

博 士 論 文

金属系構造材料のフレッティング疲労と
腐食疲労に関する基礎的研究

1999 年

丸 山 典 夫

目 次

第 I 編 序 論	1
I-1 研究の目的と意義	3
I-2 本論文の概説	8
I-3 第 I 編 参考文献	14
第 II 編 高比強度金属材料のフレットング疲労特性に関する研究	15
第 1 章 Ti-6Al-4V 合金の大気中におけるフレットング疲労強度の解析 ..	17
II-1-1 緒言	17
II-1-2 実験方法	17
II-1-3 実験結果	21
(1) 疲労寿命へのフレットングの影響	21
(2) フレットング疲労損傷	24
(3) フレットング疲労損傷に関係する種々の力学的因子	24
(4) 接触面の観察	31
II-1-4 考察	31
(1) フレットング疲労き裂発生および伝播	31
(2) フレットング疲労損傷への接触面圧の影響	36
II-1-5 小括	38
第 1 章 参考文献	39
第 2 章 SiC 粒子強化 A2024-T6 複合材料の大気中における疲労および フレットング疲労特性解析	40
II-2-1 緒言	40
II-2-2 実験方法	40
II-2-3 実験結果	44

(1) 疲労強度およびフレット疲労強度	44
(2) 中断フレット疲労試験	44
(3) 破面観察	47
II-2-4 考察	47
(1) SiC _p /2024-T6 Al 複合材料の疲労およびフレット 疲労強度の推定	47
(2) SiC _p の疲労強度への影響	52
(3) SiC _p のフレット疲労強度への影響	53
II-2-5 小括	58
第2章 参考文献	60
第3章 2024Al 合金基複合材料の大気中における疲労およびフレット 疲労強度に及ぼす熱処理および第2相量の影響	61
II-3-1 緒言	61
II-3-2 実験方法	61
II-3-3 実験結果	62
(1) 疲労強度およびフレット疲労強度	62
(2) 破面観察	65
(3) 摩擦係数	69
(4) パッド接触部の主き裂発生位置	69
II-3-4 考察	69
(1) 供試材の疲労の特徴	69
(2) 疲労およびフレット疲労強度の推定	72
(3) 疲労およびフレット疲労き裂発生と伝播への SiC _p の影響	73
II-3-5 小括	79
第3章 参考文献	81
第4章 総括	82

第Ⅲ編 海洋構造物用金属材料の腐食疲労特性に関する研究	83
第1章 高強度鋼の海水環境各種条件下における疲労挙動	85
Ⅲ-1-1 緒言	85
Ⅲ-1-2 実験方法	85
Ⅲ-1-3 実験結果	87
(1) 海水の試験片への関わり方および繰返し速度の 疲労寿命への影響	87
(2) 破面観察	89
Ⅲ-1-4 考察	98
Ⅲ-1-5 小括	102
第1章 参考文献	105
第2章 高張力鋼の人工海水中陰極防食下における応力振幅急変下の 疲労き裂発生と伝播	106
Ⅲ-2-1 緒言	106
Ⅲ-2-2 実験方法	107
Ⅲ-2-3 実験結果	111
(1) $K_t=3.5$ の切欠き付き試験片の一定応力振幅下における S-N 曲線	111
(2) $K_t=3.5$ の切欠き付き試験片の変動応力振幅下における S-N 曲線	111
(3) 破面観察	114
Ⅲ-2-4 考察	119
(1) 疲労寿命への陰極防食の影響	119
(2) 疲労寿命への変動応力の影響	122
(3) 疲労寿命への応力振幅トランジェントの影響	124
Ⅲ-2-5 小括	125
第2章 参考文献	127

第3章 総括	128
第IV編 生体用金属材料のフレッティング腐食疲労特性に関する研究	131
第1章 Ti系生体材料の疑似体液中における疲労寿命およびフレッティング疲労 寿命に及ぼす繰返し速度の影響	133
IV-1-1 緒言	133
IV-1-2 実験方法	134
IV-1-3 実験結果	136
(1) 純チタン JIS2 種および JIS3 種の S-N 曲線	136
(2) 疲労寿命およびフレッティング疲労寿命への応力繰返し 速度の影響	139
(3) 破面観察	143
IV-1-4 考察	143
(1) 疲労寿命への繰返し速度の影響	143
(2) フレッティング疲労寿命への繰返し速度の影響	148
IV-1-5 小括	150
第1章 参考文献	152
第2章 Ti-6Al-4V 合金の疑似体液中フレッティング疲労強度と その試験溶液の定量分析	153
IV-2-1 緒言	153
IV-2-2 実験方法	154
IV-2-3 実験結果	154
(1) フレッティング疲労試験	154
(2) フレッティング疲労試験溶液中の元素分析	156
IV-2-4 考察	159
(1) 疲労強度およびフレッティング疲労強度への 生体環境の影響	159
(2) フレッティング疲労試験溶液中の微量物質	163

