペクトルの変化を考察した。

3. 4. 2 実験結果と考察

S-N 曲線および音速測定結果 図 3. 4. 3. および図 3. 4. 4 は得られた S-N 曲線でこれらの結果から音速測定用の疲労試験応力振幅レベルを決定した。また、図中で●印は音速測定を行った試験片の破断点である。音速測定を行った疲労試験の試験条件と破断繰返し数 N_f を SCMV4 は表 3. 4. 3 に、A6061 は表 3. 4. 4 に示す。

つぎに、図 3. 4. 5 および図 3. 4. 6 に SCMV4, A6061 の音速測定結

果を示す．両図ともに縦軸は無疲労時の音速で無次元化した音速変化率で示している．図 3. 4. 5 の SCM4 では 3 本の試験片の応力振幅は $\sigma_a=216\sim 217\text{MPa}$ とほぼ同じで破断繰返し数もほぼ同じため，横軸は破断寿命で無次元化した．音速変化の超音波周波数依存性は弱いようであるが，いずれの周波数においても $N/N_f=0.1$ 付近より繰返し数とともに音速が減少している．このことは鉄の場合転位組織の変化はきわめて早い時期（約 $10\% N_f$ ）

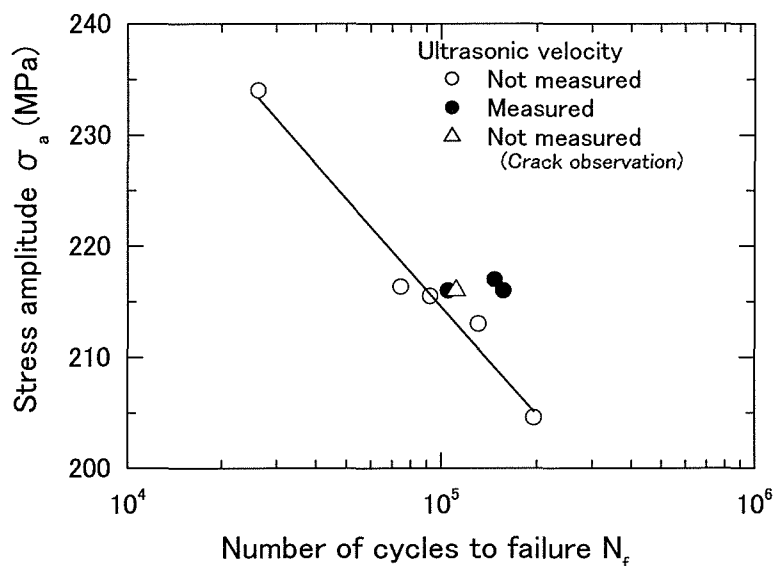


図 3. 4. 3 S-N曲線 (SCMV4)

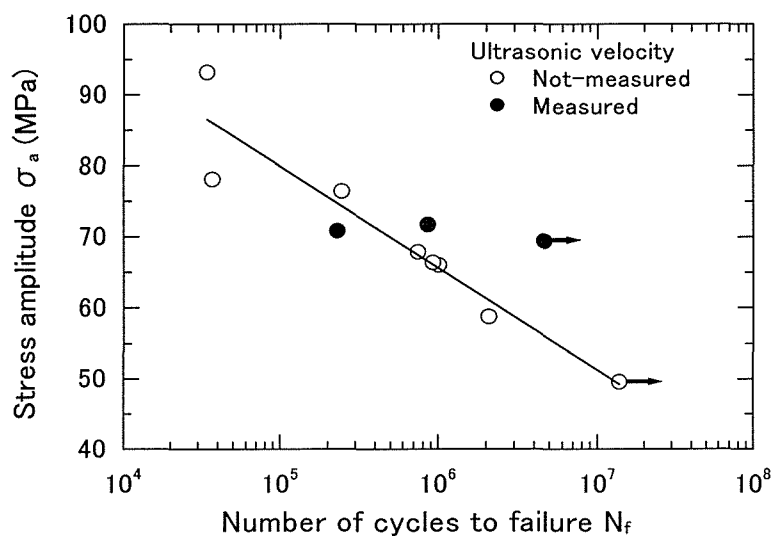


図 3. 4. 4 S-N曲線 (A6061)

表 3. 4. 3 疲労試験の試験条件 (S C M V 4)

Ultrasonic frequency ω [MHz]	Stress amplitude σ_a [MPa]	Measurement interval N	Failure cycle N_f
5	217	5,000	147,486
10	216	5,000	105,254
15	216	5,000	156,976

表 3. 4. 4 疲労試験の試験条件 (A 6 0 6 1)

Ultrasonic frequency ω [MHz]	Stress amplitude σ_a [MPa]	Measurement interval N	Failure cycle N_f
5	72	15,000	856,659
10	69	15,000	Not failure (4,610,207)
15	71	15,000	230,023

に起こることが知られている⁽²⁾ことから微視的組織変化に対応した挙動であると考えられる。しかし、疲労損傷過程では微視き裂発生後は主き裂の伝搬が寿命の大半を占めるため、微視的組織変化も主き裂先端が大半であると考えられ、寿命の中、後期では表面き裂の存在も超音波音速に影響を与えていると思われる。 $N/N_f = 0.6 \sim 0.7$ 以降では音速の変化は緩慢となっている。図 3. 4. 7 は上記の微視組織変化を確認するため超音波音速測定を行ったものとは異なる試験片ではあるが、SCMV4 での応力振幅を音速測定した試験片と同じにして、試験片の切り欠き底の中央付近を金属顕微鏡によって観察した図である。図より (b) $N=0.09 \times N_f$ では最大が数 $10 \mu\text{m}$ の長さの微視き裂が多数見られる。その後多数の微視き裂は (c) $N=0.4 \times N_f$ 付近まで成

長するとともにその数を増している．しかし、その後から (d) $N=0.99 \times N_f$ まではき裂周辺での新たなすべり帯や微視き裂がほとんど認められない．それらから推察すれば (c) $N=0.4 \times N_f$ 付近までは転位の増殖によるすべり帯、微視き裂の成長と数の増加過程であり、それ以降は主き裂となるべきき裂の進展と連結が主であるため転位の増殖もき裂先端が主である過程とに分けられると考えられる．本研究に用いた表面波の波長は $200 \mu\text{m} \sim 1\text{mm}$ の範囲にあり、超音波伝搬特性への数 $10 \mu\text{m}$ のき裂発生の影響は散乱現象による減衰への影響は考えられるもののき裂周囲などによる音速への直接的影響は考えづらく、むしろき裂発生によるプロセスゾーンにおける微視組織変化の影響が図 3. 4. 5 の音速変化に反映しているものと推察される．しかしながら、転位と微視き裂、巨視き裂がそれぞれどの過程でどの程度超音波音速に影響するかを明らかにすることは現在のところ困難な課題である．

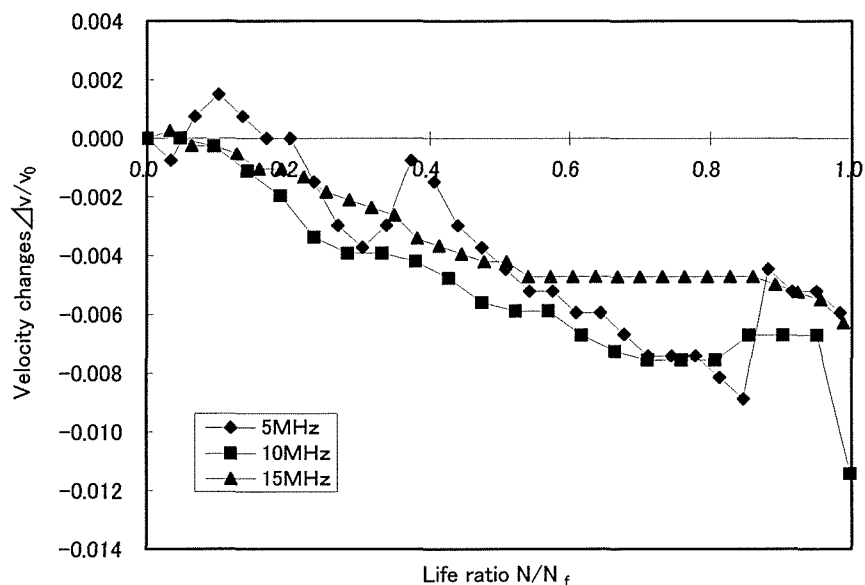


図 3. 4. 5 表面波の伝搬速度変化 (S CMV 4)

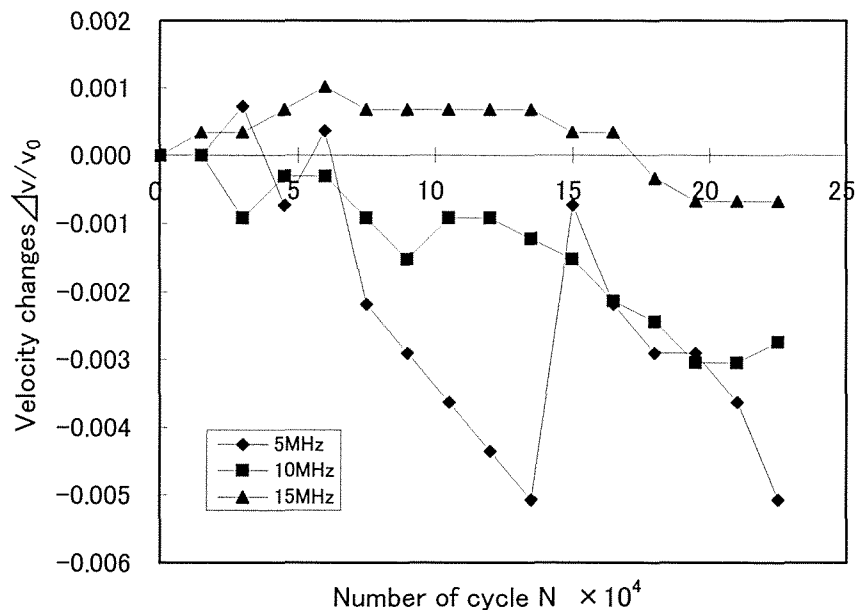


図 3. 4. 6 表面波の伝搬速度変化 (A 6 0 6 1)

なお、図3. 4. 3の S-N 曲線にはき裂観察した試験片の破断位置を△印で示している。一方、図3. 4. 6の A6061 では3本の試験片の応力振幅は $\sigma_a=69\sim72\text{MPa}$ でほぼ同じとみなせるが、破断繰返し数には大きな差があった。この原因はわずかな応力振幅レベルの差が疲労寿命に影響していると考えられ、疲労試験機の応力振幅の設定精度不足によると思われる。したがって、横軸は $N=225000$ までの絶対値で比較している。この場合 5MHzについてはばらつきが大きく繰返し数が 15×10^4 以降はそれ以前の減少傾向から大きく逸脱している。この原因としては実験中のトランスデューサーのずれ等が考えられる。この部分を除けば音速の低下の程度は 15, 10, 5MHz の順に大きくなっており、超音波周波数依存性が強く見られ、疲労損傷の微視組織変化による音速の超音波周波数依存性が大きいことが推察される。ばらつきはあるがこの場合も繰返し数とともに音速は減少していく傾向が伺える。なお、図3. 4. 5の SCMV4 と図3. 4. 6の A6061 を比較すると超音波周波数依存性の程度に差が見られるが、この影響として考えられることは基本的な結晶構造、溶質原子が異なること、その結果として疲労損傷の進展に伴う点欠陥の変化や転位の増殖等による超音波の減衰の程度に差が生じたためと考えられるが、詳細は不明である。

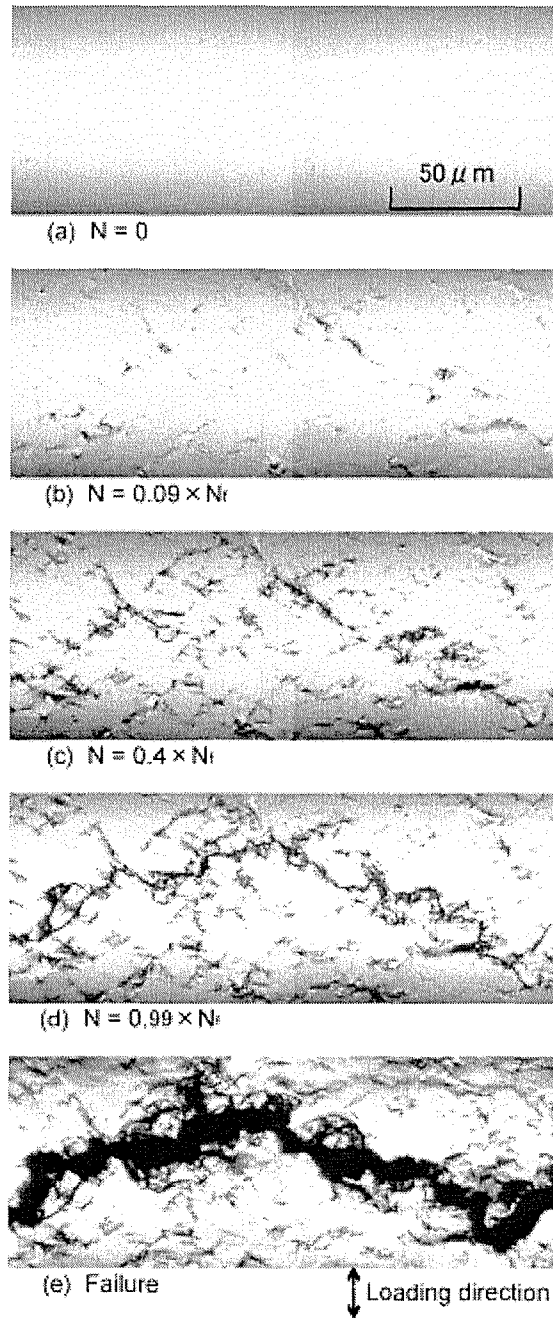


図 3. 4. 7 試験片表面の金属顕微鏡写真 (S CMV 4)

可動転位ループ密度 図 3. 4. 5 および図 3. 4. 6 の超音波音速測定結果から 3. 2 節の Granato-Lücke の転位弦理論により可動転位ループ密度 D_m を算出した。図 3. 4. 8 および図 3. 4. 9 は SCM4 および A6061 の可動転位ループ密度の応力繰返し数に伴う変化を示したものである。図 3. 4. 8 では $N/N_f = 0.3$ および 0.85 付近に極大値があるが、これは図 3. 4. 5 の超音波周波数 5MHz での音速測定結果にも同様の N/N_f で極値が見られ、この影響が D_m の計算結果に出たものである。これらの要因として疲労試験中の温度変化やトランスデューサーの移動によるカップラントの膜厚変化などの状態変化も考えられるが、全体的には応力繰返し数とともに可動転位ループ密度は増加している。 $N/N_f = 0.9$ 付近では D_m の急激な減少が見られるが、この原因は図 3. 4. 5 での $N/N_f = 0.9$ 以降の音速の減少や変動と、図 3. 4. 7 の (d) $N = 0.99 \times N_f$ でのき裂の図より、巨視き裂が試験片の切り欠き部の幅全体にわたって連結したためと考えられる。一方、A6061 の図 3. 4. 9 においても $N = 150000$ 付近に極小値があるが図 3. 4. 6 の超音波周波数 5MHz の $N = 150000$ での音速測定値の影響が現れている。しかし、この場合も可動転位ループ密度の変化は全体的には疲労の繰返し数とともに増加しているのがわかる。ここで図 3. 4. 5 での考察と同様に疲労寿命過程の中、後期では主き裂の伝搬が損傷の主であるため、図 3. 4. 8、図 3. 4. 9 の可動転位ループ密度の挙動は主き裂の影響をも含めた音速変化からの推定結果であるが、今後詳細な検討が必要であると思われる。しかし、以上の結果を疲労損傷を評価するための一指標として用いるならば有用であると考えられる。

また、SCM4 および A6061 ともに切り欠き部で破断していることから、疲労損傷の初期段階における転位の増殖、すべり帯の発生および微視き裂の発生等の微視組織変化は切り欠き部に特に集中していると思われる。

以上のことから音速変化はこれらの微視組織変化に起因すると思われ、したがって Granato-Lücke の転位弦理論による可動転位ループ密度の推定によって切り欠き部の疲労損傷の進展を予測できると考えられる。今後の課題として疲労損傷の推定確度をさらに高めるためには一つの超音波トランスデューサーで三種類の周波数の音速測定を行うことが必要であり、そのためのトランスデューサーの改良が望まれる。

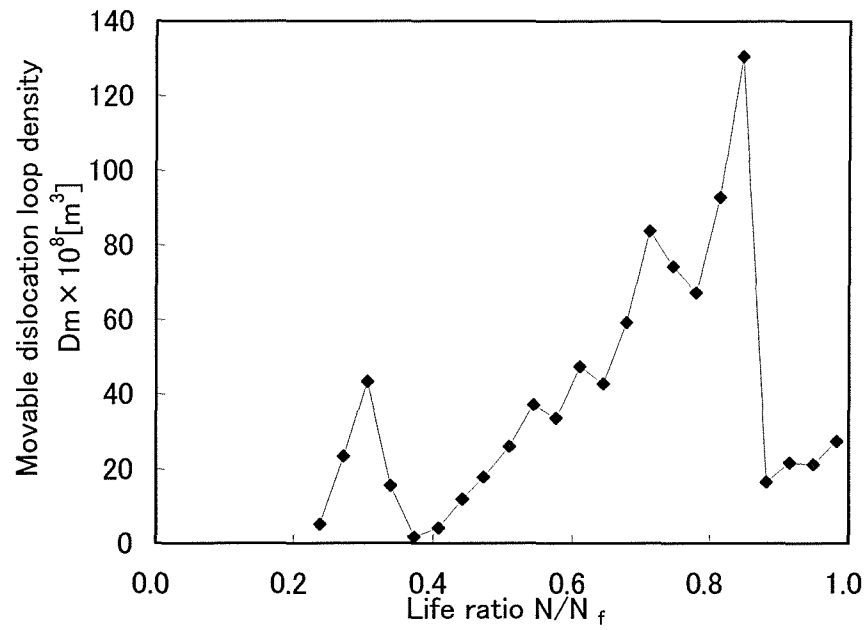


図 3. 4. 8 可動転位ループ密度の変化 (S CMV 4)

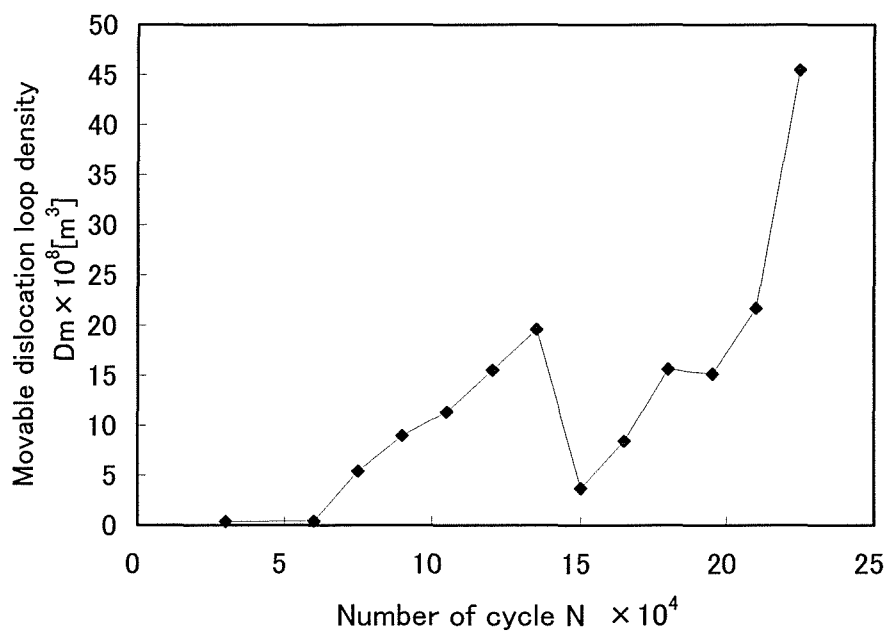


図 3. 4. 9 可動転位ループ密度の変化 (A 6 0 6 1)

超音波受信波形のFFT解析 図3.4.10, 図3.4.11は5MHzの場合の超音波受信波形の一例である。この図から大きく二つの波群があるが、第1の波群は表面SH波で第2群はレーリー波であると考えられる。両図ともに無疲労時に比べ破断直前では波形全体の乱れは比較的小さいが振幅が減少している。FFT解析はこの二つの波群を含めて行った。その結果をSCMV4については図3.4.12に、A6061については図3.4.13に示す。両図とも5MHzの場合でZ軸のRelative Power spectrumは無疲労時のパワースペクトルの最大値によって無次元化したものである。両材料ともに5MHz付近にパワースペクトルの最大値があり周波数の分布は疲労の全過程において大きな変化は無いようである。しかし、図3.4.12のSCMV4の場合振幅値は疲労の進展とともに減少していくのが明瞭にわかる。図3.4.13のA6061の場合も同様で、これらの原因は試験片切り欠き部での微視的組織変化やき裂による超音波の減衰によると思われる。

つぎに、図3.4.12, 図3.4.13において $N/N_f = 0$ の無疲労時でのパワースペクトルが最大値を示す周波数を求め、この周波数と同一の周波数における各 N/N_f でのパワースペクトル値を求めた。このパワースペクトル値と N/N_f の関係を超音波周波数で比較したのが図3.4.14(SCMV4), および図3.4.15(A6061)である。なお図3.4.15のA6061では10MHzの場合試験片は破断していないため除いてある。図3.4.14のSCMV4ではいずれの周波数においてもパワースペクトルは疲労の進展に伴って減少していくのがわかる。しかし、周波数とパワースペクトルの減少の差に相関は見られない。図3.4.15のA6061においてもSCMV4と同様にパワースペクトルは疲労の進展に伴って減少していく傾向がある。これらの結果から定性的ではあるが疲労損傷の進展を評価できる可能性がある。

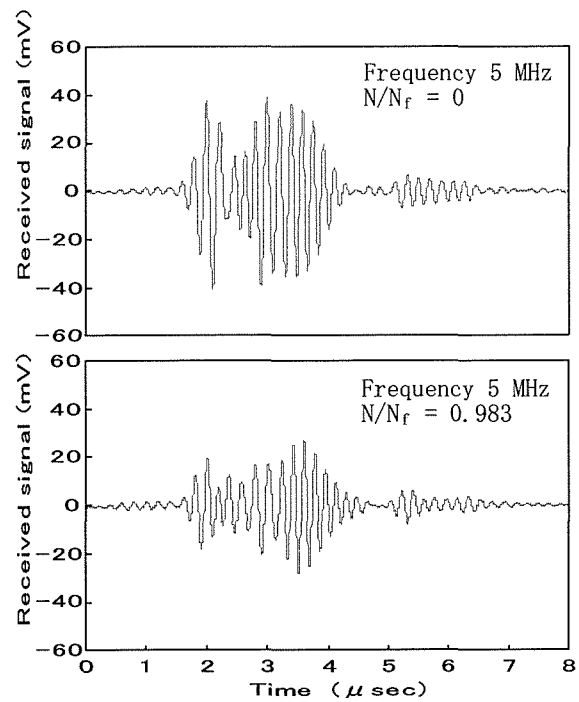


図 3. 4. 1 0 表面波の受信波形 (S C M V 4)

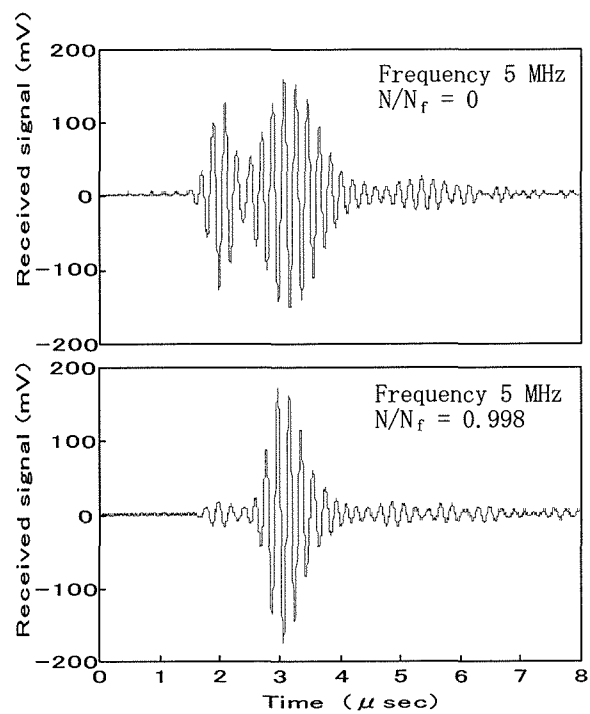


図 3. 4. 1 1 表面波の受信波形 (A 6 0 6 1)

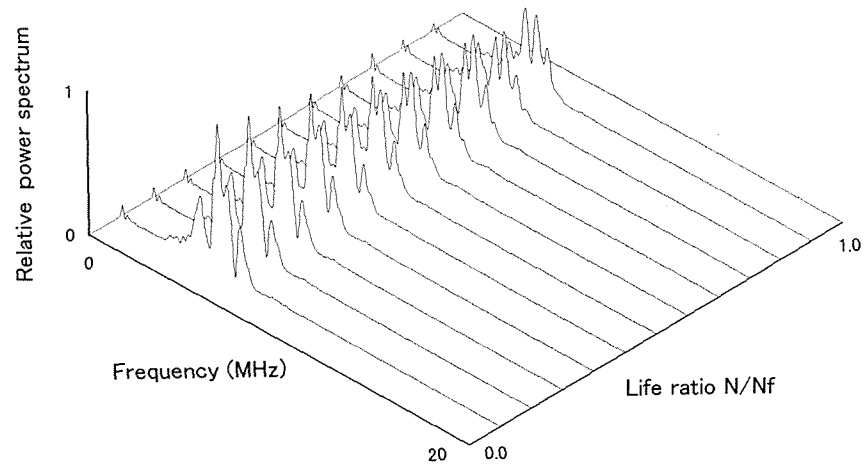


図 3. 4. 1 2 パワースペクトルの変化 (S C M V 4)

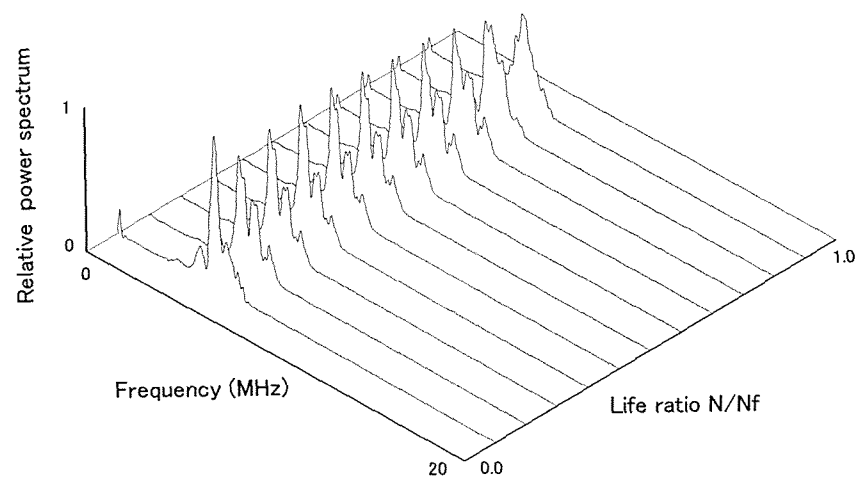


図 3. 4. 1 3 パワースペクトルの変化 (A 6 0 6 1)

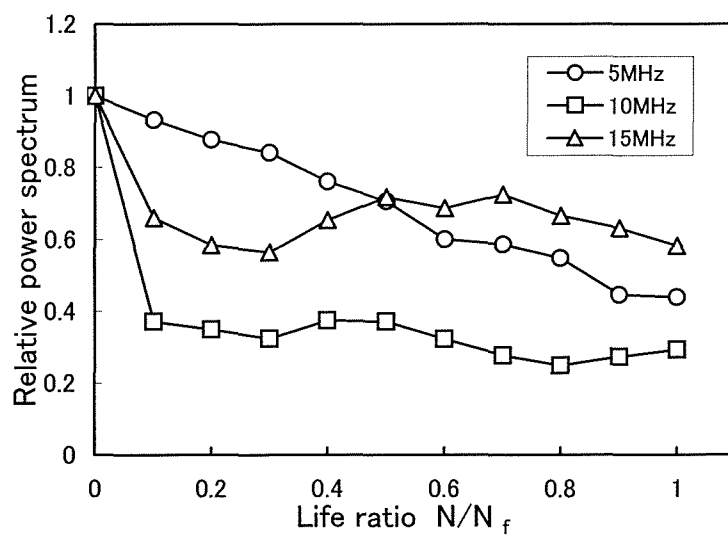


図 3. 4. 1 4 パワースペクトルの変化 (S C M V 4)
($N/N_f = 0$ での最大パワースペクトル値で無次元化)

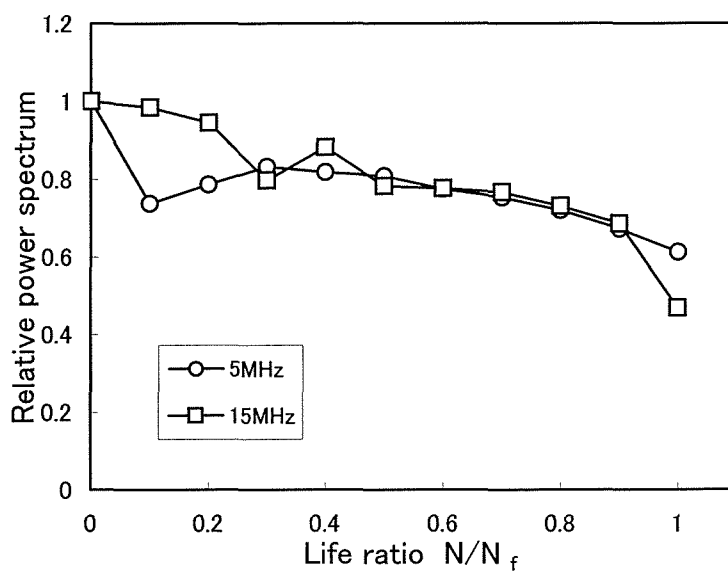


図 3. 4. 1 5 パワースペクトルの変化 (A 6 0 6 1)
($N/N_f = 0$ での最大パワースペクトル値で無次元化)

3. 4. 3 結 論

高サイクル疲労におけるクロムモリブデン鋼(SCMV4)およびアルミニウム合金(A6061)の疲労損傷変化に対して、三種類の周波数の表面波音速を測定した。その結果から Granato-Lücke の転位弦理論を用いて疲労損傷に伴う可動転位ループ密度変化を推定した。また、受信波形の F F T 解析により弾性波の減衰挙動を評価し以下の結論を得た。

- (1) SCMV4, および A6061 とともに三種類の超音波周波数の表面波速度は疲労損傷の進展に伴って減少した。SCMV4 では、音速変化の超音波周波数依存性が明確に見られないが、A6061 では明確に現れた。
- (2) 可動転位ループ密度は両材ともに疲労損傷の進展とともに増加した。
- (3) 受信波形の F F T 解析によるパワースペクトルは両材ともに、また、いずれの超音波周波数においても疲労損傷の進展に伴って減少した。
- (4) 可動転位ループ密度に対する転位組織と微視き裂変化量の影響度を分離することは出来ないが、上記 (1) から (3) の結果より可動転位ループ密度で疲労損傷の進展を評価できることが分かった。

3. 5 光学顕微鏡による表面き裂の評価と超音波法との比較

3. 5. 1 実験方法

試験片および実験方法 試験片の化学的成分と機械的性質を表 3. 5. 1 と表 3. 5. 2 に示す. 試験片は図 3. 5. 1 のように機械加工した後, 残留応力除去のためアルゴンガス雰囲気中で熱処理を行なった. 熱処理条件は常温から 1153K まで 1.5 時間かけて上昇させて 1 時間保持し, 毎時 50K で 523K になるまで 12.6 時間かけて温度を降下, その後は炉冷した. また, 試験片中央部には試験片表面に出現するすべり帯を観察するためにノッチを設けてあり, 熱処理後酸化アルミナで鏡面仕上げした. また, 図のようにノッチは 2 種類について行った. 次に, 疲労試験は電気油圧式疲労試験機を用いて, 試験片に応力比 -1 の両振り, Sin 波状の荷重を繰返し速度 20Hz で負荷した. 本実験では一定応力振幅の場合の他に, 疲労の進展中に負荷応力が変動する 2 段 2 重負荷試験の場合についても検討した. その場合の試験条件を以下に示す. この条件は図 3. 5. 2 の予備実験によって求めた一定応力振幅の S-N 曲線から決定した.

荷重条件

荷重波形 : Sin 波形
繰返し速度 : 20 Hz
応力比 : -1 (両振り)

応力振幅設定値

Notch type 1

① $85\% \sigma_y \rightarrow 95\% \sigma_y$ 2 段 2 重振幅 (試験片 2 本)

Notch type 2

① $92\% \sigma_y$ 一定振幅 (試験片 1 本)

② $85\% \sigma_y \rightarrow 95\% \sigma_y$ 2 段 2 重振幅 (試験片 1 本)

試験片には図 3. 5. 1 のように表面波用のトランスデューサーを超音波入射側と検出側センサがノッチ部をはさむように取り付け, 疲労試験中所定の繰返し数で負荷を停止し, 4 種類の超音波周波数での音速をゼロクロス法で測定した. なお, 測定方法は 3. 3 章と同じである. そのブロック図を図 3. 5. 3 に写真を図 3. 5. 4 に示す.

表 3. 5. 1 化学的成分 (wt.%)

Material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
SCMV4	0.17	0.5	0.6	0.03	0.03	2.5	1.1

表 3. 5. 2 機械的性質

Yield stress	234 MPa
Young's modulus	210 GPa
Shear modulus	82 GPa
Poisson's ratio	0.277

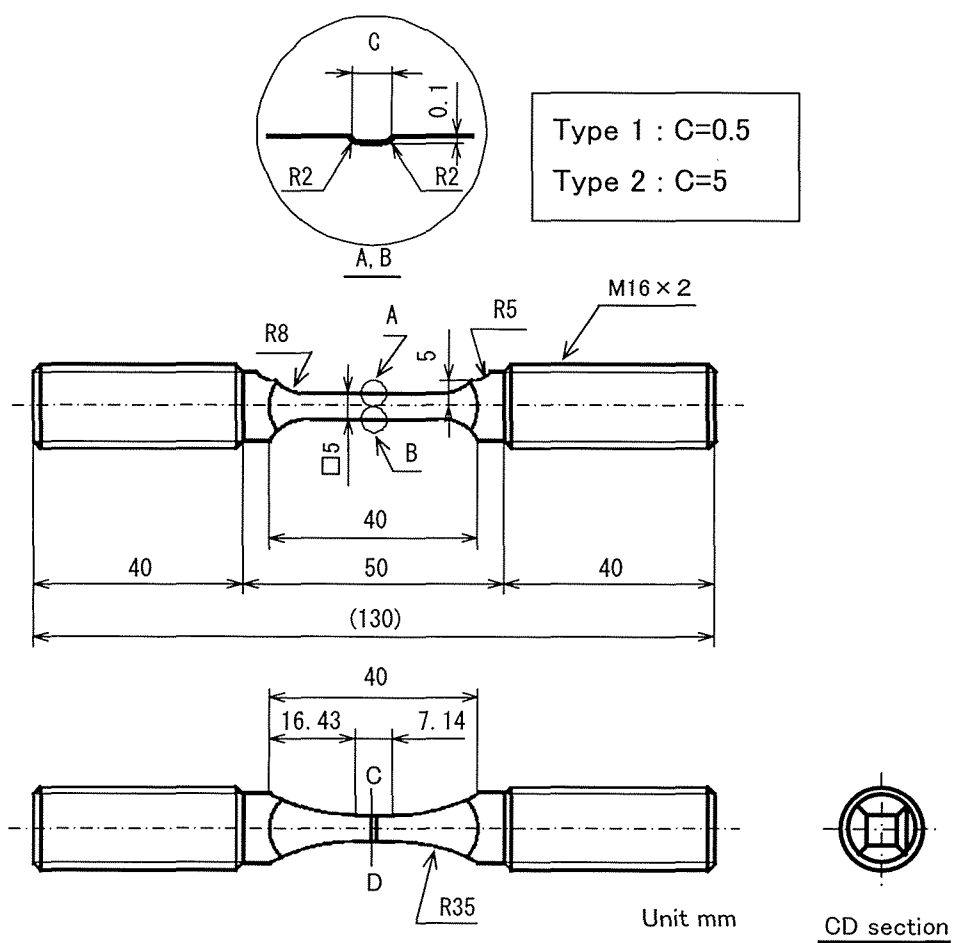


図 3. 5. 1 試験片形状・寸法

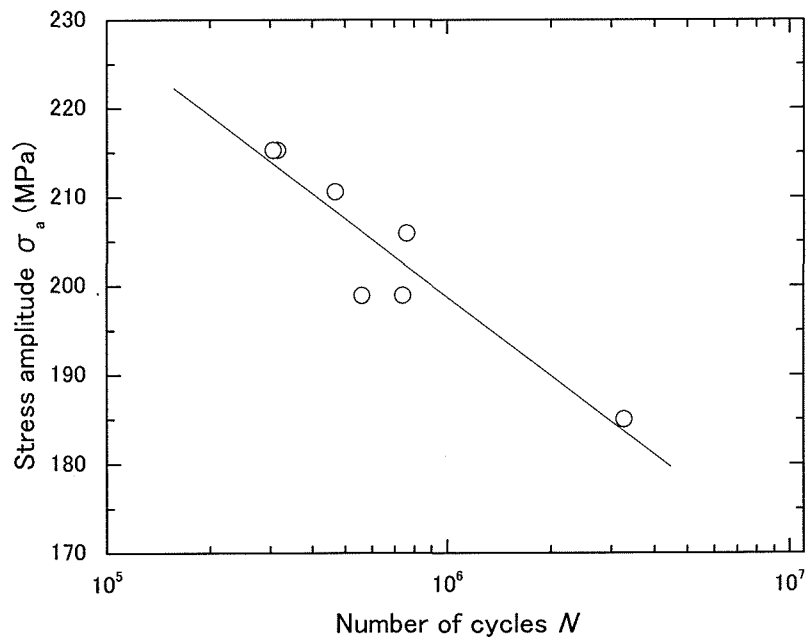


図 3. 5. 2 一定応力振幅の S - N 曲線

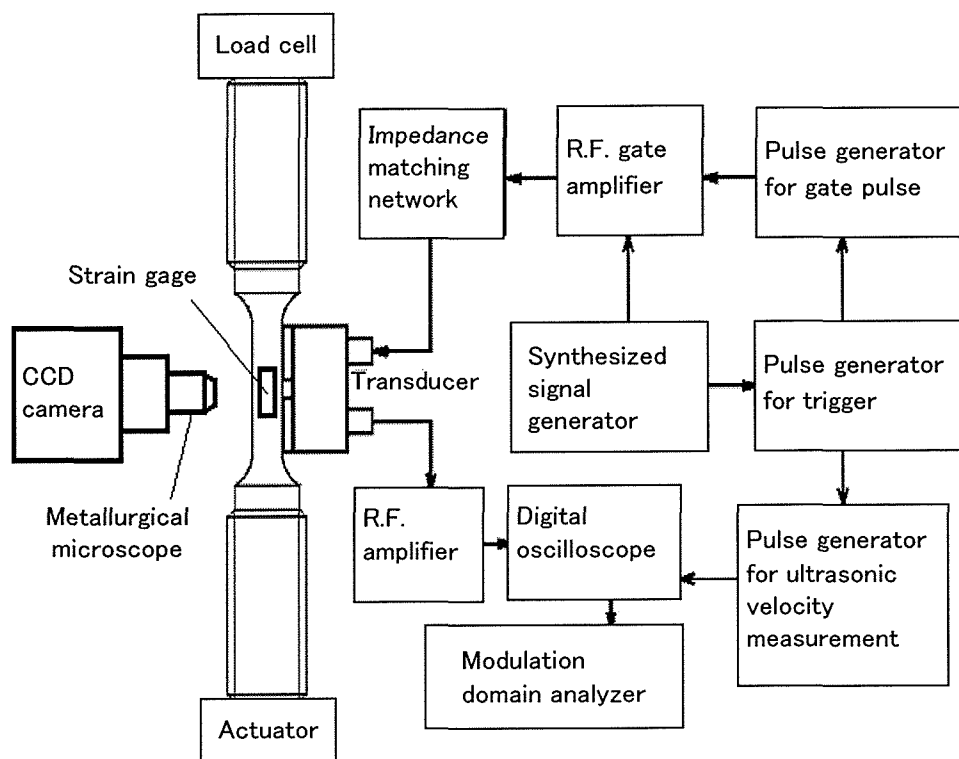


図 3. 5. 3 実験装置ブロック図

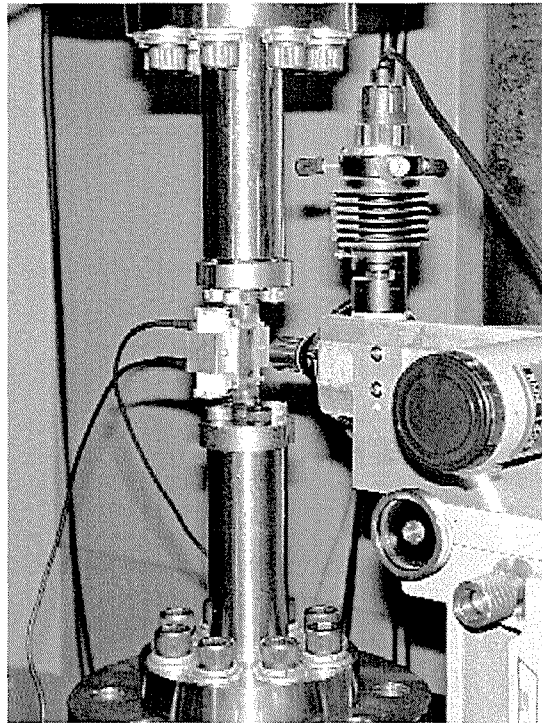
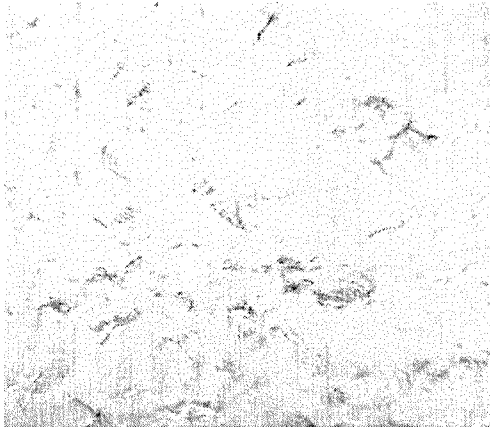


図 3. 5. 4 疲労試験状況

試験片ノッチ部表面のすべり帯 疲労の進展過程における試験片表面の変化を CCD カメラで写真撮影し、試験終了後画像処理ソフトによりすべり帯の面積を求めた。すなわち、図 3. 5. 5 (a) の撮影された原画像に対して黒く変化した部分をすべり帯と定義し、(b) のグレースケール化とノイズ除去、さらには (c) の水平補正等の前処理を施した後に、(d) の 2 値化法によりすべり帯の面積を求め、画像全体に対するすべり帯の面積率として求めた。2 値化の閾値は疲労試験開始前の画像を基準とした。

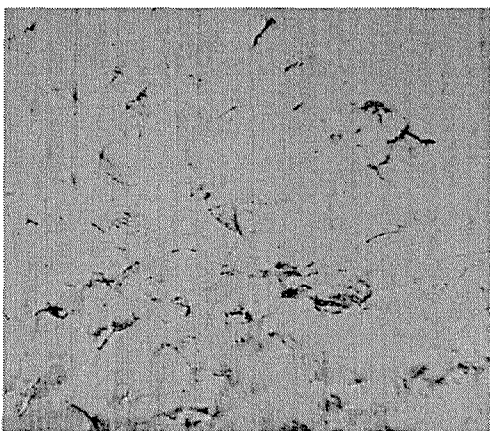
塑性ひずみ幅 応力-ひずみヒステリシスループは図 3. 5. 6 のように試験片ノッチ部真横にひずみゲージを添付して測定したひずみと、疲労試験機のロードセルの荷重を A/D 変換し、1 サイクル中は 100 回サンプリングしそれを破断まで行いパソコンに保存した。測定値は図 3. 5. 7 (a) のようにヒステリシスループを求め、応力が 0 前後の 10 点を最小二乗法により線形補間し塑性ひずみ幅を算出した。なお、同図 (b) に塑性ひずみ幅の繰返し数に伴う変化の一例を示す。



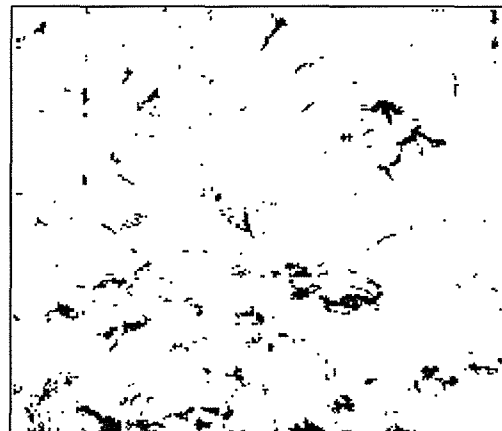
(a) 原画像



(b) グレースケール (256
階調)・ノイズ除去



(c) 水平補正



(d) 2値化

図 3. 5. 5 画像処理過程

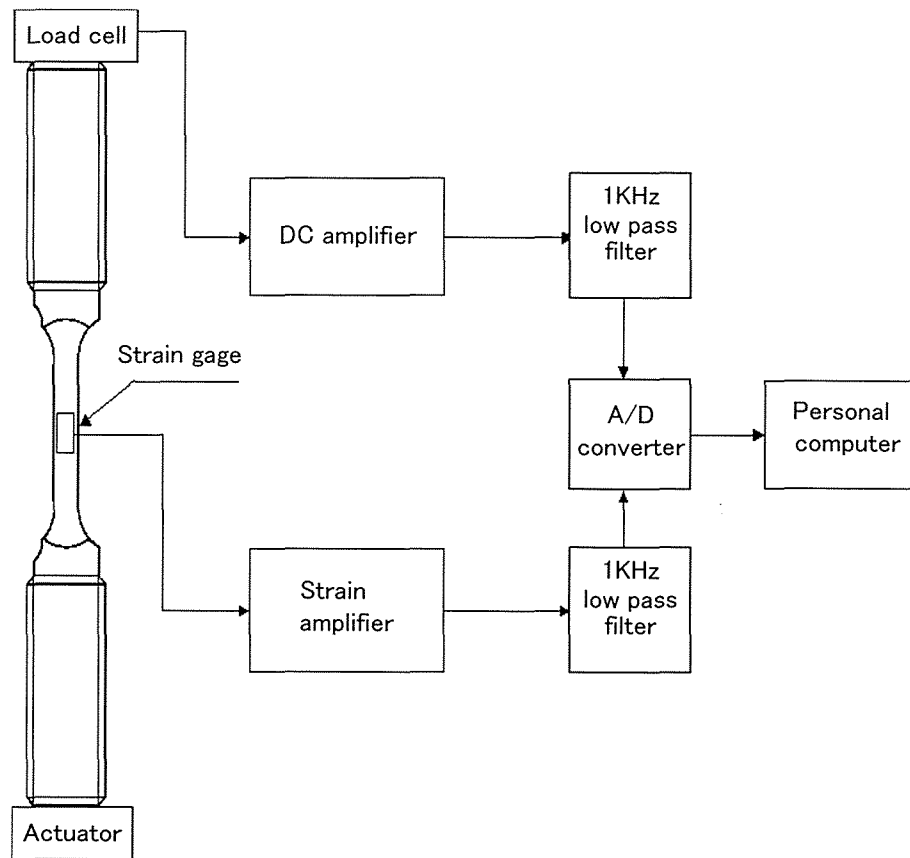
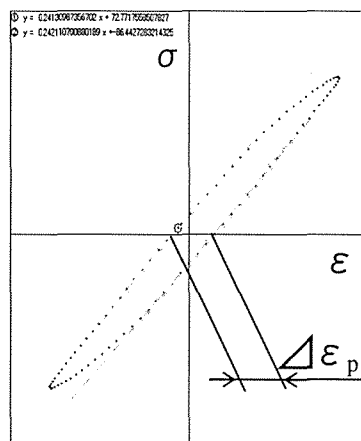
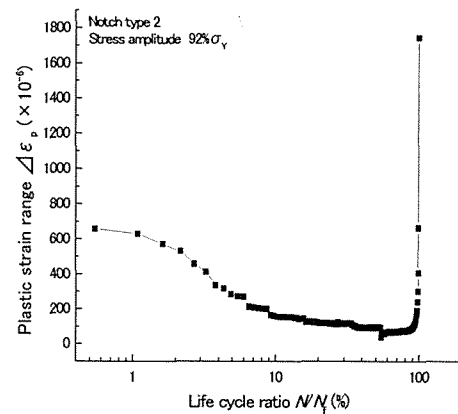