IV-2-5 小括	164
第2章 参考文献	166
第3章 Ni フリー Co-Cr 合金の疑似体液中疲労およびフレットィング	
疲労特性	167
IV-3-1 緒言	167
IV-3-2 実験方法	167
IV-3-3 実験結果	168
(1) 疲労強度およびフレットィング疲労強度	168
(2) 試験溶液中の金属元素分析	174
IV-3-4 考察	174
(1) 疲労およびフレットィング疲労強度に及ぼす	
試験環境の影響	174
(2) フレットィング疲労試験溶液中の金属元素溶出量	179
(3) 他の生体用金属材料の疲労およびフレットィング	
疲労強度との比較	180
IV-3-5 小括	181
第3章 参考文献	182
第4章 総括	183
第V編 結論	185
関連公表論文リスト	189
謝辞	191

第 I 編

序 論

I-1. 研究の目的と意義

金属材料は、セラミックス材料や高分子材料に比べて、強度と靱性に優れ、また強度のバラツキが非常に少ないので、構造材料として多量に使用されている。静的荷重下の金属系構造物が、大地震などの特別な場合をのぞくと、当初の耐用年数を待たずに破壊することはほとんどない。しかし、繰返し荷重下の構造物は耐用年数より短い寿命で破壊することがある。

航空機・船舶・車両などの動く構造物、石油掘削リグなどの海洋構造物、人工股関節・ボーンプレートなどの生体デバイス、あるいは、機械部材は、疲労破壊することがある。それは、例えば、航空機には離着陸に対応する疲労荷重が、車両には発停車や車軸の回転に対応する疲労荷重が、海洋構造物には波浪や潮流の変化に対応する疲労荷重が⁽¹⁾、生体デバイスには歩行などの運動周期に対応する疲労荷重が⁽²⁾加わるからである。

ところで、これらの構造物、部材あるいはデバイスが破壊する場合、その原因が疲労のみであることはほとんどない。破壊の原因はフレットイングすなわち微小すべり振幅の摩耗をともなった疲労(フレットイング疲労)、腐食をともなった疲労(腐食疲労)、あるいは両者をともなった疲労(フレットイング腐食疲労)である場合が多い⁽³⁾。何故ならば、金属材料の疲労強度は、フレットイングや腐食をともなうことにより著しく低下することが多い⁽⁴⁾からであり、そのために人命に関わる大きな事故に至ることもある。したがって、フレットイングや腐食をともなった疲労破壊に関する理解を深めて、それらの破壊強度を高める方策あるいは金属材料の破壊を防ぐ方策を探ることは重要である。

疲労強度へおよぼすフレットイングおよび腐食の影響について以下に述べる。

(a) 疲労強度

金属材料の強度は、その材料を構成している化学成分と結晶学的組織を反映しており、どのような加工と熱処理を施されたかに依存する。疲労強度は、引張強度の増加とともに増大する。高サイクル側の疲労強度は引張強度の 1/2~1/3 である^{(5),(6)}。疲労強度が引張強度に比べて低い理由の一つに、引張強度が材料全体の平均的性質を現しているのに対して、疲労強度

はその材料の最も弱い部分によって決まることがあげられる。

金属材料の疲労破壊は、応力繰返し数の増加とともに材料表面での塑性変形の発生、損傷の蓄積、き裂発生、き裂伝播、破壊のプロセスをたどる。

金属材料は結晶粒の集合体である。各結晶は特定のすべり面とすべり方向をもっている。したがって、多結晶体のすべり方向はランダムにむいている。繰返し応力範囲が弾性応力の上限より低い場合でも、ところどころに塑性変形した結晶粒が存在する。この塑性変形はせん断応力によって生じる。引張方向に対して45度傾いた方向でせん断応力は最大になる。したがって、ランダムのすべり方向をもった結晶粒の集合体である金属材料に力を加えて引張ったとき、最初に塑性変形（すべり）が生じるのは、引張方向に対して45度傾いたすべり方向をもっている結晶粒内においてである。力を加えられて生じた変形が、力を除くと元にもどって消えるならば疲労は生じない。しかし、一般に1回の応力の繰返しによって、わずかな塑性変形が残る。これが疲労損傷である。この損傷は応力の繰返し数の増加とともに局所的に蓄積されて、固執すべり帯となり⁽⁷⁾、やがてき裂発生に至る。さらに繰返し数が増加すると、発生したき裂は伝播を開始し、破断に至る。疲労き裂の伝播は、発生から破断まで加速度的に増加する。

破断までに要する繰返し数は、応力振幅に依存し、応力振幅の減少とともに増加する。

(b) 疲労強度へおよぼすフレットイングの影響

フレットイングとは、接触している二つの材料が相対的に微小振幅の往復繰返し運動を行っている状態をいう。その場合、接触面では摩耗現象をともなうと同時に、フレットイングによる繰返し摩擦応力が発生する。このようなフレットイングをともなう疲労現象をフレットイング疲労という。フレットイング疲労の場合、疲労の繰返し応力に、フレットイングの繰返し摩擦応力が加算された繰返し応力が材料に加わる。この摩擦応力は、接触面の表面で最大であり、材料表面から材料内部に向かって急激に減少する。したがって、フレットイング疲労き裂成長挙動は、疲労き裂成長挙動とは著しく異なる。Fig. I-1には、フレットイング疲労におけるき裂伝播速度の模式図を示す。フレットイング疲労の場合、接触面下で発生したき

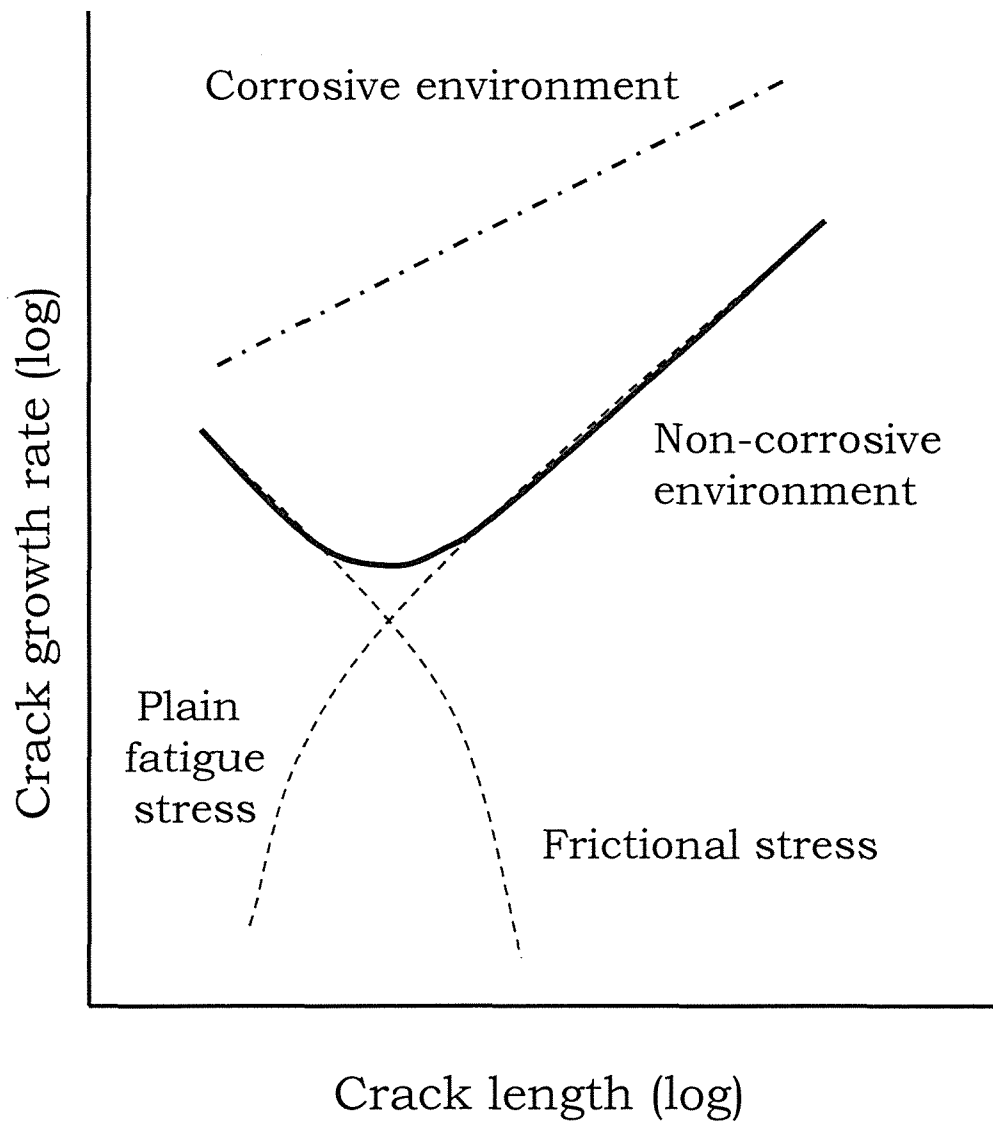


Fig. 1 -1 Schematic diagram of the relationship between crack growth rate and crack length in a fretting fatigue test.