図 3. 5. 6 ヒステリシスループ測定ブロック図



(a) ヒステリシスループ

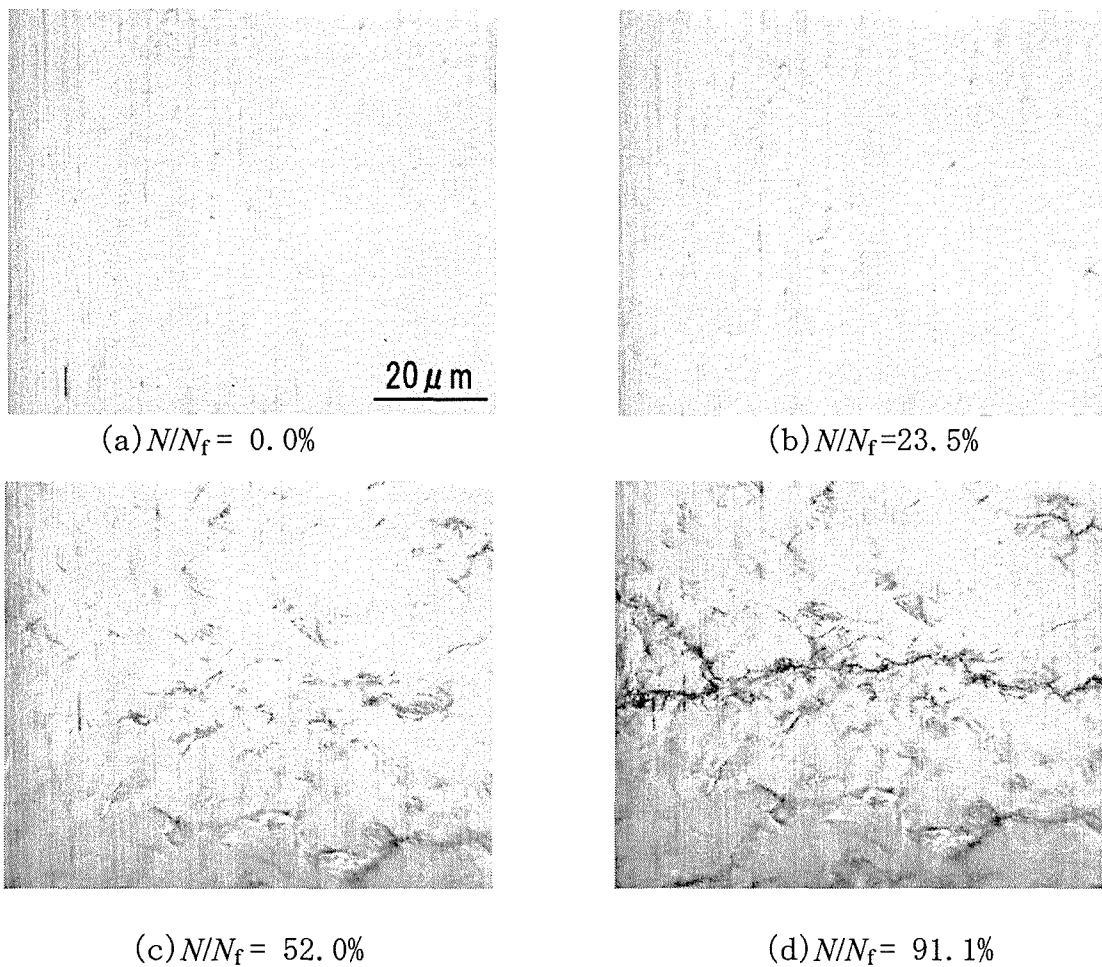


(b) 塑性ひずみ幅の疲労進展に伴う変化の一例

図 3. 5. 7 塑性ひずみ幅の計測

3. 5. 2 実験結果と考察

試験片表面の変化 図3. 5. 8は疲労損傷過程での試験片ノッチ部を撮影した写真で、(b)の $N/N_f = 23.5\%$ ですべり帯の発生が確認できる。しかし、鉄鋼材料の焼きなまし材では破断寿命の10%程度から転位が増殖し硬化することが知られている⁽⁴⁾ため、本実験においても材料内部では微視的組織変化がすでに起こっていることが考えられる。



(応力振幅 $85\% \sigma_y \rightarrow 95\% \sigma_y$)

図 3. 5. 8 疲労進展に伴う表面の変化
(2段2重応力振幅, ノッチタイプ2)

超音波伝搬速度，すべり帯，塑性ひずみ幅の測定結果　まず切り欠きタイプ1について述べる．図3．5．9と図3．5．10は超音波伝搬速度の測定実験の応力振幅が降伏応力の85％から95％へと増加する2段2重の場合で，応力振幅の増加点が図3．5．9では N_f の48％，図3．5．10では67．7％である．また，超音波周波数は5，7，10，12MHzの4種類について示している．多少ばらつきはあるがどちらの図も，また，いずれの周波数においても同じような傾向を示しており，疲労の進展とともに超音波の伝搬速度は低下していき，特に応力振幅変更点では伝搬速度の急減が見られる．図3．5．11はすべり帯面積の変化を疲労寿命比に対して示したもので，No．1，No．2の両試験片ともに疲労の進展に伴って同様に増加し，応力振幅の急増点ではすべり帯の面積も急増しているのがわかる．しかし，2本の試験片は1段目の応力振幅が同じでありながら疲労寿命比が15％程度からは大きな差が出ている．この原因は切り欠きの全領域について評価を行っていないためと思われるが，定性的には評価が可能であると考ええる．

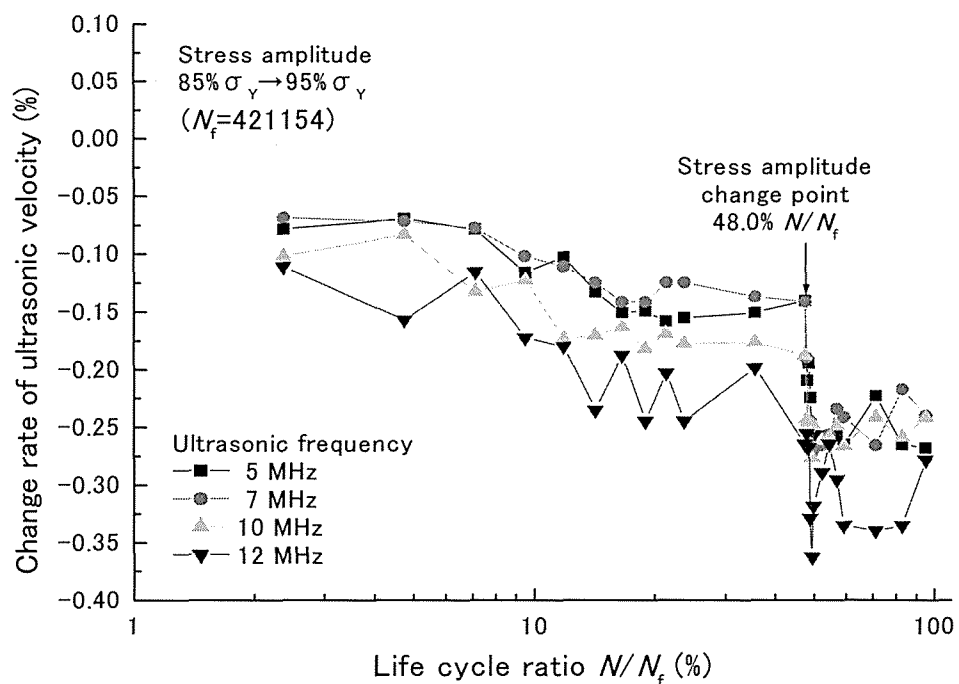


図 3．5．9 超音波伝搬速度変化
(ノッチタイプ1，No．1)

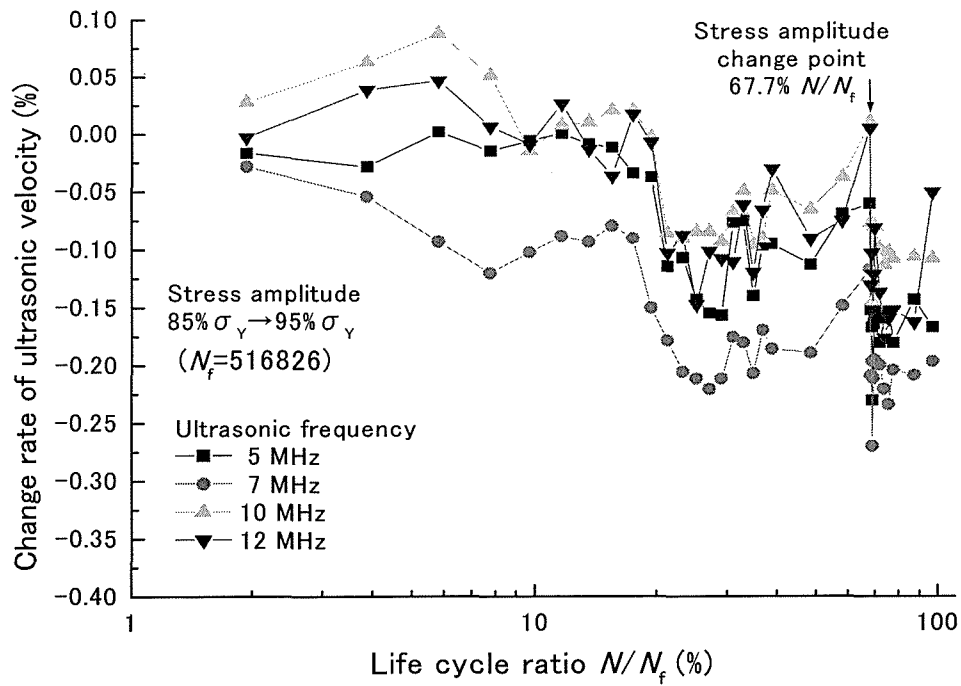


図 3. 5. 10 超音波伝搬速度変化
(ノッチタイプ1, No. 2)

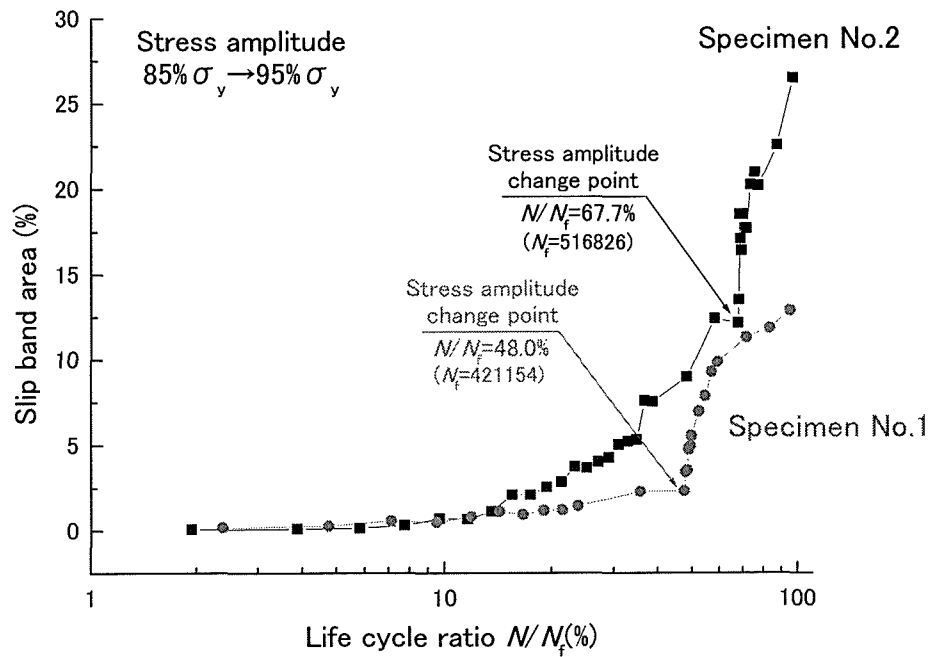


図 3. 5. 11 すべり帯面積率の変化
(ノッチタイプ1)

図3. 5. 1 2は上記の超音波伝搬速度の測定結果を用いて算出した可動転位ループ密度の繰返し数に対する変化を示したもので、ノッチタイプ1，試験片番号1の場合である。図から非常に変動が大きく明瞭な傾向はないが，2段目の応力振幅変更点では可動転位ループ密度が急増しているのがわかる。図3. 5. 1 3は同じくノッチタイプ1，試験片番号2の場合であり試験片番号1の場合と同じ傾向となっている。このばらつきの原因を探るためにノッチ部の面積を拡大してみた。すなわち，表面波の伝搬速度に与える試験片表面の微視的に構造変化する領域をより多くすることによってばらつきを小さくできると考えた。したがって，図3. 5. 1 4に示したように用いたトランスデューサーの入射側と検出側の試験片での接触部分の間隔が5 mmのため図3. 5. 1に示したようにノッチ幅を5 mmに拡張した試験片について実験を行った。

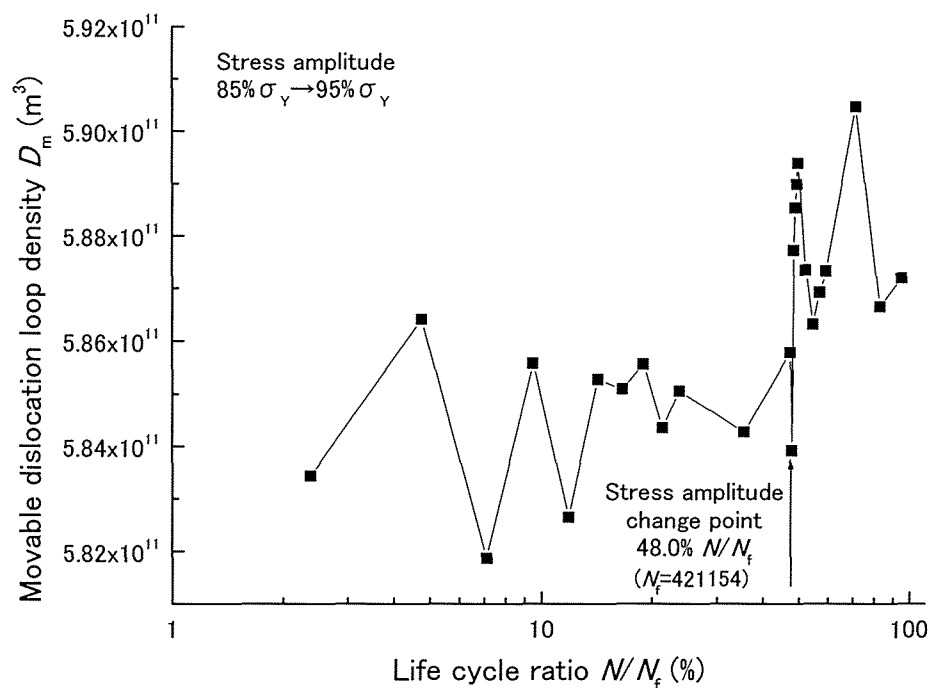


図 3. 5. 1 2 可動転位ループ密度の変化
(ノッチタイプ1, No. 1)

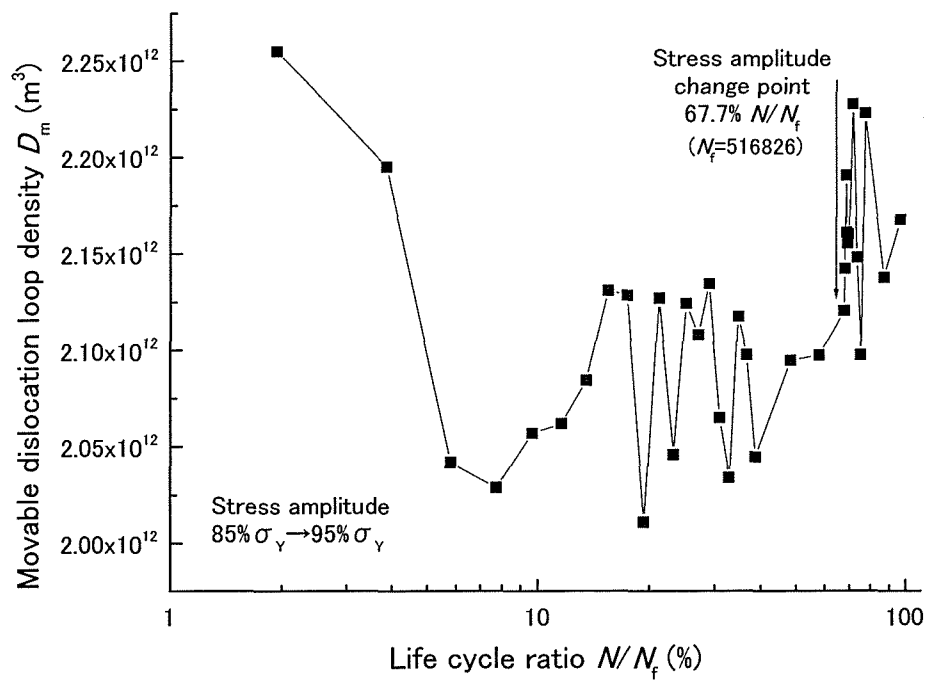


図 3. 5. 13 可動転位ループ密度の変化
(ノッチタイプ1, No. 2)

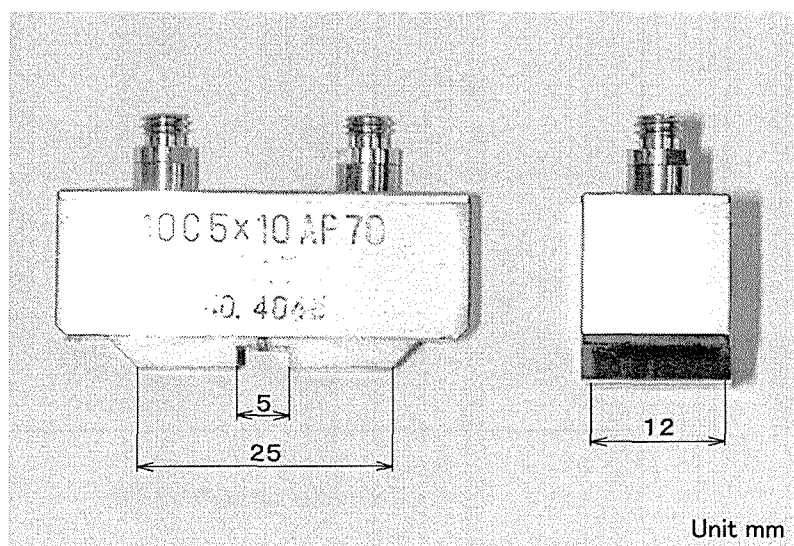


図 3. 5. 14 トランスデューサー

図3. 5. 1 5はノッチタイプ2（ノッチ幅5 mm）の一定応力振幅の場合の超音波伝搬速度の繰返し数に対する変化を示したもので，4種類の超音波周波数について示してある．多少ばらつきはあるがいずれの周波数もほぼ同様に繰返し数の進展に伴って減少して行き，疲労寿命比が10%付近からは減少の程度が小さくなることがわかる．また，前述のノッチタイプ1（ノッチ幅2 mm）と比較すると周波数依存性もより明瞭になっているのが伺える．このことは第2. 1節 疲労損傷の微視的メカニズムの概要で述べたように繰返し負荷における転位組織の変化は鉄の場合破断寿命の約10%程度の時期までに終わり以後定常状態に至ることが言われており，ここでの音速変化の挙動はこれと一致する．

ノッチタイプ2については実験方法で述べたヒステリシスループも音速測定と同時に測定しているため，その結果から求めた塑性ひずみ幅 $\Delta \varepsilon_p$ と5 MHzの場合の超音波伝搬速度の疲労寿命比に対する変化を示したのが図3.

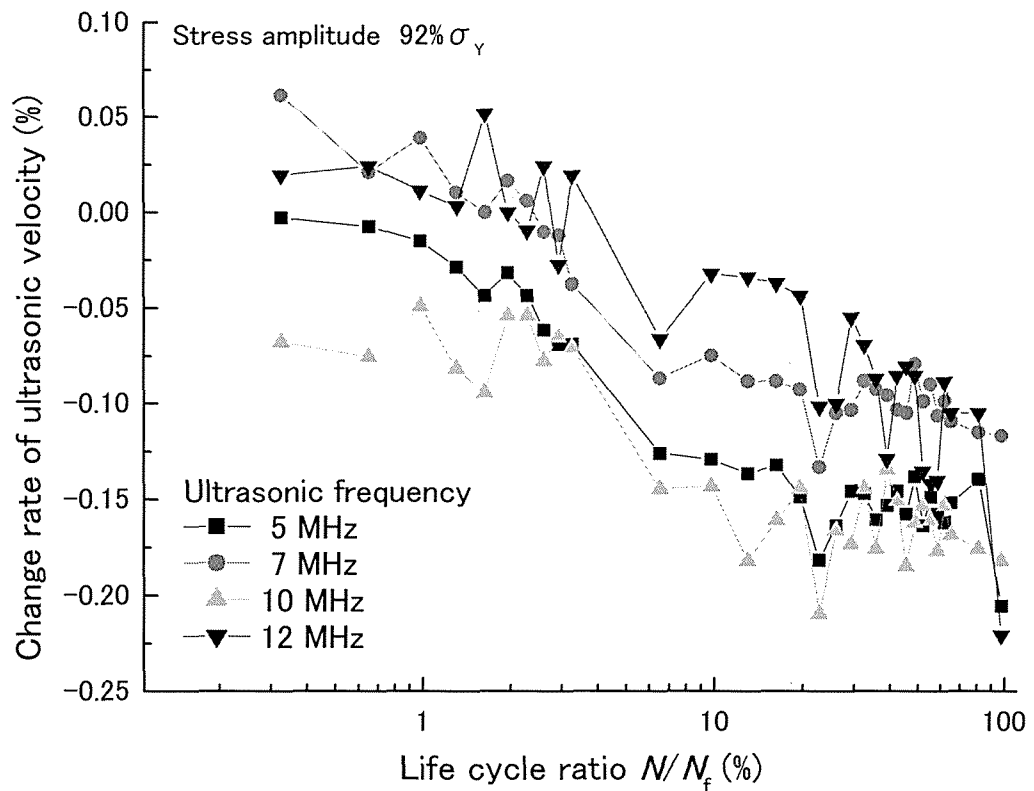


図 3. 5. 1 5 超音波伝搬速度変化
(ノッチタイプ2，一定応力振幅)

5. 16である。図より2つの量の疲労の進展に伴う変化は非常に良く一致している。この一致する原因の物理的背景は明確ではないため今後の課題となる。つぎに、図3. 5. 17はすべり帯面積率と塑性ひずみ幅の疲労寿命比に対する変化を示したものである。この図で塑性ひずみ幅は疲労進展とともに減少、すなわち繰返し加工硬化しており、一方すべり帯面積率は増加している。この説明としてはすべり帯の評価は表面のみでの光学的な反射率の変化で評価しており、一方塑性ひずみ幅は試験片平行部全体の微視的組織の挙動が反映していると考えられる。また、塑性ひずみ幅は寿命比が10%程度から変化が緩慢になっており、逆にすべり帯面積は急増している。このことから寿命比10%程度までは材料内部を含めた微視組織全体が均一に変化しているが、その後徐々に組織的に変化する部位が表面に移行していくと考えられる。つづいて図3. 5. 18は図3. 5. 15の結果から算出した可動転位ループ密度の疲労寿命比に対する変化を示している。同時に塑性ひずみ幅の変化も示している。図より多少ばらつきはあるが、ノッチタイプ1（ノッチ幅2mm）の図3. 5. 12と図3. 5. 13の場合に比べて疲労進展の初期の段階より明瞭に増加し、疲労寿命比10%程度から増加が緩慢になる傾向がうかがわれ試験片の表面近傍における転位の挙動が反映されていると思われる。図3. 5. 19は上記同様ノッチタイプ2（ノッチ幅5mm）の場合の破断寿命に対する繰返し数 N/N_f が26%で応力振幅を85% σ_y から95% σ_y に上昇させた場合の疲労寿命比 N/N_f に対する超音波伝搬速度の変化である。なお破断回数 N_f は384320である。図中4種類の周波数の超音波伝搬速度は多少変動はあるがいずれも疲労損傷の進展に伴って減少しており、 $N/N_f = 26\%$ での応力振幅上昇直後ではさらに急激な減少が見られる。その後増加傾向が見られ、いずれも同様の傾向を示しているが超音波周波数によって伝搬速度の変化率に開きがあり、周波数依存性が現れている。ここで、周波数依存性の大きさが単純に周波数の大きさと相関していないのは、転位弦が共振する周波数が存在し⁽¹⁸⁾、その周波数で超音波が最も減衰するため、さらに、疲労の進展に伴う転位の変化より共振周波数も変化することが考えられる。図3. 5. 20は同様に5MHzの場合の超音波伝搬速度と塑性ひずみ幅の疲労寿命比に対する変化を示している。塑性ひずみ幅は疲労初期の数%まで減少しているが、 $N/N_f = 26\%$ で急激な増加を示しその直後急減して一定値で推移している。破断直前ではふたたび急増しており焼きなまし材の一般的な繰返し硬化、軟化挙動を示しており、超音波伝搬速度の変化と良く対応していた。

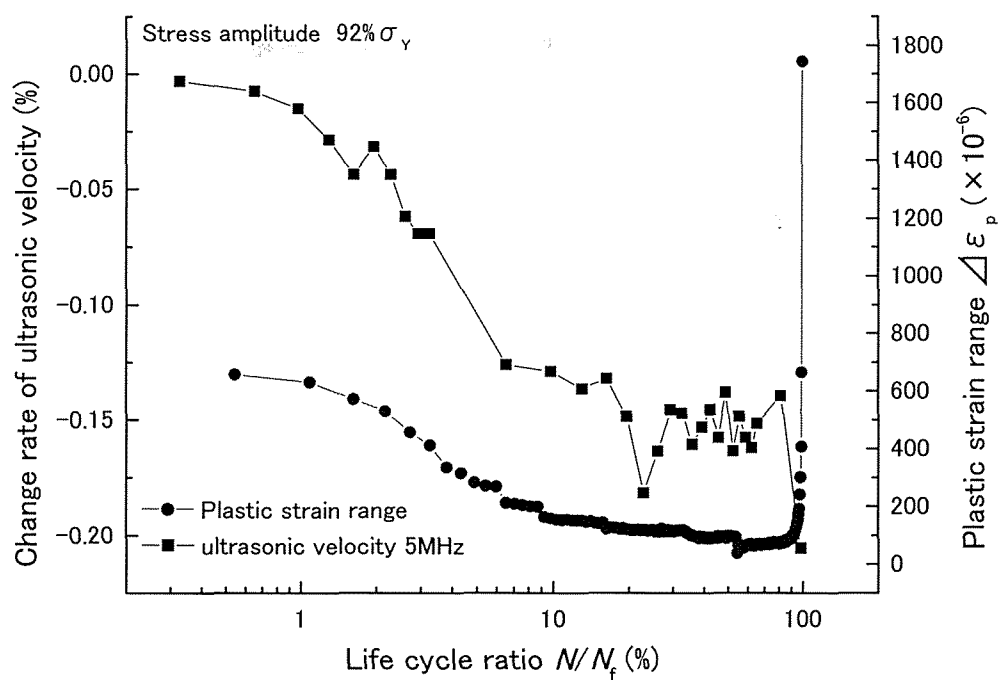


図 3. 5. 16 塑性ひずみ幅と超音波伝搬速度の変化
(ノッチタイプ2, 一定応力振幅)

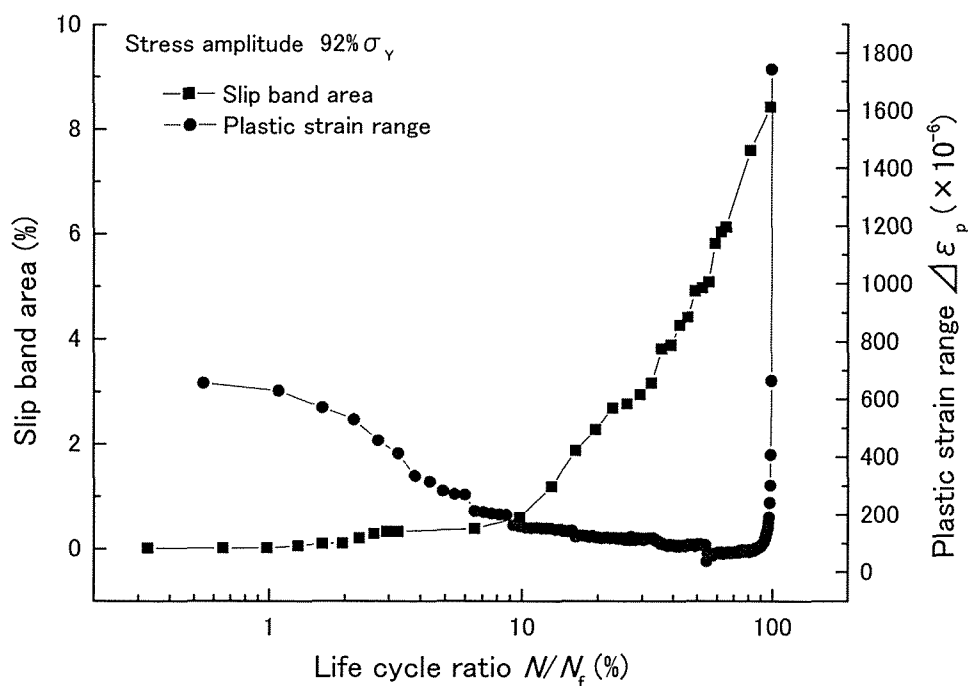


図 3. 5. 17 塑性ひずみ幅とすべり帯面積の変化
(ノッチタイプ2, 一定応力振幅)

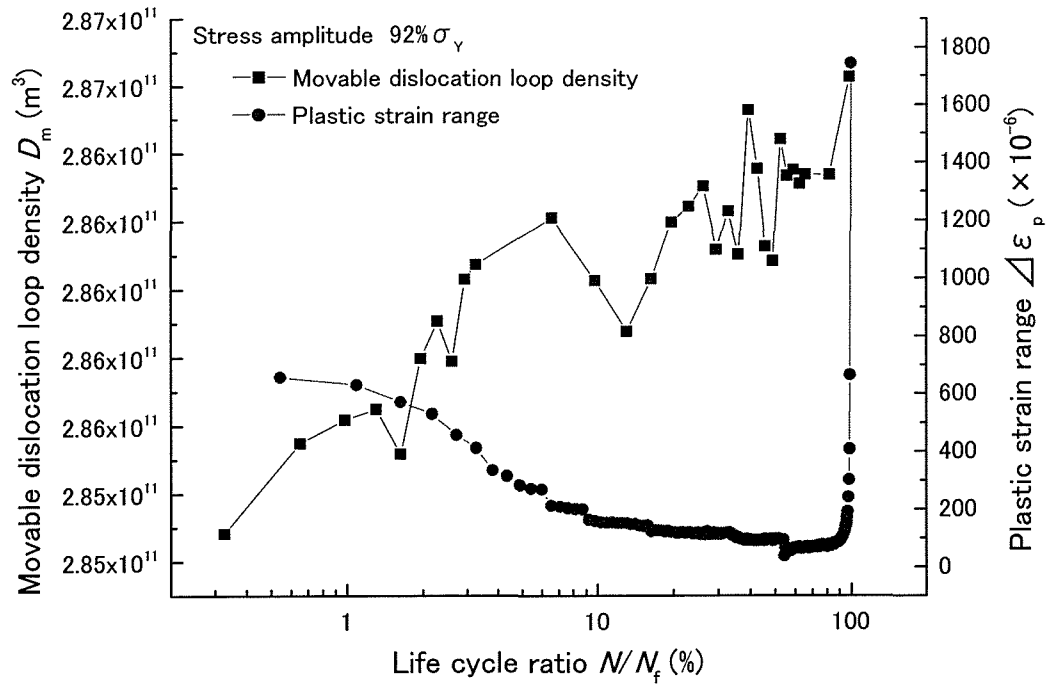


図 3. 5. 18 可動転位ループ密度と塑性ひずみ幅の変化
(ノッチタイプ2, 一定応力振幅)

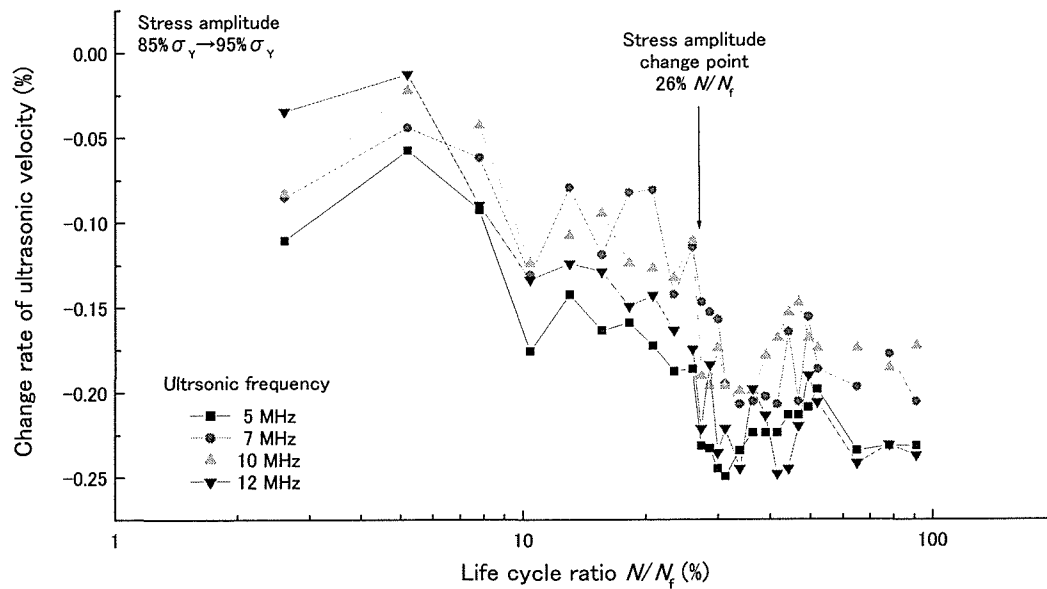


図 3. 5. 19 超音波伝搬速度変化
(ノッチタイプ2, 2段2重応力振幅)

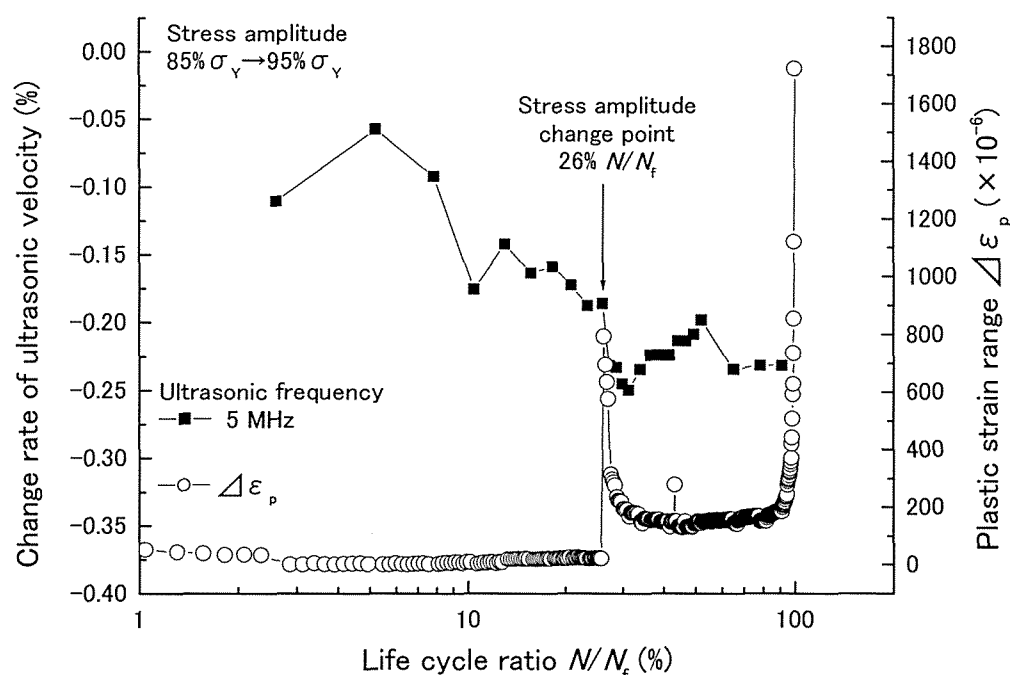


図 3. 5. 20 超音波伝搬速度変化（5 MHz）と塑性ひずみ幅の変化（ノッチタイプ 2，2 段 2 重応力振幅）

これらの挙動は予備実験で行った一定振幅の場合において特に明瞭な対応を示していた。したがって、一波長程度の深さの表面下を伝搬する超音波の伝搬速度は繰返し硬化，軟化の要因である微視的構造変化，とりわけ転位や点欠陥等の変化に起因するすべり帯の挙動に影響されることが推察できる。つづいて，試験片ノッチ部でのすべり帯面積率の測定結果を示したのが図 3. 5. 21 である。図中 $N/N_f = 26\%$ での塑性ひずみ幅の急増と同時にすべり帯の面積も急増し，その後増加の程度が減少しているが $N/N_f = 50\%$ 程度からはふたたび増加している。以上の図 3. 5. 20 と図 3. 5. 21 の比較から $N/N_f = 26\%$ までは塑性ひずみ幅とすべり帯面積率ともに変化が比較的小さいのに比し，超音波伝搬速度は $N/N_f = 10\%$ 以前から大きく減少しており微視的構造変化を捕らえていると思われる。

図 3. 5. 22 は可動転位ループ密度の推定結果で，塑性ひずみ幅とともに N/N_f に対して示している。図よりばらつきはあるが N/N_f が 10% 以前より増加傾向を示しており，繰返し負荷中の損傷を推定できる可能性を示し

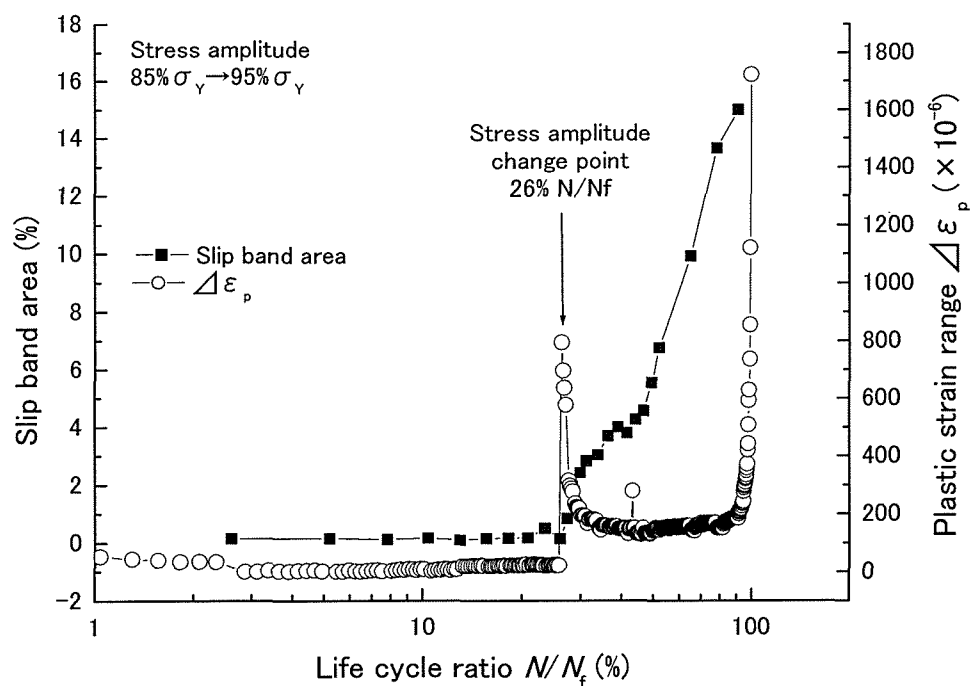


図 3. 5. 21 すべり帯面積と塑性ひずみ幅の変化
(ノッチタイプ 2, 2 段 2 重応力振幅)

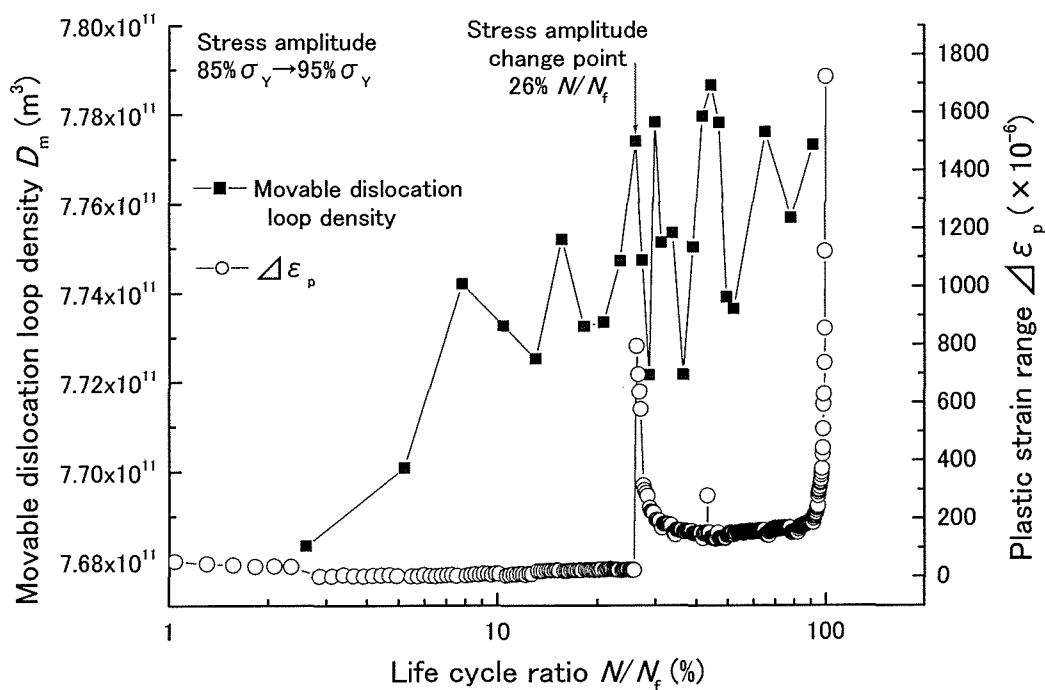


図 3. 5. 22 可動転位ループ密度と塑性ひずみ幅の変化
(ノッチタイプ 2, 2 段 2 重応力振幅)

ている。しかし、 $N/N_f = 2.6\%$ 以後は変動が大きく明瞭な傾向は出ていない。本研究の超音波伝搬速度測定は変化率1%以内の微小な挙動を捕らえているためさらに超音波伝搬速度測定の精度向上ができればより高精度な評価ができると思われる。

3. 5. 3 結 論

超音波スペクトロスコピー法により2段2重変動応力下での疲労損傷評価を行い、超音波伝搬速度の周波数依存性から Granato-Lücke の転位弦理論を利用し可動転位ループ密度を推定した。さらに、これらの結果と同時に測定した塑性ひずみ幅、すべり帯面積の変化と比較した結果以下の結論が得られた。

- (1) 超音波伝搬速度変化は同時に測定した塑性ひずみ幅、すべり帯面積の変化と一致した。
- (2) 超音波伝搬速度は疲労過程の極初期から大きく変化し試験片表面直下の微視的構造変化を捉えていることが推定された。
- (3) 超音波伝搬速度の測定結果から推定した可動転位ループ密度は疲労過程の極初期から増加した。

3. 6 転動疲労における金属表面の超音波伝搬特性

3. 6. 1 実験方法

試験片および転動疲労試験 試験片は転動疲労損傷評価を行う BUR 材と転動疲労試験を行う際の相手材となる WR 材の二種類とした。図 3. 6. 1 に形状、寸法と転動疲労試験状態の概略を、表 3. 6. 1, 表 3. 6. 2 に化学成分及び熱処理条件を示す。また、写真を図 3. 6. 2 に示す。熱処理後の試験片表面での硬さは BUR 材は Hs 67.1, WR 材は Hs 86.1 であった。図 3. 6. 1 において BUR 材の接触幅を 4 mm と狭くしているのは使用した転動疲労試験機の負荷容量の制約から接触圧力を増やすためである。接触圧力は以下の Hertz の式で求め $P_{\max}=1862\text{MPa}$ になるよう負荷荷重を決定した。

$$P_{\max} = 0.418 \left\{ \frac{PE}{b} \left(\frac{1}{r_1} + \frac{1}{r_2} \right) \right\}^{1/2} \quad (3 \cdot 6 \cdot 1)$$

ここで、 P は負荷荷重、 E は縦弾性係数、 b は接触長さ、 r_1 , r_2 は二円柱の半径である。

試験片は転動回数 N を 0, 10^4 , 10^5 , 5×10^5 , 10^6 , 5×10^6 , 8.128×10^6 までそれぞれ負荷した合計 7 個を用意し、金属顕微鏡による表面観察の後、超音波伝搬速度測定および X 線半価幅測定に使用した。なお、転動疲労試験は西原式金属磨耗試験機(島津製作所)を使用し回転速度 800rpm, すべり率 0%, 油潤滑で行った。

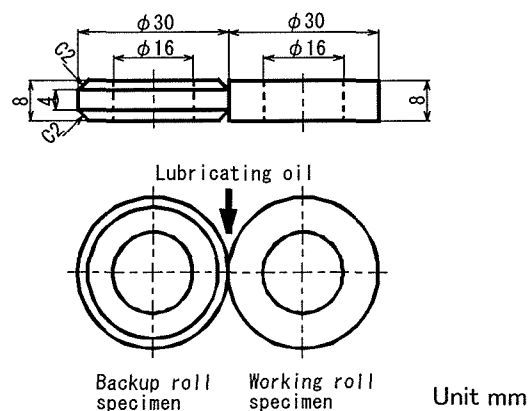
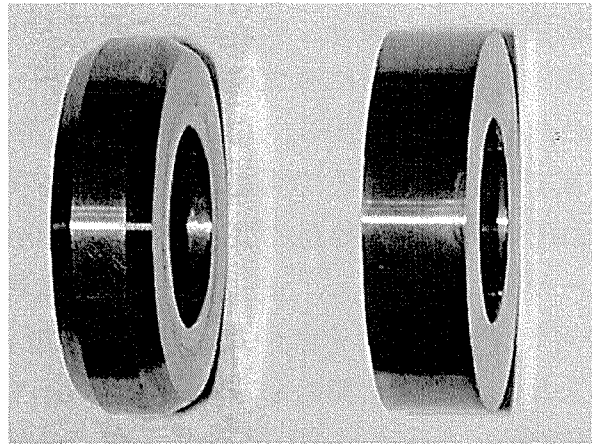


図 3. 6. 1 試験片形状・寸法



Backup roll
specimen

Working roll
specimen

図 3. 6. 2 試験片

表 3. 6. 1 化学的成分 (wt.%)

Specimen	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
Backup roll	0.50	1.14	0.70	0.007	0.009	0.31	3.60	0.52
Working roll	0.94	0.61	0.25	0.012	0.003	0.16	4.99	0.47

表 3. 6. 2 熱処理条件

Backup roll	quenching 1203K × 1.0h → oil cooling + tempering 783K × 10h → furnace cooling
Working roll	quenching 1203K × 0.5h → oil cooling + tempering 423K × 8h → furnace cooling