裂の伝播速度は、急速に低下し、極小値を示した後通常の疲労き裂伝播速度と一致する⁽⁴⁾。フレット疲労強度は、疲労強度の 1/2 以下になることが多く、引張強度を高くしてもほとんど高くない⁽⁸⁾。

(c) 疲労強度へおよぼす腐食の影響

腐食環境下における金属材料の疲労強度は、疲労き裂発生へおよぼす腐食の影響に依存する。環境のき裂発生への影響は材料の表面近くに限定される。腐食疲労発生機構は、環境の種類、材料の化学成分や組織の違い、荷重のかかり方によって異なる。その発生機構はつぎのように分類される⁽⁹⁾。

- (i) 孔食説：腐食で生じたピットが応力集中源になり、き裂発生に寄与する。
- (ii) 選択溶解説：固執すべり帯で腐食電池が形成され、局所的腐食がき裂の起点となる。
- (iii) 保護皮膜破壊説：酸化膜が固執すべり帯の形成により破壊され、新生面が露出し、局所的溶解が生じ、き裂へ発展する。
- (iv) 吸着説：吸着により表面エネルギーが低下し、すべりからき裂への進展が容易になる。

疲労き裂発生が、腐食の影響を受けて加速される場合、一般に、き裂伝播速度も腐食により加速される。

疲労、フレット疲労、腐食疲労およびフレット腐食疲労におけるき裂伝播速度(Fig. I-1)と応力振幅—破断繰返し数曲線(S-N 曲線)の模式図を Fig. I-2 に示す。金属材料の疲労強度は、フレットおよび腐食の影響をうけて一般に低下する⁽⁴⁾。

金属材料のフレットや腐食をともしない純粋な疲労過程自体が、材料の強化機構の種類、負荷の方向、応力振幅の大きさ、平均応力などに依存する複雑な現象である⁽⁶⁾。そのためこれまでに疲労に関して膨大な研究が行われ、多数の知見が得られているにもかかわらず、体系的理解がなされているとは言い難い。現在でもなお、多くの研究者が疲労の研究に携わっており、毎年多くの論文が発表されている^{(10),(11)}。フレットおよび腐食が関与した疲労の研究は、学際性が深化すると同時に、その破壊プロセスの複雑さが増加するので、手つかずの未解決研究領域が広く存在す

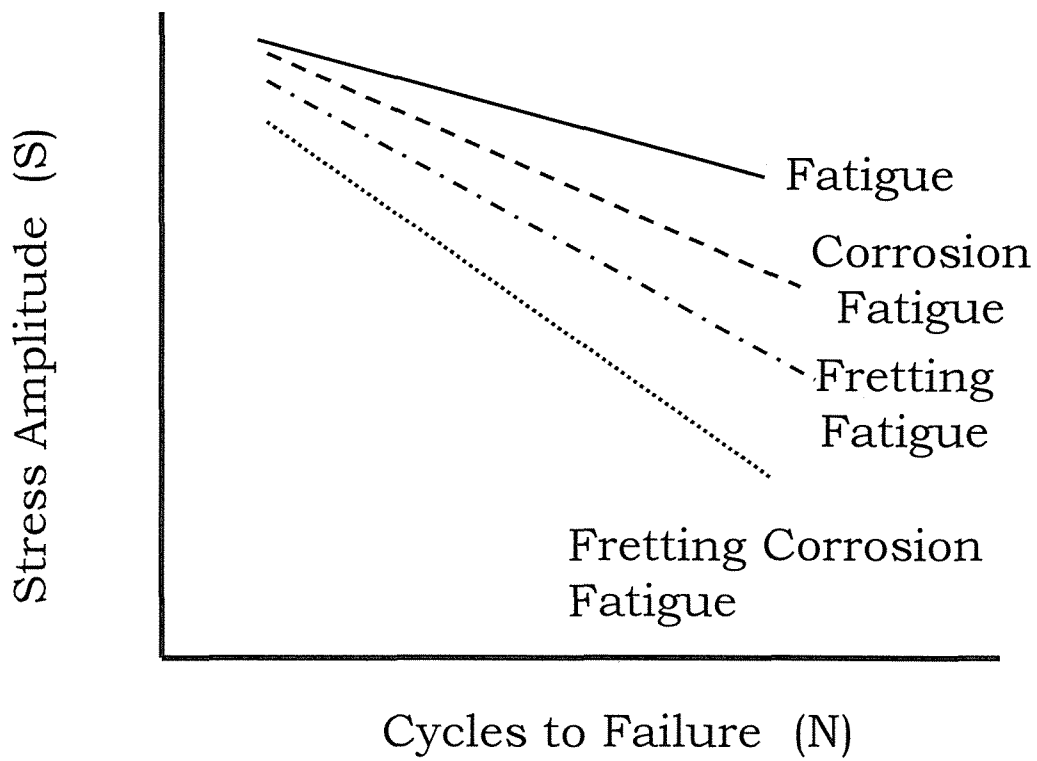


Fig. I -2 Schematic diagram of S-N curves for fatigue , corrosion fatigue, fretting fatigue and corrosion fretting fatigue.

るのが現状である。

本研究は、フレットィング腐食疲労の挙動を調べるために、

- (1) 高比強度金属材料の大気中フレットィング疲労特性を材料強度学的、トライボロジー（摩擦・摩耗・潤滑）的および材料組織学観点から解明すること、
- (2) 実際の海洋環境をシミュレートした環境下の高張力鋼の腐食疲労特性を電気化学的および材料強度学的観点から解明すること、
- (3) 金属系生体材料の疑似体液中フレットィング腐食疲労特性に関する基礎的データの蓄積と、その強度特性を材料強度学的、トライボロジー学および電気化学的に解明すること、

を目的とする。

本研究のフローを **Fig. I-3** に示す。

I-2. 本論文の概説

本論文は5編より構成される。

第I編においては、本研究の目的および意義について述べ、さらに研究内容について概説した。

第II編においては、輸送関連構造物用高比強度金属材料として期待されている Ti-6Al-4V 合金および金属基複合材料のフレットィング疲労特性について述べた。第II編は4章より構成される。

第II編第1章においては、本研究で使用するフレットィング疲労試験法の摩擦力付与条件を決定するために、Ti-6Al-4V 合金を用いて、摩擦力に影響を及ぼす種々の力学的因子について検討し、その材料のフレットィング疲労特性を調べた。その結果、フレットィング疲労試験方法において、相対すべり振幅は応力振幅に比例し接触面圧には依存しないこと、接触面圧が 50 MPa 以上の場合、摩擦応力振幅は相対すべり振幅に比例すること、接触面圧が 20 MPa 以下の場合、摩擦応力振幅は相対すべり振幅に依存しないこと、摩擦係数は相対すべり振幅に比例し、その比例定数は接触面圧に依存することを明らかにした。さらに、フレットィング疲労寿命は接触

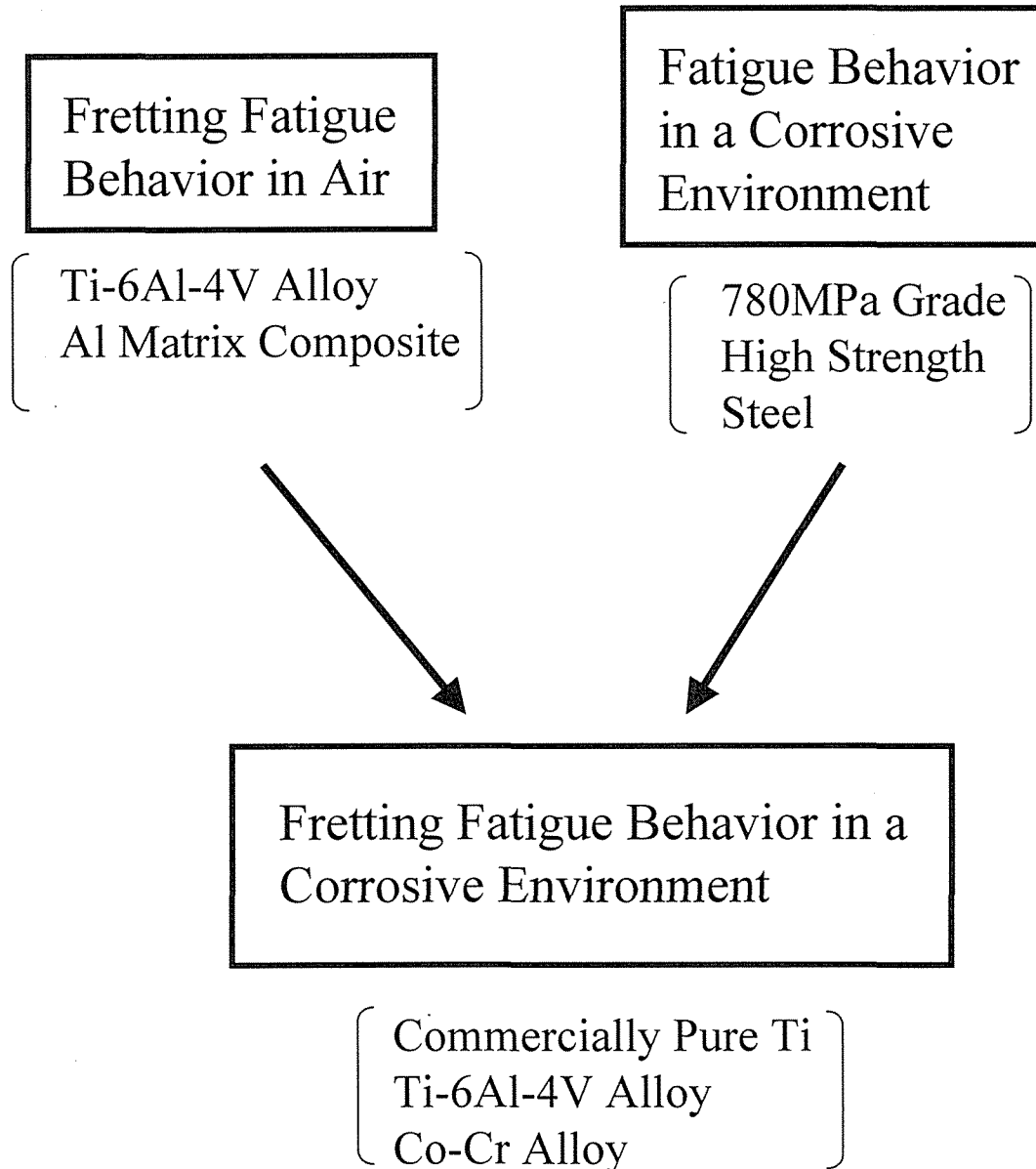


Fig. I -3 Flow of Research work.