超音波伝搬時間測定 疲労損傷評価をするための超音波は表面波のバースト波を用いた。表面波伝搬時間測定方法の概略を図3. 6. 3と図3. 6. 4に、測定装置の写真を図3. 6. 5及に示す。トランスデューサーは線収束型で送信側、受信側ともに日立建機ファインテック製 10MHz (10C5×10AP70)を用いた。その写真を図3. 6. 6に示す。このセンサは縦波用であるが所定の角度で入射することで測定物との界面でモード変換され漏洩表面波となる。なお圧電素子の振動面寸法は 10mm×10mmである。図中2個のトランスデューサーは同時に x, y, z 3方向に微調節 (分解能 2.5μm) できる。さらに両センサはそれぞれの焦点 (焦点距離 $d_f = 20\text{mm}$) に対して回転調節でき、また、両センサ間の x 方向間隔も調節できる。本実験では入射角 θ_i および反射角 θ_r をともに 22.5° とし、焦点を試験片表面上の p 点に一致するよう調整した。つぎに図3. 6. 3は超音波を入射した後の波の伝搬の時間経過を示したもので図中 t_{wT} は送信側センサから出た波が水中を伝搬し p 点まで到達する時間、 t_{wR} は p 点から直接反射した波が受信センサで受信されるまでの時間、 t_{s1} は p 点でモード変換された表面波が一周しふたたび p 点に至るまでの時間 (以後 t_{s2} , t_{s3} … と同様に周回する)、さらに t_{s1} 直後には p 点からの漏洩波が t_{wR} 経過後 2 番目の縦波として受信され、 t_{s2} 以後も同様である。ここで t_{s1} と受信した波の間隔 t_R は同じとみなせるため t_R を測定し t_{s1} とした。本実験では波形の相似性が比較的良い第2と第3番目の受信波間の時間をゼロクロス法で測定した。第1番目の波形の相似性が悪い原因は不明であるが、周囲からの反射波との干渉が考えられるため今後の課題としたい。受信した波形は時間軸をさらに 100 倍程度拡大し、第2番目の受信波の任意のゼロクロス点に伝搬時間測定パルスのアップエッジを一致させ、第3番目の受信波の同様のゼロクロス点に伝搬時間測定パルスのダウンエッジを一致させた。波形観測はデジタルオシロスコープ (岩崎通信機製 DS-8812) により 500 Ms/s (等価サンプリング 2.5Gs/s), 64 回平均でサンプリングした。伝搬時間測定パルス幅はモデレーション・ドメイン・アナライザー (HEWLETT PACKARD 53310A) で測定することにより 0.1ns の精度で伝搬時間を測定することができた。測定システムは3. 3節に示したものを使用した。さらに、試験片交換等による伝搬時間の測定誤差を少なくするため無疲労材と疲労材を常に一組にして伝搬時間を測定し誤差の補正を行った。図3. 6. 7に測定波形の一例を示す。

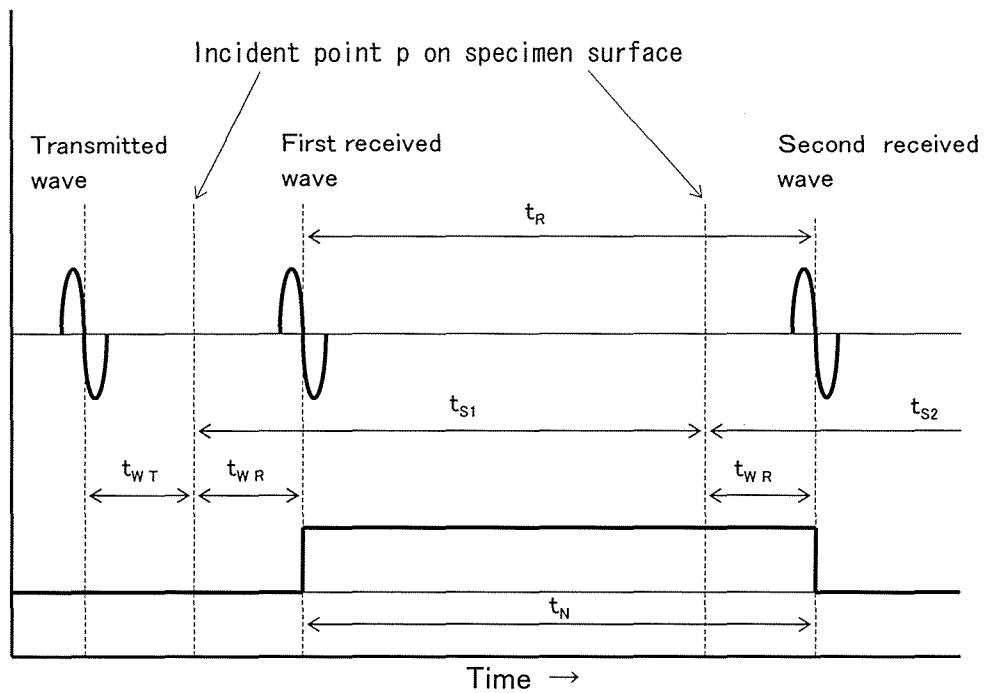


图 3.6.3 伝搬時間測定原理

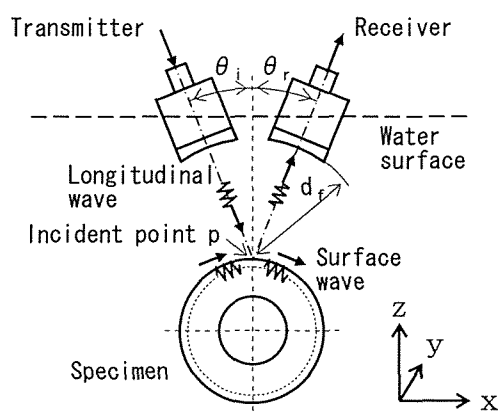


图 3.6.4 伝搬経路

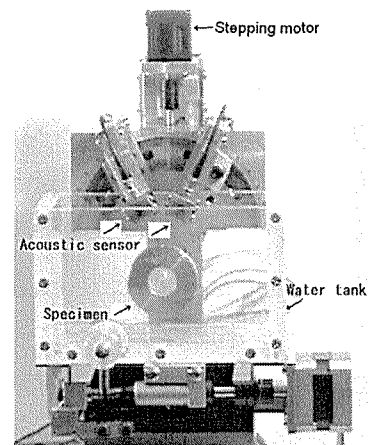


图 3.6.5 伝搬時間測定装置

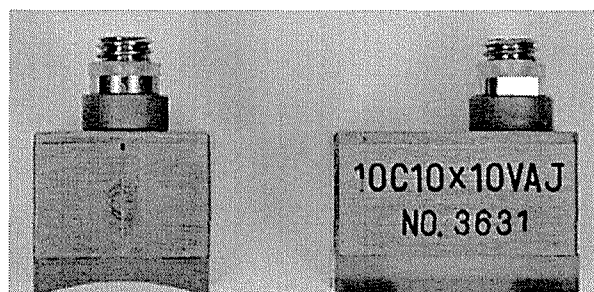


図 3. 6. 6 線収束型センサ

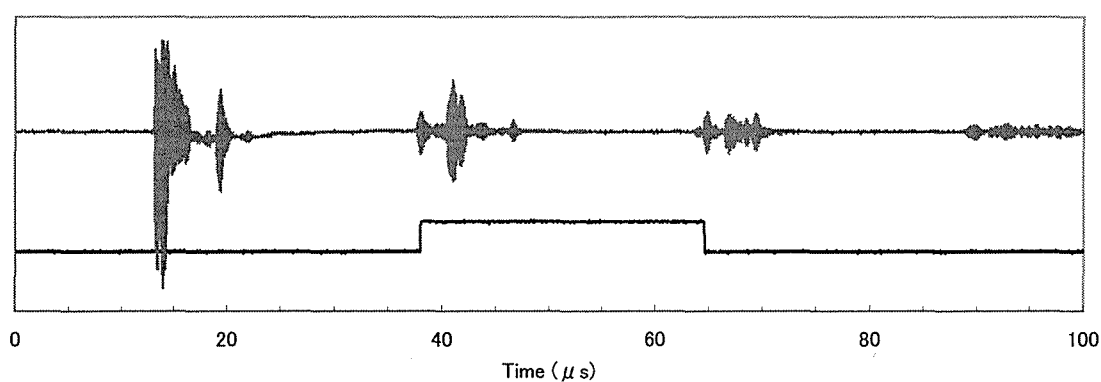


図 3. 6. 7 測定波形例

X 線半価幅測定 X 線回折による半価幅測定法の概略を図 3. 6. 8 に示す. 測定条件は表 3. 6. 3 に示す. 圧延ロールのメンテナンスを X 線回折法で行う際は転動疲労損傷の深さを評価する目的で行われる. 本研究でも同様に行った. すなわち, X 線回折法において測定深さの制約が表面直下 $20 \sim 50 \mu\text{m}$ であることからまず試験片表面の半価幅を測定した後, 電解研磨により表層を約 $20 \mu\text{m}$ 除去した後再び半価幅を測定し, この操作を半価幅値が無疲労材 ($N=0$) とほぼ同等になるまで繰返した. なお, 電解研磨は一般的な方法を用い電解研磨液は「塩化アンモン飽和水溶液+グリセリン (少量)」とした.

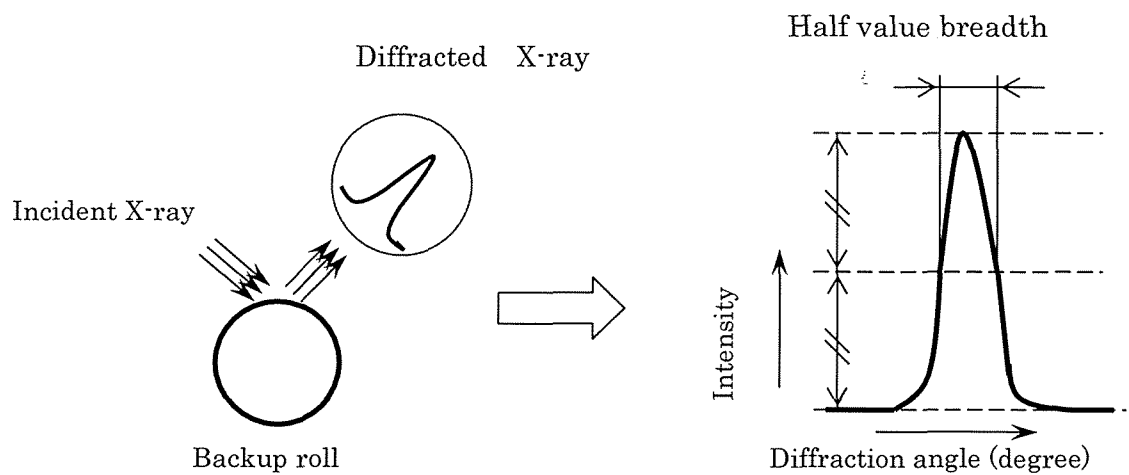


図 3. 6. 8 X線回折半価幅測定法

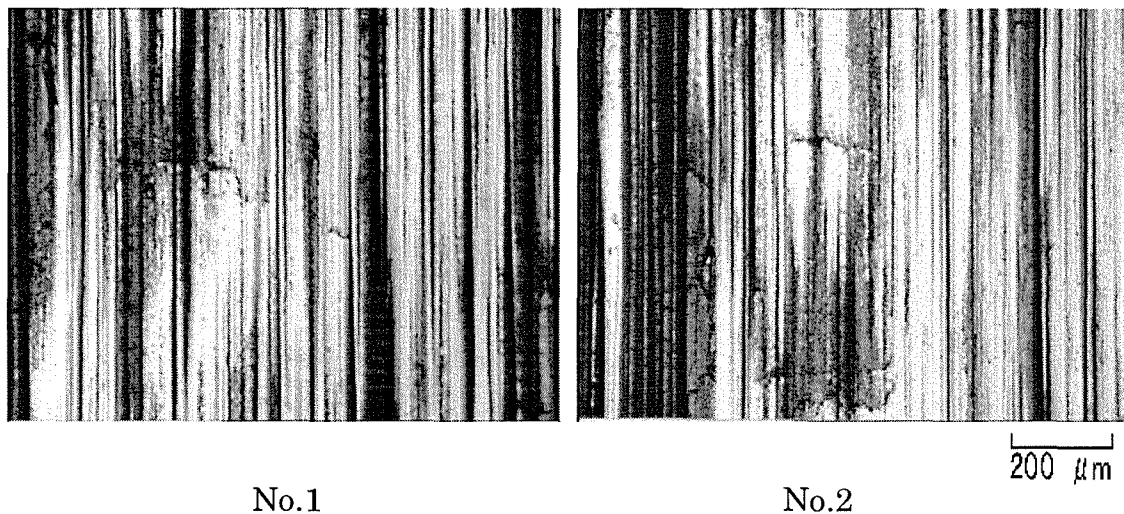
表 3. 6. 3 X線測定条件

X-ray	Cr K α (V filter)
Diffraction plane	α Fe (211)
Slits	Parallel 0.8°
Tube voltage	30 kV
Tube current	10 mA

可動転位ループ密度の推定法 可動転位ループ密度の算出は3. 2節の方法によった. ここで使用した三種類の超音波周波数は文献(2)の結果より5MHz, 10MHz, 14MHzとした.

3. 6. 2 実験結果と考察

金属顕微鏡観察 図3. 6. 9は転動疲労試験後に金属顕微鏡で観察した表面の写真で $N=8.128 \times 10^6$ の場合である. 図中 No.1, No.2 は同一試験片の写真であり, 図中マイクロクラックが確認できるが最大が約 $200 \mu\text{m}$ のこのようなマイクロクラックはこの試験片では多数見られたが他の試験片では確認できなかった. したがってマイクロクラックは $N=5 \times 10^6$ 以後に発生したことになるが, 正確な発生時期は本実験では確認できていない.



Surface crack of rolling contact fatigue($N=8.128 \times 10^6$)

図 3. 6. 9 転動疲労後のマイクロクラック

表面波音速および可動転位ループ密度 表3. 6. 4は表面波伝搬時間の測定結果で, (a), (b), (c)はそれぞれ入射した超音波周波数が異なる. 表中 t_{N0} は疲労材と同時に測定した1個の無疲労材の, t_N は疲労材の伝搬

時間, Δt は $\omega = 5 \text{ MHz}$ の t_{N0I} を基準値 $t_{N0I,C}$ として $\Delta t = t_N / (t_{N0} / t_{N0I} - t_{N0I,C})$ で誤差補正した後の値である. すなわち $\omega = 5 \text{ MHz}$ の無疲労材を基準とした伝搬時間の変化分である. また, $\Delta v / v_0$ は 5 MHz の無疲労材を基準にした音速の変化率で示している. さらに 3.2 節, 式(3.2.11)で算出した可動転位ループ密度 D_m も併記してある. つぎに図 3.6.10 は $\Delta v / v_0$ の転動回数 N に対する変化を示している. 三種類の周波数共に $N = 5 \times 10^6$ 以降は音速が低下している. また, 音速の周波数依存性に関しては材料は異なるが小林らが報告している図 3.6.11 の結果⁽²⁾と定性的に一致している. ここで音速の周波数依存性についての図 3.6.10 の $\Delta v / v_0$ が $\omega = 10 \text{ MHz}$ と 14 MHz において 23% 程度差があるが, この結果の物理的意味について考察する. R. Truell らは固体中の線欠陥である転位に超音波を入射した場合変則的な音速効果が現れ, 特定の超音波周波数で音速が大きく減少するとしている. その原因として, 転位線が超音波によって弦のような挙動を示して振動し, 特定の振動数で共振することが音速の低下に反映するとしている⁽²⁴⁾. したがって, 図 3.6.10 の結果は $\omega = 14 \text{ MHz}$ よりも 5 MHz が, さらに 10 MHz が転位線の共振周波数に近いことが考えられるが, 詳細についてはさらに検討が必要である. なお, 最終点の転動回数は $N = 8.128 \times 10^6$ で, 前述のように試験片表面には微視き裂が確認されているが, $N = 5 \times 10^6$ では確認できなかった. 本研究に用いた表面波の波長は約 $300 \sim 750 \mu\text{m}$ の範囲にあり, 超音波伝搬特性への波長以下の長さのき裂発生の影響は散乱現象による減衰への影響は考えられるもののき裂周回などによる音速への直接的影響は考えづらく, むしろき裂発生によるプロセスゾーンにおける微視組織変化の影響が図 3.6.10 の音速変化に反映しているものと推察される. しかしながら, 転位と微視き裂, 巨視き裂がそれぞれの過程でどの程度超音波音速に影響するかを明らかにすることは現在のところ困難な課題である.

表 3. 6. 4 表面波伝搬時間

(a) Ultrasonic propagation frequency $\omega=5\text{MHz}$

Propagation time of non-fatigued specimen	Propagation time of fatigued specimen	Incremental propagation time	Velocity change rate	Loop density of movable dislocation
$t_{N0} (\mu s)$	$t_N (\mu s)$	Δt (ns)	$\Delta v/v_0$ (%)	$D_m (\times 10^{13} \text{ m}^{-3})$
24.9849 (t_{N0I})		0	0	
24.9849	24.9925 ($N=1 \times 10^4$)	7.6	-0.030	4.30
24.7058	24.7489 ($N=1 \times 10^5$)	43.6	-0.174	4.30
24.6923	24.7483 ($N=5 \times 10^5$)	56.7	-0.227	4.33
24.6456	24.6974 ($N=1 \times 10^6$)	52.5	-0.210	4.29
24.3885	24.6196 ($N=5 \times 10^6$)	236.8	-0.948	4.48
24.6223	25.1576 ($N=8.128 \times 10^6$)	543.2	-2.174	4.65

(b) Ultrasonic propagation frequency $\omega=10\text{MHz}$

$t_{N0} (\mu s)$	$t_N (\mu s)$	Δt (ns)	$\Delta v/v_0$ (%)	$D_m (\times 10^{13} \text{ m}^{-3})$
26.8136 (t_{N0I})		1828.7	-7.319	
26.8136	26.8128 ($N=1 \times 10^4$)	1827.9	-7.316	4.30
26.7115	26.7444 ($N=1 \times 10^5$)	1861.7	-7.451	4.30
26.7332	26.7425 ($N=5 \times 10^5$)	1838.0	-7.357	4.33
26.7093	26.7166 ($N=1 \times 10^6$)	1836.0	-7.349	4.29
26.6768	26.6520 ($N=5 \times 10^6$)	1803.8	-7.219	4.48
26.6167	26.8643 ($N=8.128 \times 10^6$)	2078.1	-8.317	4.65

(c) Ultrasonic propagation frequency $\omega=14\text{MHz}$

$t_{N0} (\mu s)$	$t_N (\mu s)$	Δt (ns)	$\Delta v/v_0$ (%)	$D_m (\times 10^{13} \text{ m}^{-3})$
21.3759 (t_{N0I})		-3609	14.445	
21.3759	21.4059 ($N=1 \times 10^4$)	-3579	14.325	4.30
21.3636	21.4166 ($N=1 \times 10^5$)	-3556.0	14.232	4.30
21.3666	21.4168 ($N=5 \times 10^5$)	-3558.8	14.244	4.33
21.3708	21.4248 ($N=1 \times 10^6$)	-3555.0	14.229	4.29
21.3589	21.3741 ($N=5 \times 10^6$)	-3593.8	14.384	4.48
21.3859	21.8822 ($N=8.128 \times 10^6$)	-3112.9	12.459	4.65

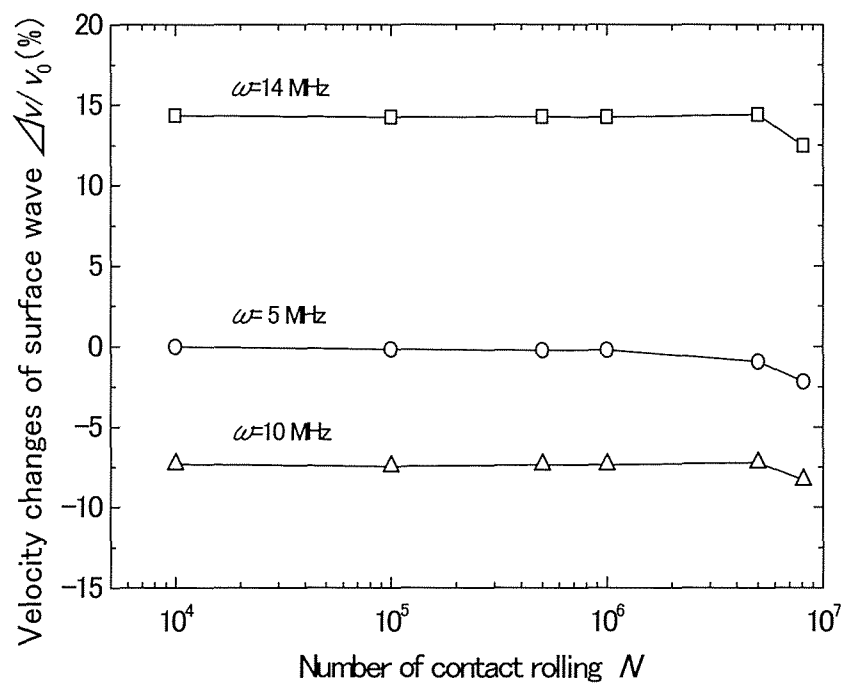


図 3. 6. 1 0 転動疲労過程の超音波伝搬速度

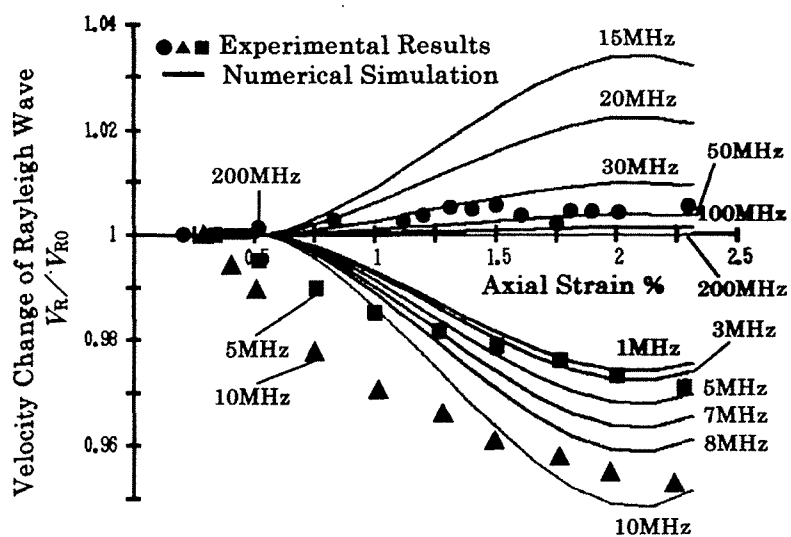


図 3. 6. 1 1 超音波伝搬速度の周波数依存性⁽²⁾

つぎに、図 3. 6. 1 2 は図 3. 6. 1 0 の結果から 3. 2 節の計算により推定した可動転位ループ密度と転動回数の関係で、転動回数が $N=10^6$ 付近より可動転位ループ密度の推定値が増加する結果が得られた。なお、前述のように最終点の転動回数は $N=8.128 \times 10^6$ であるが試験片表面には微視き裂が確認されている。したがって、微視き裂が発生していないと考えられる $N=5 \times 10^6$ での可動転位ループ密度の推定値の急増は微視き裂以外の転位やすべり帯の影響と推察されるが、転位やすべり帯の直接観察は行っていないため今後の課題である。

なお、本研究と実験条件は異なるが転動疲労試験の損傷を X 線半価幅、光学顕微鏡、透過電子顕微鏡を用い詳細に解明した研究⁽²⁵⁾がある。それによると $N=9 \times 10^5$ 後の試験片で目視観察では試験片表面にき裂、スポーリングの発生および変形は見られないが、X 線半価幅は表面下 0.05mm 以内で $N=0$ 時より低下している。また、試験片表面に対する垂直断面の光学顕微鏡による観察からメタルフローはないが、透過電子顕微鏡観察においては未疲労部ではミクロ組織の境界が鮮明であるが、疲労部では組織境界が不明確でサブグレイン組織状を呈していることが明らかにされており、上述の推察と符合している。

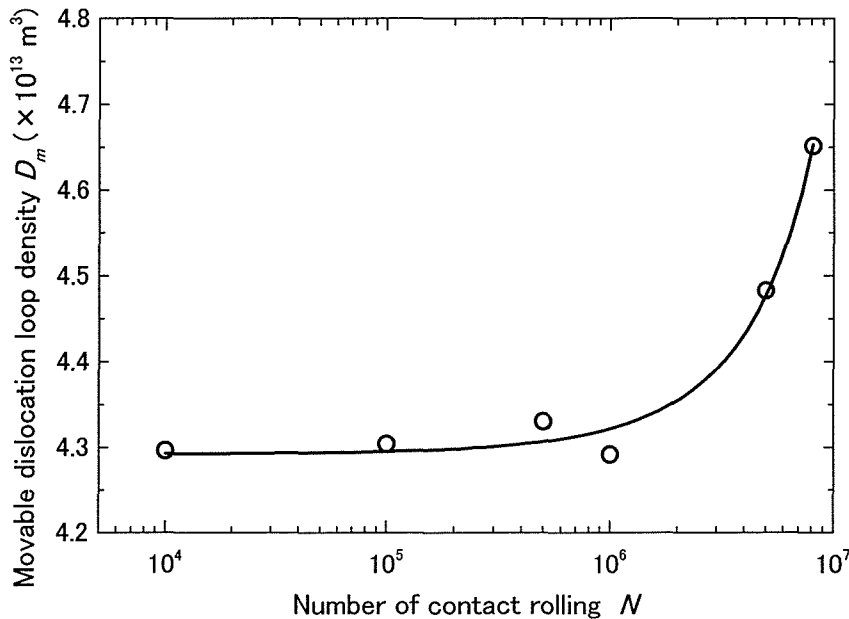


図 3. 6. 1 2 可動転位ループ密度の繰返し数に伴う変化

X線半価幅の値は転位、積層欠陥、点欠陥などの格子欠陥の量と対応⁽²⁶⁾することより転動疲労評価にX線半価幅の測定値が用いられている。そこで本研究における転動試験片に対してもX線半価幅の試験片深さ方向分布を各転動回数の試験片に対して測定し、超音波スペクトロスコピー法による可動転位ループ密度の推定値との比較検討を試みた。

X線回折半価幅による損傷評価 図3. 6. 13は電解研磨とX線回折法によって得られた半価幅の測定結果で各試験片(転動回数 N)における試験片表面下の半価幅の分布を示している。図中無疲労材については記入していないがこれまでの研究結果から $N=0$ では試験片表面下約0.3mmまで半価幅はほぼ変化のないことが確認されている⁽²⁵⁾⁽²⁷⁾。また $N=1 \times 10^5$ 回の試験片は半価幅の測定結果が良好でなかったため除いてある。図よりばらつきはあるがいずれの転動回数においても表面直下では半価幅に変化が見られる。これらの半価幅の挙動は材料表面の硬さによって異なりHsレベルによって3タイプに分類⁽²⁵⁾されており、本研究の試験片はHs 67.1であるため3タイプの中のHs 60~70のタイプに相当するが、このタイプは転動疲労損傷に対して半価幅が減少するがさらに表層で塑性流動が生じた場合半価幅は増加に転じることが知られている。図3. 6. 13の結果はこの既知の傾向と良く一致しており、 $N=8.128 \times 10^6$ では試験片表層で塑性流動が起こっているものと推察される。つぎに、図3. 6. 13において表面からの深さが約0.1mm以上ではいずれの試験片でも半価幅が一定となるため約 3.85° を無疲労材の半価幅とし、各転動回数の試験片における疲労層の深さを推定した。その推定結果を図3. 6. 14に示す。図3. 6. 14より疲労層深さは転動数の増加と共に増加している。しかし、図3. 6. 12の可動転位ループ密度は $N=1 \times 10^6$ 付近まではほとんど変化は見られないが、X線半価幅での評価による図3. 6. 14での疲労層は $N=1 \times 10^4$ ですでに発生している。この原因として考えられるのは前節でも述べたがX線半価幅の低下は転位、積層欠陥、点欠陥などの格子欠陥の量と対応することが知られており、さらに塑性変形にともなう転位の中には不動転位、可動転位があり⁽²⁸⁾半価幅の変化はこれらすべての影響による微視的構造の変化を評価していると思われる。一方、超音波の伝搬速度は転位、積層欠陥、点欠陥、マイクロクラックなどの格子欠陥に影響されるが本研究ではGranato-Lückeの転位弦理論を用い超音波の振動エネルギーに与える可動転位の影響のみを評価しているためそれぞれの増加傾向に差が出たと考えられる。しかし、図3. 6. 12の可動転

位ループ密度の挙動は図 3. 6. 1 4 の転動疲労層の増加挙動と定性的には一致し、転動疲労損傷の評価の可能性を示唆しており評価精度をさらに高めれば損傷評価の一指標になりうると思う。

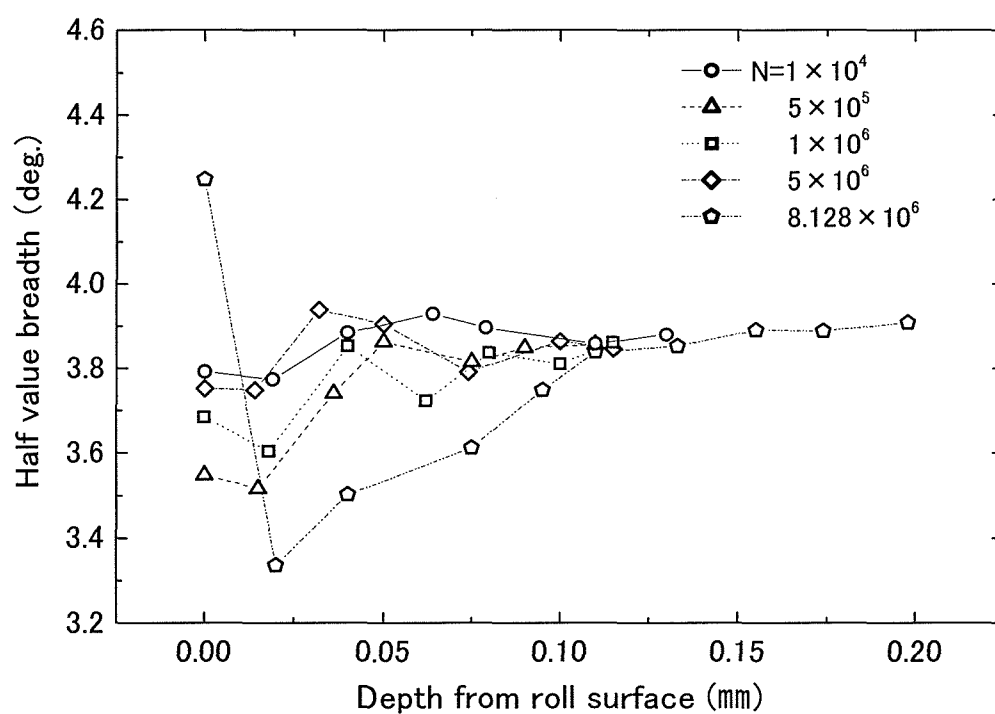


図 3. 6. 1 3 X線回折半価幅の転動疲労進展に伴う変化

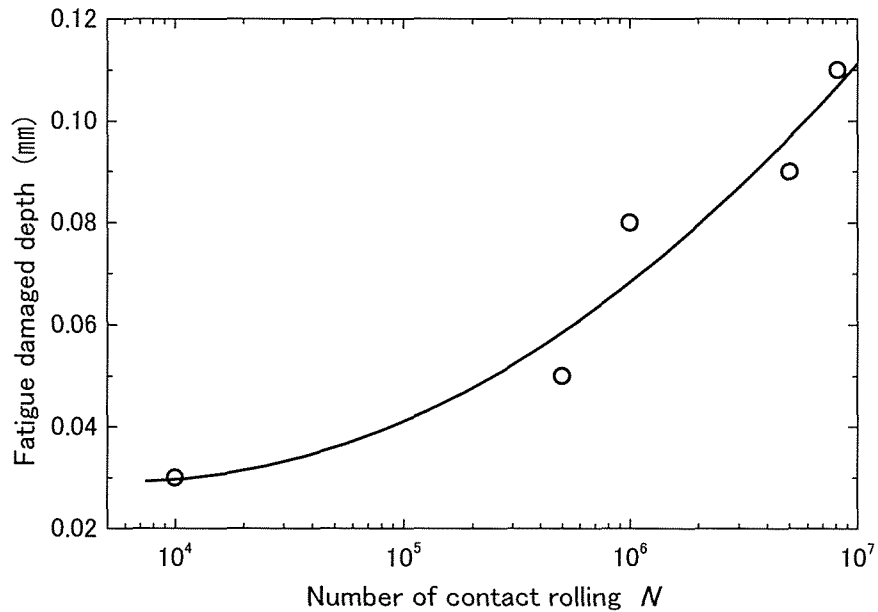


図 3. 6. 1 4 転動疲労損傷深さの変化

3. 6. 3 結 論

本論文において、超音波伝搬特性の周波数依存性に依拠した超音波スペクトロスコピー法による転動疲労損傷評価法を提案し、鉄鋼圧延ロールの転動疲労損傷評価への適用を試みた。すなわち、Granato・Lücke の転位弦理論を用いて転動疲労下の圧延ロール表面を伝搬する三種類の周波数の超音波音速測定結果から転動疲労に伴って増加する可動転位ループ密度の推定を試みた。さらに、圧延ロールの転動疲労損傷評価に従来から行なわれている X 線半価幅法による疲労損傷評価も同時に行い、本提案の方法との比較検討を試み、以下の結論を得た。

- (1) 三種類の周波数共に $N=5 \times 10^6$ 以降は音速が低下しており、最終点の転動回数 $N=8.128 \times 10^6$ では試験片表面に微視き裂が確認された。
- (2) 転動回数 N が 10^6 付近より可動転位ループ密度の推定値が増加する結

果が得られた。

- (3) いずれの転動回数においても表面直下では X 線半価幅に変化があり,
 $N=8.128 \times 10^6$ では試験片表層で塑性流動が起こっていると思われる。
- (4) 疲労層は $N=1 \times 10^4$ ですでに発生しており疲労層深さは転動数の増加と共に増加した。
- (5) 可動転位ループ密度の挙動は転動疲労層の増加挙動と定性的には一致し、転動疲労損傷の評価の可能性を示唆している。

3. 7 参考文献

- (1) A. Granato and K. Lücke, J. Appl. Phys., 27(1956), 583.
- (2) 小林道明, 他 4 名, 音弾性効果と組織音響効果の周波数依存性, 機論, 65-636, A(1999), 1747-1755.
- (3) 例えば, 兼城英夫・他 3 名, 疲労を受けた純銅の粒界き裂発生と転位組織, 機論, 62-595, A(1996), 654-660.
- (4) 西谷弘信・他 6 名, 総合材料強度学講座 6 疲労強度学, (1985), 93-120.
- (5) 大谷俊博・他 2 名, S U S 304 ステンレス鋼のクリープ損傷に伴う超音波減衰と材料微視組織の変化, 機論, 67-655, A(2001), 454-461.
- (6) ロジック ヒマワシ・他 2 名, 水浸斜角超音波法による微小表面き裂の内部形状測定, 機論, 67-655, A(2001), 446-453.
- (7) 轟章・他 3 名, 超音波による塑性変形領域の画像検出法の検討, 機論, 60-570, A(1994), 494-500.
- (8) 井原郁夫・他 2 名, 表面波による微小領域の非破壊材料評価, 機論, 59-564, A(1993), 1909-1916.
- (9) 岡崎正和・他 2 名, 超音波法による高温構造材料に発生する空孔の非破壊的検出の試み, 機論, 55-516, A(1989), 1900-1908.
- (10) 酒井信介・他 5 名, スペクトル解析を用いた経年劣化損傷材の超音波減衰率測定の高精度化, 機論, 55-515, A(1989), 1640-1645.
- (11) 前田宣喜・他 3 名, 材料劣化に伴う弾性波の減衰係数及び音速の変化の解析, 非破壊検査, 46-10(1997), 752-760.
- (12) 加藤誠一・他 3 名, 疲労損傷の超音波による非破壊評価, 超音波による非破壊評価シンポジウム講演論文集, Vol.5th, (1998), 109-114.
- (13) Hirotsugu Ogi, Takayuki Hamaguchi and Masahiko Hirao, In-situ monitoring of ultrasonic attenuation during rotating bending fatigue of carbon steel with electromagnetic acoustic resonance, Journal of Alloys and Compounds, Volume 310, Issues 1-2, 28 September 2000, Pages 436-439.
- (14) Toshihiro Ohtani, Hirotsugu Ogi, Yoshikiyo Minami and Masahiko Hirao, Ultrasonic attenuation monitoring of fatigue damage in low carbon steels with electromagnetic acoustic resonance (EMAR), Journal of Alloys and Compounds, Volume 310, Issues 1-2, 28 September 2000, Pages 440-444.
- (15) Hirotsugu Ogi, Takayuki Hamaguchi and Masahiko Hirao, Ultrasonic

Attenuation Peak in Steel and Aluminum Alloy during Rotating Bending Fatigue, Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 31A, Issue 4, April 2000, Pages 1121-1128.

- (16) M. Hirao, H. Ogi, N. Suzuki and T. Ohtani, Ultrasonic attenuation peak during fatigue of polycrystalline copper, Acta Materialia, Volume 48, Issue 2, 24 January 2000, Pages 517-524.
- (17) 平尾雅彦・荻博次, 電磁超音波共鳴による疲労過程の非接触モニタリング, 非破壊検査, 51-2(2002), 79-82.
- (18) 和泉修, ほか8名, 材料強度の原子論, (1985), 71-88, 日本金属学会.
- (19) J.S. Koehler, Imperfection in Nearly Perfect Crystals, John Wiley and Sons Inc., New York, (1952), p.197.
- (20) ボイラ及び圧力容器用クロムモリブデン鋼鋼板, JISG4109, (2003), 日本工業標準調査会.
- (21) 鉄鋼材料を生かす熱処理技術, 大和久雄, アグネ, (1982).
- (22) アルミニウムハンドブック, 軽金属協会, P.9, (1982).
- (23) 理科年表, 東京天文台, (1980), 丸善.
- (24) Truell, R., Elbaum, C. and Chick, B. B., Ultrasonic Methods in Solid State Physics, (1969), 210-217, Academic Press.
- (25) 武智弘・難波和郎・川崎宏一・藤原圭三, X線回折による圧延ロールの表面疲労損傷度評価, 鉄と鋼, 65 - 14(1979), 2067 - 2075.
- (26) 佐藤進一, X線材料強度学(日本材料学会編), (1973), 301 - 350, 養賢堂.
- (27) 大小森義洋, 北川幾次郎, 加藤治, 補強ロールのころがり疲れとX線回折による半価幅との関係, 第38回塑性加工連合講演会, (1987), 121 - 124.
- (28) 例えば, 日本金属学会編, 格子欠陥と金属の機械的性質, (1967), 丸善.

第4章

アコースティック・エミッション（AE）
による金属疲労損傷の非破壊評価

〈 Passive かつ Contact な方法 〉

4. 1 概 要

金属材料の負荷中における A E の測定について

アコースティック・エミッション (A E) 法は材料の塑性変形や微視割れの生成, 進展挙動を動的にかつ高感度で検出できる特徴があり, これまでも多くの研究, 開発が行われてきている. たとえば純アルミニウムを用いて A E の発生機構を中心とした詳細な検討がある⁽¹⁾. さらに, オーステナイトステンレス鋼についての A E 挙動におよぼす温度, 応力振幅, 応力負荷速度等の影響を求めたもの⁽²⁾, 繰返し漸増応力負荷過程における A E の変化と耐久限度の関係についての検討⁽³⁾, A E による疲労き裂の検出および破壊力学パラメータとの関係を明らかにしたもの⁽⁴⁾ 等のほか多くの研究がある. しかし, これらを疲労の余寿命評価等実用的な面からみた場合, さらに多くの実験等により広範なデータの蓄積が必要と思われる.

そこで本章ではまず, 4. 2 節においてアルミニウム合金の高サイクル曲げ疲労における A E を最終破断まで連続測定することによって A E パラメータと疲労損傷の特性値を比較し, A E による疲労損傷と余寿命の評価の可能性を検討している.

4. 3 節では, アルミニウム合金の低サイクル引張-圧縮疲労における A E 特性を 4. 2 節と同様の手法で実験を実施し, A E による疲労損傷の評価・余寿命の予測の可能性を検討している. ここでは特に繰返し負荷が寿命途中で増加する 2 段 2 重の場合について A E パラメータで余寿命の評価が可能かを検討している.

4. 2 高サイクル曲げ疲労におけるAE特性

4. 2. 1 実験方法

試験片 供試材は市販のアルミニウム合金の押出し棒材（A5083BE-H112）と圧延板材（A5083P-O）で化学成分を表4. 2. 1に示す。試験片は図4. 2. 1のような形状に、長手方向が押出方向および圧延方向と一致するように機械加工した。試験部中央には機械加工によりU型ノッチを付与している。これは、応力集中部を作り疲労き裂発生部とAE発生部を限定するためであるが、応力集中部については実用的にも重要であると思われる。なお、応力集中率 α は約2. 6である⁽⁵⁾。試験片はその後773 K、2時間保持後炉冷の焼なましを行った。A5083材の標準的な焼なまし温度は613 K～683 K後空冷または炉冷であるが⁽⁶⁾、本実験におけるAE測定では材料の微視的構造（点欠陥、転位、結晶粒径や粒界等）の特性が直接AE測定結果に反映されると思われるので、できるだけ材料の均質化をするために上記の熱処理条件を採用した。焼なまし後の機械的性質を表4. 2. 2に示す。また、試験片を試験機に固定する際に試験片つかみ部の応力集中等によるAEの発生をカイザー効果を用いて防ぐために、あらかじめ万能試験機を用いて圧縮塑性変形させている。この効果については圧縮塑性変形させない場合と比較し確認している。

表 4. 2. 1 化学的成分(wt.%)

Material	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
A5083BE-H112	0.4	0.4	0.1	0.7	4.45	0.15	0.25	0.15
A5083P-O	0.06	0.22	0.02	0.7	4.7	0.1	0	0.02

表 4. 2. 2 機械的性質

Material	0.2% proof stress $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Tensile strength σ_s (MPa)	Young's modulus E (GPa)
A5083BE-H112	154	338	70
A5083P-O	120	309	70

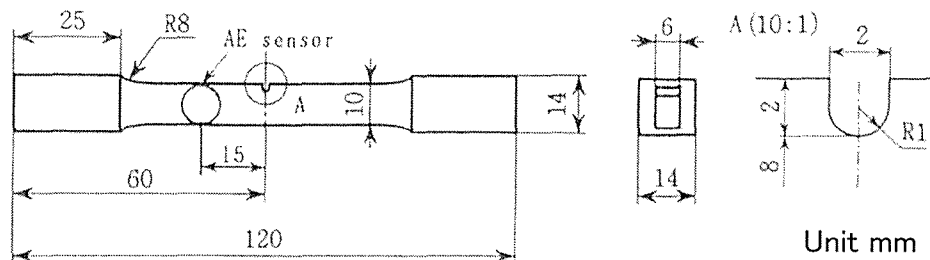


図 4. 2. 1 試験片の形状・寸法

実験装置 実験装置の概略を図4. 2. 2に示す．疲労試験は電気油圧式疲労試験機（島津製サーボパルサ TQ-05）を用い，曲げモーメントを Sin 波形で負荷した．この場合，平均応力の影響を調べるために応力比 $R = 0$ と $R = -1$ の2種類について，さらに負荷速度の影響を調べるために繰返し速度 f は 0. 2，2，10 Hz の3種について行った．

つぎに，AE 波形の評価は通常用いられている AE パラメータである AE イベントカウントと AE エネルギーによった．図4. 2. 2に示す箇所に取り付けた広帯域型 AE センサ（NF 回路設計ブロック，AE-900 S-WB）で検出された AE 波形はプリアンプで 40 dB 増幅し，この波形はその後さらにディスクリミネータ（NF 回路設計ブロック，AE-922）に内蔵の増幅器で 50 dB 増幅した．AE イベントカウントの測定は増幅した AE 波形に対してディスクリミネータにより 2 レベル式（ $V_H = 20\text{mV}$ ， $V_L = 12\text{mV}$ ）で行っている．また，AE エネルギーは 90 dB に増幅された状態の波形をエネルギープロセッサ（NF 回路設計ブロック，AE-972）に入力し，AE 波形の振幅の二乗に比例したパルス数として計測した．

これらの計測データは，データ保存用のパーソナルコンピュータ上に設置されたカウンタボード（コンテック，CNT24-4 A98（H））に入力され，さらに試験片の負荷波形発生用のコンピュータ上に設置されたパラレル入出力モジュール（コンテック，PIO-32/32T（98）E）から送られる負荷用 Sin 波に同期したパルスにより，1 サイクルごとのイベントカウントとエネルギーカウント値としてコンピュータ上のメモリへ保存した．この際疲労の全過程におけるこれらのデータを保存するには多くのメモリを必要とするため，データをリアルタイムに圧縮してメモリへ保存した．計測された AE 波形は，任意の繰返し数においてストレージスコープ（岩崎通信機，DS-

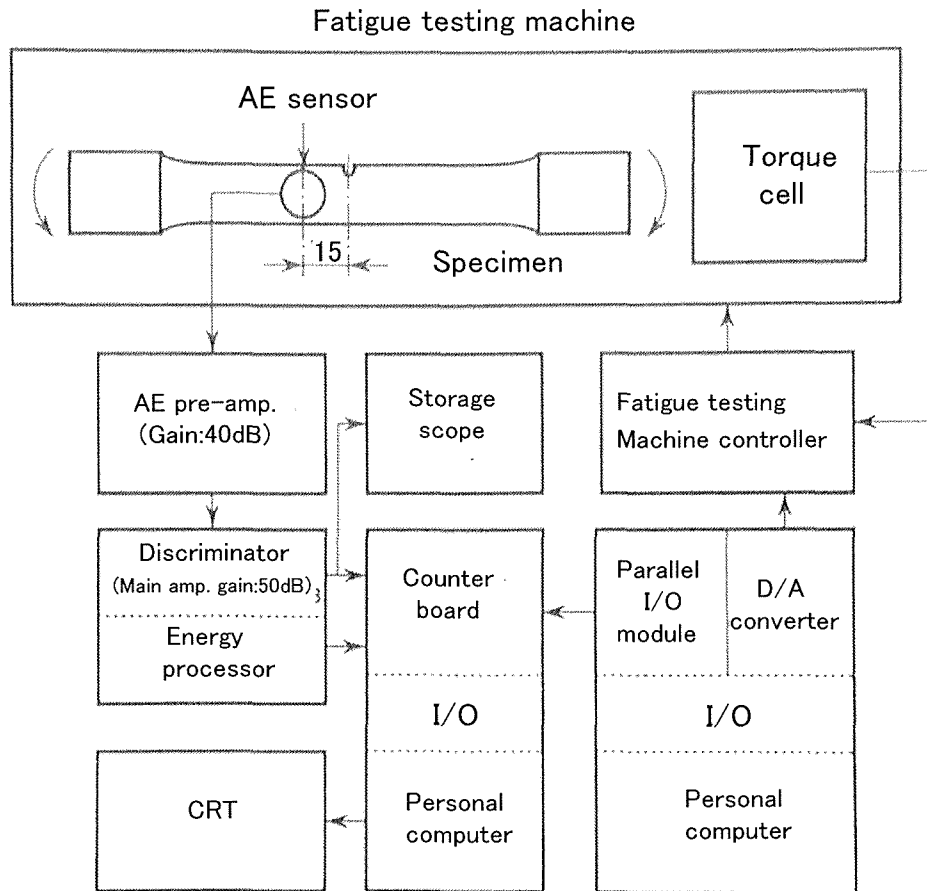
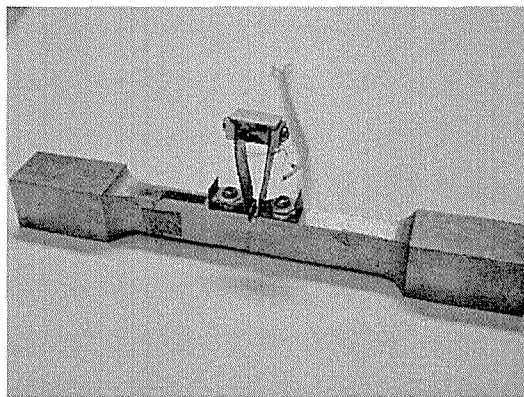
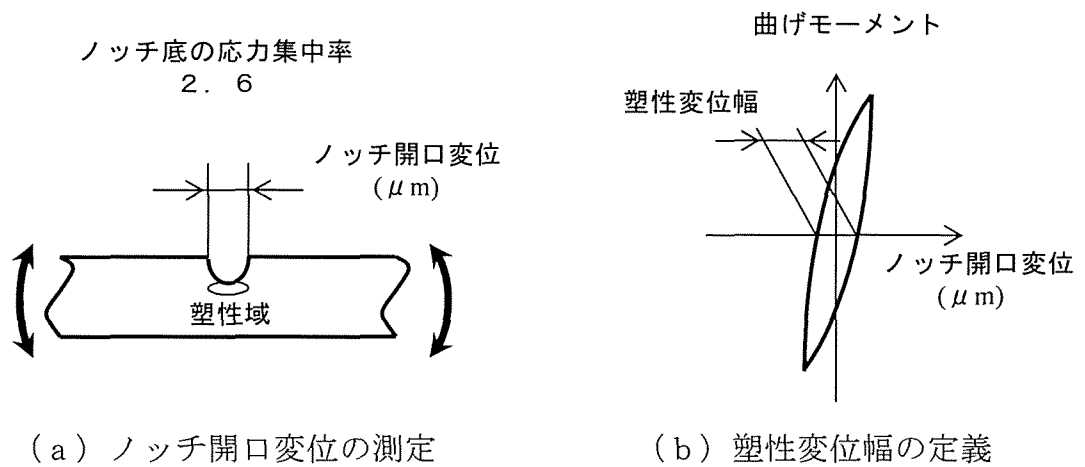


図 4. 2. 2 実験装置のブロック図

6411) により取り込み, G P - I B を介してパーソナルコンピュータによりフロッピーディスクへ保存し, 試験終了後 F F T により周波数解析を行った. なお, A E センサは試験片との間にシリコングリースを塗布しビニールテープで取り付けた. また, ディスクリミネータに入力された A E 波形は 0. 2 から 1. 0 M H z のバンドパスフィルターを通してている.