面圧の増加とともに減少するが、接触面圧 20 MPa で極小値を示すこと、 10^7 回疲労強度は 270 MPa であるのに対して、 10^7 回フレット疲労強度は接触面圧 20 MPa で 135 MPa, 50 MPa で 155 MPa であることを明らかにした。

第Ⅱ編第 2 章においては、平均粒径 $2\ \mu\text{m}$ および $6\ \mu\text{m}$ の SiC 粒子をそれぞれ 20vol.% 含有する 2024-T6 Al 基複合材料について、疲労強度およびフレット疲労強度における第 2 相の役割を調べた。その結果、SiC 粒子添加量の増加とともに 10^7 回疲労強度、および 10^7 回フレット疲労強度は増加する。その傾向はフレット疲労強度において、特に粒径 $2\ \mu\text{m}$ 粒子を含有させた試料において顕著であること、またフレット疲労寿命の半分以上はき裂伝播によることが明らかになった。さらに、複合材料の 10^7 回フレット疲労強度は、複合化によるヤング率および引張り強度の変化を考慮して推定した値より約 30 % 高いことが明らかになった。その理由は、パッド接触部の応力集中が SiC 粒子で複合化することにより分散されること、および SiC 粒子周辺に存在する圧縮残留応力によってき裂が SiC 粒子を迂回 (deflection 効果) し、その結果進展速度に遅延が生じるためであると推定された。

第Ⅱ編第 3 章においては、粒径 $2\ \mu\text{m}$ の SiC 粒子をそれぞれ 0,10,20 および 25 vol.% 含有する 2024-T6 および 2024-O Al 合金基複合材料を用いて、大気中での疲労およびフレット疲労強度に及ぼす第 2 相の量およびマトリックスの力学的性質の役割について調べた。その結果、2024-T6 Al 合金に対する 10^7 回疲労強度およびフレット疲労強度は、SiC 粒子量の増加とともに増加し、SiC 粒子量 20vol.% で極大値を示すこと、2024-O 合金に対する 10^7 回の両強度は、SiC 粒子量の増加とともに増加し、SiC 量 25 vol.% においても増加の傾向にあることが明らかになった。さらに、疲労およびフレット疲労強度を高めるためには、マトリックスの強度を高くすることが有効であることが明らかになった。フレット疲労強度向上に有効な crack deflection 効果は、SiC 粒子量の増加とともに大きくなる。しかし、摩耗による初期微小き裂の研削効果は、SiC 粒子量の増加とともに低下することを明らかにした。

第Ⅱ編第4章においては、以上の結果を総括し、フレット疲労が関与する構造物設計に際して安全上有効な情報を提供するとともに、輸送関連構造物用高フレット疲労強度複合材料の開発に有益な指針を提供することを材料組織学的観点から述べた。

第Ⅲ編においては、海洋構造物が遭遇する飛沫帯や変動応力をシミュレートした環境における高張力鋼の腐食疲労特性について述べた。第Ⅲ編は3章より構成される。

第Ⅲ編第1章においては、海洋環境下における鉄鋼材料の腐食が海水中あるいは海上に比べて飛沫帯において顕著であることを考慮し、引張り強度 780 MPa 級高張力鋼について、一定流速下の人工海水中「一定流」および1分周期の人工海水と大気の繰り返し環境下「1分周期」で、応力繰返し速度 0.5 Hz と 20 Hz で疲労試験を行い、両環境間における疲労寿命の差異と腐食挙動との関係を調べた。その結果、「1分周期」の疲労寿命は「一定流」の疲労寿命に比べて全般に短いこと、その相違の程度は応力繰返し速度と応力振幅に依存することが明らかになった。さらに、疲労寿命を決めているのは、繰返し荷重下で形成される腐食ピットの数、大きさ、形状であり、それらは通気差電池、Passive-active-cell、ガルバニ腐食電池の形成と関係していることが推測された。

第Ⅲ編第2章においては、実際の海洋構造物には通常多数の応力集中部が存在すること、陰極防食が施されていること、変動応力振幅の疲労荷重が負荷されることなどを考慮して、引張り強度 780MPa 級高張力鋼の切り欠き（応力集中係数 3.5）付き試験片を用いて、疲労寿命に及ぼす陰極防食および2段多重変動応力振幅の影響を調べた。その結果、人工海水中自然腐食下で、疲労寿命は「一定応力振幅」と「変動応力振幅」ではほぼ一致し、Miner 則（線形累積損傷仮説）が成立した。しかし陰極防食下で、「変動応力振幅」の疲労寿命は「一定応力振幅」のそれより短く、変動応力振幅の大きい方の振幅が一定応力振幅下の S-N 曲線より十分低くても疲労破壊することが明らかになった。また「変動応力振幅」で、陰極防食下の疲労寿命は、大気中の疲労寿命より長いことが明らかになった。これらの結果がカソード分極下で発生する水素と電解生成物、応力トランジェントの