試験片にはノッチを設けているがノッチ先端では塑性域が形成され, 繰返し曲げ負荷によって塑性域内では微視的組織変化が起こると思われる. したがって, 繰返しに伴う塑性域の変化を巨視的に表す指標として塑性変位幅 (P D R) を測定し A E 発生挙動と比較した. その概略を図 4. 2. 3 に示す. 図においてノッチ部の開口変位をクリップゲージで測定し, 同時に測定した曲げモーメントとによってヒステリシスループを求め, その結果から塑性変位幅を計測した.



(c) クリップゲージによる開口変位測定

図 4. 2. 3 塑性変位幅の測定方法

4. 2. 2 実験結果と考察

S-N曲線 図4. 2. 4は疲労試験の結果得られたS-N曲線で■印 (0. 2 Hz), ●印 (2 Hz), ▲印 (10 Hz) は押し出し材, ○印 (2 Hz), △印 (10 Hz) は圧延材で $R=0$ の場合, さらに, ・印は圧延材の2 Hzで $R=-1$ の場合である. 図4. 2. 4より, 押し出し材については疲労寿命に対する繰返し速度の影響はみられないが, 圧延材については2 Hzと10 Hzでは差がみられる. また, 圧延材における $R=0$ と -1 の場合とでは大きな差があり平均応力の影響は顕著である. これらの原因について, 本論文では疲労特性とAE発生特性の関係に主眼をおいているため詳細な検討は行っていない.

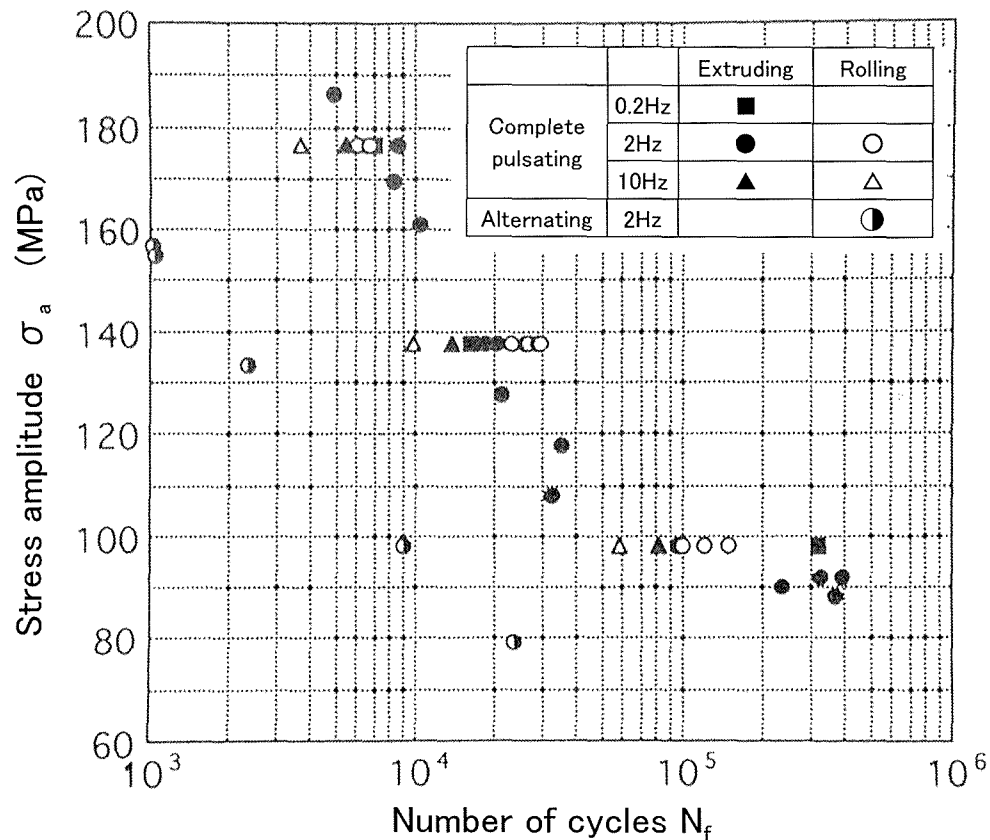


図 4. 2. 4 S-N曲線

AE発生挙動 図4. 2. 5は繰返し応力振幅 $\sigma_a = 137 \text{ MPa}$ ，繰返し速度 $f = 2 \text{ Hz}$ ，応力比 $R = 0$ のときの破断までの1サイクルごとのAEイベントカウントの変化を，図4. 2. 6は同じ条件のAEエネルギーの変化をそれぞれ示したものである．図を見てわかるようにAEの発生パターンには三つの領域がある．まず繰返し初期では，第1回目の負荷の塑性変形によりAEが発生し，その後の繰返し負荷においてはAEの発生がしだいに減少していくが，これは繰返し加工硬化による塑性変形量の減少によるものと考えられる．これは岸らの純アルミニウムの繰返し負荷におけるAE波形ピークの挙動を解明した結果⁽¹⁾ とおなじ傾向である．中期では，後述するノッチ開口変位の測定結果からも推定できるように，繰返し加工硬

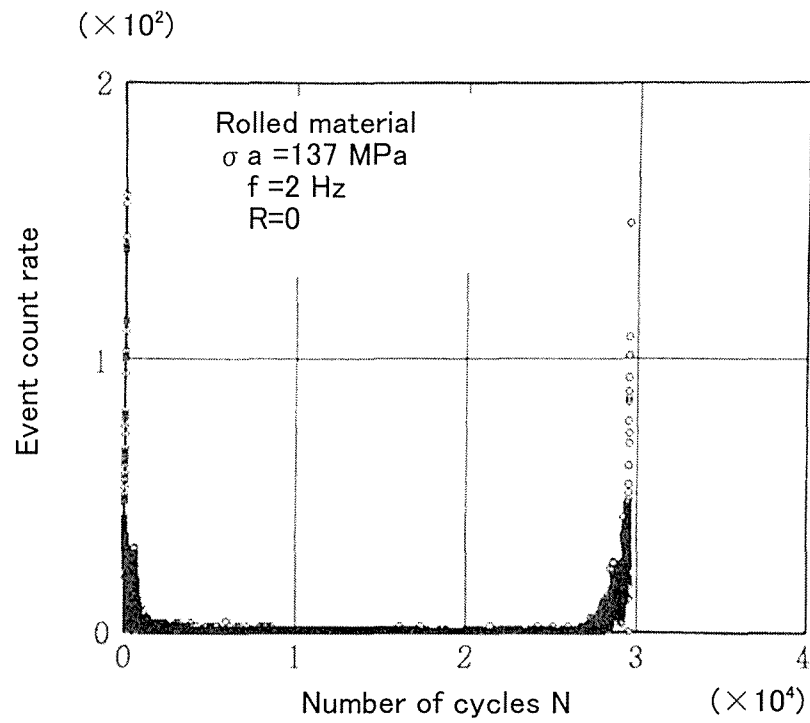


図 4. 2. 5 AEイベントカウントと繰返し数の関係

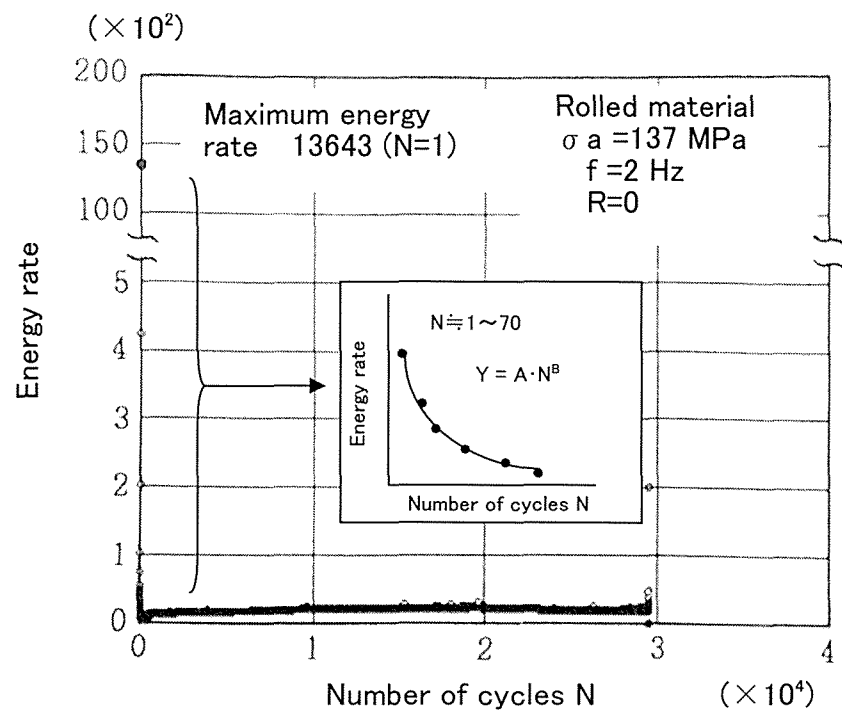


図 4. 2. 6 AEエネルギーと繰返し数の関係

化がしだいに飽和し塑性変形量が減少するためにAEが発生しなくなったと思われる。さらに後期では、き裂の発生に伴って再びAEが発生し始め、き裂の進展と共にAEも増加し最終破断に至っている。AEエネルギーは $N=1$ の時に最大値を示した。

図4. 2. 5の繰返し中期でAEイベントカウントがほとんど零であるがAEエネルギーが零にならないのは、AEイベントカウントの測定原理上、AE波形の振幅がしきい値を越えた時にカウントされるのに対し、エネルギープロセッサは0レベルからの振幅の二乗に比例した周波数のパルスが発生するために、ノイズを含む全てのAE波形振幅がカウントされるためである。

図4. 2. 7は上記の試験片の試験途中においてストレージスコープで取り込んだAE波形である。図4. 2. 7 (a)は無負荷時のノイズレベルを示し、(b)では連続型AE⁽⁶⁾⁽⁷⁾が発生し、(c)は減る過程でのAEである。図4. 2. 7 (d)ではAEは出ていない。図4. 2. 7 (e)では破断直前の波形で突発型⁽⁷⁾の振幅の大きいAEが多数発生している。

図4. 2. 8, 図4. 2. 9のそれぞれは繰返し速度 $f=0.2\text{ Hz}$, 2 Hz , 10 Hz のAEイベントカウント, AEエネルギーの繰返し数 N に対する初期の段階の変化である。繰返し応力振幅が低いほどAEの減少割合が大きく、また、応力振幅が大きいほどAEの発生数も多くなっている。AEイベントカウントは繰返し速度が速くなると最大値が小さくなる。また、AEエネルギーはいずれにおいても $N=1$ の時に最大値を示しているが、これは全ての試験片で同様であった。

図4. 2. 10は繰返し応力振幅 $\sigma_a=157\text{ MPa}$, 繰返し速度 $f=2\text{ Hz}$ の場合であるが、ノッチ開口部の開口変位の変化を測定した塑性変位幅(PDR)と繰返し数の関係を示したものである⁽⁸⁾⁽⁹⁾。塑性変位幅は $N=1$ で大きな値をとり、 $N=2$ で急激に小さくなり、その後緩やかに減少し、繰返し後期に再び増加している。これは $N=1$ でノッチ底の塑性変形により塑性変位幅が急に開くが、その後加工硬化により硬くなっていくため変位幅も小さくなる。後期ではき裂の発生、進展のために再び変位幅が広がっていくと考えられる。これは他の試験条件でも同じ傾向を示し、図4. 2. 5, 図4. 2. 6のAEの発生特性と定性的に一致した。

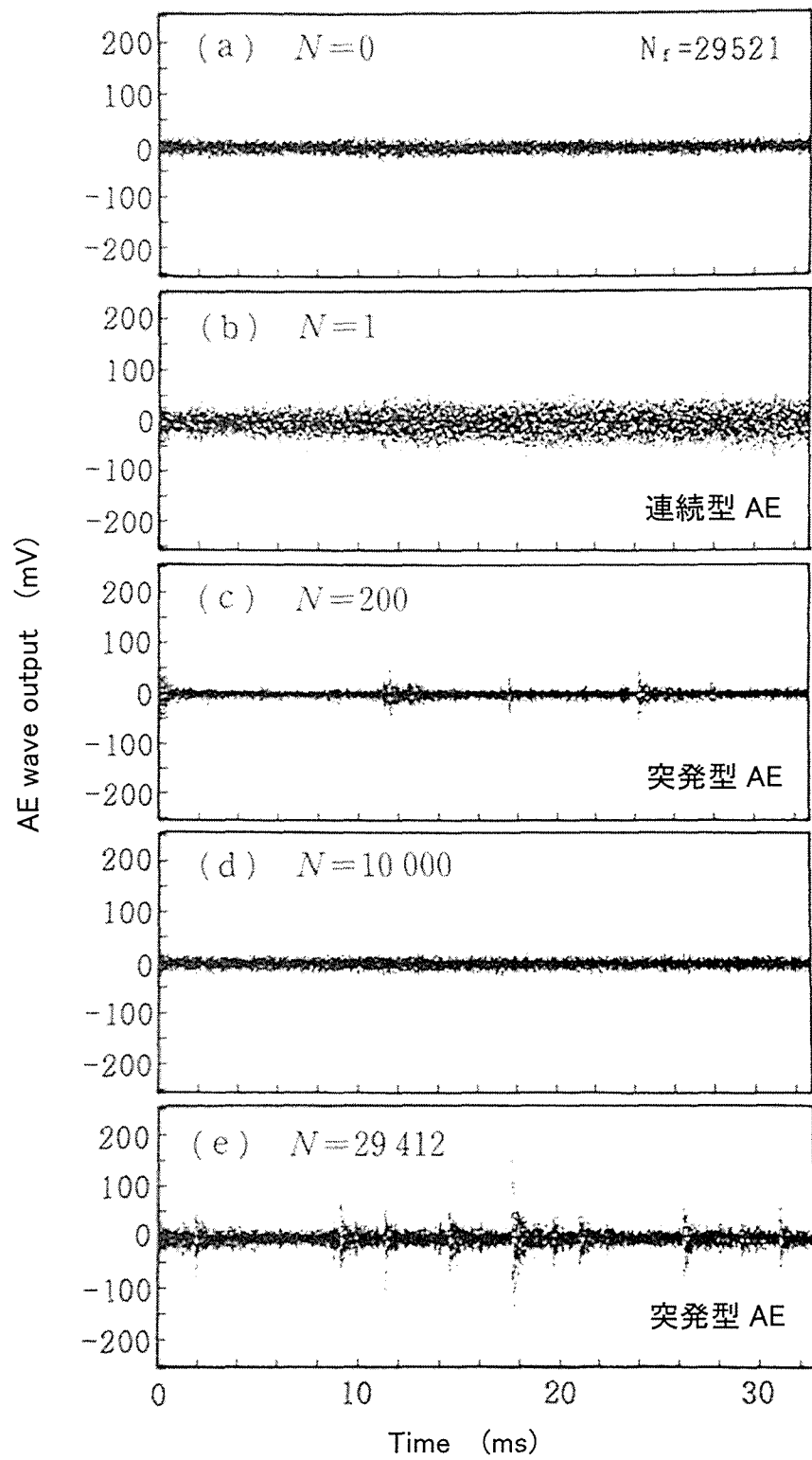
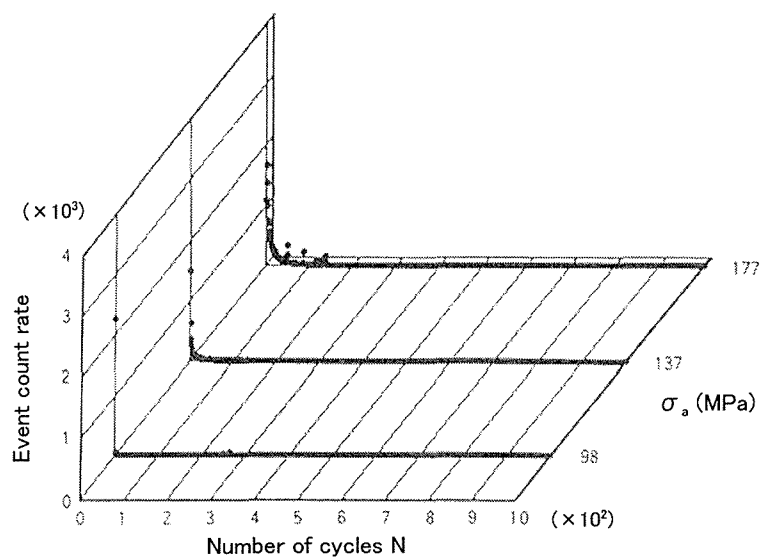
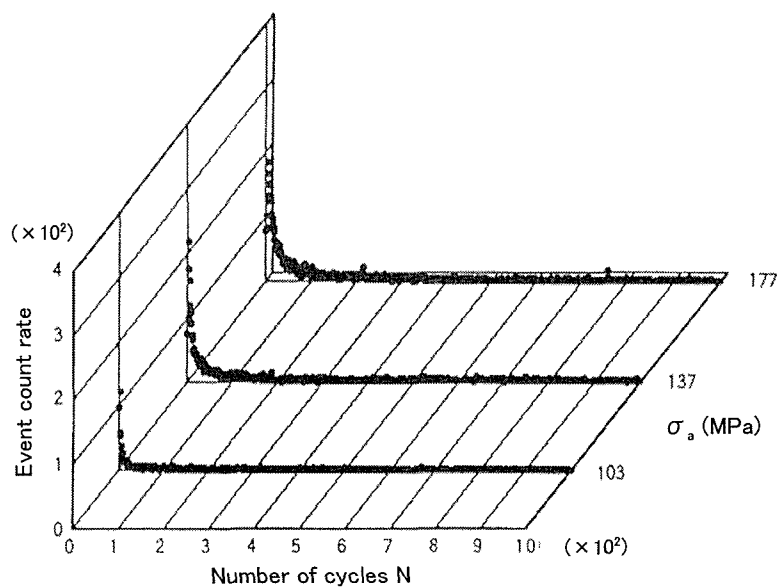


図 4. 2. 7 AE 波形の一例



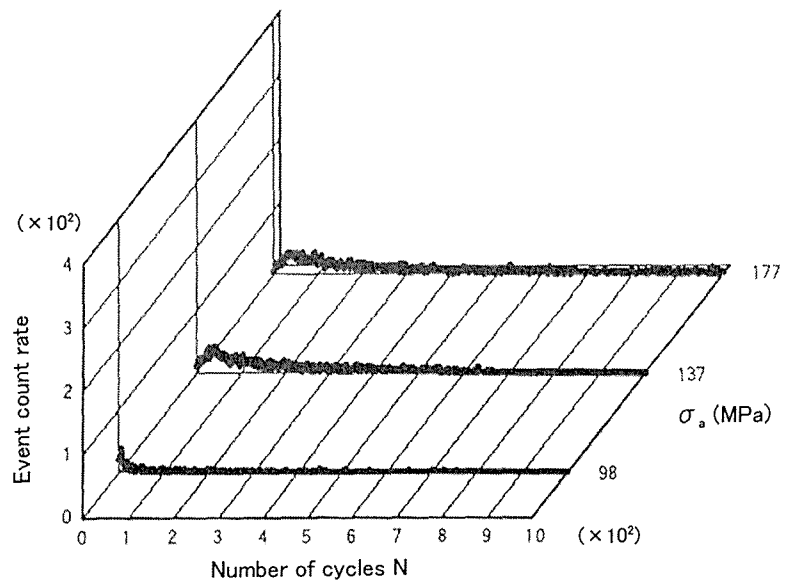
(a) Extrusion material ($f = 0.2$ Hz, $R = 0$)

図 4. 2. 8 (a) AEイベントカウントの初期の変化



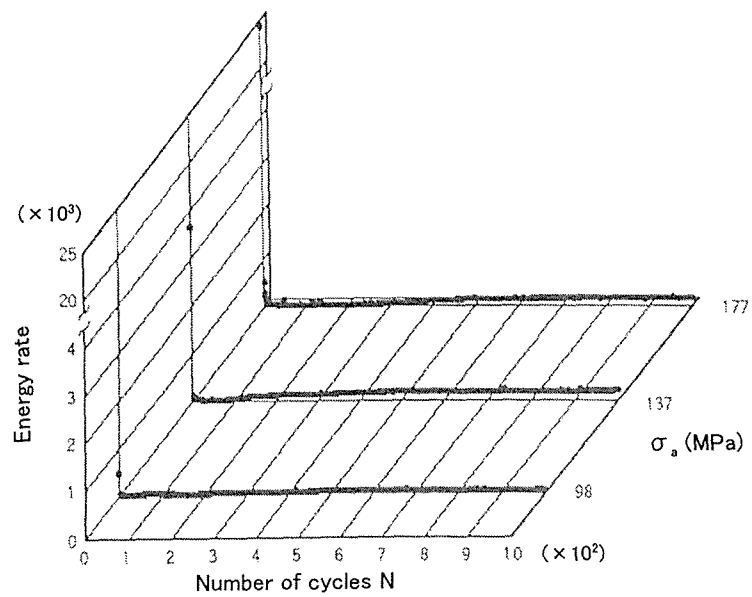
(b) Extrusion material ($f = 2$ Hz, $R = 0$)

図 4. 2. 8 (b) AEイベントカウントの初期の変化



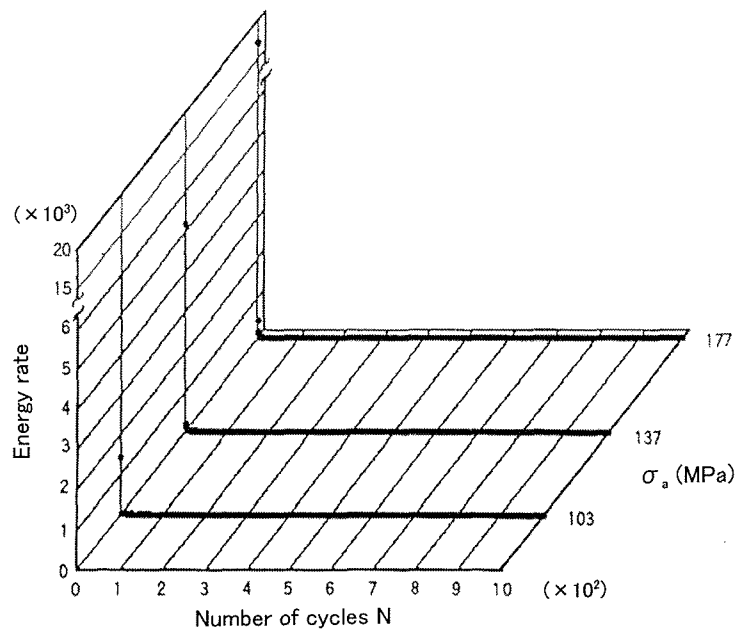
(c) Extrusion material ($f = 10$ Hz, $R = 0$)

図 4. 2. 8 (c) AEイベントカウントの初期の変化



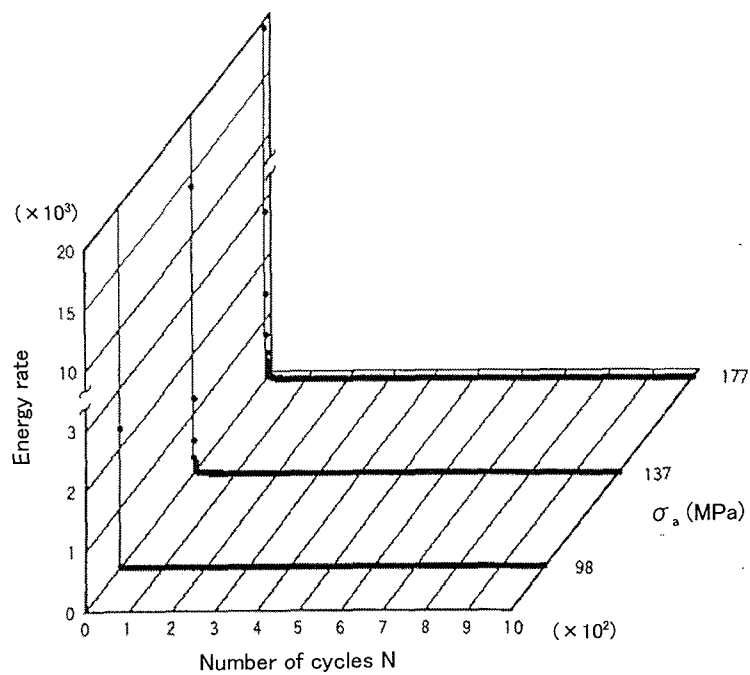
(a) Extrusion material ($f = 0.2$ Hz, $R = 0$)

図 4. 2. 9 (a) AEエネルギーの初期の変化



(b) Extrusion material ($f = 2$ Hz, $R = 0$)

図 4. 2. 9 (b) AEエネルギーの初期の変化



(c) Extrusion material ($f = 10$ Hz, $R = 0$)

図 4. 2. 9 (c) AEエネルギーの初期の変化

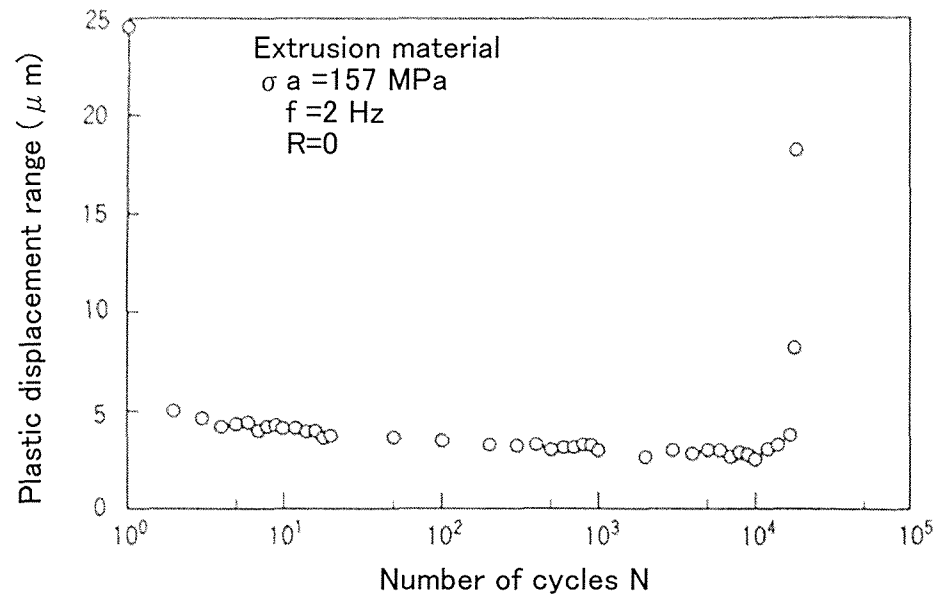


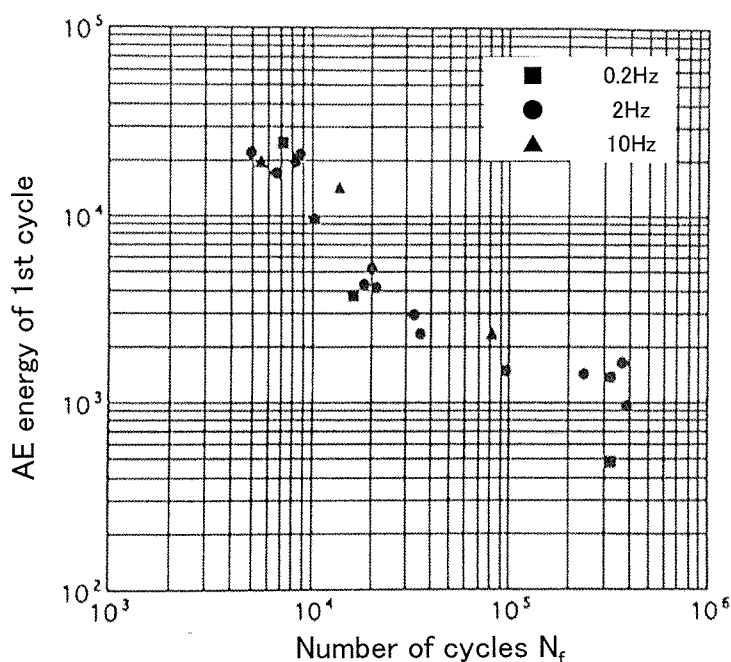
図 4. 2. 1 0 ノッチ部開口変位の繰返し数に伴う変化

疲労特性パラメータとAE特性 以上の実験結果から、図4. 2. 1 1は最初の負荷（ $N=1$ ）で生じたAEエネルギーと破断繰返し数 N_f の関係を示したものである。図4. 2. 1 1（a）は押し出し材で、繰返し速度の影響はさほど見られず、ほぼ同じ傾向にある。図4. 2. 4のS-N曲線と同様に $N=10^5$ 付近より水平部が表れている。このことは、最初の負荷（ $N=1$ ）で生じるAEエネルギーの測定によって負荷応力および破断寿命の予測ができる可能性を示している。図4. 2. 1 1（b）は圧延材であり、 $f=0.2 \text{ Hz}$ の場合実験を行っていないが、 2 Hz 、 10 Hz では少し繰返し速度の依存性が出ており、繰返し速度 f が大きいほど破断繰返し数は小さくなっている。しかしこの場合も、図4. 2. 4と同様の傾向を示しており、図4. 2. 1 1（a）と同様なことが言える。

図4. 2. 1 2は図4. 2. 1 1の結果を確認するために繰返し応力振幅 σ_a と最初の負荷（ $N=1$ ）で生じるAEエネルギーの関係を示したもので

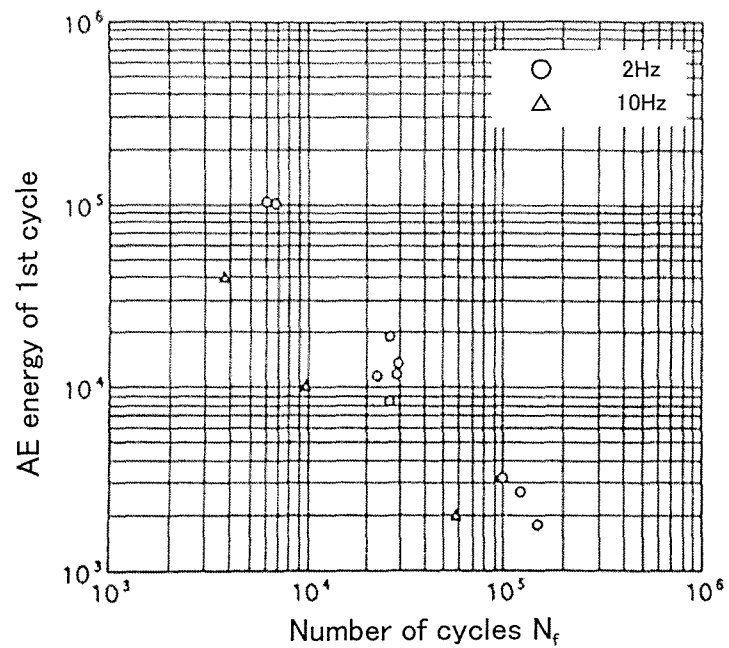
ある．図4．2．12（a）の押し出し材，図4．2．12（b）の圧延材の両方とも繰返し速度の依存性は大きくなく， σ_a とAEエネルギーの関係はよい相関が得られ，また σ_a が大きいほどAEエネルギーも大きくなっている．押し出し材，圧延材ともに多少のばらつきは見られるが片対数で直線的な関係にある．

図4．2．13はAEエネルギー Y と繰返し数 N のグラフを， $N=1\sim70$ 位の範囲で式 $Y=A\times N^B$ で指数関数近似し，繰返し応力振幅 σ_a と指数関数近似式の係数 A の関係を示したものである．押し出し材，圧延材の両方とも同様に繰返し応力振幅 σ_a と係数 A の間にはよい相関が得られ， σ_a が大きいほど A の値も大きくなっているのがわかる．また繰返し速度が速いほど A の値が大きくなっていることから，係数 A は繰返し速度に依存すると考えられる．



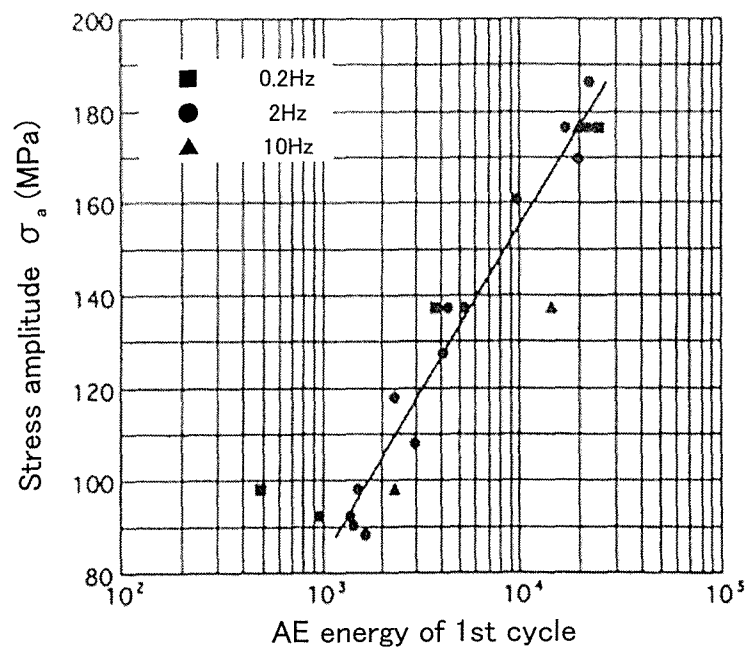
(a) Extrusion material

図 4．2．11（a） 押し出し材のAEエネルギーと破断繰返し数の関係



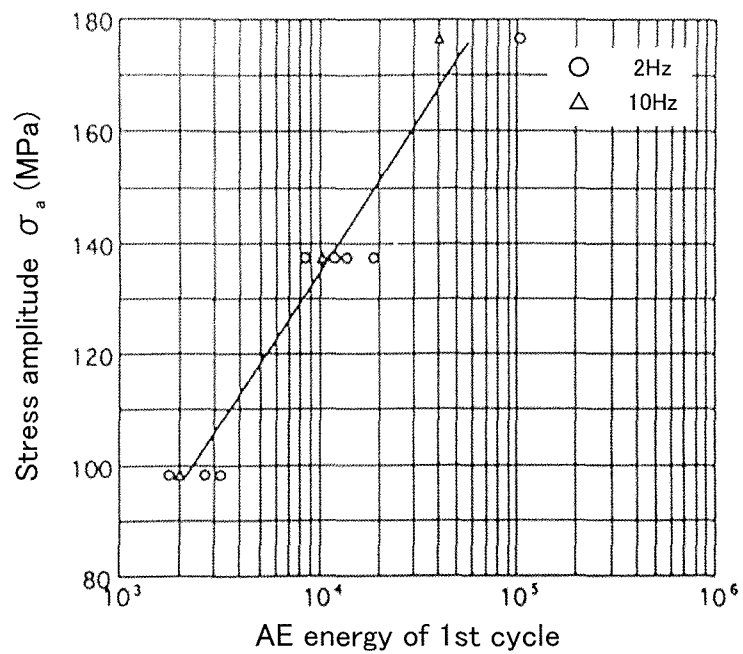
(b) Rolled material

図 4. 2. 1 1 (b) 圧延材のAEエネルギーと破断繰返し数の関係



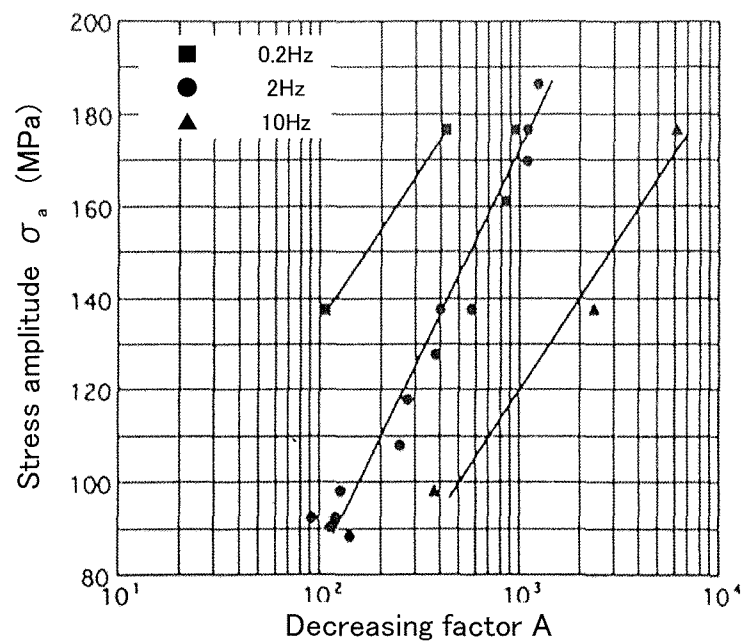
(a) Extrusion material

図 4. 2. 1 2 (a) 押し出し材の応力振幅とAEエネルギーの関係



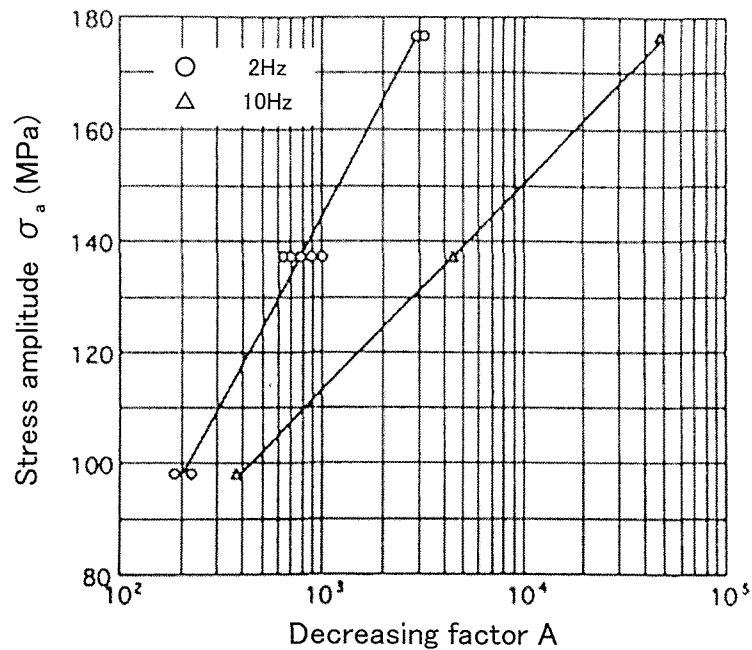
(b) Rolled material

図 4. 2. 1 2 (b) 圧延材の応力振幅と A E エネルギーの関係



(a) Extrusion material

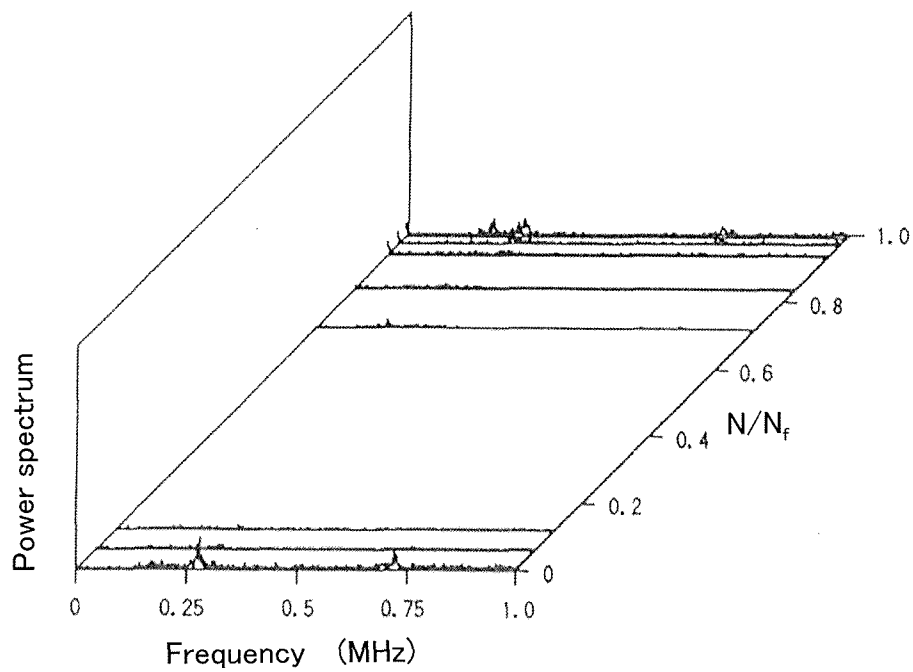
図 4. 2. 1 3 (a) 押し出し材の応力振幅と A E エネルギー減少係数 A の関係



(b) Rolled material

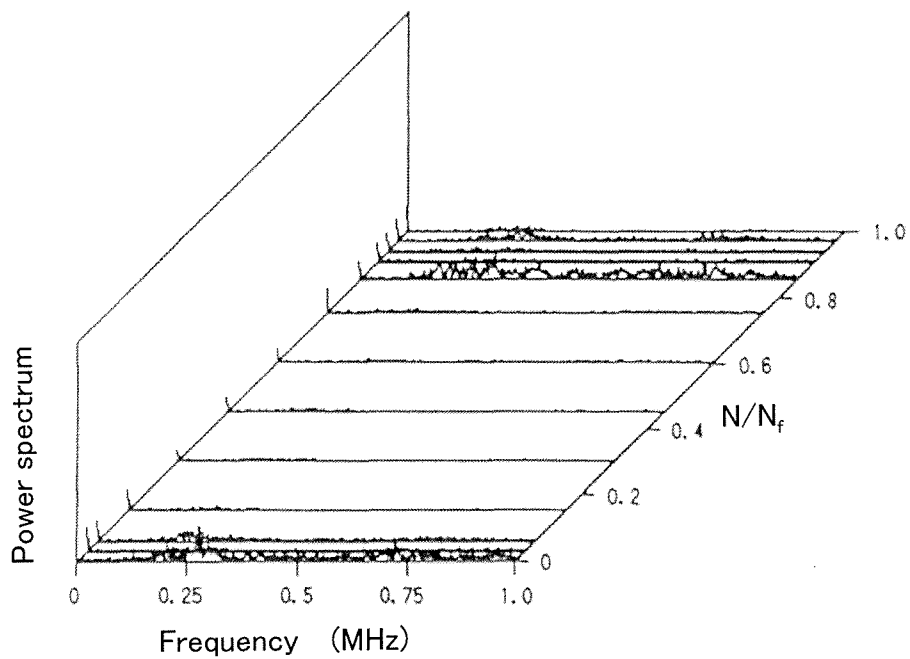
図 4. 2. 13 (b) 圧延材の応力振幅とAEエネルギー減少係数Aの関係

周波数解析 疲労試験開始から破断に至るまで任意の繰返し数において採取した図4. 2. 7の様なAE波形に対してFFTによる周波数解析を行い、周波数成分の相対的比較を N/N_f に対して三次元的に表したのが図4. 2. 14である。図4. 2. 14 (a) ~ (c) は完全片振り、図4. 2. 14 (d) ~ (f) は両振りである。完全片振りでは N/N_f が0~0.2, 0.8~1.0の間に、0.25MHz, 0.75MHz付近のパワースペクトルが顕著に見られ、両振りではより早めに現れる。 σ_a が100MPa付近では、 N/N_f が0.6あたりから0.25MHz, 0.75MHz付近のパワースペクトルが現れているが、 σ_a が大きくなるにつれその現れ方が小さい。したがって、疲労の度合いを知る手がかりとしてAE波形を周波数解析し、特定のパワースペクトルを測定することにより、高感度にき裂進展の程度や破断寿命を推測することが可能であると考えられる。



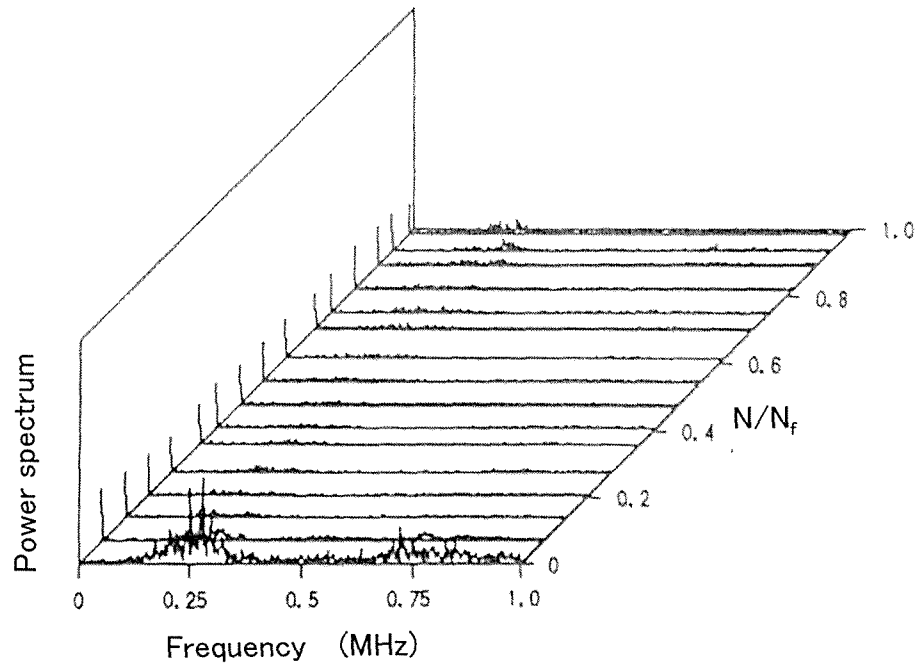
(a) Rolled material ($\sigma_a=108$ MPa, $f=2$ Hz, $R=0$)