際のき裂先端塑性変形域の残留応力などに関係していることを明らかにした。

第Ⅲ編第3章においては、以上の研究を総括する。海洋構造物に関する材料選択・設計・破壊原因解明などに、海洋環境下腐食疲労試験データの収集が必要である。海洋で実機が遭遇する環境をシミュレートすることが安全上極めて重要であることを示唆していることについて述べた。

第Ⅳ編においては、模擬生体内環境下における金属系生体材料の腐食疲労特性およびフレット腐食疲労特性について述べた。第Ⅳ編は4章より構成される。

第Ⅳ編第1章においては、工業用純チタンおよび Ti-6Al-4V 合金について、大気中および疑似体液中、0.2 Hz から 20 Hz までの5種類の荷重繰返し速度、一定応力振幅下で疲労およびフレット疲労試験を行い、疲労寿命の繰返し速度依存性について調べた。その結果、疲労寿命は、両材料とも大気中および疑似体液中で応力繰返し速度の減少とともに短くなること、使用した全ての応力繰返し速度で Ti-6Al-4V 合金の場合両環境で差がないが、工業用純チタンの場合、疑似体液中で大気中に比べて短いことが明らかになった。疑似体液中および大気中で工業用純チタン JIS2 種と JIS3 種の疲労寿命が低繰返し速度ほど短くなる理由として常温クリープおよび腐食の影響が関与していることを明らかにした。一方、フレット疲労寿命の場合、両試料ともに両環境下で繰返し速度の影響が小さいことが明らかになった。フレット疲労寿命の繰返し速度依存性は、腐食によるものであり、クリープは関与していないことが推察された。

第Ⅳ編第2章においては、Ti-6Al-4V 合金について疲労およびフレット疲労強度へ及ぼす疑似体液環境の影響を調べた。また、生体安全性に関係するフレット疲労試験溶液中に溶出した金属元素を黒鉛炉原子吸光法により分析した。その結果、 10^7 回疲労強度は大気中と疑似体液中でほぼ同じ 270 MPa であったが、大気中の長寿命側の疲労強度はフレットがともなうと半減し、腐食とフレットの両方がともなうと約 1/3 に低下すること、フレット部の損傷は疑似体液中に比べて顕著であること、さらにフレット疲労試験溶液中には Ti, Al, V, Fe が溶出して

いることが明らかになった。疑似体液が疲労強度にはほとんど影響を及ぼさず、長寿命側のフレッティング疲労強度を低下させる原因として、疑似体液中におけるパッド接触部の応力集中の増加、停留き裂の再伝播およびき裂伝播速度の加速が影響をおよぼしていることを明らかにした。

第IV編第3章においては、生体に対して毒性の強いNiを含有しないCo-Cr合金について、疲労およびフレッティング疲労強度への疑似体液環境の影響を調べ、また、フレッティング疲労試験溶液中に溶出した金属元素を黒鉛炉原子吸光法により分析した。その結果、疑似体液中および大気中で 10^7 回疲労強度は240 MPa、 10^7 回フレッティング疲労強度は210 MPaであり、高サイクル域の両強度へ環境はほとんど影響を及ぼさないことが明らかになった。また疲労試験溶液中にはMoとCoが数〜数10 ppb検出された。一方、フレッティング疲労試験溶液中にはCo, Mo, Crが数100から数1000 ppb検出された。またCo-Cr合金の疑似体液中高サイクル側のフレッティング疲労強度は工業用純チタン、Ti-6Al-4V合金、SUS316Lステンレス鋼に比べて約2倍高いことが明らかになった。

第IV編第4章においては、以上の研究を総括し、金属材料を生体内でフレッティング疲労荷重がかかるような使い方をすると、引張強度の1/5以下の低応力振幅で破損が容易に起こるので耐用年数は極端に短くなること、そして体内における金属の溶出や摩耗粉の蓄積は避けられないことを著者の研究が示唆していることを述べた。