図 4. 2. 1 4 (a) 圧延材のパワースペクトル



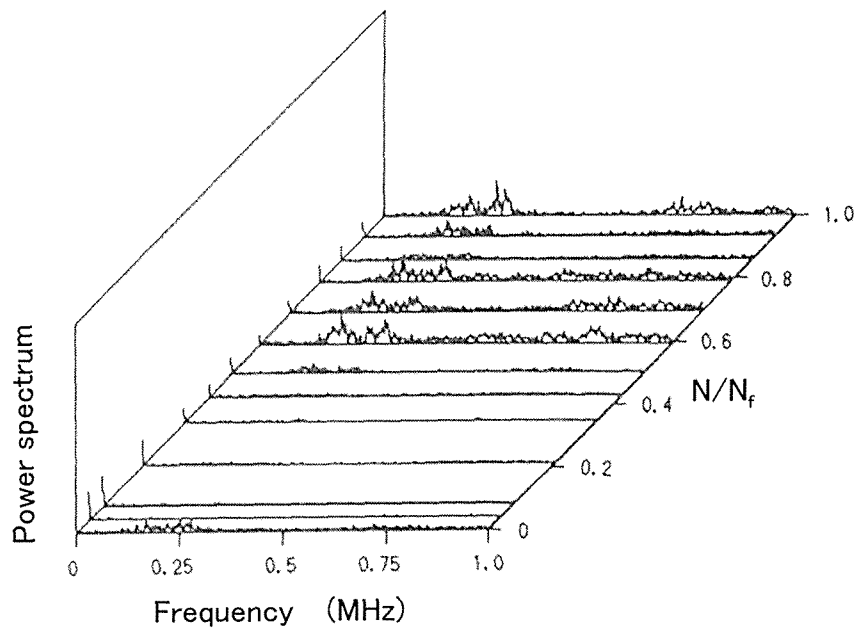
(b) Rolled material ($\sigma_a=137$ MPa, $f=2$ Hz, $R=0$)

図 4. 2. 1 4 (b) 圧延材のパワースペクトル



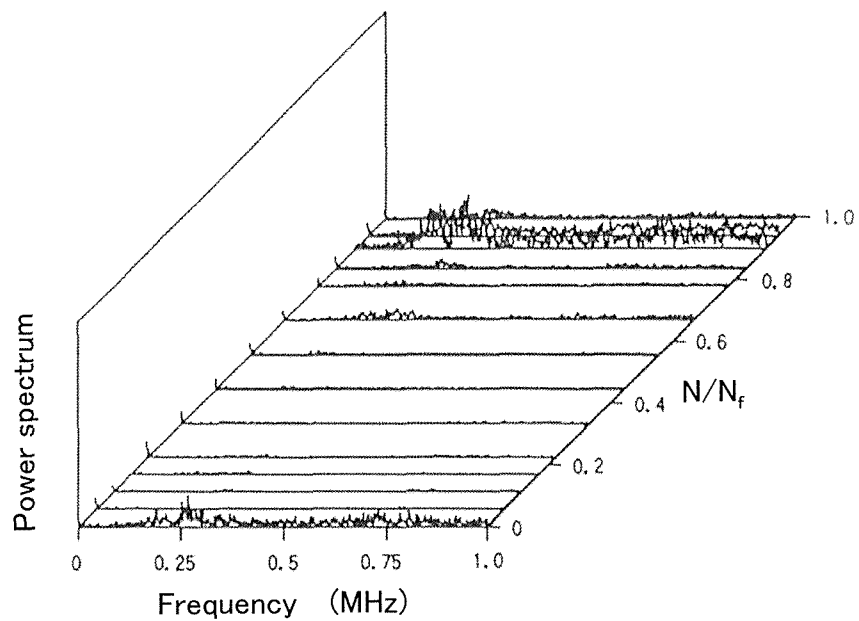
(c) Rolled material ($\sigma_a=177$ MPa, $f=2$ Hz, $R=0$)

図 4. 2. 1 4 (c) 圧延材のパワースペクトル



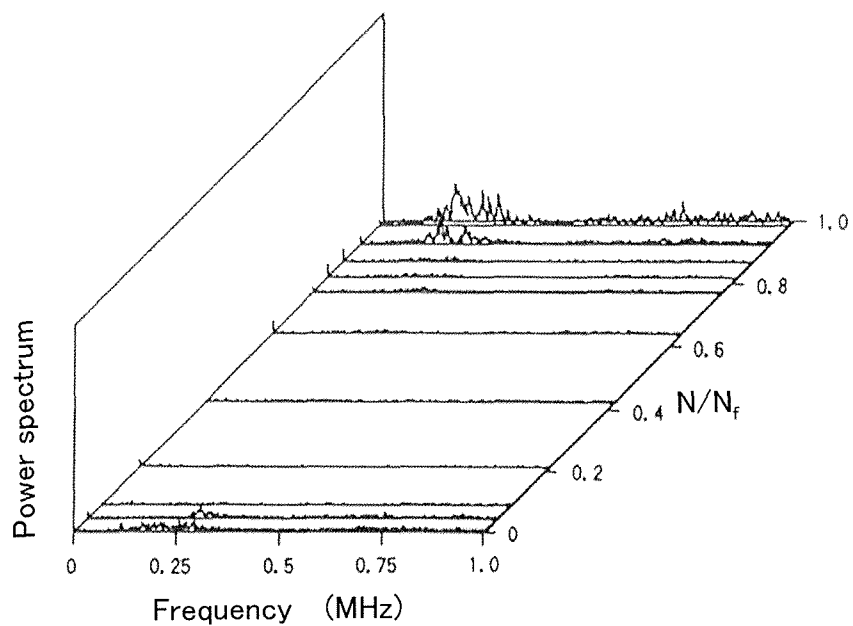
(d) Rolled material ($\sigma_a=79$ MPa, $f=2$ Hz, $R=-1$)

図 4. 2. 1 4 (d) 圧延材のパワースペクトル



(e) Rolled material ($\sigma_a=98$ MPa, $f=2$ Hz, $R=-1$)

図 4. 2. 1 4 (e) 圧延材のパワースペクトル



(f) Rolled material ($\sigma_a=133$ MPa, $f=2$ Hz, $R=-1$)

図 4. 2. 1 4 (f) 圧延材のパワースペクトル

4. 2. 3 結 論

本研究では、アルミニウム合金について疲労試験中のAEの特性を調べるとともに、測定したAE波形の周波数解析を行った結果、以下の結論を得た。

- (1) 供試材の疲労過程におけるAEの発生パターンには三つの領域があり、AEをモニターすることによってその時の供試材の疲労損傷の度合を予測できる。
- (2) 最初の負荷 ($N=1$) で生じるAEエネルギーは最大値を示しており、繰返し応力振幅が大きいほど大きい。
- (3) 最初の負荷 ($N=1$) で生じるAEエネルギーと破断繰返し数 N_f の間には良い相関がみられ、この関係から最初の負荷 ($N=1$) で生じるAEエネルギーを計測することで破断寿命を予測できると考えられる。
- (4) AEエネルギーと繰返し数 N のグラフを近似式で近似したときのAEエネルギー減少係数 A と繰返し応力振幅の間には良い相関がみられ、繰返し応力振幅が大きいほどAEエネルギー減少係数 A の値も大きくなっている。
- (5) AE波形を周波数解析すると特定の周波数帯に大きなパワースペクトルがある。

4. 3 低サイクル引張圧縮疲労におけるAE特性

4. 3. 1 実験方法

試験片 供試材は4. 2節で使用したA5083BE-H112と同じ板材を用いた。したがって化学的成分は表4. 2. 1の通りである。試験片は図4. 3. 1のように機械加工した後、773K、2時間保持後炉冷の焼きなまし処理を行った。熱処理後の機械的性質は前節表4. 2. 2と同じである。低サイクル疲労試験は電気油圧サーボ式疲労試験機を用い、ひずみ制御の両振り三角波の引張・圧縮で行った。本実験では、図4. 3. 2のように1段目の部分はひずみ振幅 $\Delta\epsilon/2$ を0. 5%とし、2段目の部分は $\Delta\epsilon/2$ を0. 75%もしくは1. 0%に変化させた。そして、1段目の繰返し数を n_1 、2段目の繰返し数（振幅を変化させてから残りの破断までの繰返し数）を n_2 とし、 n_1 を100、200、500、1000の4通りでそれぞれ3本ずつの試験片で実験を行った。また、繰返し速度は0. 05Hzとし、1サイクル中を200分割し各分割毎にAE測定を行った。

実験装置 図4. 3. 3に実験装置のブロック図を示す。図のように、ひずみゲージを用いた変位計により試験片の伸びを、ロードセルにより荷重を最終破断までの全サイクルにおいて測定し、ヒステリシスループの変化を求めた。AEの測定は、2MHzの広帯域センサを用い、0. 1～1MHzのバンドパスフィルタ、利得80dB、2レベルしきい値（ $V_H=24\text{mV}$ 、 $V_L=12\text{mV}$ ）によりディスクリミネータとエネルギープロセッサで行った。そして、疲労全過程においてAEパラメータのイベントカウントとAEエネルギーを測定し比較検討を行った。図4. 3. 4（a）に実験状況を、図4. 3. 4（b）に実験装置の全体図を示す。

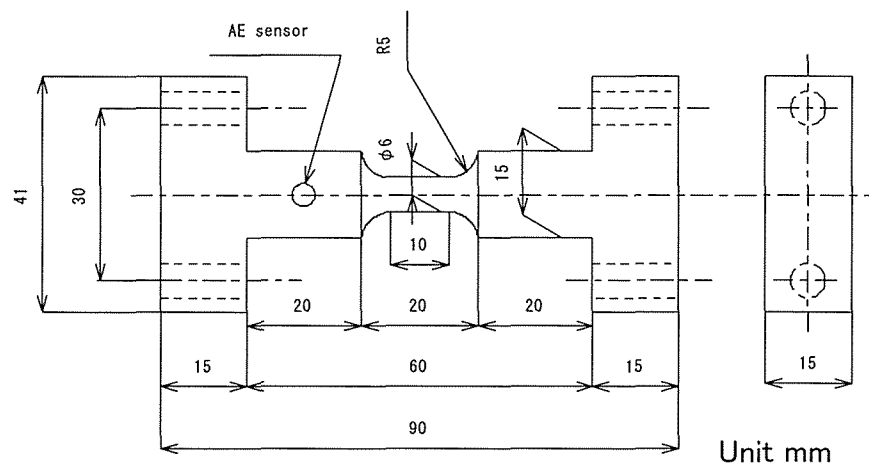


図 4. 3. 1 試験片形状と寸法

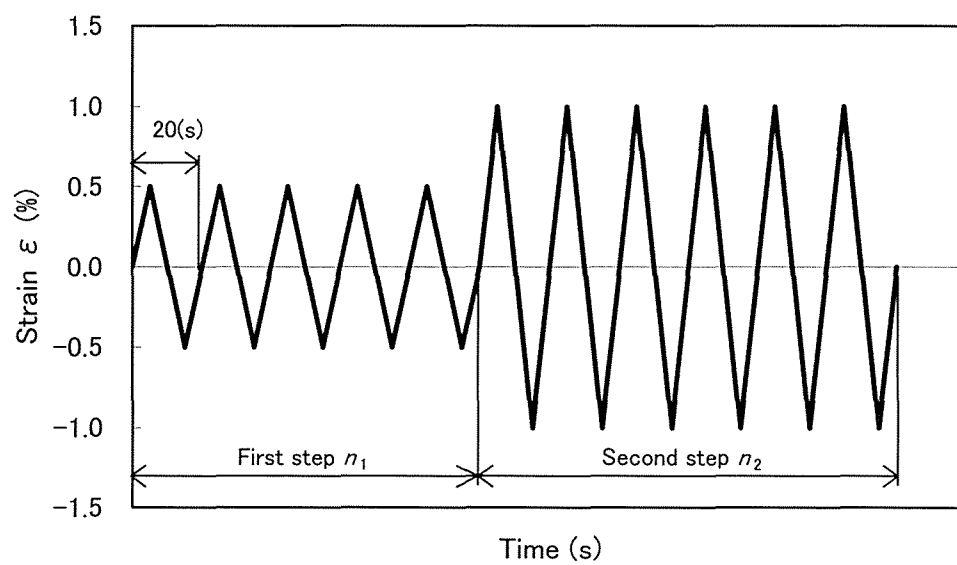


図 4. 3. 2 制御波形

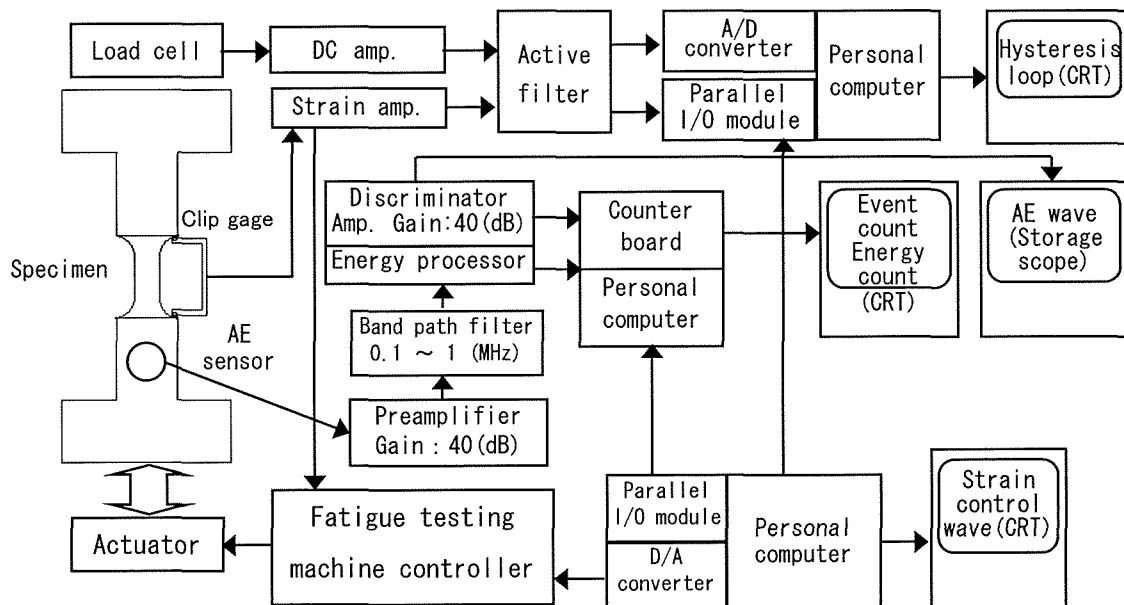


図 4. 3. 3 実験装置ブロック図

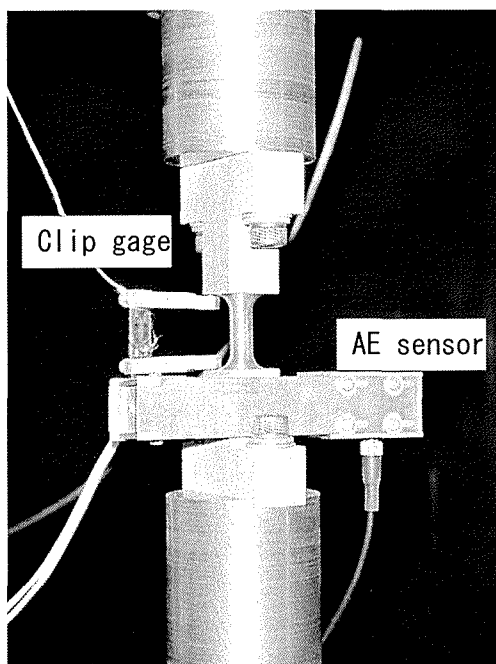


図 4. 3. 4 (a) 実験状況

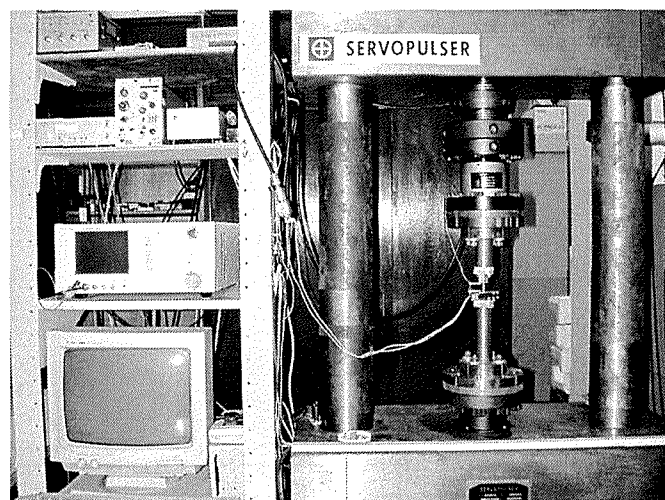


図 4. 3. 4 (b) 実験装置全体図

4. 3. 2 実験結果と考察

1 サイクル中でのA E発生箇所の確認 本実験ではヒステリシスループとA E発生挙動との相関を明らかにするため、図4. 3. 5に示した応力幅の増分 $\Delta\sigma_i$ との関係を特に検討した。図4. 3. 6は測定したヒステリシスループの一例でひずみ振幅が0. 5%から1. 0%に変化する変動振幅の場合であり、また図4. 3. 7は1サイクル中のA Eイベントカウント E_v の変化と応力 σ の変化を示しており、1サイクル中のどこでA Eが発生しているのかについて調べたものである。図中の縦棒グラフが現在のA Eイベントカウント、●印が1サイクル前の応力、▲印が現在のサイクルの応力を表わしている。図中の縦線①、②すなわち現在のサイクル中の各位相での応力が、同じ位相の1サイクル前における応力より大きくなったあたりでA Eが発生し始めており、その後A E発生は徐々に増加し、応力のピークのところでA Eもピークになっていることも確認できる。

1 サイクル毎のA Eイベントカウントの変化 図4. 3. 8は一定ひずみ振幅の場合のA Eイベントカウント E_v の1サイクル毎の変化を示したものである。また、図4. 3. 9と図4. 3. 10は二段二重繰返し試験でのA Eイベントカウント E_v の1サイクル毎の変化を示した一例で、101サイクル目からひずみ振幅を1. 0%に変化させた場合と501サイクル目からひずみ振幅を1. 0%に変化させた場合である。なお、1サイクル目では非常に多くのA Eが発生し、また、破断直前も同様のため破断直前の数サイクルにおいても測定点の表示は省略している。図より2サイクル目からの数サイクルにおいて E_v が徐々に減少しているのがわかる。これは繰返し塑性変形による硬化のためと考えられる。塑性変形時のA Eは転位の運動や結晶のすべり面におけるすべり挙動などと密接に関係していると言われており、これらが繰返し塑性変形に伴い硬化が進み飽和していくため、それと同時にA Eの発生回数も減少していくと考えられる。続いて、ひずみ振幅を変化させた101サイクル目からは再びA Eが発生し、この場合も繰返し数の増加に伴ってA Eが減少しているのがわかる。これは1段目で飽和した平衡状態が2段目の過大負荷によって破られ、転位の運動やすべり変形が再び活発化したためと考えられる。

ここで図4. 3. 11のように1段目、2段目ともに開始直後の数サイクルにおけるA Eの変化を両対数グラフ上にプロットすると直線状に減少することがわかった。この傾向は全ての実験条件で成立した。したがって以後の

考察ではこの勾配，すなわち A E の減少係数に注目した．

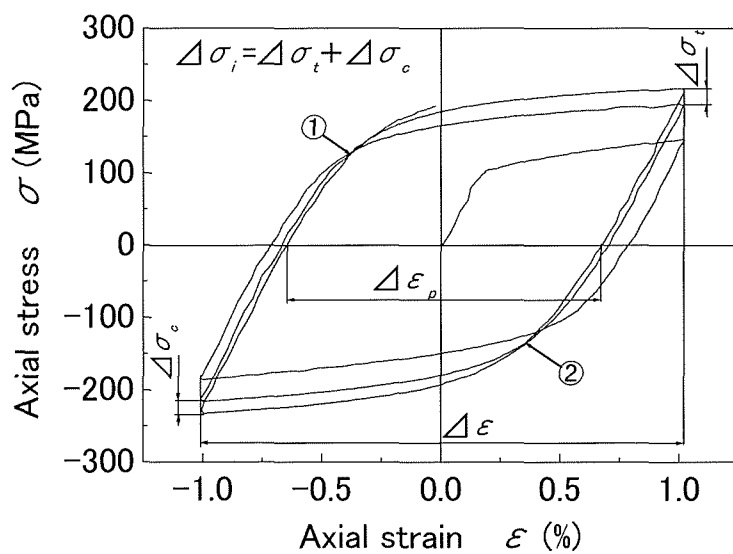


図 4. 3. 5 ヒステリシスループ上の応力幅の増分の定義

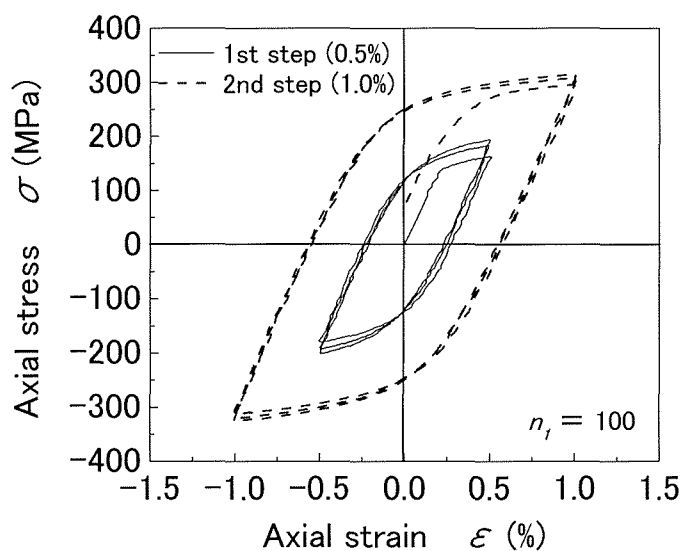


図 4. 3. 6 2 段 2 重負荷のヒステリシスループの一例

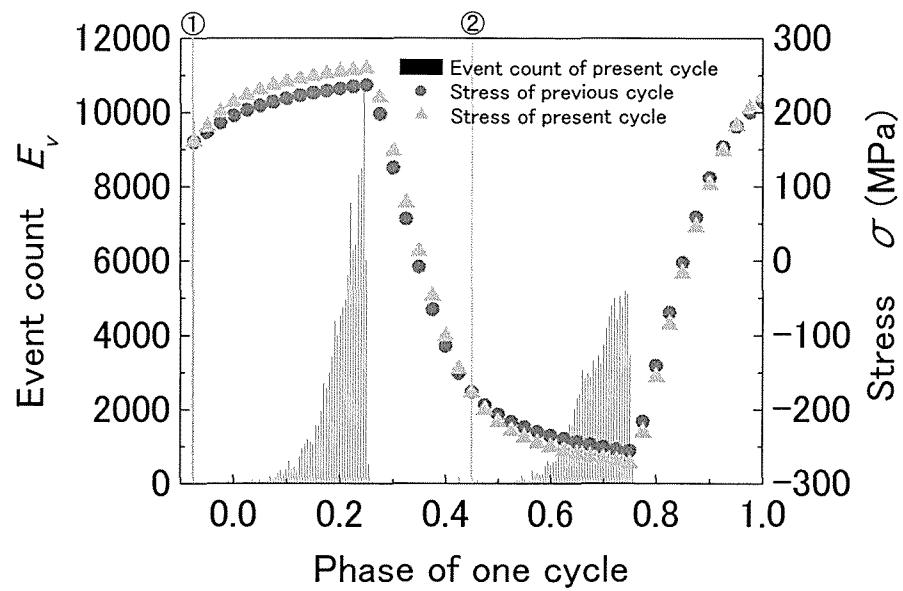


図 4.3.7 1 サイクル中における A E の発生分布

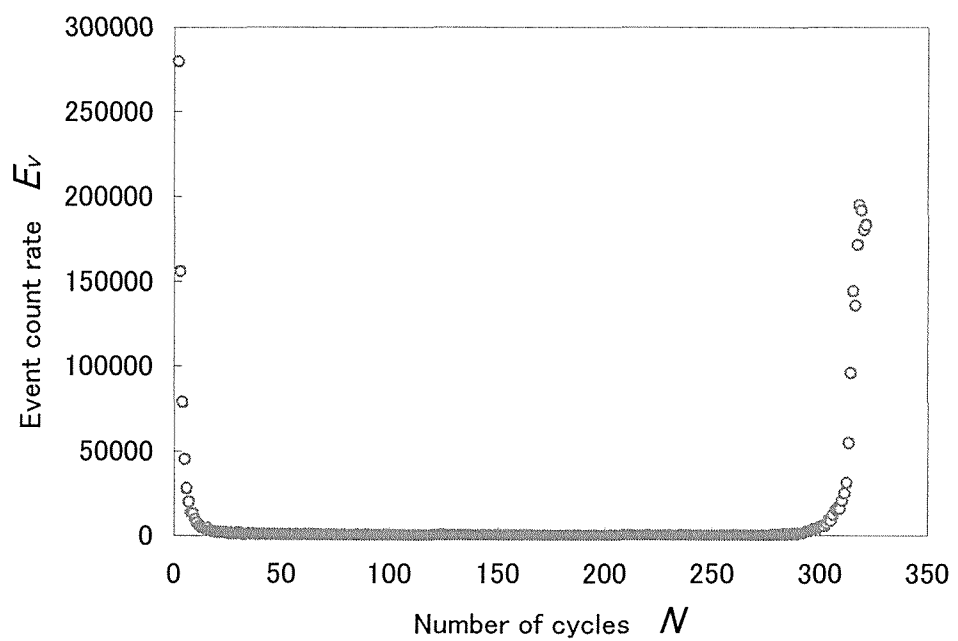


図 4.3.8 イベントカウントと繰返し数の関係
(一定ひずみ振幅)

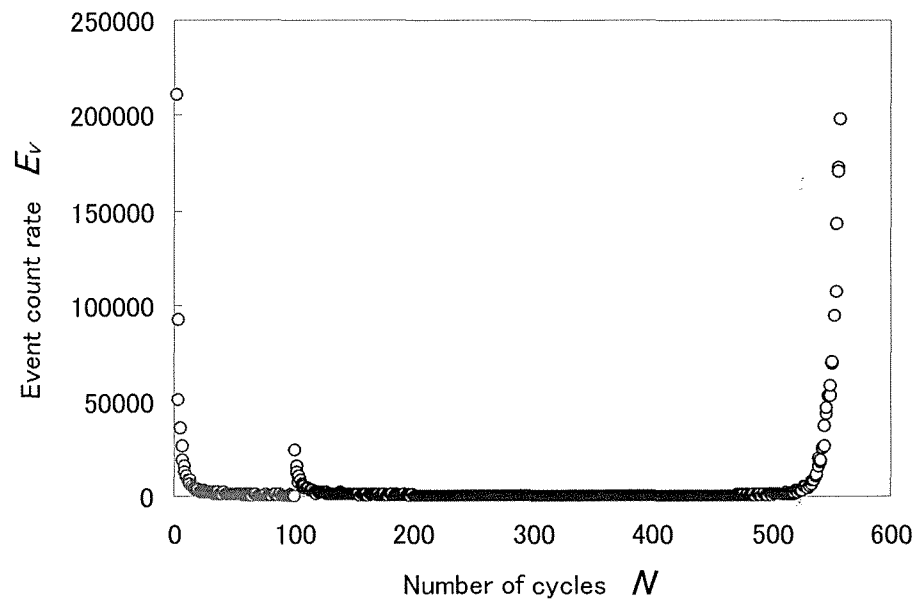


図 4. 3. 9 イベントカウントと繰返し数の関係
(2 段 2 重ひずみ振幅, $n_1=100$)

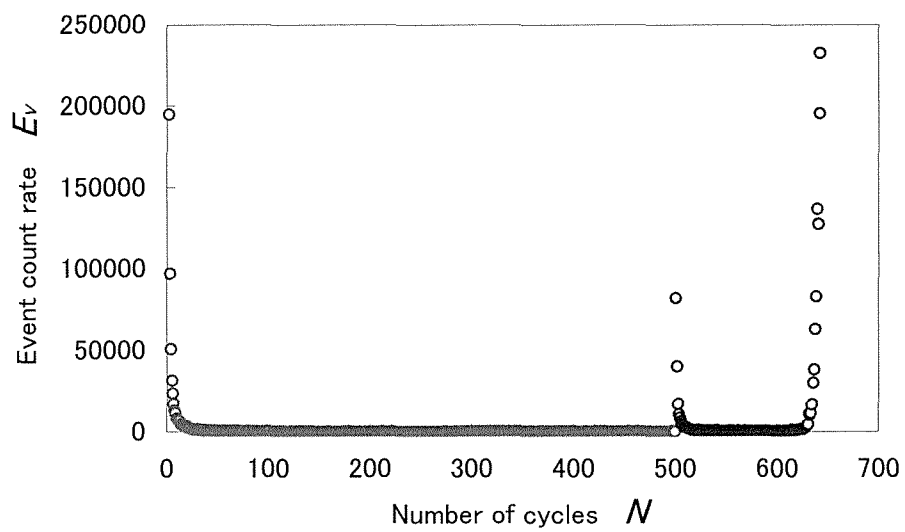


図 4. 3. 10 イベントカウントと繰返し数の関係
(2 段 2 重ひずみ振幅, $n_1=500$)

1 段目と 2 段目の開始点から 10 サイクル中の AE イベントカウントの変化 図 4. 3. 12 (a), (b) は二段二重繰返し試験での 1 段目と 2 段目のそれぞれの開始点から 10 サイクル中の AE イベントカウント E_v と繰返し数の関係を示している。図中 (a) はひずみ振幅 $\Delta\varepsilon/2$ が 0.5% から 1.0% に, (b) は同様に 0.75% に変化させたもので, それぞれ 1 段目の繰返し数を 4 種類示している。図より全ての場合で AE は直線的に減少しており試験条件によってその減少係数が異なるようである。ここで, 最小二乗法により直線近似したこの勾配値を AE の減少係数 $C_{ev,2}$ と定義した。つぎに, 図 4. 3. 13 は 2 段目の最初の負荷での AE イベントカウントと 1 段目の全繰返し数との関係を示している。図中のエラーバーは同一試験条件で最低 3 本実施した結果のばらつき範囲であり, ●印と ▲印は平均値である。2 段目の $\Delta\varepsilon/2$ が 0.75%, 1.0% とともに n_1 が大きいほど E_v は減少しているが絶対値には大きな差がある。図 4. 3. 14 は 2 段目での減少係数と 1 段目の全繰返し数との関係を示している。この場合も図 4. 3. 13 と同様の傾向を示しており, したがって両図より 2 段目での AE の発生挙動は 1 段目の全繰返し数に大きく影響されることがわかる。

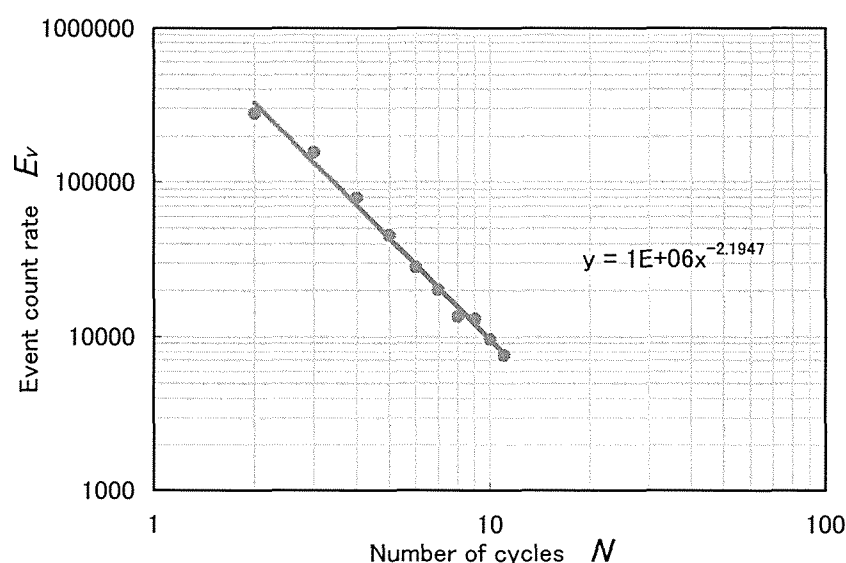
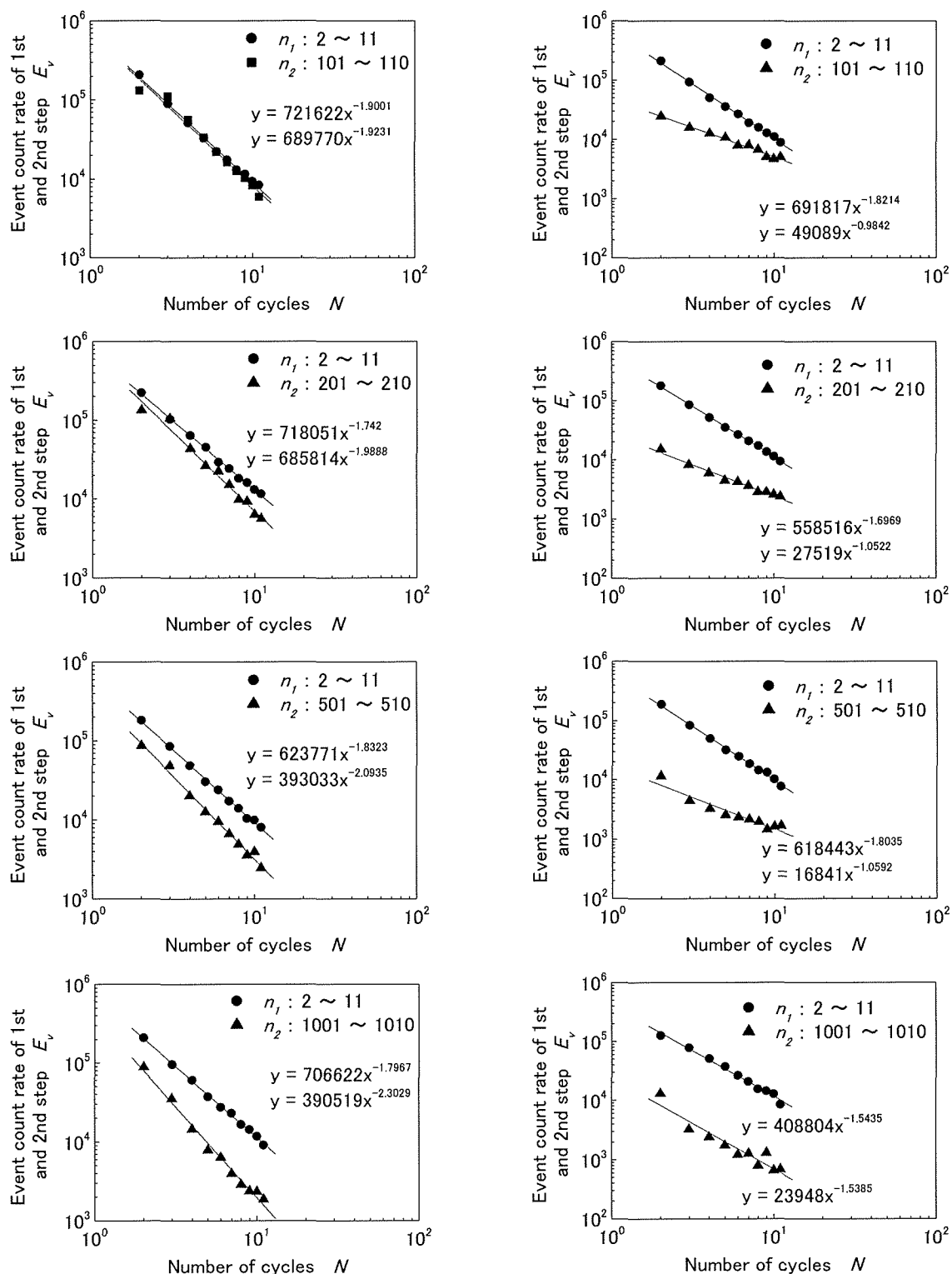


図 4. 3. 11 イベントカウントと繰返し数の関係
(両対数表示)



(a) $\triangle \varepsilon / 2 = 0.5\% \rightarrow 1.0\%$

(b) $\triangle \varepsilon / 2 = 0.5\% \rightarrow 0.75\%$

図 4.3.12 1, 2 段目初期のイベントカウント
と繰返し数の関係

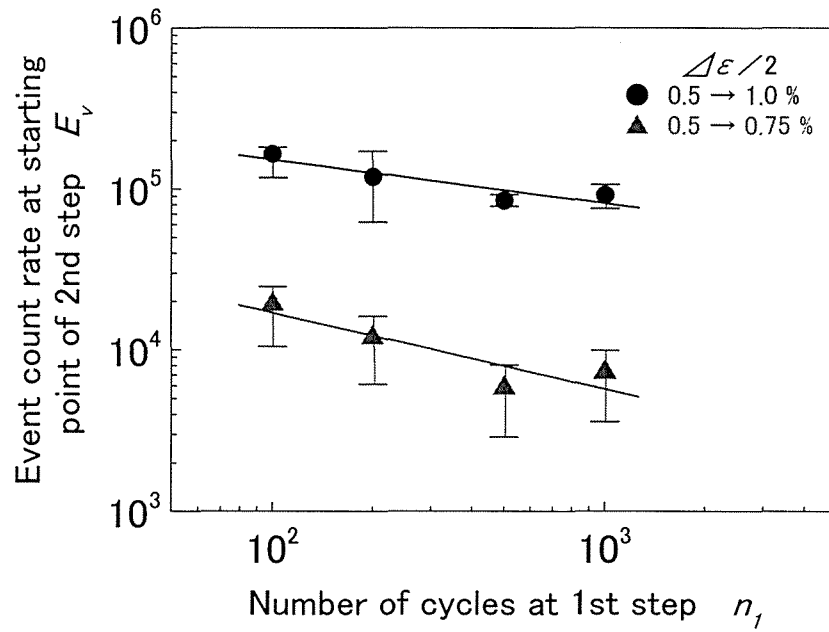


図 4. 3. 1 3 2 段目開始直後のイベントカウント
と 1 段目の繰り返し数の関係

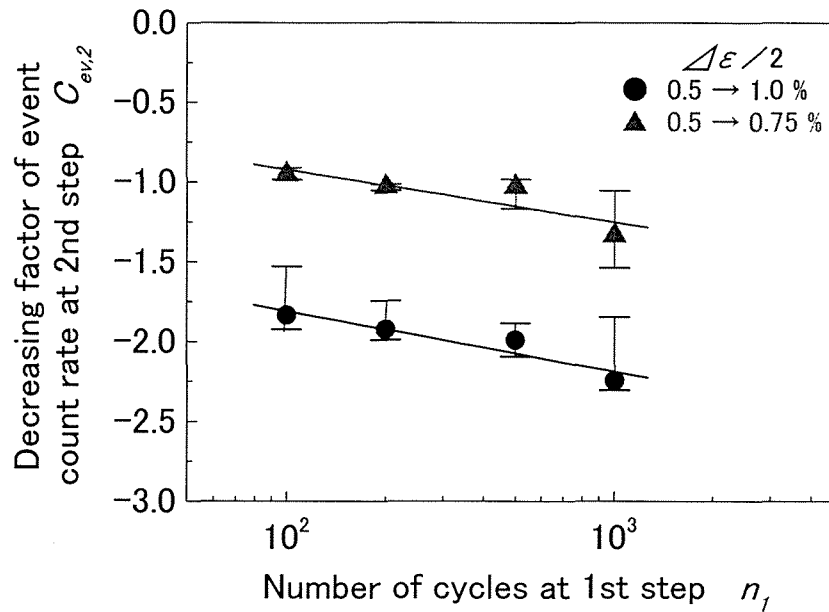
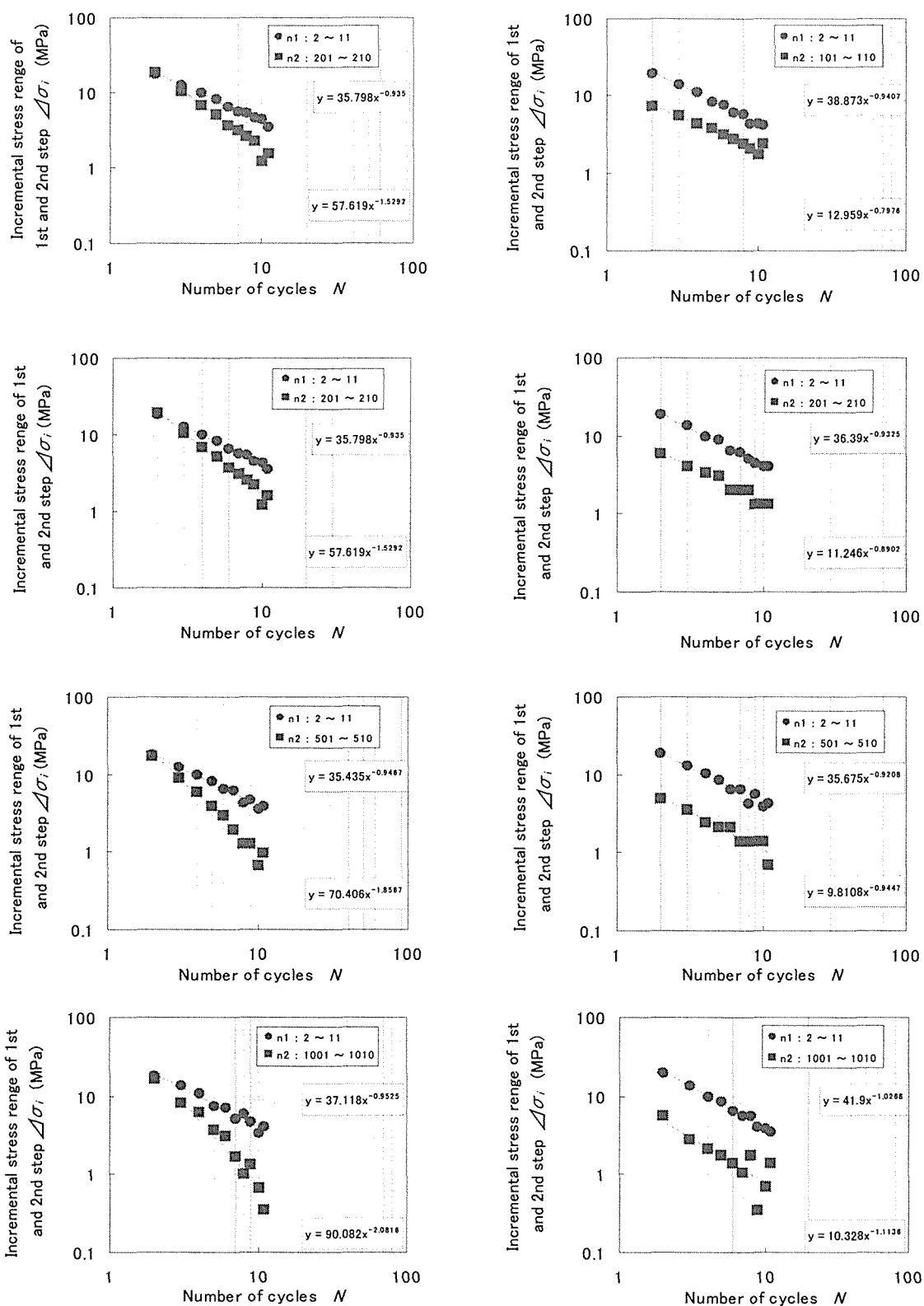


図 4. 3. 1 4 2 段目のイベントカウント減少係数
と 1 段目の繰り返し数の関係

1 段目と 2 段目の開始点から 10 サイクル中の応力幅の増分の変化

図 4. 3. 15 は図 4. 3. 5 で定義した応力幅の増分 $\Delta\sigma_i$ の変化を 1 段目と 2 段目のそれぞれの開始点から 10 サイクル中示したものである。図中 (a) はひずみ振幅 $\Delta\varepsilon/2$ が 0.5% から 1.0% に, (b) は同様に 0.75% に変化させたもので, それぞれ 1 段目の繰返し数を 4 種類示している。図より全ての場合で $\Delta\sigma_i$ はほぼ直線的に減少しており試験条件によってその減少係数が異なるのがわかる。ここで, 最小二乗法により直線近似したこの勾配値を応力幅の減少係数 $C_{sir,2}$ と定義した。この場合も前述の図 4. 3. 13 と図 4. 3. 14 のイベントカウントのときと同様に 1 段目の全繰返し数との関係について求めてみる。図 4. 3. 16 は 2 段目の最初の負荷での $\Delta\sigma_i$ と 1 段目の全繰返し数との関係を示している。図中のエラーバーはこの場合も同一試験条件で最低 3 本実施した結果のばらつき範囲であり, ●印と▲印は平均値である。2 段目の $\Delta\varepsilon/2$ が 0.75%, 1.0% とともに $C_{sir,2}$ は n_1 が大きいほど減少しているが絶対値には大きな差がある。図 4. 3. 17 は 2 段目での減少係数と 1 段目の全繰返し数との関係を示している。この場合も図 4. 3. 16 と同様の傾向を示しており, したがって両図より 2 段目での $\Delta\sigma_i$ の挙動は 1 段目の全繰返し数に大きく影響されることがわかる。さらに図 4. 3. 16 において 2 段目の $\Delta\sigma_i$ は 2 段目の $\Delta\varepsilon/2$ が大きいほど大きく, 図 4. 3. 17 においても 2 段目の応力幅の減少係数 $C_{sir,2}$ は 2 段目の $\Delta\varepsilon/2$ が大きいほど大きい。

寿命予測 図 4. 3. 18 は 2 段目のイベントカウント減少係数 $C_{ev,2}$ と 2 段目の応力幅増分の減少係数 $C_{sir,2}$ との関係を生全ての試験条件について示している。図より多少ばらつきはあるが両者は相関があり一つの直線で表せるようである。このことはカイザー効果⁽¹⁰⁾が成立していることがうかがえる。つぎに図 4. 3. 19 は寿命予測の可能性について検討したものであり, 2 段目でのイベントカウント減少係数 $C_{ev,2}$ と 2 段目以降から最終破断までの繰返し数との関係を示している。この場合生全ての試験条件の生全ての試験片について示しているが, 多少ばらつきはあるが両者は良い相関があり直線近似できることがわかる。以上の結果から, 2 段目の開始直後の 10 サイクル程度のイベントカウント減少係数 $C_{ev,2}$ を求めることによって, それまでに加えられた 1 段目の疲労損傷を知ること無しに 2 段目以降の寿命を予測することができると考えられる。



(a) $\Delta\varepsilon/2 = 0.5\% \rightarrow 1.0\%$ (b) $\Delta\varepsilon/2 = 0.5\% \rightarrow 0.75\%$

図 4.3.15 1, 2 段目初期の応力幅の増分
と繰返し数の関係

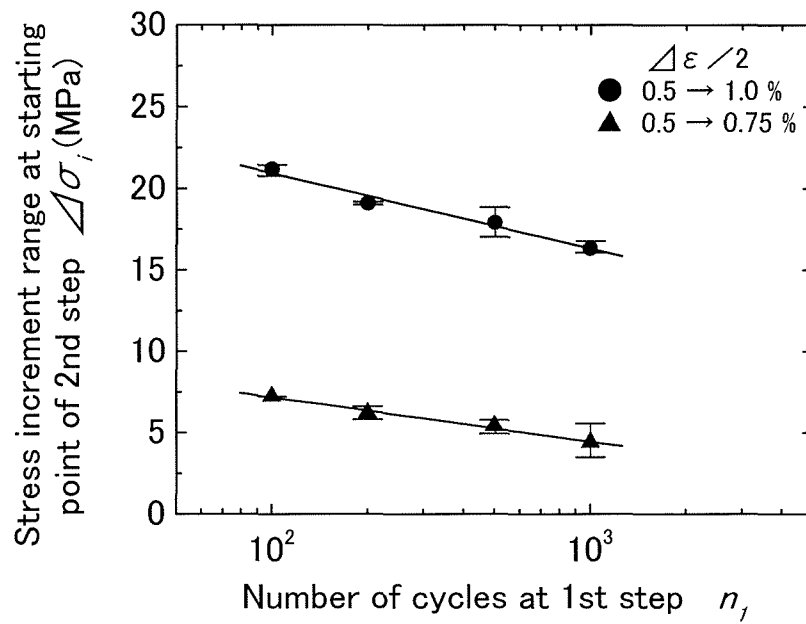


図 4. 3. 1 6 2 段目初期の応力幅の増分
と 1 段目の繰返し数との関係

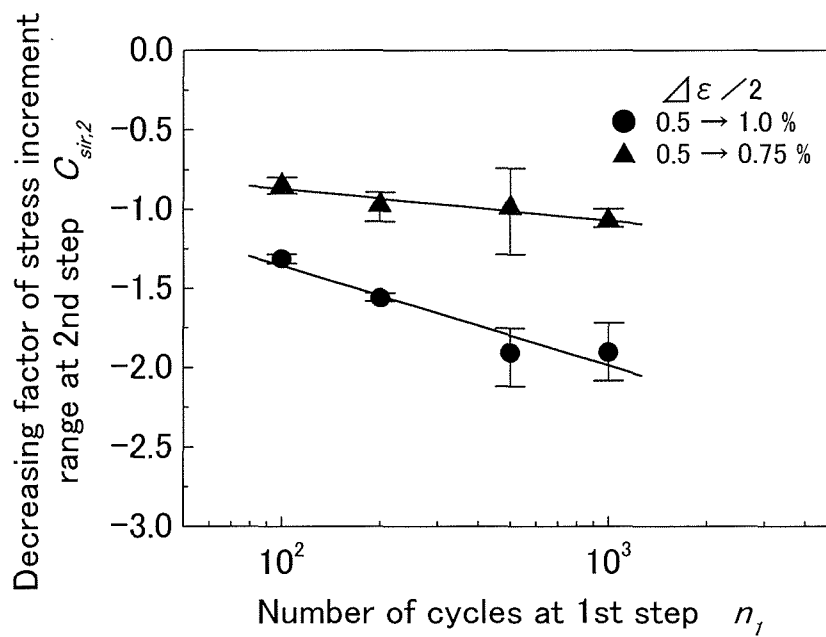


図 4. 3. 1 7 2 段目初期の応力幅の増分係数
と 1 段目の繰返し数との関係

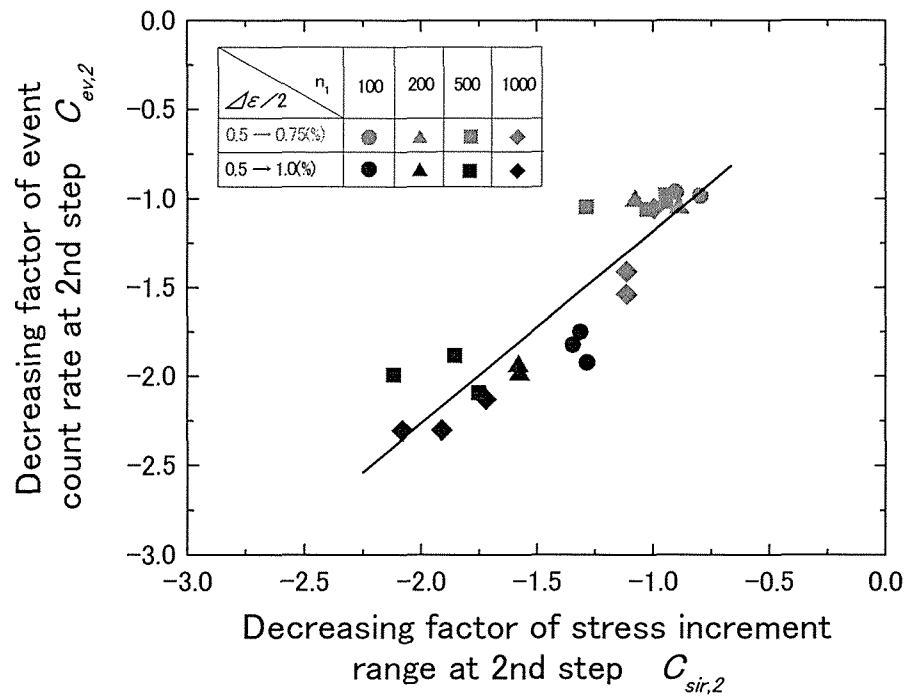


図 4. 3. 1 8 2 段目初期のイベントカウント減少係数
と 2 段目初期の応力幅の増分係数との関係

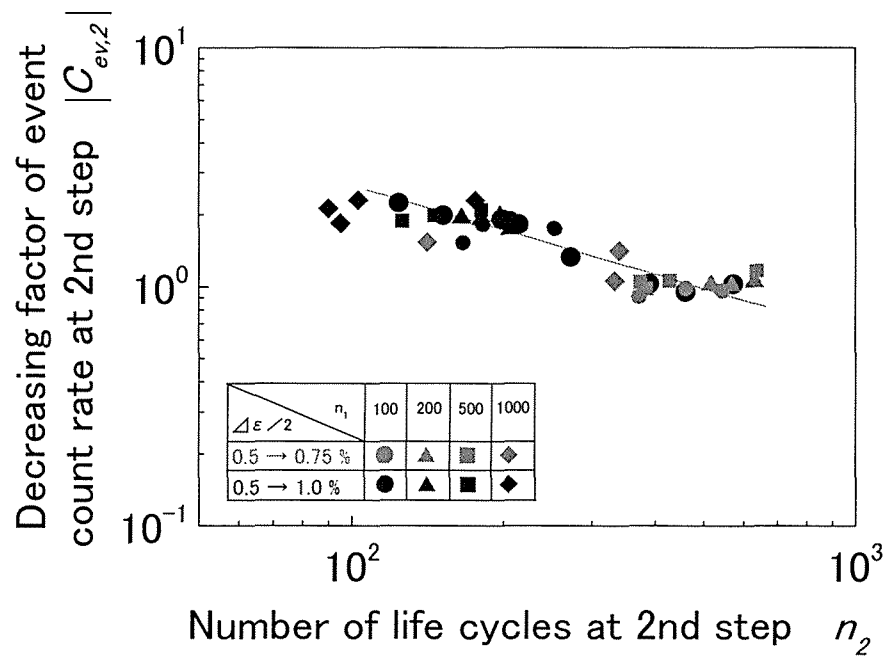


図 4. 3. 1 9 2 段目初期のイベントカウント減少係数
と 2 段目以降の余寿命との関係

4. 3. 3 結 論

アルミニウム合金A5083の二段二重低サイクル疲労におけるAEを測定し，AEイベントカウントと繰返し数およびヒステリシスループとの関連を調べた結果，以下のことがわかった．

- (1) 2段目におけるAEイベントカウントと応力幅の増分との間には同様の傾向が見られることから，両者には相関があることがわかった．
- (2) 二段二重低サイクル疲労の場合においては，1段目のひずみ振幅を0.5%から変化させる場合に関して言えば，2段目におけるひずみ振幅の変化量が異なっても，2段目の減少係数 $C_{ev,2}$ を求めることができ，その $C_{ev,2}$ より2段目以降の余寿命を予測することが可能であることがわかった．

4. 4 参考文献

- (1) 岸輝雄, 小幡義彦, 田中博, 榊原安英, 堀内良, 青木顕一郎, 日本金属学会誌, 40-5(1976), 492-498.
- (2) 森康彦, 永田敬, 岸輝雄, 堀内良, 東京大学宇宙航空研究所報告, 14-2(A) (1978), 737-748.
- (3) 夏目喜孝, 宮川進, 時森好孝, 材料, 38-430(1989), 796-801.
- (4) M. Nabil Bassim, Progress in Acoustic Emission VI, (1992), 347-352.
- (5) 西田正孝, 応力集中, (1973), 572, 森北出版.
- (6) 岸輝雄, 加藤明, 栗林一彦, 堀内良, 日本金属学会誌, 41-9, (1977), 897-904.
- (7) 尾上守夫, アコースティック・エミッションの基礎と応用, (1976), 87, コロナ社.
- (8) 河本實, 他 10 名, 金属の疲れと設計, (1972), 61-63, コロナ社.
- (9) 村中一裕, 他 4 名, 機講論, No.940-30, (1994-8), 640-642.
- (10) 大津政康, アコースティック・エミッションの特性と理論, (1988), 32, 森北出版.

第5章

レーザスペckル法による金属表面損傷の非破壊評価

〈 Noncontact な方法 〉

5. 1 概 要

第2章の2. 1 疲労損傷の微視的メカニズムの概要で述べたように、疲労破壊時には巨視き裂発生以前においてすべり帯やマイクロクラック等の発生、進展過程における表面微視組織変化の結果としての表面あれが起こる。したがって、非破壊試験による疲労損傷評価および余寿命評価ではこれらの表面微視組織変化を非接触かつ定量的に捕らえることが要求されている。そのための光学的手法の一例としてレーザ光の散乱を用いた疲労センサの開発が試みられている⁽¹⁾。本研究で提案の表面損傷評価手法は静的負荷下における検討であるが、同じ表面の凹凸変化を評価する手法の応用として疲労損傷評価への適用も考えられる。以下に本研究の概要について述べる。

金属の粗面にレーザ光を照射すると、その反射光はレーザ光特有の干渉効果によってスペックル状を呈する。このスペックルパターンは材料粗面の状態に応じて変化するため、スペックル濃度分布を計測することによって表面あらさや、塑性ひずみを非接触で推定することができる^{(2)~(10)}。この方法を応用してアルミニウム多結晶板の単軸引張りにおいて、スペックル濃度分布が材料の異方性に応じてだ円状に広がることに着目し、分布状態をだ円関数で近似し、だ円のアスペクト比と塑性ひずみの関係を求めた。そして、焼きなまし材と圧延材とでそれぞれ特徴的な挙動を示すなど2、3の知見を得ている⁽¹¹⁾。

本章ではまず、5. 2節において材料の塑性変形に伴う表面あれに応じたスペックル濃度分布がだ円状に変化することに着目して、その変化をアスペクト比によって評価する方法を説明している。

5. 3節においては近年材料力学の分野においても取り入れられているフラクタル幾何学^{(12)~(18)}による解析によって、スペックル濃度分布の変化と表面あれの撮影画像に対してフラクタル次元によって定量的に評価する方法について説明している。

5. 4節においては、上記5. 2節に述べた手法によって多結晶アルミニウムの圧延材とその焼きなまし材の単軸引張変形下における塑性ひずみの増加に伴うスペックル濃度分布をアスペクト比で評価し、塑性ひずみおよび材料の塑性異方性との相関について考察している。

つづいて、5. 5節においてはアルミニウム多結晶板の塑性変形に伴う表面あれの評価を5. 2節で述べた手法によって行っている。ここで、塑性変形状態の表面あれの原因は主に結晶粒の回転とすべり帯の発達であるといわ

れているが⁽¹⁹⁾⁽²⁰⁾、これらの変化は結晶粒径や圧延材の場合は圧下率の影響によって異なる⁽²¹⁾⁽²²⁾。前節では結晶粒径、圧下率の影響については検討していなかった。したがって本節では焼きなまし材の結晶粒径を種々変えた場合と、圧延材の圧下率を変えた場合についてそれぞれ実験を行い、アスペクト比の変化に及ぼす影響について検討を行った。さらに5.3節で述べた手法によってスペックル濃度分布のフラクタル次元を求めるとともに、試料表面あれの状態を金属顕微鏡で撮影し、その画像に対してもフラクタル次元を求めてその変化を検討している。

5.2 レーザスペックル法による金属表面あれの評価原理

レーザスペックル法は、微小変形を対象とした方法として例えばスペックル干渉法、スペックル写真法、スペックル相関法などがある。また、スペックルパターン強度分布を測定して、塑性ひずみとの相関を求める試みもいくつかなされており、例えばアルミニウム単結晶板においてスペックルパターンの最大光強度比を求めたもの⁽²³⁾、反射光強度の半値幅を用いたもの⁽²⁴⁾、強度分布の統計的パラメータ C_k によるもの⁽²⁵⁾⁽²⁶⁾、相関関数によるもの⁽²⁷⁾などがある。

本章では多結晶アルミニウムの圧延材とその焼きなまし材の単軸引張変形下における塑性ひずみの増加に伴い、スペックル強度分布が材料の塑性異方性に対応してだ円形状に変化することに着目し、同輝度値の分布状態をだ円関数で近似しその短軸と長軸の比であるアスペクト比と塑性ひずみおよび材料の塑性異方性との相関について考察している。

スペックル濃度分布のアスペクト比 本研究では特にスペックルパターンの濃度分布の外形形状の変化に注目しており、外形形状が試験片表面の凹凸の変化に対応してほぼだ円状に変化していくため、最小二乗法を用いてだ円関数で近似し、その長短軸の半径比であるアスペクト比を求め、試験片のひずみ等との関係を明らかにした。また、以後のだ円の半径、アスペクト比等の結果のとりまとめはスペックル濃度分布の濃度値10におけるものを用いた。この理由は低濃度値側がばらつきが少なく変化も大きいためである。最小二乗法を用いただ円関数近似法は以下の様である。式(5・2・1)のだ円の式中 a 、 b は図5.2.3の近似だ円の x 方向半径と y 方向半径である。また、式(5・2・2)中 x_i 、 y_i は任意の輝度値でスライスした断面上

に含まれる測定点の x , y 座標値, n はその測定点の数であり, S は残差の 2 乗の総和である. したがって式 (5・2・3) から a , b を決定できる.

$$\frac{x^2}{a^2} + \frac{y^2}{b^2} = 1 \quad (5 \cdot 2 \cdot 1)$$

$$S = \sum_{i=1}^n \left\{ y_i^2 - \left(b^2 - \frac{b^2}{a^2} x_i^2 \right) \right\}^2 \quad (5 \cdot 2 \cdot 2)$$

$$\frac{\partial S}{\partial a} = 0, \quad \frac{\partial S}{\partial b} = 0 \quad (5 \cdot 2 \cdot 3)$$

図 5. 2. 1 は CCD カメラで撮影したスペックル濃度分布の一例で, この濃度分布を 3 次的に 256 × 256 ピクセル, 256 濃度階調で表したのが図 5. 2. 2 である. さらに, このデータから任意の濃度値でスライスしたデータを抽出したのが図 5. 2. 3 である. この画素分布を上記の方法で円近似した円の半径 a , b を求めている.

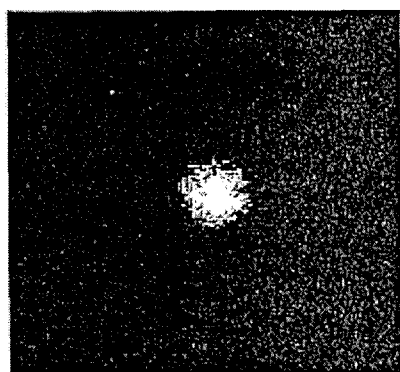


図 5. 2. 1 スペックル濃度分布 (2 次元表示)

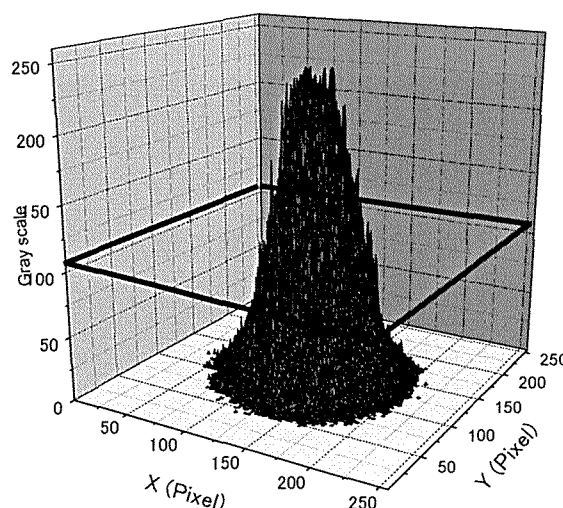


図 5. 2. 2 スペックル濃度分布 (3 次元表示)

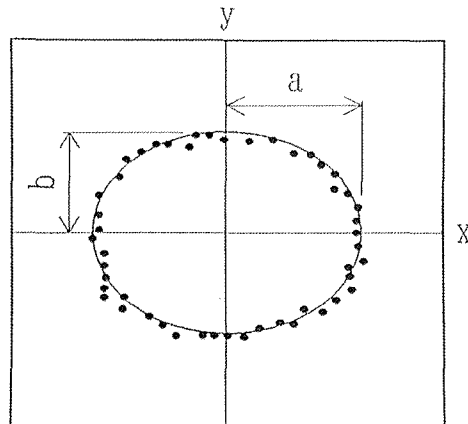


図 5. 2. 3 だ円近似の模式図

5. 3 フラクタル法による表面あれの定量的評価法

フラクタルの概念 フラクタルはマンデルブロ (Benoit B. Mandelbrot) が 1975 年に発表した新概念で、図形の一部を拡大すると元の図形と同じになるという自己相似性 (self-similarity), あるいは、縮尺の変化に対して変化しないスケール不変性 (scale-invariance) を持つ複雑なパターンや空間内の点の集合と定義され、自然界の多くの無秩序現象が本質的にフラクタル性を持っていることを指摘した。したがって、種々の応用面で、測定されたデータを解析する場合両対数グラフ上にデータをプロットすると右下がりの直線分布すなわち

$$f(x) = c x^{-D} \quad (5 \cdot 3 \cdot 1)$$

のべき乗則分布の場合では横軸を定数倍してもスペクトル形状は平行移動するのみで自己相似性が成立する。すなわち式 (5・3・1) は x を kx と定数倍しても

$$f(kx) = c(kx)^{-D} = k^{-D} f(x) \quad (5 \cdot 3 \cdot 2)$$

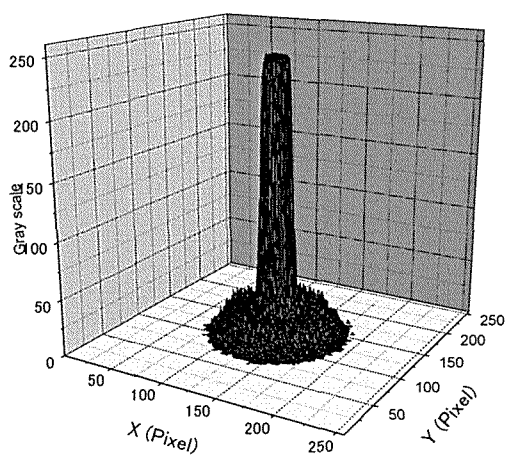
であり、 $f(x)$ の定数倍の変化であるという自己相似性をもっている。この場合の指数 D がフラクタル次元である。このように通常の整数次元に対して非整数に拡張されたフラクタル次元によって自然界のさまざまな形状や現象を

定量的に分類，解析できる．

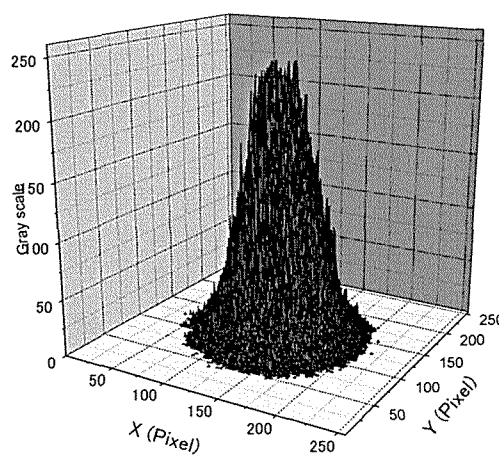
工学の分野でも時系列データや表面形状の複雑さ等を定量的に表現する方法としてフラクタル次元が利用されており，その解析方法としていくつかの方法があるが，本研究ではレーザスペckル濃度分布データと表面形状画像データの両方共にボックスカウント法⁽²⁸⁾を用いてフラクタル次元解析を行った．すなわち，CCDカメラで得られた 768×512 ピクセル，濃度値 256 の原画像から 256×256 ピクセル，濃度値 256 のデータに切り取り図5.3.1のような立方体の3次元データを用意した．これを図5.3.2のように各辺を基準寸法 r の立方体に分割する．この r の大きさを種々変化させた場合データを含むボックス数 $N(r)$ を測定するとフラクタル性があれば式 $(5.3.3)$ が成立する．

$$N(r) \propto r^{-D} \quad (5.3.3)$$

この指数部 D がフラクタル次元となる．上式の r と $N(r)$ を両対数線図で整理したとき直線の傾きからフラクタル次元 D が求まる．



(a) 塑性変形前



(b) 塑性変形後

図 5.3.1 スペckル濃度分布の変化

本研究で用いる解析データは $256 \times 256 \times 256$ の離散型であり，基準寸法 r の最小値は $1/256$ となりこの時の $N(r)$ は全ての画像において 256^2 と一定値になる．しかし全ての画像において $N(r)$ が 10^4 以下においては図 5. 3. 3 のように両対数線図上で $N(r)$ と r は直線的であったため，本研究では $2 \leq N(r) \leq 10^4$ の範囲内において最小二乗法により直線近似し D を算出した．さらに図 5. 3. 4 のような表面形状画像データにおいては表面あれの異方性を明らかにする目的で，得られた試験片表面画像に対して試験片の軸方向 (0° 方向)，とそれに直交した幅方向 (90° 方向) のそれぞれの一直線上の輝度分布データを取り出し，二次元のボックスカウント法を用いてフラクタル次元を求めた．

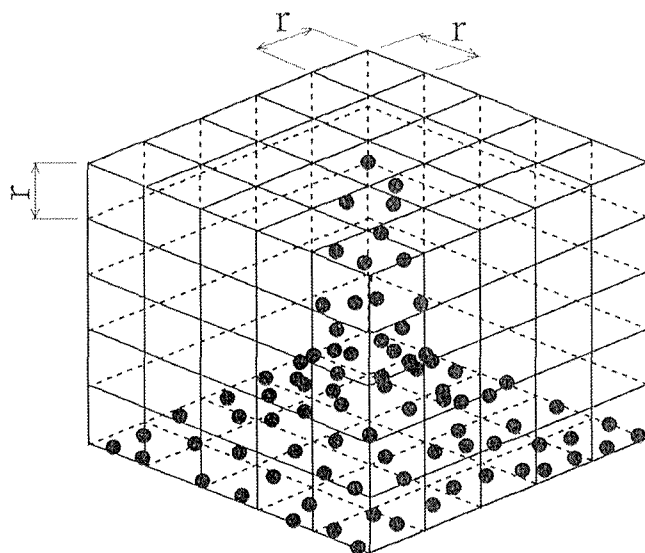


図 5. 3. 2 ボックスカウント法

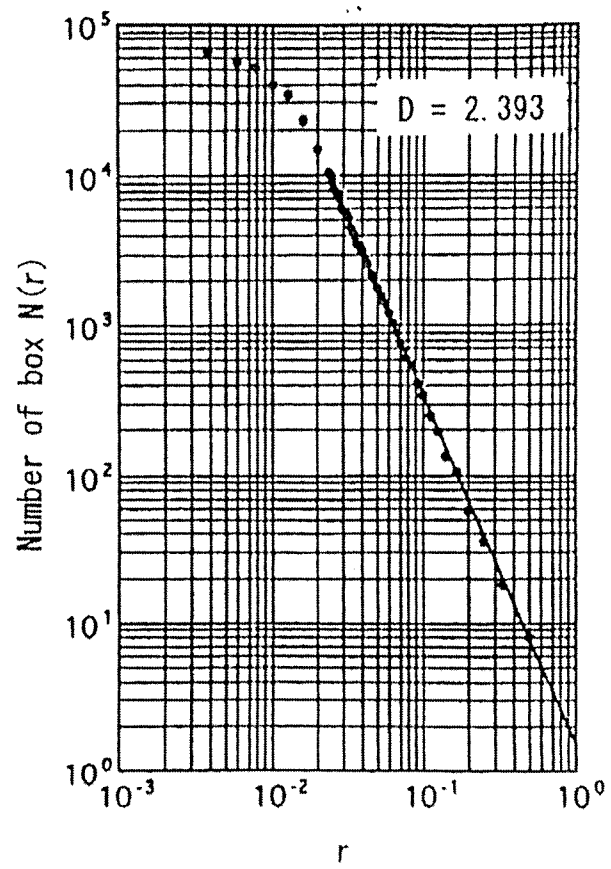


図 5. 3. 3 フラクタル次元 D

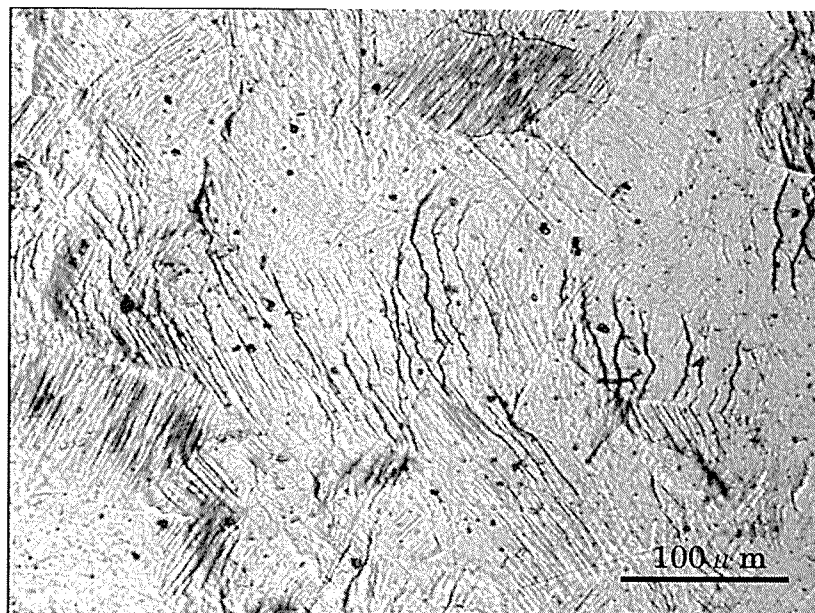


図 5. 3. 4 アルミニウムの塑性変形後の表面写真例

5. 4 静的塑性変形状態のレーザスペックル法による評価

5. 4. 1 実験方法

試験片 試験片は市販の純アルミニウム板材 (A1100PH24, 板厚 3mm) から, 圧延方向が試験片の軸方向と一致するもの (以下 $\theta = 0^\circ$), 圧延方向が試験片の軸方向に対して反時計方向に 45° 傾いたもの (以下 $\theta = 45^\circ$) の 2 種類を切り出し, 図 5. 4. 1 の形状寸法に機械加工した. $\theta = 0^\circ$ 材については 773K, 2 時間保持後炉冷した焼きなまし材も用意した. 焼きなまし条件は結晶粒径をそろえ, 異方性を小さくするために標準的な方法より余裕を見ている. 以後, 非焼きなまし材を N 材, 焼きなまし材を A 材と呼ぶ. 図 5. 4. 2 は N, A 両材 ($\theta = 0^\circ$) の顕微鏡写真であり, (a) は N 材で, 結晶粒が圧延方向に流れ, (b) の A 材は結晶粒形に方向性がないのがわかる. 試験片はその後, 耐水サンドペーパーとダイヤモンドペーストにより鏡面仕上げした. この鏡面仕上げにおいて, 表面の微細な傷はスペックルパターンの分布に大きく影響する. したがって本実験では, 初期状態においてスペック

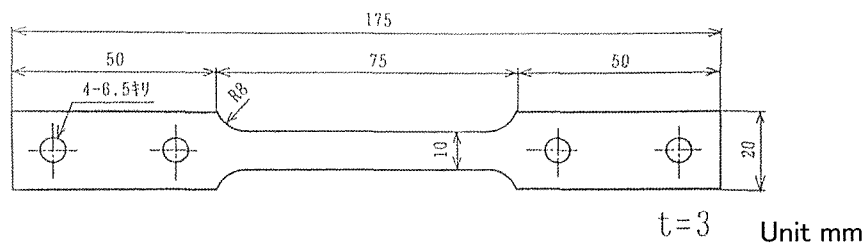
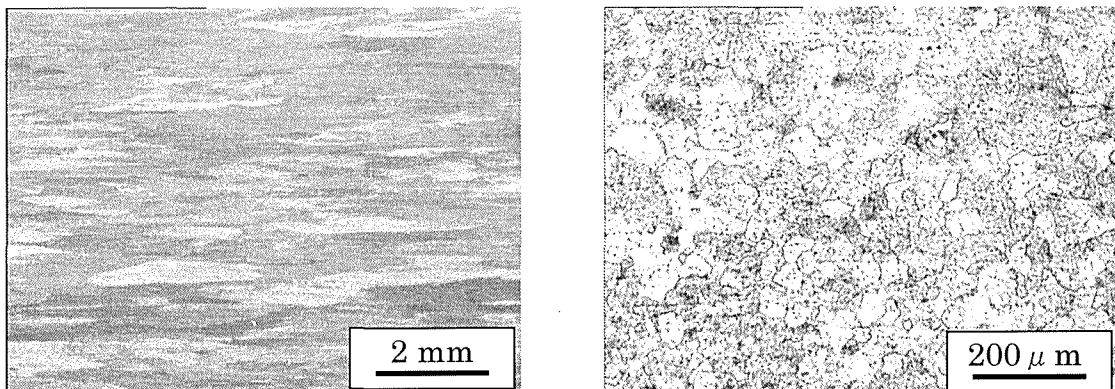


図 5. 4. 1 試験片



(a) 非焼きなまし材 (N材)

(b) 焼きなまし材 (A材)

図 5. 4. 2 試験片表面の顕微鏡写真 (塑性変形前) 圧延方向 \longleftrightarrow

ルの分布ができるだけ円形になるように、すなわち微細な傷に方向性がないようにアスペクト比を測定しながら注意深く研磨した。

実験装置 レーザスペckル・パターンの測定装置の概略図を図5.4.3に示す。この図においてHe-Neレーザ（出力5 mW、波長632.8 nm、ビーム径約2 mm）から出た光線は前面反射ミラー①、②を介して光軸に垂直に置かれたオパール拡散ガラスに結像される。この際の入射角はそれぞれ約25°である。オパール拡散ガラス上のスペckル・パターンはCCDカメラ（SONY XC-77 RR-CE）で撮影し、画像ボード（アルテックシステム社製MLT-1024-8-DMA）により256×256ピクセル、256階調のデータとしてパーソナルコンピュータに取り込み画像処理を行った。なお、引張試験機は自作のもので、手動により負荷し、試験片の荷重と伸びは、ひずみゲージを用いた自作のロードセルと伸び計により計測している。計測は負荷前と、負荷後の一定のひずみごとに負荷を停止してスペckル・パターンを撮影し、同時に荷重およびひずみを測定した。

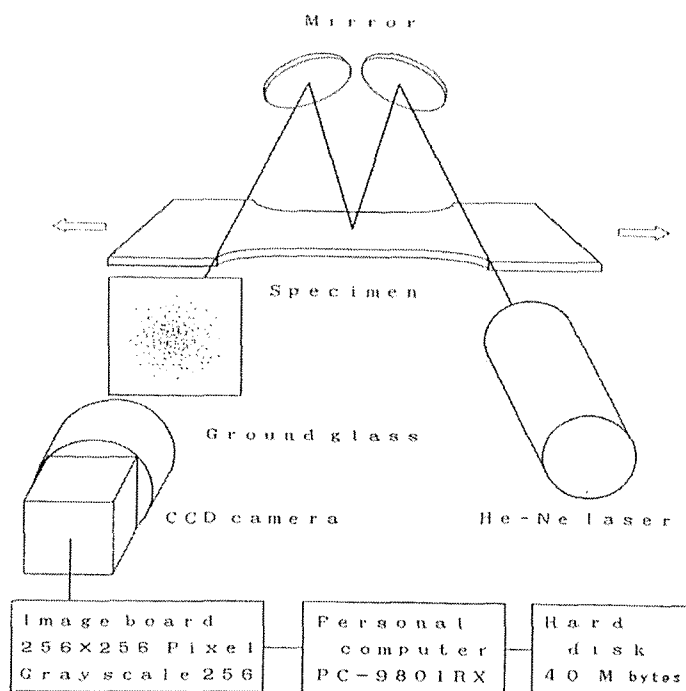
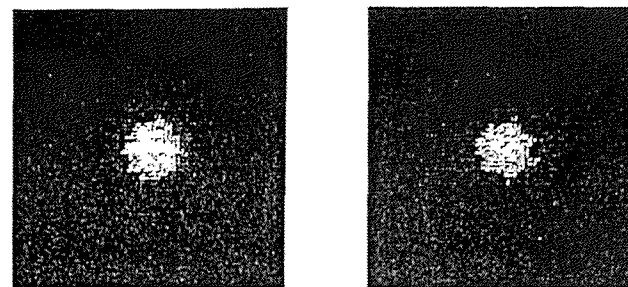


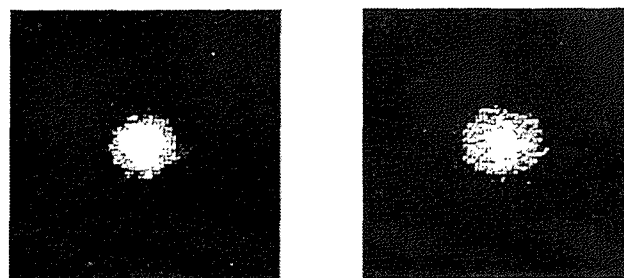
図 5.4.3 実験装置ブロック図

5. 4. 2 実験結果と考察

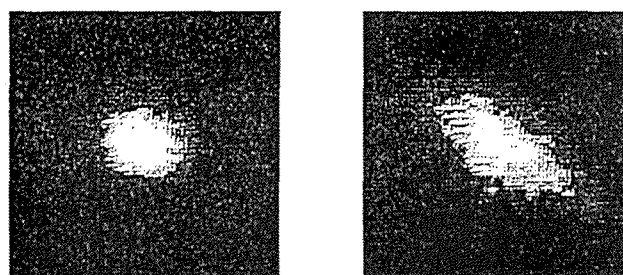
スペckル・パターンのアスペクト比 図5. 4. 4は各試験片ごとに計測した画像データで、雑音を除去する目的で 3×3 近傍平均処理による平滑化したものである。この画像データをその輝度値を重みとして重心の位置およびアスペクト比を算定する際の座標点とした。また図5. 4. 5はその試験片表面の写真である。



$\epsilon = 0\%$ $\epsilon = 2\%$
(a) 非焼きなまし材 ($\theta = 0^\circ$)

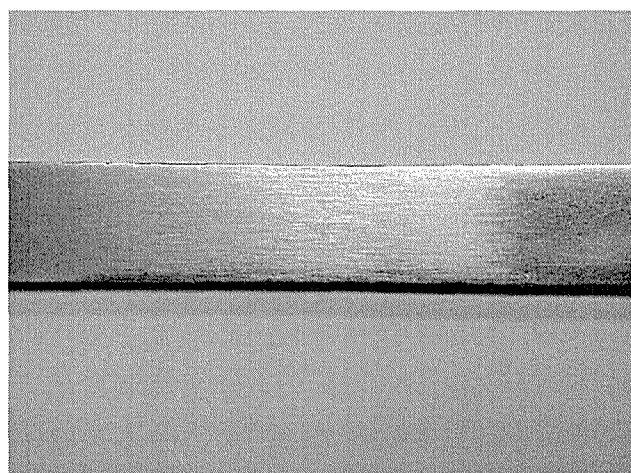


$\epsilon = 0\%$ $\epsilon = 1\%$
(b) 焼きなまし材 ($\theta = 0^\circ$)

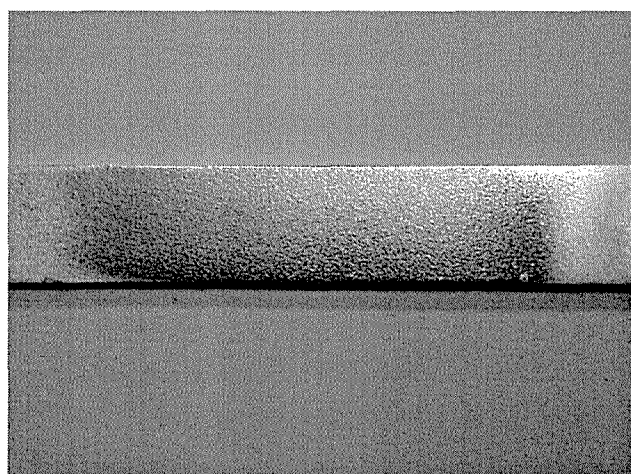


$\epsilon = 0\%$ $\epsilon = 1\%$
(c) 非焼きなまし材 ($\theta = 45^\circ$)

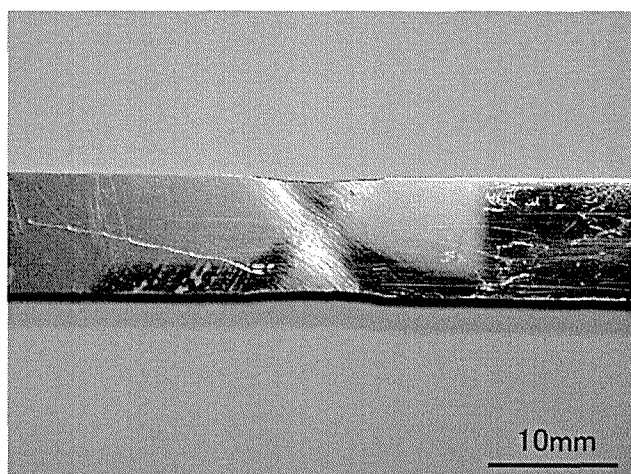
図 5. 4. 4 塑性変形によるスペckル濃度分布の変化



(a) 非焼きなまし材 ($\theta = 0^\circ$)



(b) 焼きなまし材 ($\theta = 0^\circ$)



(c) 非焼きなまし材 ($\theta = 45^\circ$)

図 5. 4. 5 塑性変形後の試験片表面写真

アスペクト比は上記の前処理後の画像データより一定の輝度値にあるデータを抽出し、この分布状態を5.2章の方法によってだ円関数で近似した。

なお、式(5・2・1)におけるだ円関数の半径 a 、 b は最小二乗法により算定し、アスペクト比 b/a を求めた。ここで x_i 、 y_i はスペックル・パターンを任意の輝度値で切断したときの交線の座標値であり式(5・2・1)で近似した。また、近似精度をよくするために画像データの個数は50以上とし、設定した輝度レベルにおいてデータ数が不足する場合はその輝度レベルの一段階上下の輝度値の分布データを用いて内挿補間により不足分を補っている。

以上により得られたアスペクト比と輝度値の関係を塑性ひずみをパラメータとして図5.4.6に示した。図5.4.6(a)はN材($\theta=0^\circ$)、(b)はA材($\theta=0^\circ$)、(c)はN材($\theta=45^\circ$)のものである。N材($\theta=0^\circ$)では $\varepsilon=0\%$ においてアスペクト比はほぼ1に近いが、ひずみの増加につれて輝度値全体にわたって低下していくのがわかる。特に低輝度側での変化が大きい。A材($\theta=0^\circ$)はひずみの増加に対して最大輝度値の低下がN材($\theta=0^\circ$)に比べて非常に大きく、アスペクト比は低輝度側においてはひずみの増加に対して大きな変化が見られないことがわかる。一方、N材($\theta=45^\circ$)においてアスペクト比はN材($\theta=0^\circ$)と似た傾向を示しているが、上記2種類の試験片と比較してひずみの大きい範囲で大きな変化を示している。

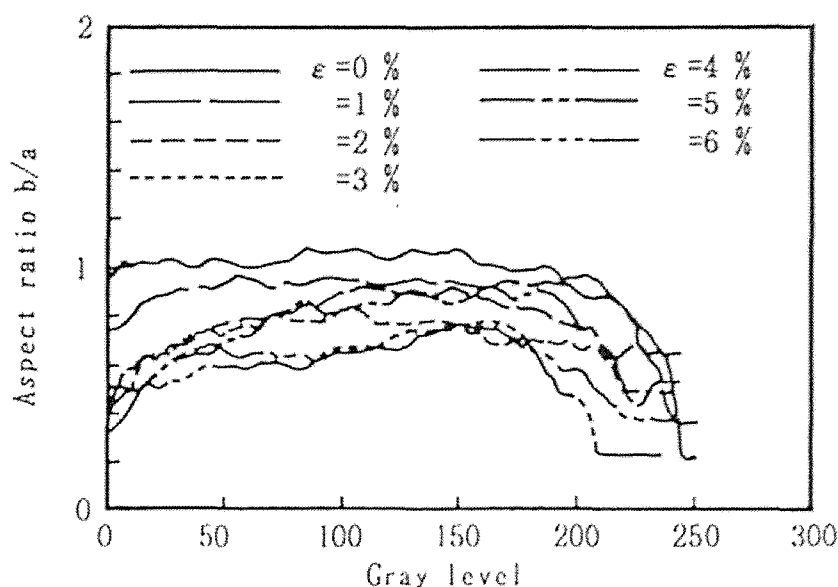


図 5.4.6 (a) アスペクト比と輝度値の関係 (N材, $\theta=0^\circ$)

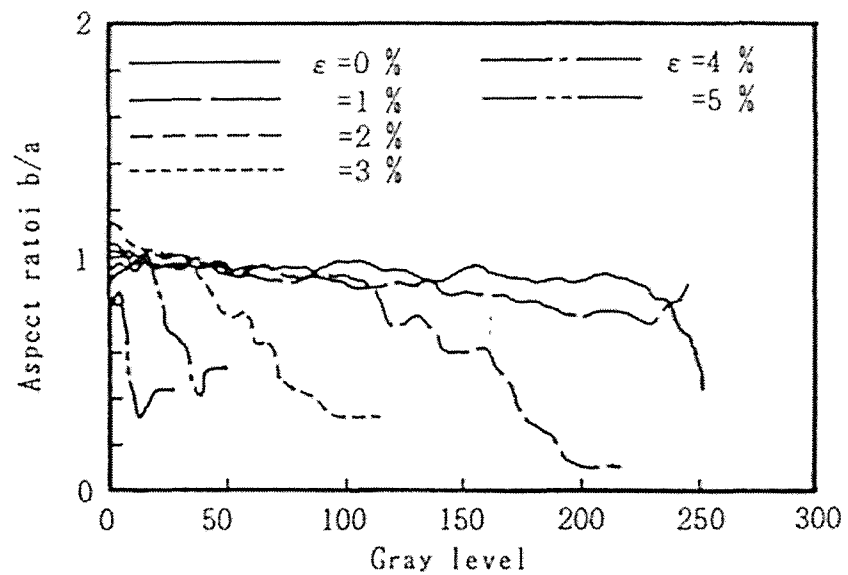


図 5. 4. 6 (b) アスペクト比と輝度値の関係 (A材, $\theta = 0^\circ$)

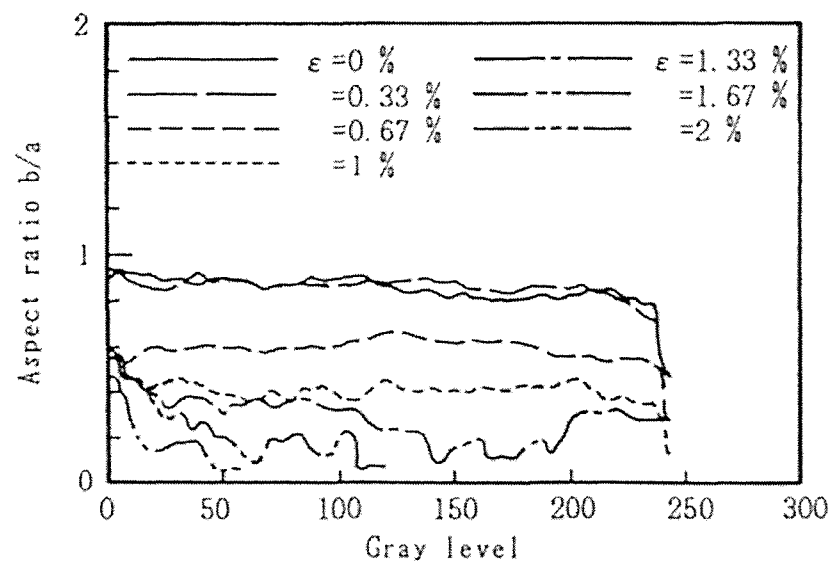


図 5. 4. 6 (c) アスペクト比と輝度値の関係 (N材, $\theta = 45^\circ$)

また、すべての試験片において最大輝度値近くでアスペクト比が大きく低下しているが、これは近似のためのデータ数が少なく、そのためデータ採取幅が大きく広がり分布状態が乱れたためである。

次に各輝度値におけるアスペクト比とひずみの関係は低輝度側において比較的良い相関がみられた。以後輝度値10に対して考察する。図5. 4. 7

(a) はN材 ($\theta = 0^\circ$) のスペックル・パターンで、 $\epsilon = 0\%$ のときにほぼ円に近い分布状態が、ひずみの増加に伴い縦軸の半径 b の変化はごく少ないものの横軸の半径 a の変化は非常に大きいものとなった。なお、図5. 4. 7 (a) において横軸が試験片の圧延方向である。図5. 4. 7 (b) に示すA材 ($\theta = 0^\circ$) では $\epsilon = 0\%$ のときにほぼ円に近い分布状態がひずみの増加に伴い半径 a , b ともに同程度に増加しほぼ円のままだま一様に広がっていき、結果的にアスペクト比の変化は少ないものとなった。図5. 4. 7 (c) のN材 ($\theta = 45^\circ$) は図5. 4. 7 (a) のN材 ($\theta = 0^\circ$) と同様の傾向を示しているが、図5. 4. 7 (c) において縦軸が試験片の圧延方向であるのでスペックル・パターンはN材 ($\theta = 0^\circ$) の場合と異なり圧延方向と直角方向に大きく発達し、圧延方向にも多少広がっている。

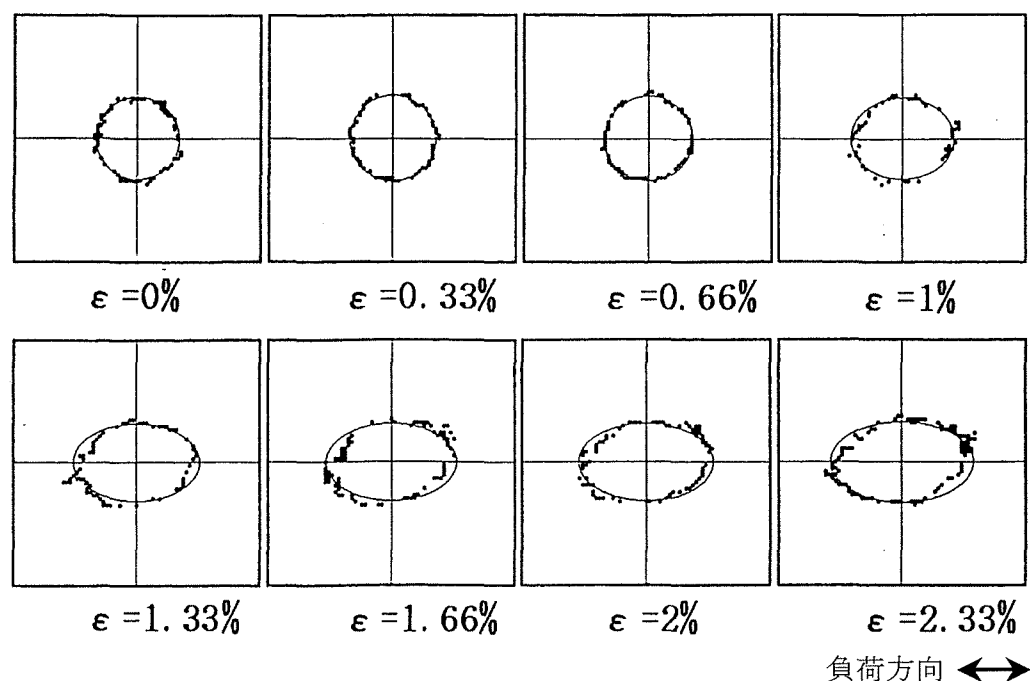


図 5. 4. 7 (a) 塑性変形に伴うスペックルパターンの変化 (N材, $\theta = 0^\circ$)

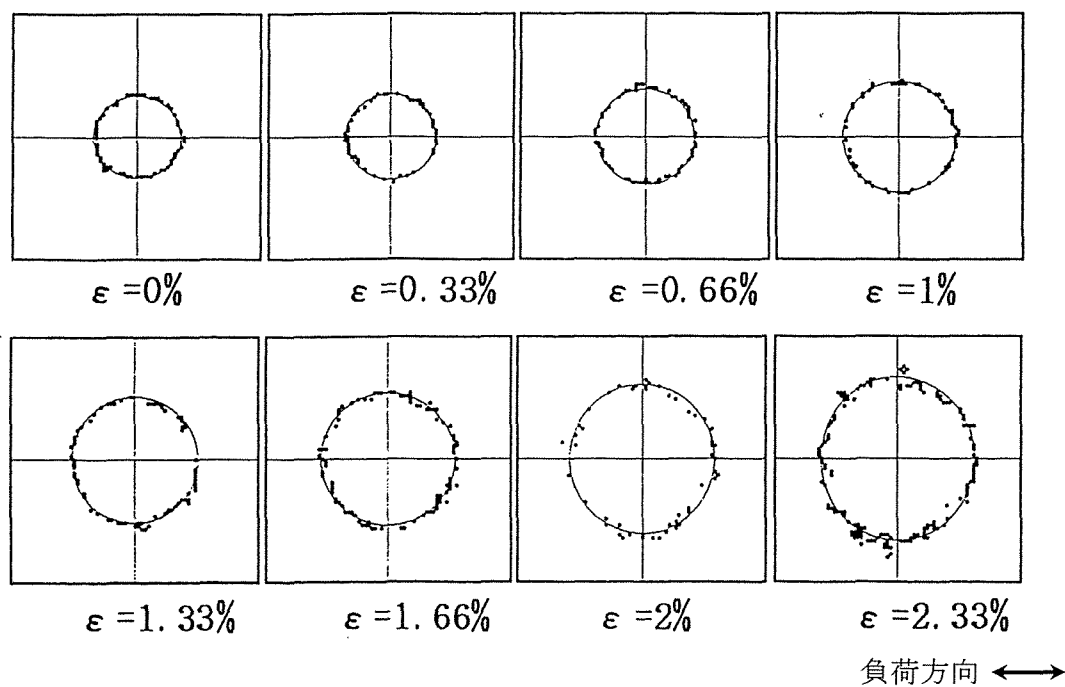


図 5. 4. 7 (b) 塑性変形に伴うスペックルパターンの変化 (A材, $\theta = 0^\circ$)

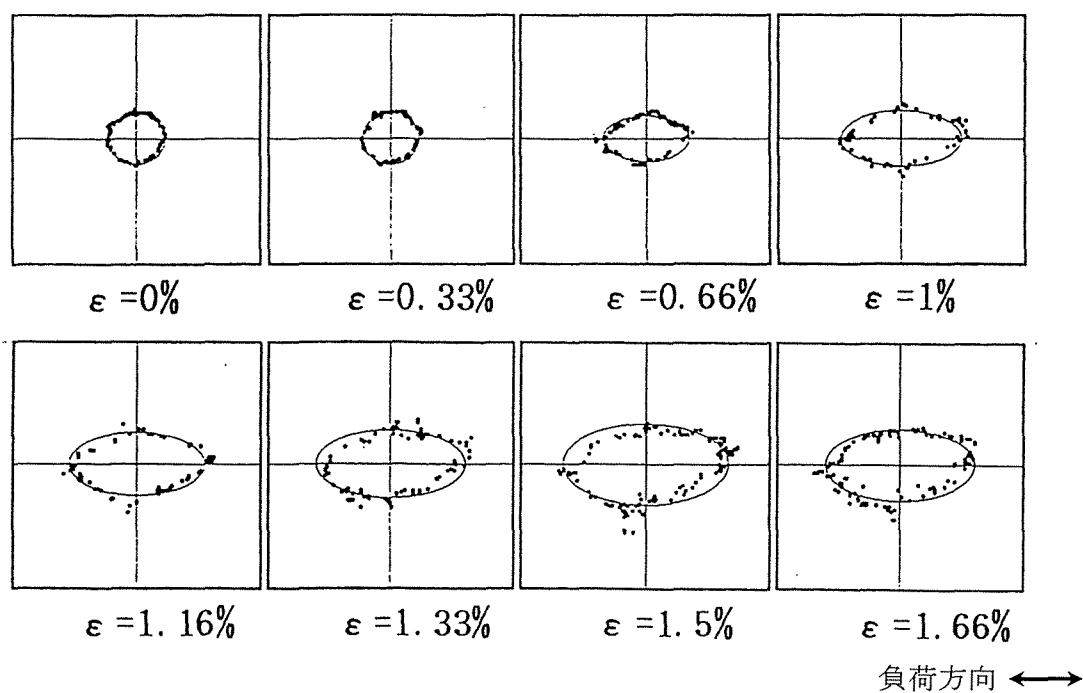


図 5. 4. 7 (c) 塑性変形に伴うスペックルパターンの変化 (N材, $\theta = 45^\circ$)

図5. 4. 8は横軸半径 a ，縦軸半径 b と輝度値の関係をひずみ ε をパラメータとして示したものである。図5. 4. 8 (a) のN材 ($\theta = 0^\circ$) はひずみの増加に対して半径 a の低輝度側が特に大きく広がり，(b) のA材 ($\theta = 0^\circ$) は半径 a ， b ともにひずみの増加に対して低輝度側ほど大きく広がっているのがわかる。一方，図5. 4. 8 (c) に示すN材 ($\theta = 45^\circ$) はN材 ($\theta = 0^\circ$) とほぼ同様の傾向を示しているが，低輝度側において半径 b も多少増加している。

以上の3試験片の半径 a ， b およびアスペクト比の変化の違いの原因をさぐるため，試験終了後において試験片表面のあれの状態を金属顕微鏡を用いて調べてみた。図5. 4. 9にその一部を示す。図5. 4. 9 (a) はN材 ($\theta = 0^\circ$) の場合で，圧延方向に直交したすべり帯が多数見られる。これは圧延による集合組織の形成により結晶のすべり方向がそろったためであり，スペックル・パターン図5. 4. 7 (a) が圧延方向に大きく延びたのはおもにこのすべり帯による凹凸によるものと思われる。

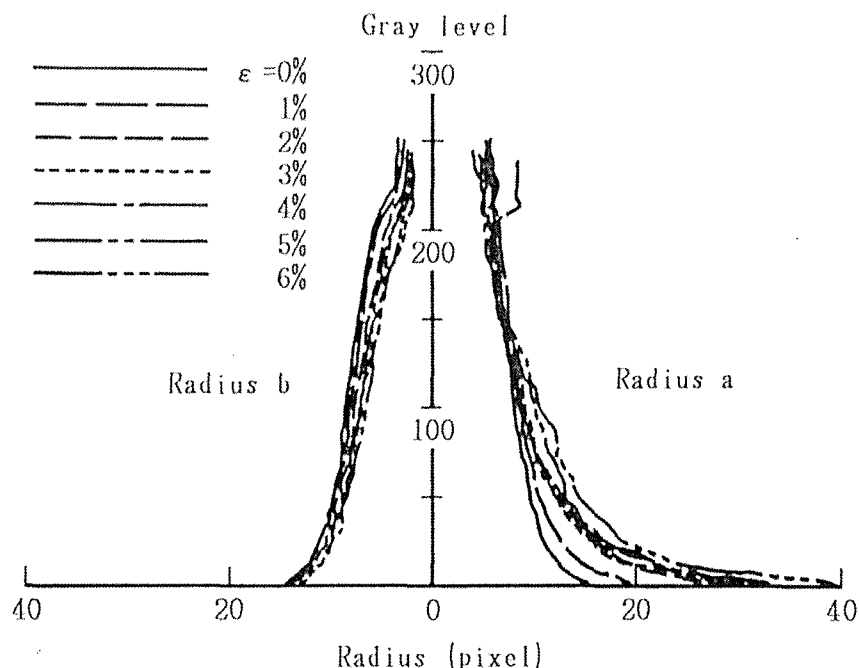


図 5. 4. 8 (a) 輝度値とだ円の半径 a ， b の関係 (N材， $\theta = 0^\circ$)

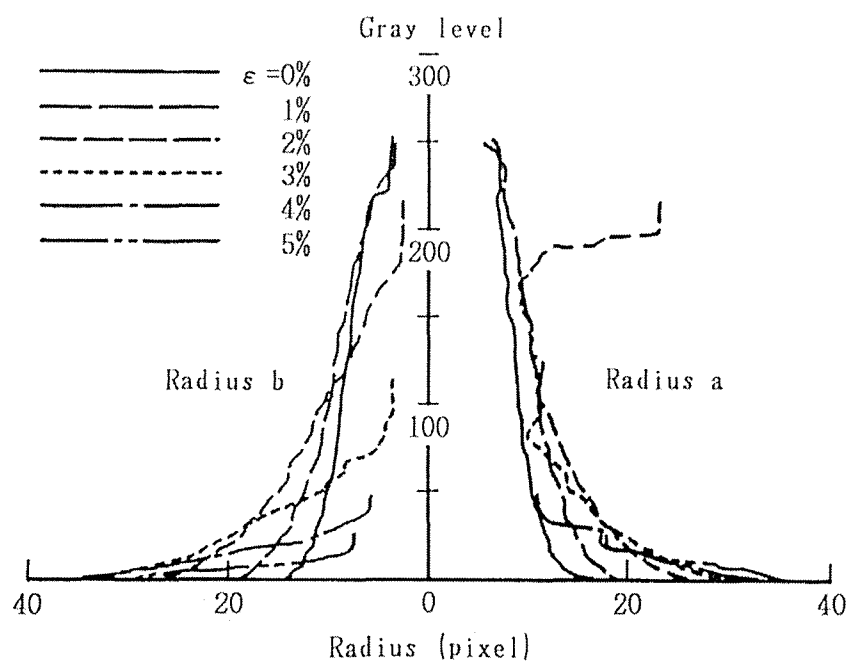


図 5. 4. 8 (b) 輝度値とだ円の半径 a , b の関係 (A材, $\theta = 0^\circ$)

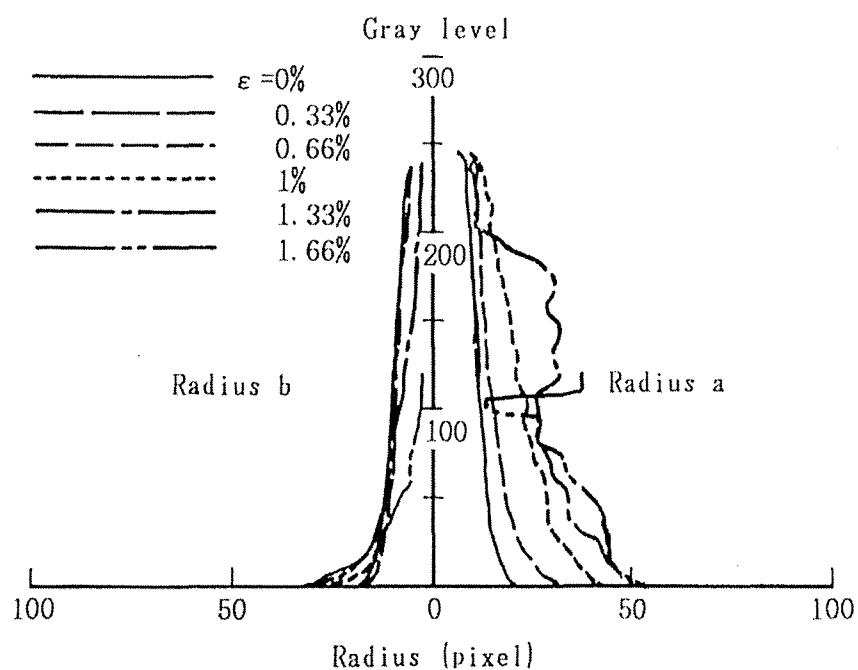


図 5. 4. 8 (c) 輝度値とだ円の半径 a , b の関係 (N材, $\theta = 45^\circ$)

一方図5. 4. 9 (b) に示すA材 ($\theta = 0^\circ$) の場合、各結晶粒のすべり帯は主として引張方向に対して $\pm 45^\circ$ 方向にランダムに向いており、これに対応するようにスペックル・パターン図5. 4. 7 (b) にも方向性が見られなかった。これは焼きなましにより圧延の異方性が消滅したためである。また、A材 ($\theta = 0^\circ$) の場合結晶粒間の凹凸はN材 ($\theta = 0^\circ$) の場合よりも非常に大きなものとなりこれが反射光強度がN材 ($\theta = 0^\circ$) の場合と比較して大きく低下するとともにスペックル・パターンが円形に一樣に拡大した主な原因と考えられる。

N材 ($\theta = 45^\circ$) についてはN材 ($\theta = 0^\circ$) と同様に圧延方向に直交したすべり帯が見られたが、N材 ($\theta = 0^\circ$) よりもその数は少なかった。しかし圧延方向に垂直な方向における結晶粒間の凹凸はN材 ($\theta = 0^\circ$) よりも非常に大きいのが見られ、したがってスペックル・パターンのだ円長軸が圧延方向に直交した方向に延びるのはおもに結晶粒回転による表面の凹凸によるもので、また図5. 4. 8 (c) の半径bにおいて低輝度側がひずみの増加につれて多少増加しているのはおもにすべり帯の凹凸によるものと思われる。なお、N材 ($\theta = 45^\circ$) において、スペックル・パターンの変化がN材 ($\theta = 0^\circ$) と異なったのは、圧延方向およびそれに垂直な方向が最大せん断応力方向と一致したためであると推測される。以上の3種類の試験片の表面あれの形態の違いに応じて、レーザスペックル・パターンもそれぞれ特徴的に変化しているが、試験片表面のあれを定量的に三次元形状測定し、それらとレーザ・スペックルの強度分布との対応を明らかにすることによってさらに有意な情報を得ることができるものと考えられる。

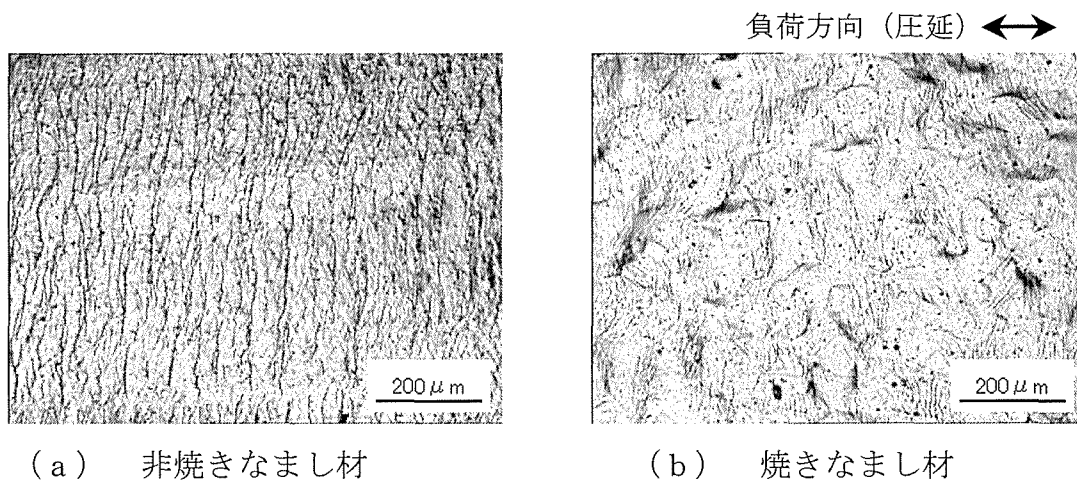


図 5. 4. 9 試験片表面の顕微鏡写真 (塑性変形後)

塑性変形と相対半径および相対アスペクト比の相関 図5. 4. 8におけるそれぞれの試験片の輝度値10において、各ひずみにおける半径 a 、 b およびアスペクト比 b/a を、ひずみ $\varepsilon = 0\%$ におけるそれらで除した値を相対半径 a' 、 b' および相対アスペクト比 b'/a' とし、これらとひずみとの関係を表したのが図5. 4. 10である。図5. 4. 10 (a) はN材 ($\theta = 0^\circ$) の場合で、半径 b' はひずみ $\varepsilon = 6\%$ までほぼ直線的に多少の減少傾向を示した。一方、半径 a' はひずみ $\varepsilon = 0.6\%$ 程度から急な増加を示し $\varepsilon = 1.4\%$ 付近からは増加率が減少している。したがって相対アスペクト比 b'/a' の変化は a' と同様な傾向を示し、特に $\varepsilon = 0.6\%$ と $\varepsilon = 1.4\%$ 付近に明りょうな折れ曲がり点が現れている。なお、 $\varepsilon = 0.6\%$ は塑性変形の開始点と思われ、また $\varepsilon = 1.4\%$ 付近の折れ曲がり点は引張試験における最大荷重点と一致していた。次に図5. 4. 10 (b) はA材 ($\theta = 0^\circ$) の場合で $\varepsilon = 0.3\%$ 近くから a' 、 b' とともに同程度に大きく増加している。したがって b'/a' の変化は小さくほぼ一定であった。 $\varepsilon = 3.5\%$ 付近から大きな変化が見られるが表面あれの程度が大きくなることによるスペckル・パターンの著しい拡大で画像処理の結果に若干の誤差が生じていることもその一因と考えられる。なお、この場合 $\varepsilon = 6\%$ においても最大荷重には至っていない。

図5. 4. 10 (c) のN材 ($\theta = 45^\circ$) では a' は $\varepsilon = 0.4\%$ 付近より大きく増加し、 b' は $\varepsilon = 0.8\%$ 程度まで変化は少ないがそれ以後は増加している。この場合も b'/a' には $\varepsilon = 0.4\%$ と $\varepsilon = 0.8\%$ 付近に明りょうな折れ曲がり点が現れており、N材 ($\theta = 0^\circ$) の場合と同様に $\varepsilon = 0.4\%$ は塑性変形の開始点と考えられ、他方 $\varepsilon = 0.8\%$ 付近の折れ曲がり点は最大荷重点と一致していた。ここで、局所的変形が生じたN材 $\theta = 0^\circ$ および $\theta = 45^\circ$ のそれぞれの場合においてレーザの照射位置は $\theta = 0^\circ$ の場合は試験片くびれ部からは離れた場所にあり、 $\theta = 45^\circ$ の場合はくびれ部の中央にほぼ一致した場所にあった。しかしながら、図5. 4. 10 (a) および (c) からわかるように両場合ともくびれ発生以後のアスペクト比はほぼ直線的に変化しており、照射位置の相違による影響はさほど大きくないものと予測される。

以上のことから塑性ひずみに対する a' 、 b' および b'/a' の変化を求めることによって、材料の塑性異方性の発達を推定することが可能であると思われる。

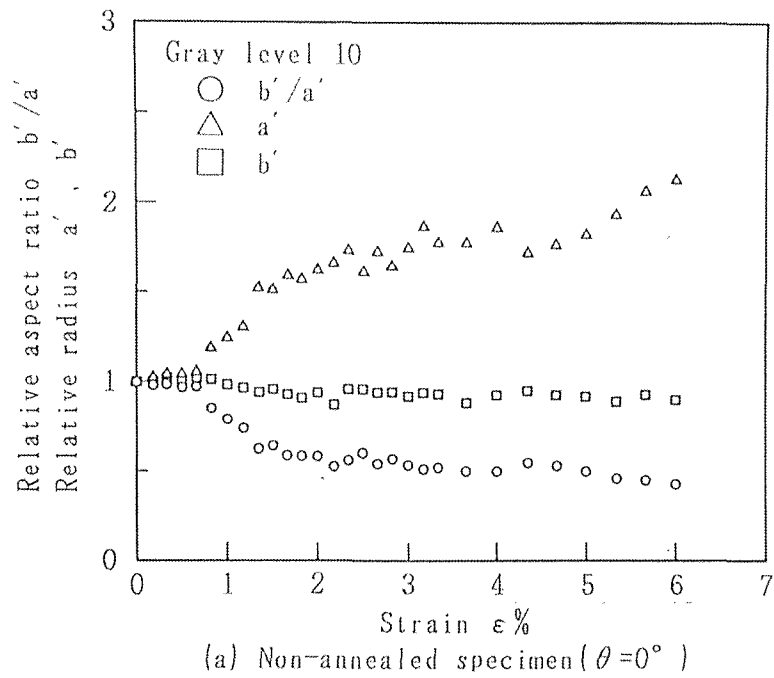


図 5. 4. 10 (a) 相対半径 a' , b' および相対アスペクト比 b'/a' とひずみの関係 (N材, $\theta=0^\circ$)

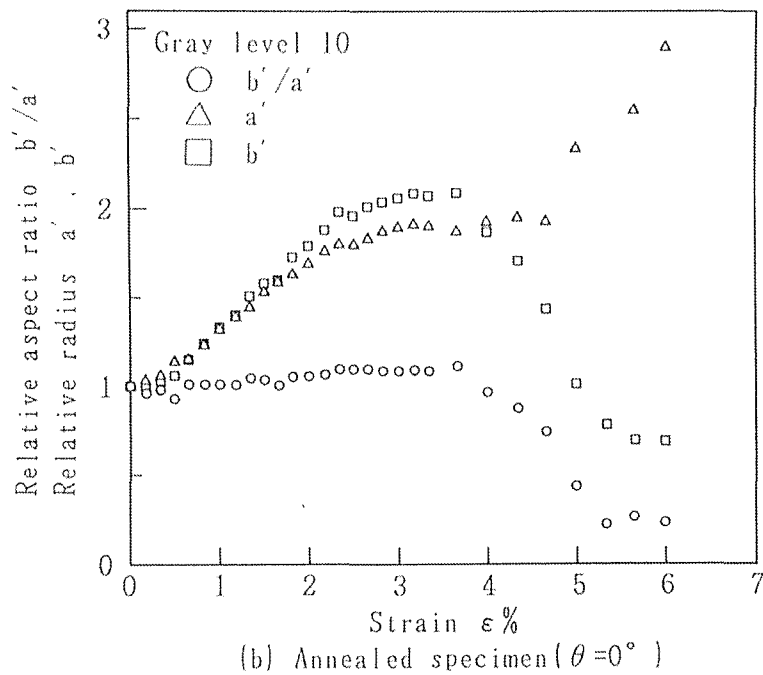


図 5. 4. 10 (b) 相対半径 a' , b' および相対アスペクト比 b'/a' とひずみの関係 (A材, $\theta=0^\circ$)

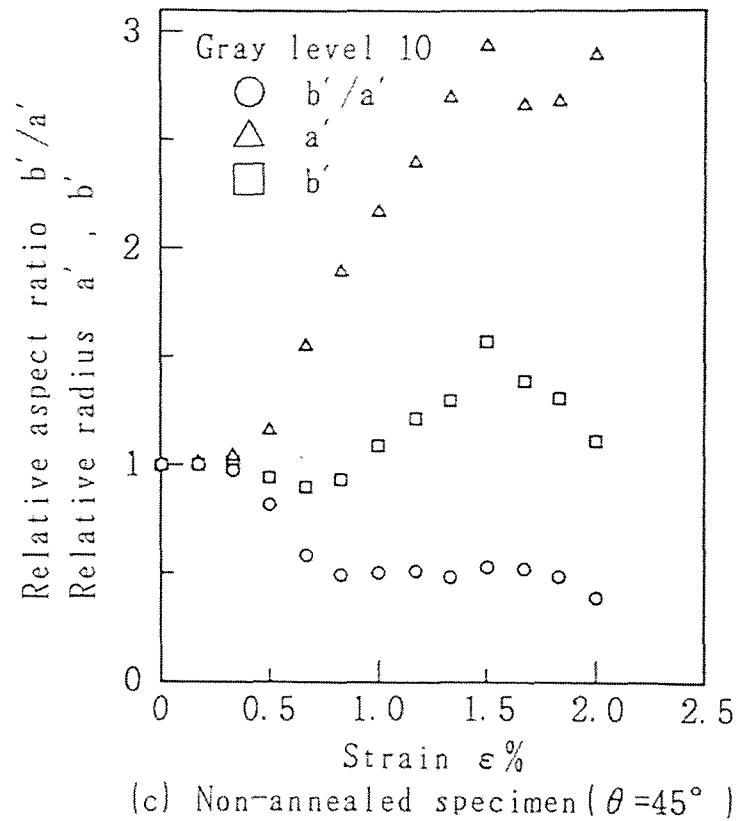


図 5. 4. 10 (c) 相対半径 a' , b' および相対アスペクト比 b'/a' とひずみの関係 (N材, $\theta=45^\circ$)

5. 4. 3 結 論

単純引張負荷による塑性変形状態においてアルミニウムの圧延材とその焼きなまし材の表面のレーザスペックル・パターンを最小二乗法を用いてだ円関数で近似し、その半径 a , b およびアスペクト比 b/a と塑性ひずみとの相関を金属顕微鏡による材料の表面状態の考察も踏まえて検討し、以下の結果を得た。

- (1) 圧延材 (引張りと圧延の方向が一致するものとそれらが 45° 傾いたもの) と焼きなまし材ともに同輝度値におけるスペックル・パターンはだ円関数で近似することができる。

- (2) だ円の長軸半径 a ，短軸半径 b ，アスペクト比 b/a は塑性ひずみの増加に伴い，特に低輝度側において大きく変化し，試験片の異方性と引張方向の違いを反映している．
- (3) 圧延材のアスペクト比の変化は弾性域付近のほとんど変化の少ない部分，その後の最大荷重点までの変化の大きな部分，最大荷重点以降の変化の小さい部分から成り立ち，それぞれの領域における変化は塑性ひずみとほぼ直線的関係にある．
- (4) 焼きなまし材におけるアスペクト比の変化は非常に小さく，これは塑性異方性が小さいことが主たる原因であると考えられる．

5. 5 レーザスペックル法とフラクタル解析による表面あれの定量的評価

5. 5. 1 実験方法

試験片 結晶粒径の影響を明らかにするための試験片は市販の純アルミニウム板材（A1100 P H24，板厚 3 mm）から短冊状に切り出し，623 K，3時間の焼きなましを行い，結晶粒径を変えるものについてはその後万能試験機によって種々の圧下率で圧縮塑性変形させ，さらに773 K，1.5時間の焼きなましを行った．以上の処理によって平均結晶粒径約50 μm ，90 μm ，220 μm ，930 μm の4種類の材料が得られた．以後これらの材料はG50，G90，G220，G930と呼ぶ．なお粒径の測定は面積計量法によった．

つぎに，圧下率の影響を明らかにするための試験片は上記と同種の材料で板厚15 mmのものから，所定の圧下率で圧延後の板厚が3 mmになるような初期板厚に機械加工した．その後623 K，2時間の焼きなましを行い，圧延機により圧下率10%，20%，30%，40%，50%，60%の圧延と圧延しないものの合計7種類を用意した．以後これらの材料をR10，R20，R30，R40，R50，R60と呼ぶ．

以上のすべての材料は図5. 5. 1のような形状寸法に機械加工し，耐水ペーパーとダイヤモンドペーストにより鏡面仕上げした．本実験ではスペックル濃度分布のだ円形状の変化を求めるため，初期状態でできる限り円形になるように，また微細な傷を少なくするよう注意深く研磨した．

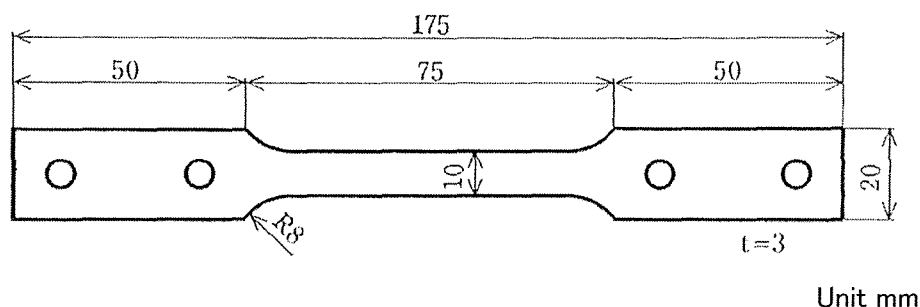


図 5. 5. 1 試験片形状・寸法

実験装置 図 5. 5. 2 のように, He-Ne レーザ (出力 5mW, 波長 632.8nm, ビーム径約 2mm) から出たビームは試験片に直接照射され, 試験片表面の凹凸に対応したスペックル状の反射光は光軸に垂直に置かれた拡散板に結像される. これを CCD カメラ (SONY XC-77RR-CE) で撮影し画像ボード (アルテックシステム社製 MLT-1024-8-DMA) により 768 × 512 ピクセル, 256 階調のデータとして取り込みパーソナルコンピュータにより処理した.

また, 一部の試験片においては試験片表面あれの変化を金属顕微鏡を用いて撮影しているが, この場合通常の金属顕微鏡により 10 倍の対物レンズと接眼レンズ取り付け部に CCD カメラを取り付けて撮影している. これらの撮影データはスペックル濃度分布の測定に用いたものと同様の画像ボードに取り込みパーソナルコンピュータで処理した. さらに圧延材の R10, R30, R60 と焼きなまし材については試験終了後触針式表面あらさ計 (東京精密, SURFCOM200B) によって中心線平均あらさ R を測定し比較検討した.

実験において, 試験片への単軸引張負荷装置は自作のものを用い, 負荷時の荷重と伸びをひずみゲージを用いた自作のロードセルと伸び計によって計測した. その応力-ひずみ線図の一例を図 5. 5. 3 に示す. なお, スペックル濃度分布等の画像データ採取は負荷前と一定のひずみを加えた後負荷を停止して撮影した. なお図 5. 5. 3 の中で負荷停止時では応力緩和が現れている.

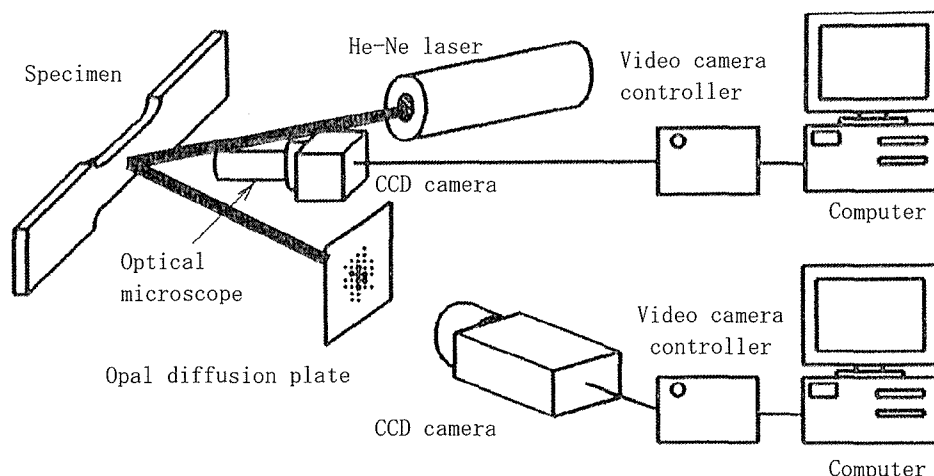


図 5. 5. 2 実験装置の概略図

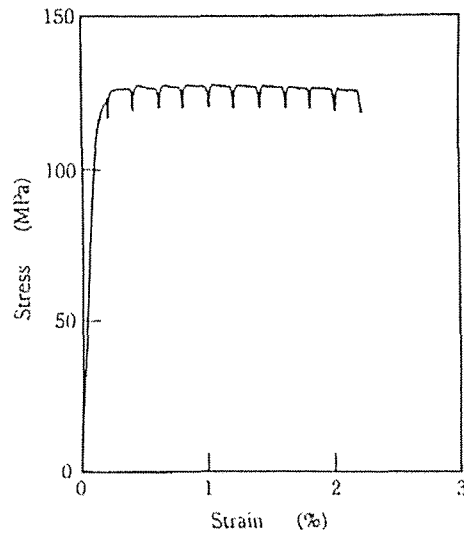


図 5. 5. 3 応力-ひずみ線図の一例

5. 5. 2 実験結果と考察

スペックル濃度分布と結晶粒径 図5. 5. 4 (a) は焼きなまし材と各圧延材の、また図5. 5. 4 (b) は各結晶粒径材の得られたスペックル濃度分布の変化を示したものである。図5. 5. 4 (a) で焼きなまし材は円状に広がるのに対し圧延材は楕円状に広がっていくのがわかる。また結晶粒径の異なるG 5 0, G 9 0, G 2 2 0においては塑性ひずみの増加に伴ってスペックル濃度分布が広がっていき、結晶粒径が大きいほどその程度が顕著である。また外形形状がほぼ円形に近い形で変化している。これに対してG 9 3 0では、図5. 5. 4 (b) には示していないが $\epsilon = 0.33\%$ の負荷後1回目の撮影画像において大きくだ円状に変化し、図5. 5. 4 (b) のように $\epsilon = 1\%$ 以降においては外形形状がくずれ一定ではなかった。

これらの原因としては、レーザ光の照射領域内に含まれる結晶粒の数が考えられる。すなわち、G 5 0, G 9 0, G 2 2 0のように結晶粒径が小さい場合、個々の結晶による散乱が平均化されるためにスペックル濃度分布が全体的に均一になる傾向があるが、他方G 9 3 0のように結晶粒径が大きい場合、レーザ光の照射直径が約2 mmであるためにその領域内には数個の結晶しか含まれていないため特定の結晶による散乱光が支配的になったためと思

われる．またレーザ光の試験片での照射位置は塑性ひずみの増加に伴って移動するが，G 9 3 0ではこの影響もあるものと思われる．しかし他の結晶粒径では粒径が小さいほどこの影響が小さいと考えられる．さらに，結晶粒の回転とすべり帯の発達の相違もスペックル濃度分布の違いの要因と考えられるが，これについては今後の課題としたい．図 5. 5. 5には図 5. 5. 4 (a)での圧下率を変えた場合の実験の終了後の試験片表面写真を示している．(a)は圧下率10%，(b)は圧下率30%，(c)は圧下率60%の試験片である．この場合試験終了時のひずみは同じではないが総じて圧下率の小さい方が均一な変形の程度が大きく，逆に圧下率の大きい方が局所変形の程度が大きかった．つぎに図 5. 5. 6は図 5. 5. 4 (b)の結晶粒径を変えた場合の実験の終了後の試験片表面写真を示している．この場合(a)は粒径50 μm ，(b)は粒径90 μm ，(c)は粒径220 μm の試験片である．この場合も試験終了時のひずみは同じではないが，粒径の違いによる表面のあれの差異が明瞭に確認できる．

図 5. 5. 7は，図 5. 5. 4のスペックル濃度分布データをだ円近似しその半径 a ， b を求めて， $\epsilon = 0\%$ のときの a ， b で除した相対半径 a' ， b' ，相対アスペクト比 b'/a' の塑性ひずみに対する変化を示したものである．図 5. 5. 7ではG 5 0，G 9 0，G 2 2 0について示しているがG 9 3 0はだ円で近似することができなかったため示していない．いずれの結晶粒径においても初期の段階では塑性ひずみに対して半径 a ， b は同程度に増加し結晶粒径が大きいほどその変化の程度が大きい．なお，アスペクト比の変化は小さく，スペックル濃度分布はほぼ等方的に拡大していることがわかる．これは結晶粒の大きさに依存して，結晶粒の回転やすべり帯の発達の程度には差はあるものの変形がほぼ等方的に生じていることを反映しているものと考えられる．図中の a' ， b' の変化において屈曲点が認められるが，これはスペックル濃度が大きく減じたためであり試験片の局部収縮は認められなかった．

















strain reduction	0 %	0.67 %	1.33%	2 %
anneal				
10 %				
30 %				
60 %				

図 5. 5. 4 (a) スペックル濃度分布 (圧下率の影響)

















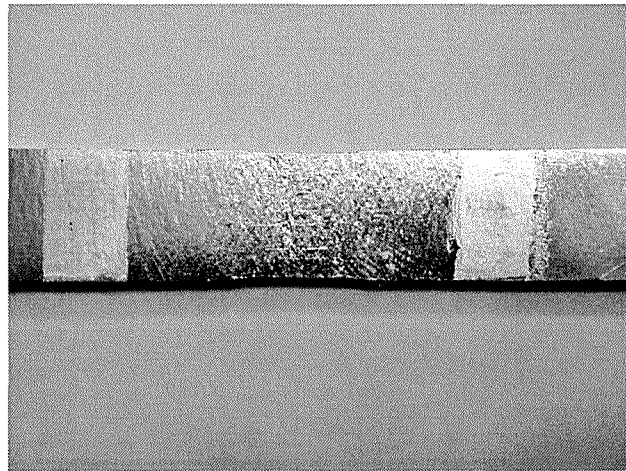
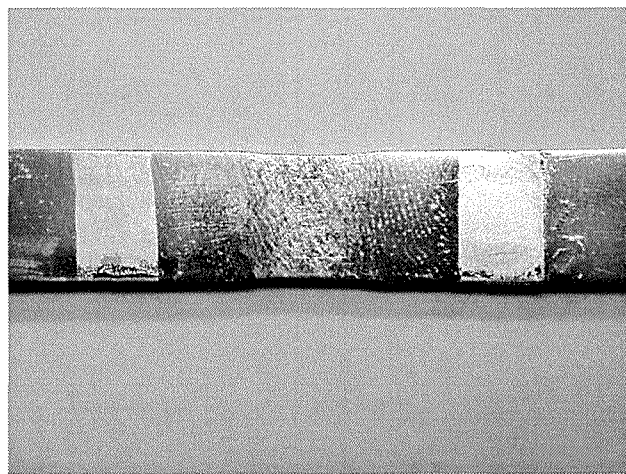
strain grain size	1 %	2 %	3 %	4 %
50 μ m				
90 μ m				
220 μ m				
930 μ m				

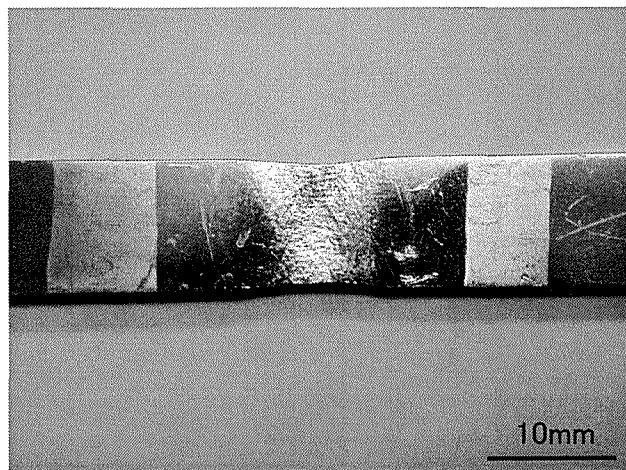
図 5. 5. 4 (b) スペックル濃度分布 (結晶粒径の影響)



(a) 圧下率 10%

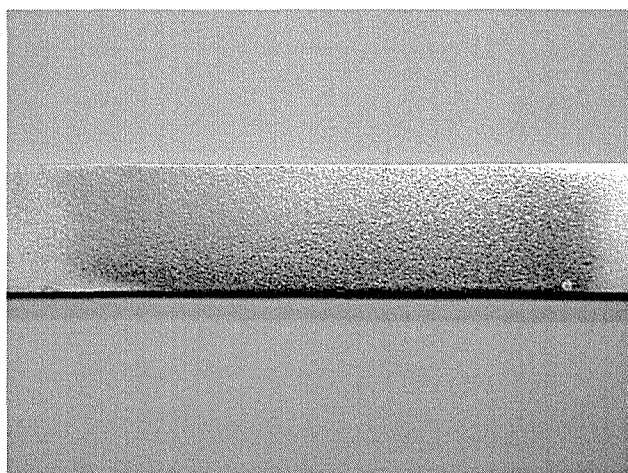


(b) 圧下率 30%

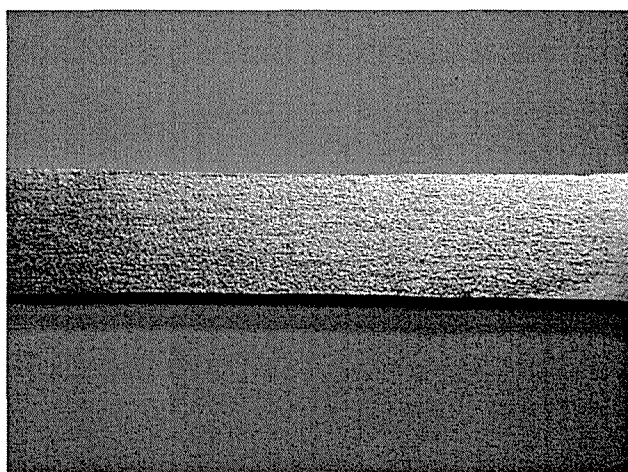


(c) 圧下率 60%

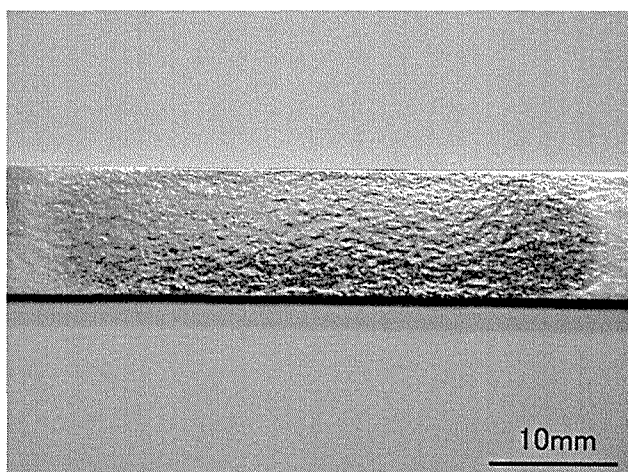
図 5. 5. 5 実験後の試験片表面



(a) 結晶粒径 $50\ \mu\text{m}$

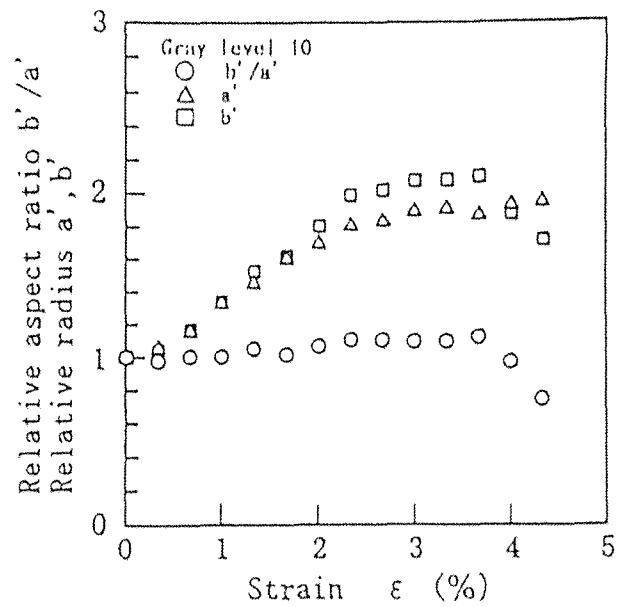


(b) 結晶粒径 $90\ \mu\text{m}$



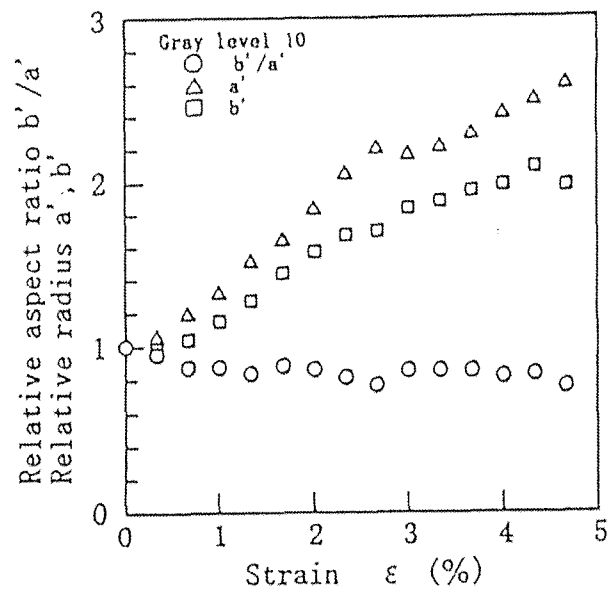
(c) 結晶粒径 $220\ \mu\text{m}$

図 5. 5. 6 実験後の試験片表面



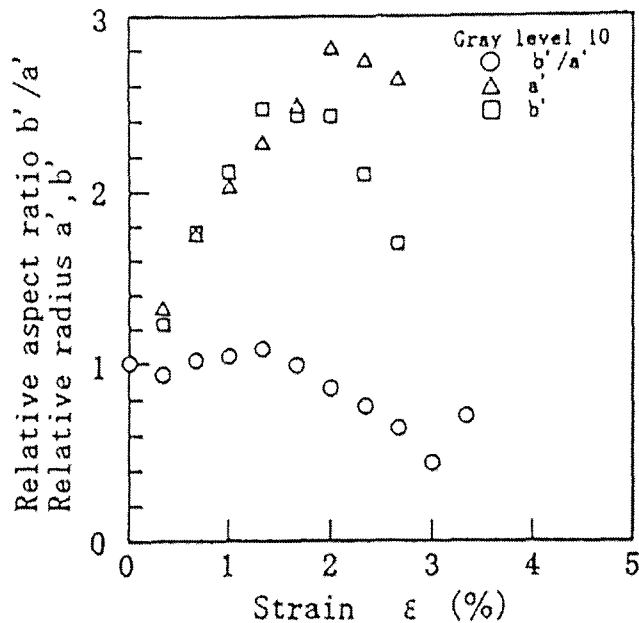
(a) Grain size 50 μm

図 5. 5. 7 (a) 相対半径, アスペクト比とひずみの関係



(b) Grain size 90 μm

図 5. 5. 7 (b) 相対半径, アスペクト比とひずみの関係



(c) Grain size 220 μm

図 5. 5. 7 (c) 相対半径, アスペクト比とひずみの関係

スペックル濃度分布と圧下率 スペックル濃度分布と圧下率の相関を求めるために近似だ円の半径 a , b とひずみの関係を圧下率の違いにより示したのが図 5. 5. 8 である. この図より b の変化に対する圧下率の影響がほとんど見られないのに対して, a については圧下率が大きくなるに従い a の変化の程度は小さくなっている. これらに対する金属組織学的な検討は行っていないが, アルミニウムと同格子構造を持つ銅の場合の塑性変形に伴う表面あらさの変化におよぼす圧下率の影響についての報告⁽²³⁾⁽²⁴⁾では, 本報告とは圧下率の範囲は異なるが, 塑性変形に伴い表面あらさは増加するが圧下率が大きいほどその増加の程度が小さいという結果が得られており, このことからスペックル濃度分布への圧下率の影響を説明することができる. 図 5. 5. 9 はアスペクト比とひずみの関係を圧下率の違いで示したもので, アスペクト比は $\varepsilon = 0.7 \sim 1\%$ 程度で屈曲しその後変化が小さくなっている. この屈曲点は同時に測定した荷重-伸び線図において最大荷重点とほぼ一致しており, したがって屈曲点以降の挙動は, 試験片に局部変形が生じたためと考えられる. いずれにしても圧下率に依存したアスペクト比の変化の程度

の違いは、圧延による集合組織の程度の差が結晶粒の回転やすべり帯の発達に差をもたらしスペckル濃度分布に反映したものと考えられる。つぎに、図 5. 5. 9 における初期のアスペクト比の低下する領域を $\epsilon = 1\%$ 程度まで直線で近似し、この直線の傾きを求めて圧下率との関係として示したのが図 5. 5. 10 である。図 5. 5. 10 より $b'/a'/\epsilon$ は圧下率とよい相関があることがわかった。

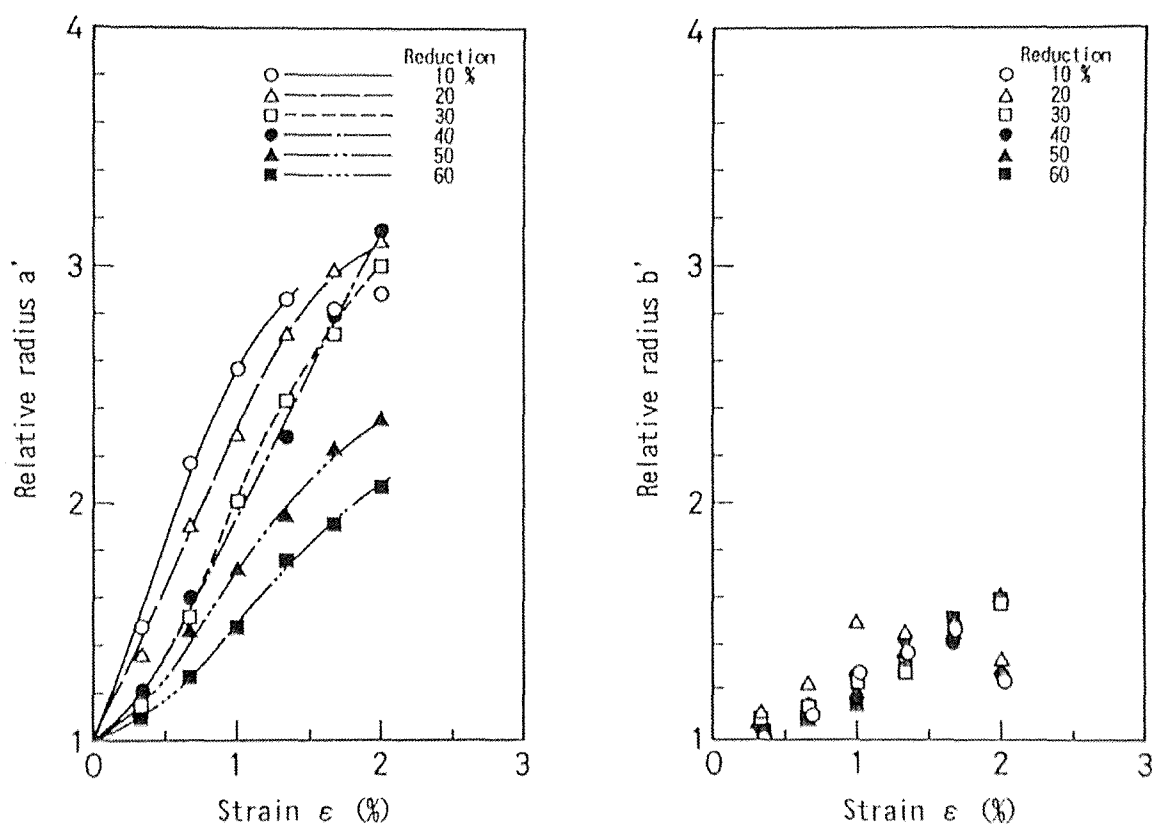


図 5. 5. 8 相対半径とひずみの関係 (圧下率の影響)

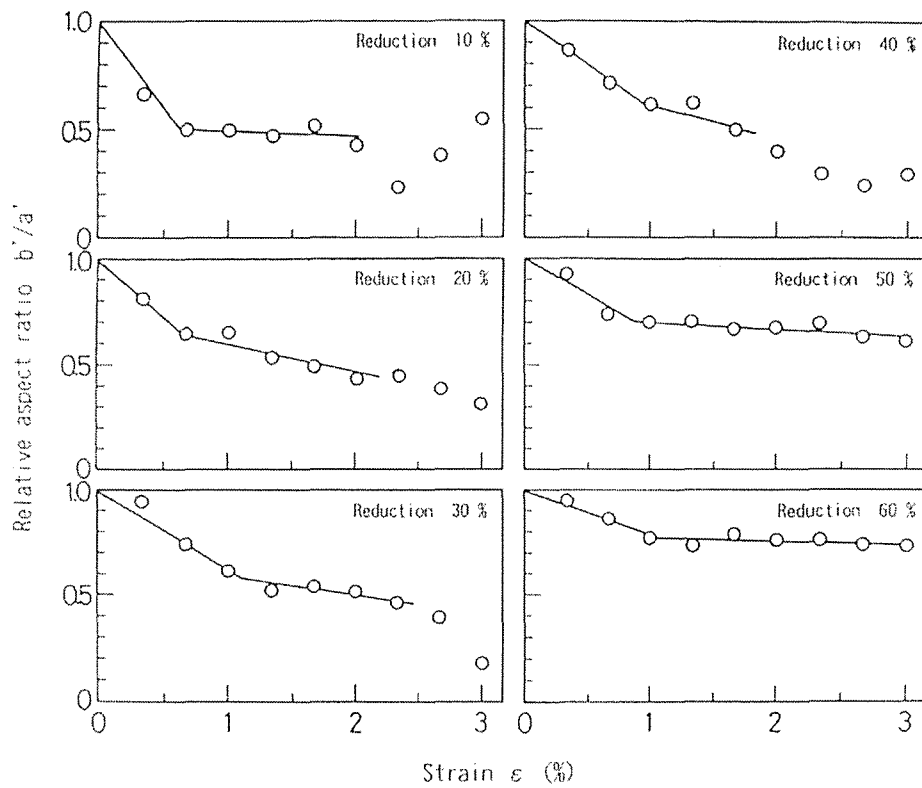


図 5. 5. 9 アスペクト比とひずみの関係(圧下率の影響)

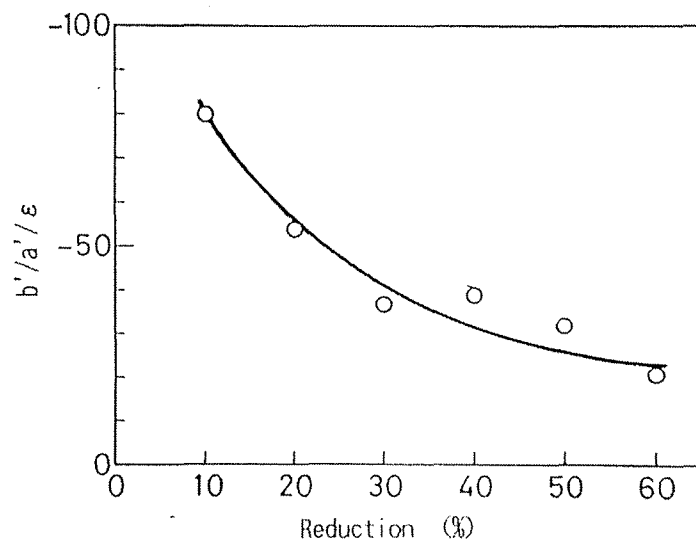


図 5. 5. 10 初期のアスペクト比の変化率と圧下率の関係

スペックル濃度分布のフラクタル解析 前述で得られたスペックル濃度分布の3次元データをフラクタル解析し、 r と $N(r)$ の関係を両対数で整理した結果、すべての実験結果について $N(r)$ が 10^4 近くまでは良い直線関係を示していた。この方法を用いて求めたフラクタル次元 D を無負荷時の D で無次元化し、塑性ひずみとの関係を示したのが図5. 5. 11 (a)で圧下率をパラメータとして示している。この図で特に $\varepsilon = 1\%$ 付近までにおいて、焼きなまし材ではフラクタル次元はほぼ直線的な増加を示しているのに対して圧延材では D/D_0 の増加する位置は焼きなまし材に比べて遅れ、圧下率の大きいほどその傾向が強いようである。以後の D/D_0 の変化は圧下率の差による傾向は見られないがいずれにおいても同程度に増加していくのがわかる。この結果は前述のアスペクト比の変化への圧下率の影響と定性的に一致し、試験片表面のあれの変化をとらえているものと思われる。つぎに結晶粒径の異なる場合については図5. 5. 11 (b)に示した。結晶粒径の違いによってフラクタル次元のひずみに対する変化の程度が大きく異なるのがわかる。

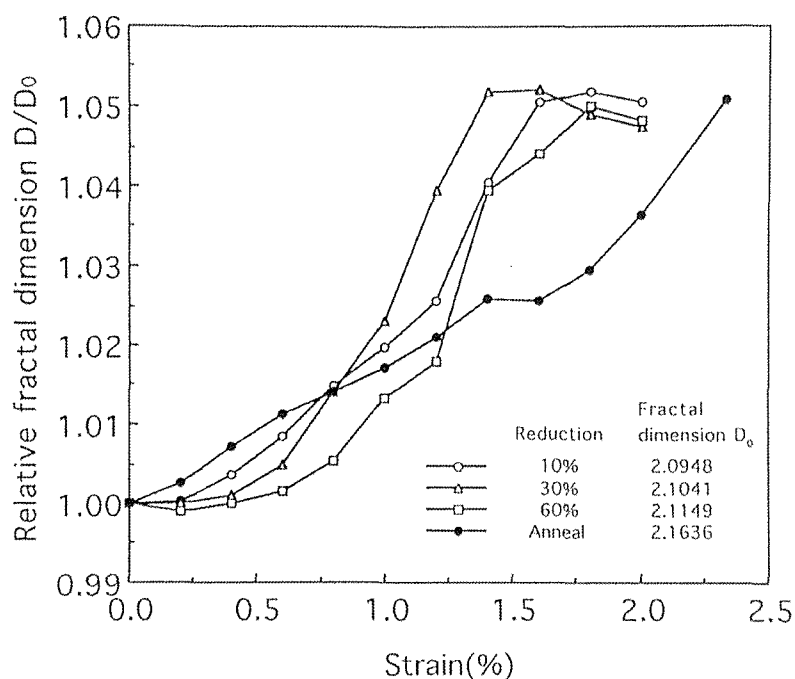


図 5. 5. 11 (a) 相対フラクタル次元とひずみの関係
 (圧下率の影響)

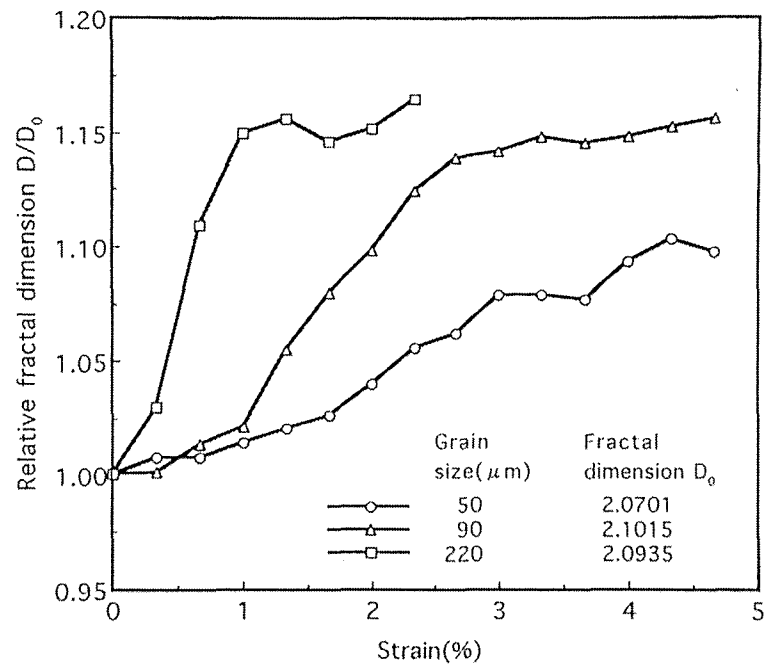


図 5. 5. 1 1 (b) 相対フラクタル次元とひずみの関係
(結晶粒径の影響)

試験片表面形状画像のフラクタル次元 金属顕微鏡で撮影した試験片表面形状画像のフラクタル解析はスペックル濃度分布の場合と同様に $2 \leq N(r) \leq 10^4$ の範囲で直線近似を行ったが、 D の値は 756×512 の原画像から 256×256 の画像を 5 枚切り取りそれぞれについて D を求め 5 個の平均値とした。 $\varepsilon = 0\%$ 時の D_0 で無次元化した D/D_0 の塑性ひずみに対する変化を図 5. 5. 1 2 に示す。 この場合はばらつきが大きく圧下率の差による傾向は明瞭ではないが、いずれの圧下率でもひずみに対して D/D_0 は増加しており表面あれの変化を反映している。

異方性とフラクタル次元 試験片表面あれの異方性とフラクタル次元との相関を明らかにするために、試験片の軸方向 (0° 方向) とそれに直交した幅方向 (90° 方向) のそれぞれの 2 次元データに対してフラクタル次元を求めた。 この場合は試験片表面形状データ内において 0° , 90° 両方向ともに同方向の 256 個の 2 次元データのフラクタル次元を求め、その平均値を最終的な D 値とした。 フラクタル次元を求める方法の概略を図 5. 5. 1 3 に示す。 また、得られた結果を図 5. 5. 1 4 に示す。

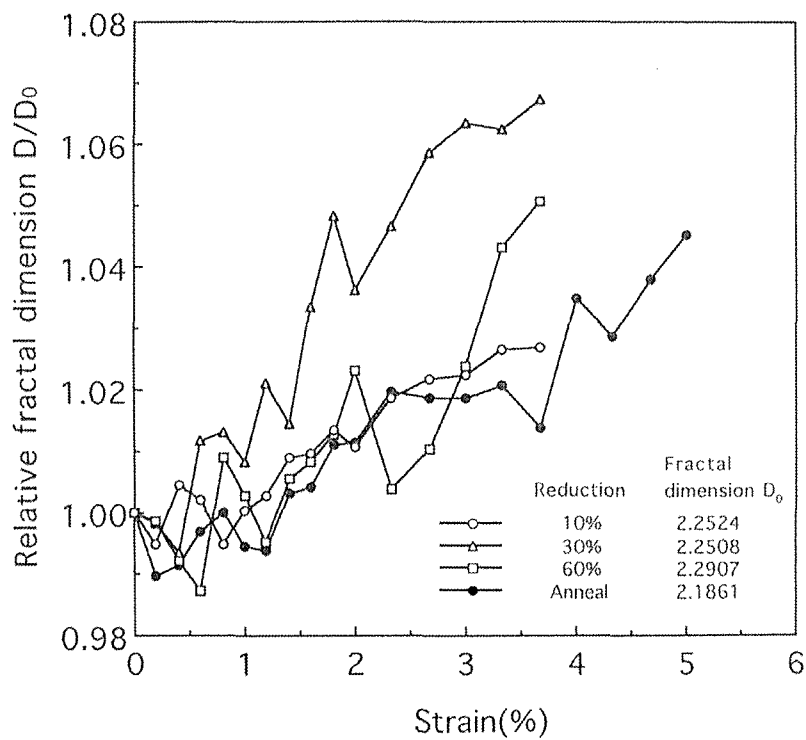
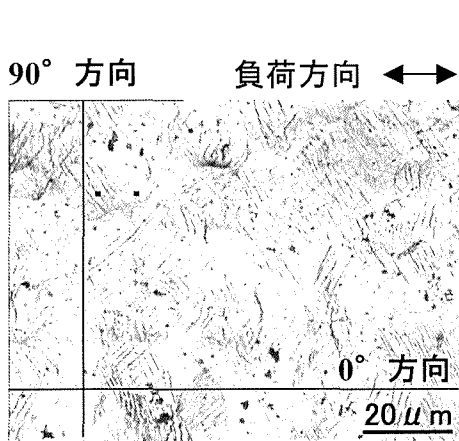
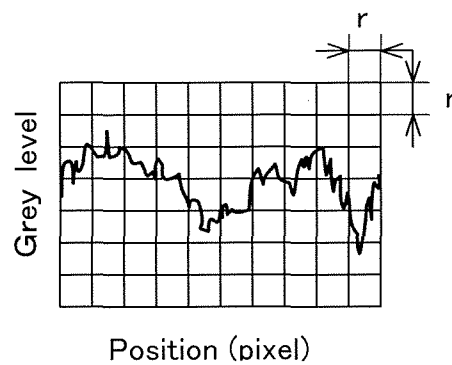


図 5. 5. 1 2 表面形状画像の相対フラクタル次元とひずみの関係（圧下率の影響）



(a) 試験片表面の濃淡画像



$$N(r) \propto r^{-D}$$

$N(r)$: データを含む格子の数

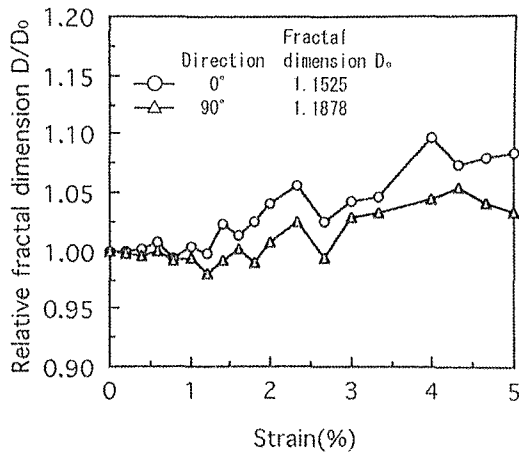
r : 格子のサイズ

D : フラクタル次元

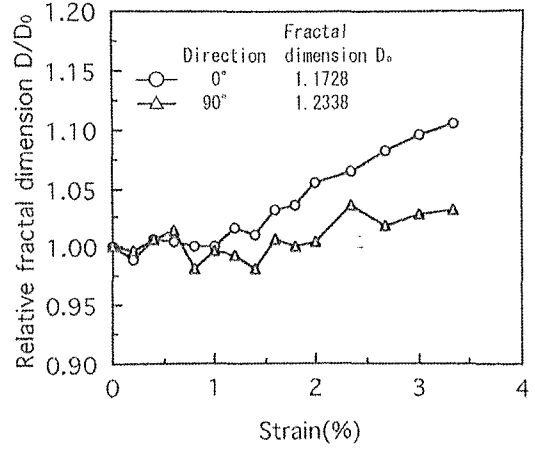
(b) 2次元ボックスカウント法

図 5. 5. 1 3 2次元ボックスカウント法による一直線上の濃度分布に対するフラクタル次元

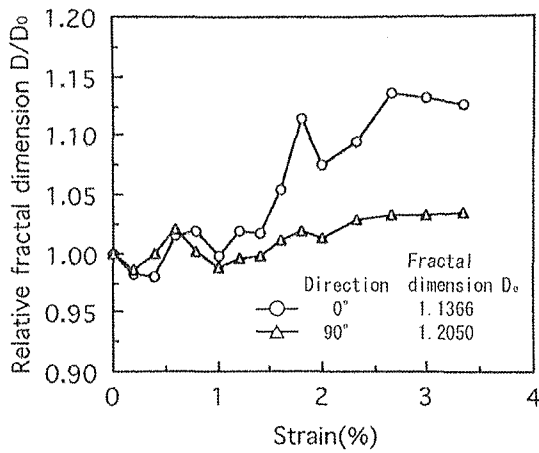
ばらつきはあるが焼きなまし材といずれの圧延材においても D/D_0 は塑性ひずみに対して増加する傾向にあり、 0° 方向と 90° 方向の差は圧下率が大きいほど大きくなるのがわかる。したがって、異方性の発達の程度を検討するために各材料について 0° 方向の D/D_0 を 90° 方向のそれで除したものと、塑性ひずみとの関係を示したのが図5.5.15である。この図よりばらつきはあるが、焼きなまし材、圧延材のR10からR60の順に異方性の発達の程度が大きいことがわかる。ばらつきの原因としては撮影画面中に含まれる結晶粒数と、金属顕微鏡の焦点深度に対して表面凹凸増加に伴うピントのずれが考えられ、これらの改善によってばらつきを少なくできると考えられる。図5.5.16は表面あられの異方性を検証するために、実験終了後に触針式表面あらさ計によって測定した中心線平均あらさRの 0° 、 90° 方向の結果である。なお、表面あらさ測定時における試験片の塑性ひずみは、焼きなまし材については5%であるが、圧延材ではどれも3.33%である。この結果から焼きなまし材は異方性が小さく、圧延材では圧下率が大きいほど両方向の表面あらさの差も大きくなり、図5.5.14に示した両方向のフラクタル次元の変化の傾向と良く対応している。したがって、金属顕微鏡による試験片表面形状画像に対するフラクタル次元解析は表面状態を評価できる可能性のあることがわかった。つぎにこれらの結果と図5.5.8のa'、b'との関係は相対フラクタル次元 D/D_0 の試験片と直交する方向(90° 方向)ではいずれの圧下率においても 0° 方向に比べて変化が小さく図5.5.8のb'の変化と定性的に一致している。しかし異方性の程度を示す図5.5.15、5.5.16の結果と図5.5.8のa'の傾向は一致していない。これはアスペクト比を求める場合はスペックルの分布状態を平面方向の広がりとして求めるために輝度分布は直接反映されない。一方フラクタル次元は平面方向の広がりと同時に輝度分布も併せて計測されるためと思われるが、詳細についてはさらに検討が必要である。



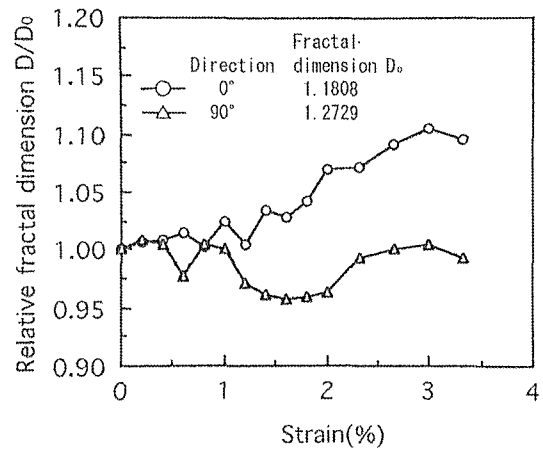
(a) 焼きなまし材



(b) 圧下率 10%



(c) 圧下率 30%



(d) 圧下率 60%

図 5. 5. 14 異方性とフラクタル次元

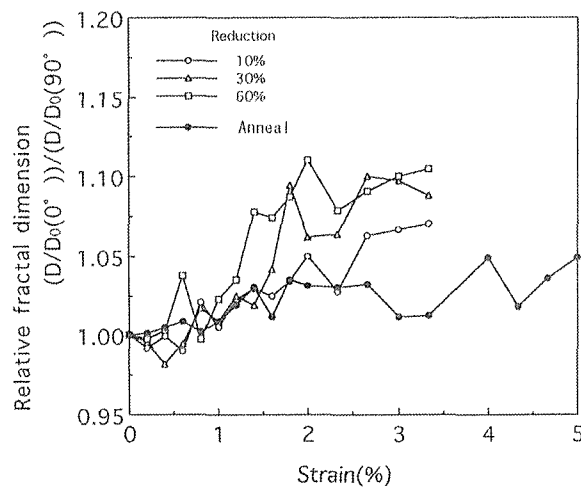


図 5. 5. 15 異方性の発達とひずみの関係(圧下率の影響)

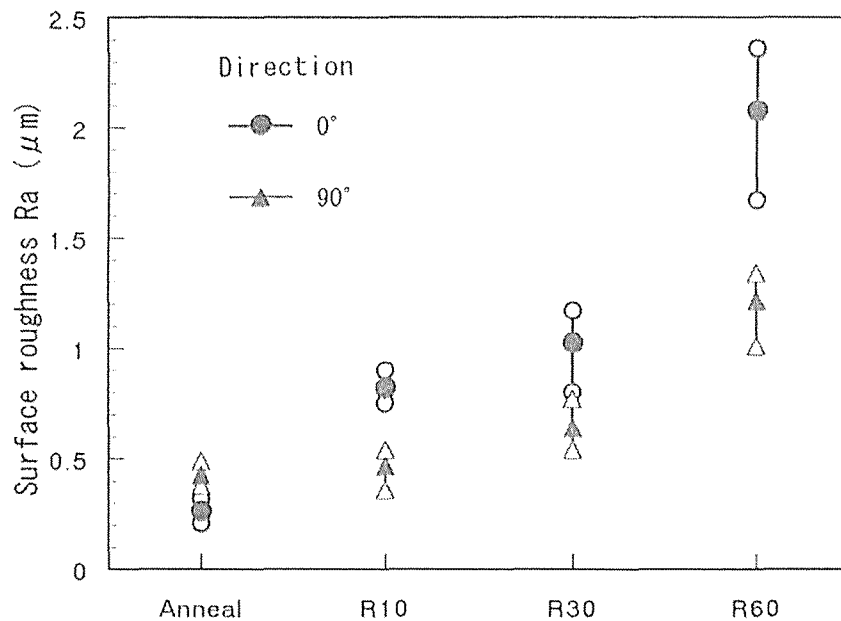


図 5. 5. 1 6 表面あらさと圧下率の関係

5. 5. 3 結 論

アルミニウム多結晶板の単軸引張変形下における表面あれ状態に関して、レーザスペックル濃度分布の外形形状をだ円で近似し、そのアスペクト比の変化および、これに及ぼす結晶粒径と圧下率の影響を明らかにした。さらにスペックル濃度分布データと金属顕微鏡による表面形状データに対してフラクタル次元解析を試み、以下の結論が得られた。

- (1) スペックル濃度分布は結晶粒径が大きいほど塑性ひずみの増加に伴うその広がり方が大きい。しかし、アスペクト比の変化に及ぼす結晶粒径の影響は非常に小さく、材料の等方性をとらえたものと思われる。
- (2) アスペクト比の変化におよぼす圧下率の影響は圧延によって生ずる異方性に大きく依存し、試験片の局所変形開始（約 $\varepsilon = 1\%$ ）までは圧下率の小さいほどアスペクト比の変化が大きい。
- (3) 圧延材におけるスペックル濃度分布データのフラクタル次元は塑性ひずみにともなって増加し、ひずみがほぼ 1% まではアスペクト比の変化と良い対応を示した。また結晶粒径の異なる場合のフラクタル次元の変化は粒径により大きく異なった。
- (4) 表面形状画像のフラクタル次元は塑性ひずみの増加に伴って増加し塑

性ひずみと良い相関にある．したがって，ばらつきを少なくすることができれば塑性ひずみを評価できる可能性があることがわかった．

- (5) 圧延材における表面形状画像の２次元フラクタル次元解析によって圧延による表面あれの異方性を定量化できることを示した．

5. 6 参考文献

- (1) 加藤章,佐野政芳,レーザ光の散乱を用いた疲労センサ,日本機械学会 M & M2004 材料力学カンファレンス講演論文集, No.04-6, (2004), 535-536.
- (2) 栗田政則,佐藤誠,中野一馬, レーザによる表面粗さの迅速な測定法, 機論, 56-532, A(1990), 2588-2592 .
- (3) 小豆島明,宮川松男,大平貴規,岸輝雄,レーザ光線による疲労き裂先端塑性域の進展挙動の測定,日本非破壊検査協会,第 14 回応力・ひずみ測定シンポジウム前刷集, (1982-1), 57-60.
- (4) 平田利英,川尻明,渡辺正明,宮川松男,塑性変形をうける板材の表面変化の測定 (レーザスペckルパターンによる塑性ひずみの推定) ,日本非破壊検査協会,第 14 回応力・ひずみ測定シンポジウム前刷集, (1982-1), 77-80.
- (5) 川崎亮,渡辺龍三,島田平八,鈴木英夫,レーザースペckル法による金属-セラミックス接合界面におけるひずみ分布の測定,日本金属学会誌, 50-12 (1986), 1056-1060.
- (6) Kato, A., Dai, Y. Z. and Chiang, F. P., Damage Monitoring of Aluminum by Laser Speckle, Proc. of the 9th Int. Conf. on Exp. Mech., (1990), 1940-1948.
- (7) Dai, Y. Z., Tay, C. J. and Chiang, F.P., Integrated Autocorrelation method for Plastic Strain Determination, Strain, 11 (1990), 145-147.
- (8) 加藤章, Dai, Y. Z. and Chiang, F.P., レーザースペckル法に画像処理を援用した金属材料の損傷の検出, 機講論, No.910-17, A (1991-3), 237-239.
- (9) Dai, Y. Z. and Chiang, F. P., Assessment of Flow Stress and Plastic Strain by Spectrum Analysis, Exp. Mech., 9 (1991), 197-201.
- (10) Dai, Y. Z. and Chiang, F. P., On the Mechanism of Plastic Deformation Induced Surface Roughness, Trans. ASME J. Eng. Mat.

Technol., 114-10 (1992), 432-438.

- (1 1) 三浦節男, 小林道明, レーザスペックルと画像処理によるアルミニウムの塑性変形状態の評価, 機論, 60-574, A (1994), 1402-1407.
- (1 2) 津田政明, 広瀬幸雄, 黒瀬雅詞, 松岡三郎, 黒部利次, 田中啓介, SNCM439 鋼の応力腐食割れき裂成長に及ぼす結晶粒径の影響とフラクタル特性, 材料, 40-455, (1991), 1066-1072.
- (1 3) 津田政明, 広瀬幸雄, 黒瀬雅詞, 松岡三郎, 黒部利次, 田中啓介, 高張力鋼 SNCM439 の応力腐食割れき裂成長におよぼす電極電位の影響とフラクタル特性, 材料, 41-466, (1992), 1178-1184.
- (1 4) 伊藤憲明, 塚田忠夫, フラクタルディメンジョンを利用した工学表面の不規則微細凹凸の生成 (第 2 報, 異方性表面凹凸), 設計工学, 28-1 (1993), 38-43.
- (1 5) 清水一郎, 阿部武治, 塑性変形に伴う多結晶鉄の自由表面あれとフラクタル次元, 機論, 59-558, A (1993), 367-374.
- (1 6) 黒瀬雅詞, 津田政明, 佐々木敏彦, 広瀬幸雄, 吉岡靖夫, X線回折図形のフラクタル解析, 材料, 43-494 (1994), 1489-1495.
- (1 7) 黒瀬雅詞, 森川晶, 津田政明, 広瀬幸雄, 画像処理による純銅の腐食形態評価とフラクタル特性, 材料, 44-500 (1995), 649-655.
- (1 8) 酒井達雄, 藤川雅史, 中辻勝博, 古郷佐八郎, 鋳鉄内黒鉛の断面形状不規則性に関する定量的解析法, 機論, 61-590, A (1995), 2264-2271.
- (1 9) 小豆島明, 木村秀途, 宮川松男, 塑性変形した金属の自由表面粗さに関する金属学的考察 I, 第 33 回塑性加工連合講演会, 講論, (1982-11), 497-500.
- (2 0) 康永林, 木原諄二, 相澤龍彦, 王先進, 唐荻, 薄鋼板の引張変形による肌荒れ成長挙動に及ぼす変形経路の影響, 塑性と加工, 32-362, (1991), 274-279.
- (2 1) 小豆島明, 石田正雄, 木村秀途, 宮川松男, 塑性変形を受けた板材の表面観察 VI (集合組織をもつ板材の塑性変形表面性状), 第 32 回塑性加工連合講演会, 講論, (1981-11), 215-218.
- (2 2) 木村秀途, 小豆島明, 宮川松男, 塑性変形を受けた板材の表面観察 VII (集合組織をもつ板材の塑性変形表面性状その 2), 塑性加工春季講演会, 講論, (1982-5), 607-610.
- (2 3) 平田・他 3 名, 日本非破壊検査協会第 14 回応力・ひずみ測定シンポジウム前刷集, (1982-1), 77-80.

- (24) 小豆島・他3名, 日本非破壊検査協会第14回応力・ひずみ測定シンポジウム前刷集, (1982-1), 57-60.
- (25) Kato, A., 他2名, Proc. of the 9th Int. Conf. on Exp. Mech., (1990-8), 1940-1948.
- (26) 加藤・他2名, 日本機械学会第68期通常総会講演会講演論文集, No.910-17, A(1991-4), 237-239.
- (27) Dai, Y.Z., 他2名, Strain, 11(1990), 145-147.
- (28) Peitgen, H. O., Saupe, D., 山口昌哉編, フラクタル・イメージ, (1990), 53, シュプリンガー・フェアラーク東京.

第6章

3 評価法の総括と有機的な総合化への展望

第6章 3 評価法の総括と有機的な総合化への展望

非破壊検査法の最も代表的な一つである超音波探傷法と AE 法とを比較した場合、超音波法は超音波を外部から入射することにより破壊源となる内部欠陥の存在を検出するのに対して、AE 法は応力下で固体内に生ずる破壊現象そのものを捉えるという違いがある。すなわち、3 章、4 章、5 章のタイトルを〈 〉付きで補足しているように、(1) 超音波法は静的かつ能動的検査法であるのに対して、(2) AE 法は動的かつ受動的検査法であり、両者は相補的な関係にある。さらに上記 (1)、(2) の方法はほとんどが接触式（電磁超音波法、レーザ超音波法等一部は非接触式）であるのに対して、5 章で述べた光学的手法は非接触式であり、かつ、非常に高感度で表面構造の微細な変化を評価できる。さらに、超音波法は高周波技術の発展によって GHz 領域に達しており、分解能も向上しつつある。一方 AE 法は計測機器の高速化、デジタル化、さらには電子回路の高集積化等周辺技術の向上によって信号処理能力も向上しており、また、光学的手法においても同様に画像処理法、IT 技術の発展等によりこれらの統合化によって総合的な材料損傷評価法の構築が期待されている。

しかし、上記のような個々の評価手法においては評価原理の違いから検査時の制約や検査精度の不足等があるために現実には複数の手法を合わせて使用している。これらの問題を解決する方法として単一のシステムで複数の物理量を計測することが複合材料の構造ヘルスマモニタリング分野で試みられている⁽¹⁾。例えば接続損失を利用したものと、光の干渉を利用したものの 2 種類の光ファイバセンサによって AE とひずみを単一のシステムで計測し構造のヘルスマモニタリングに適用することが試みられている⁽²⁾。さらには、複合材料パネルに埋め込まれた光ファイバによってパネルの変形や応力状態、温度分布を測定するとともに衝撃によって及ぼされる振動、損傷によって発生する超音波領域の弾性波をリアルタイムに検出し統合的に構造をモニタリングする手法が試みられている⁽³⁾。このような技術は複合材料のみならず金属材料による機械、構造物の維持管理や余寿命評価に対しても有用であり技術開発が期待されている。

以上のことから、本研究で取り上げた 3 種類の評価手法において、例えば超音波法ではセンサには主に圧電セラミックが使用されており、また AE 法でも同様のセンサが使用されている。したがってセンサの統合化および高性能化ができれば一つのシステムによる計測ができ、両者の特性の相補的な改

善が期待できる。一方，レーザを用いて超音波を励起し，検出するレーザ超音波法が開発され実用に供されている⁽⁴⁾。この手法は非接触であること，空間分解能が高いこと，広帯域の超音波が励起・検出できることなどから，欠陥検出や物性測定などに使用されている。したがってレーザ超音波法と本研究で取り上げたレーザスペックル法のような光学的な表面損傷評価法を統合化することができれば上記で述べたような単一のシステムで複数の物理量を計測することによって構造ヘルスモニタリングの高精度化，高効率化に寄与できると考えられる。以上をまとめたのが図6．1である。

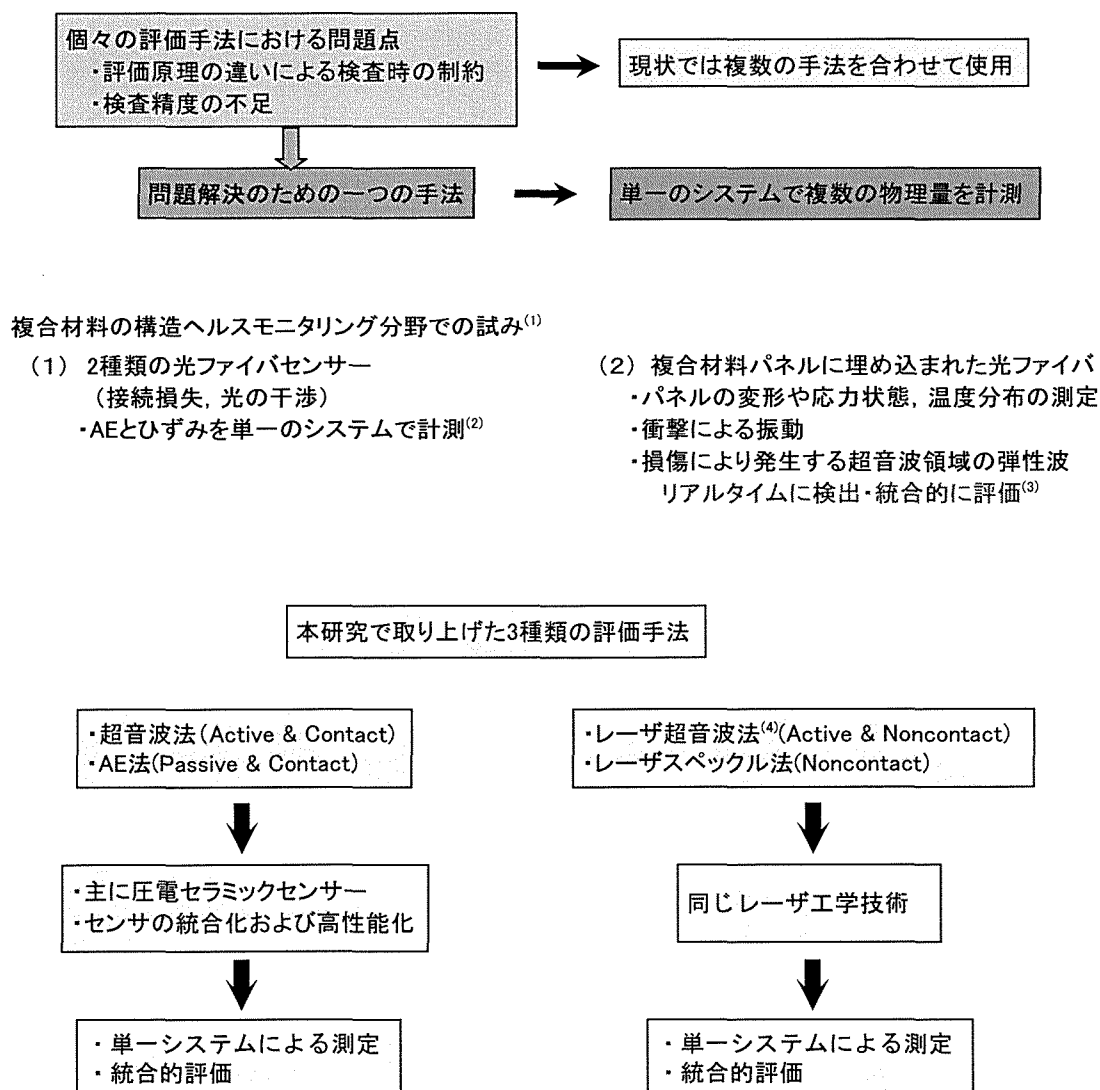


図 6．1 本研究で取り上げた3種類の非破壊材料損傷評価法の展望

参考文献

- (1) 影山和郎, 村山英晶, 光ファイバセンサによる構造モニタリング, 非破壊検査, 第 50 巻 9 号, (2001), 595-600.
- (2) 峯悠樹, 結城宏信, 光ファイバセンサによる AE とひずみのハイブリッド計測, 日本機械学会, M&M2004 材料力学カンファレンス講演論文集, (2004).
- (3) 松尾剛, 影山和郎, 村山英晶, 大澤勇, 金井誠, 鵜沢潔, 光ファイバセンサ・スマートパネルの製作, 日本機械学会, M&M2004 材料力学カンファレンス講演論文集, (2004).
- (4) レーザー超音波の新展開, 非破壊検査, 第 51 巻 4 号, (2002).

第7章

総括

第7章 総括

本論文は金属疲労および金属の塑性変形による損傷を評価する新たな手法を3種類の非破壊的試験法それぞれについて提案した。

すなわち、(1)超音波法では Granato-Lücke の転位弦理論と超音波スペクトロスコピー法を用い、3種類の周波数の表面波音速の測定値から可動転位ループ密度を推定する方法を提案し、実験による検証として、3.4節において高サイクル疲労におけるクロムモリブデン鋼(SCMV4)およびアルミニウム合金(A6061)の疲労損傷進展に伴う超音波伝搬速度を、ゼロクロス法により高精度測定を実施した。その結果から疲労損傷に伴う可動転位ループ密度の変化を推定した。また、受信波形のFFT解析により弾性波の減衰挙動を評価した。得られた結果は、(1)SCMV4、およびA6061ともに3種類の超音波周波数の表面波速度は疲労損傷の進展に伴って減少し、SCMV4では、音速変化の超音波周波数依存性が明確に見られないが、A6061では明確に現れた。(2)可動転位ループ密度は両材ともに疲労損傷の進展とともに増加した。(3)受信波形のFFT解析によりパワースペクトルは両材ともに、また、いずれの超音波周波数においても疲労損傷の進展に伴って減少した。(4)可動転位ループ密度に対する転位組織と微視き裂変化量の影響度を分離することは出来ないが、上記(1)から(3)の結果より可動転位ループ密度で疲労損傷の進展を評価できることが分かった。

また、3.5節においては光学顕微鏡によって表面の微視的構造変化を測定し画像処理法によって評価し、また試料表面のひずみ測定によるヒステリシスループの変化を求め、これらと超音波スペクトロスコピーによる評価結果との相関を明らかにした。その結果、疲労損傷の進展に伴う上記の3種類による評価結果は良い相関のあることがわかった。さらに3.6節においては超音波スペクトロスコピー法を用いて鉄鋼圧延ロールの転動疲労損傷評価への適用を試みた。また、従来から行なわれているX線半価幅法による疲労損傷評価も同時に行い、本提案の方法との比較検討を試み、以下の結論を得た。(1)3種類の周波数共に $N=5 \times 10^6$ 以降は音速が低下しており、最終点の転動回数 $N=8.128 \times 10^6$ では試験片表面に微視き裂が確認された。(2)転動回数 N が 10^6 付近より可動転位ループ密度の推定値が増加する結果が得られた。(3)いずれの転動回数においても表面直下ではX線半価幅に変化があり、 $N=8.128 \times 10^6$ では試験片表層で塑性流動が起こっていると思われる。(4)疲労層は $N=1 \times 10^4$ ですでに発生しており疲労層深さは転動数の増加と

共に増加した。(5)可動転位ループ密度の挙動は転動疲労層の増加挙動と定性的には一致し、転動疲労損傷の評価の可能性を示唆している。

つぎに、(2) AE 法ではアルミニウム合金の疲労における全過程の AE を測定し疲労特性パラメータと AE 特性の関係を求め、疲労余寿命評価の可能性を検討した。4. 2 節において高サイクル曲げ疲労時の応力集中部（ノッチ）における AE を試験機の無停止連続稼動によって破断時まで測定した。また、疲労の進展中における AE 波形を測定し、AE 波形の周波数解析を行った。その結果、(1) 供試材の疲労過程における AE の発生パターンには三つの領域があり、AE をモニターすることによってその時の供試材の疲労損傷の度合を予測できる。(2) 最初の負荷 ($N=1$) で生じる AE エネルギーは最大値を示しており、繰返し応力振幅が大きいほど大きい。(3) 最初の負荷 ($N=1$) で生じる AE エネルギーと破断繰返し数 N_f の間には良い相関がみられ、この関係から最初の負荷 ($N=1$) で生じる AE エネルギーを計測することで破断寿命を予測できると考えられる。(4) AE エネルギーと繰返し数 N のグラフを近似式 $Y = A \times N^B$ で近似したときの係数 A と繰返し応力振幅の間には良い相関がみられ、繰返し応力振幅が大きいほど A の値も大きくなっている。(5) AE 波形を周波数解析すると特定の周波数帯に大きなパワースペクトルがあることがわかった。

さらに、4. 3 節では低サイクル疲労における AE を測定するとともに応力-ひずみヒステリシスループも求め、一定ひずみ振幅、および二段二重ひずみ振幅における疲労損傷評価、ならびに余寿命予測の可能性を求めた。その結果、(1) 二段目における AE イベントカウントと応力幅の増分との間には同様の傾向が見られることから、両者には相関があることがわかった。(2) 二段二重低サイクル疲労の場合においては、1 段目のひずみ振幅を 0.5% から変化させる場合に関して言えば、2 段目におけるひずみ振幅の変化量が異なっても、2 段目の減少係数 $C_{ev,2}$ を求めることができ、その $C_{ev,2}$ より余寿命を予測することが可能であることがわかった。

最後に (3) 光学的表面損傷評価法では、レーザスペックル法と画像処理法、さらにフラクタル解析法を併用して塑性変形に伴う表面微視構造（表面あれ）の変化を評価した。ここで、本研究では静的負荷下における表面損傷評価を行っているが、疲労破壊時における表面損傷も第 2 章の 2. 1 疲労損傷の微視的メカニズムの概要で述べたように、巨視き裂発生以前においてはすべり帯やマイクロクラック等の発生、進展に伴う表面あれが起こる。したがって、提案の表面損傷評価手法は疲労損傷評価への適用も考えられる。

まず、5. 4 節においては単純引張負荷による塑性変形状態においてアルミニウムの圧延材とその焼なまし材の表面のレーザスペックル濃度分布を最小二乗法を用いてだ円関数で近似し、その半径 a 、 b およびアスペクト比と塑性ひずみとの相関を金属顕微鏡による材料の表面状態の考察も踏まえて検討した。その結果は、(1) 圧延材（引張りと圧延の方向が一致するものとそれらが 45° 傾いたもの）と焼なまし材ともに同輝度値におけるスペックル・パターンはだ円関数で近似することができる。(2) だ円の長軸半径 a 、短軸半径 b 、アスペクト比 b/a は塑性ひずみの増加に伴い、特に低輝度側において大きく変化し、試験片の異方性と引張方向の違いを反映している。(3) 圧延材のアスペクト比の変化は弾性域付近のほとんど変化の少ない部分、その後の最大荷重点までの変化の大きな部分、最大荷重点以降の変化の小さい部分から成り立ち、それぞれの領域における変化は塑性ひずみとほぼ直線的関係にある。(4) 焼なまし材におけるアスペクト比の変化は非常に小さく、これは塑性異方性が小さいことが主たる原因であると考えられる。

5. 5 節では、アルミニウム多結晶板の単軸引張変形下における表面あれ状態の変化に伴うレーザスペックル濃度分布の外形形状をだ円で近似し、そのアスペクト比の変化および、これに及ぼす結晶粒径と圧下率の影響を明らかにした。さらにスペックル濃度分布データと金属顕微鏡による表面形状データに対してフラクタル次元解析を試み以下の結論が得られた。(1) スペックル濃度分布は結晶粒径が大きいほど塑性ひずみの増加に伴うその広がり方が大きい。しかし、アスペクト比の変化に及ぼす結晶粒径の影響は非常に小さく、材料の等方性をとらえたものと思われる。(2) アスペクト比の変化におよぼす圧下率の影響は圧延によって生ずる異方性に大きく依存し、試験片の局所変形開始（約 $\varepsilon = 1\%$ ）までは圧下率の小さいほどアスペクト比の変化が大きい。(3) 圧延材におけるスペックル濃度分布データのフラクタル次元は塑性ひずみにともなって増加し、ひずみがほぼ 1% まではアスペクト比の変化と良い対応を示した。また結晶粒径の異なる場合のフラクタル次元の変化は粒径により大きく異なった。(4) 表面形状画像のフラクタル次元は塑性ひずみの増加に伴って増加し塑性ひずみと良い相関にある。したがって、ばらつきを少なくすることができれば塑性ひずみを評価できる可能性があることがわかった。(5) 圧延材における表面形状画像の 2 次元フラクタル次元解析によって圧延による表面あれの異方性を定量化できることを示した。

以上の結果から、金属疲労損傷及び塑性変形における表面構造変化を非破壊的に評価する新たな手法を提案し実験的に検証した結果、それぞれの手法

は非破壊検査の有効な方法になりうると考える．さらに，第6章で述べたようにそれぞれの手法を複合化し単一のシステムで異なる物理量を同時に評価することができれば，金属疲労損傷における非破壊試験の効率化や損傷評価精度の向上が期待できる．

謝 辞

本論文の一連の研究を遂行するにあたり、また、最終的に本論文としてまとめるにあたりその機会を与えてくださり、さらには、終始懇切なるご指導とご鞭撻を賜りました北見工業大学・工学部・教授 小林道明博士に心から感謝の意を表し、厚くお礼申し上げます。本論文をまとめるにあたっては多くのご教示とご指導を賜りました北見工業大学・工学部・教授 大島俊之博士、北見工業大学・工学部・教授 大橋鉄也博士、北見工業大学・工学部・教授尾崎義治 博士、北見工業大学・工学部・教授 富士明良博士、北見工業大学・工学部・助教授 柴野純一博士に衷心よりお礼申し上げます。

本研究の一連の実験を進めるにあたり、機械システム工学科実習工場での実験装置の製作においてご協力頂きました、元北見工業大学文部技官 阿部清氏、北見工業大学技術部技術員 堂田誠治氏、北見工業大学技術部技術員 山田忠永氏に感謝の意を表します。

転動疲労の研究では日本製鋼所室蘭製作所 小野秀三氏に、さらには、転動疲労試験の実施では北海道立工業技術センター 高橋士郎氏に、X線回折半価幅測定では日本製鋼所室蘭研究所 大塚勝彦氏に多大なご協力を頂いた。ここに感謝の意を表します。

レーザスペckル実験での試料作成に当たっては室蘭工業大学・機械システム工学科・助教授（当時、北海道大学工学部・機械工学第2学科・塑性加工学講座）藤木裕行博士、ならびに平賀正秋両氏の多大なご協力を頂いた。ここに感謝の意を表します。

それぞれの実験は材料力学研究室の研究実施当時の大学院修士課程学生ならびに4年目学生のご協力によって遂行されました。ここに感謝の意を表します。

このように、本論文は多くの方々のご指導、ご鞭撻、ご協力によって成されたものであり、あらためて厚くお礼申し上げます。