第V編においては、各編で得られた成果を総括して述べた。

第 I 編 参考文献

- (1) 腐食と破壊，－環境を考慮した設計・対策・評価と事例－（日本機械学会編）(1985) pp.25-36 日本工業出版.
- (2) 笹田 直，塚本行男，馬淵清資 共著，「バイオトライボロジー」－間接の摩擦と潤滑－ (1988) pp.123-137 産業図書.
- (3) R. B. Waterhouse 著，佐藤準一 訳，「フレッチング損傷とその防止法」(1984) p. 191 養賢堂.
- (4) 腐食損傷を受ける鉄鋼材料の寿命・余寿命評価 マニュアル（特定基礎研究会－構造材料の信頼性評価技術部会 環境強度 WG，日本鉄鋼協会編，(1991) 95-245.
- (5) 金属材料設計便覧，日本材料学会編 (1978), 4 (養賢堂).
- (6) M. Klesnil and P. Lukas: 「金属疲労の力学と組織学」 （荒木 透，堀部 進 共訳）(1984)pp.4-37 養賢堂.
- (7) M. Klesnil and P. Lukas: 「金属疲労の力学と組織学」 （荒木 透，堀部 進 共訳）(1984)pp.51-55 養賢堂.
- (8) R. B. Waterhouse 著，佐藤準一 訳，「フレッチング損傷とその防止法」(1984) p. 130-164 養賢堂.
- (9) C. Laiard and J. Duguet : Corrosion Fatigue, Chemistry, Mechanics and Micro structure , NACE, Houston, (1972), 88.
- (10) 材料の疲労に関する趨勢「疲労文献データベース」，日本材料学会，(疲労部門委員会編)，(1996).
- (11) 材料の疲労に関する趨勢「疲労文献データベース」，日本材料学会，(疲労部門委員会編)，(1997).

第 II 編

高比強度金属材料のフレットィング 疲労特性に関する研究

第1章 Ti-6Al-4V合金の大気中におけるフレット疲労強度の解析

II-1-1 緒言

繰返し荷重が加わっている構造物に、ボルト結合部などのような接触箇所、あるいはタービンロータはめ合部のような接触箇所があると、そこで微小振幅の摩耗すなわちフレット疲労を生じ、そこを起点として疲労破壊を生じることがある。フレット疲労破壊応力は通常の疲労破壊応力に比べて約 1/2 と低いので⁽¹⁾、疲労におよぼすフレット疲労損傷の影響を基礎的に把握することは破壊を予測し、表面改質などにより強度向上を図る際に重要である。

フレット疲労過程はき裂発生とき裂伝播に分けられる。フレット疲労が疲労に影響するのは、き裂発生と初期き裂伝播に対してである。フレット疲労寿命に係わる力学的因子のうち、応力振幅、接触面圧、相対すべり量、摩擦係数などトライボロジーと関係のある因子の影響が大きいと考えられている⁽²⁾。

チタン合金は、比強度が高く、耐食性が優れているので、生体材料、海洋構造物用材料、原子力発電機器材料、航空・宇宙構造物用材料として先端産業分野での需要が期待されている。しかしチタン合金は焼付を生じやすく、摩耗強度が低いなどトライボロジー特性に問題があるので、フレット疲労破壊挙動を解明することが重要である。しかし、チタン合金のフレット疲労特性に関しては研究例^{(2),(3)}が少なく不明なことが多い。

本章の研究では、大気中における Ti-6Al-4V 合金の疲労強度へ及ぼすフレット疲労損傷の影響を基礎的に調べることを目的とする。

II-1-2 実験方法

対象材料として、Ti-6.34%Al-4.11%V（不純物として 0.14%Fe-0.20%O-0.007%N-0.008%C mass%）合金を使用した。熱処理は、大気中において 1213K

Table II-1-1 Mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy.

0.2%P.S.(MPa)	T.S.(MPa)	El.(%)	R.A.(%)
1006	1104	14.5	29.5

0.2%P.S.:0.2% proof, T.S.: ultimate tensile strength

El.: Elongation, R.A.: reduction of area

で 7.2 ks 保持後水冷, さらに 813 K で 18 ks 保持後空冷を施した. 組織は, 球状化した初析 α 相および微細 α 相が析出した $\alpha + \beta$ 混合相からなる. α の面積率は約 40%である. ASTM E8 試験片による引張試験結果を **Table II-1-1** に示す.

Fig. II-1-1 (a),(b),(c),(d) には, 砂時計型疲労試験片, フレッシング疲労試験片, パッド, および丸棒引張試験片の形状をそれぞれ示す. **Fig. II-1-2** には, フレッシング疲労試験を模式的に示す. フレッシング疲労試験片の平滑部に平行に切り出した両側面にブリッジ型のパッドを一定の力で押し付けた状態で試験片に繰返し荷重を加えると, 試験片の伸縮に対してパッドの変形はわずかなので, 試験片とパッドの接触部で微小な相対すべりを生じフレッシング損傷が付与される. フレッシング疲労試験において, パッドおよびパッド押し付け棒は, 試験片と同一の素材を用いた. パッドが試験片と面接触する部分の幅は 2 mm で, それ以外に一部 5 mm 幅パッドによる試験も行った. 通常の疲労寿命試験には砂時計型試験片 (応力集中係数 \approx 1.04) およびフレッシング疲労試験片 (応力集中係数 \approx 1.40) を用いた. 試験片表面およびパッド接触面は, エメリー紙 #600 で試験片軸方向に研磨した後, アセトンで脱脂して試験に供した.

試験には, 容量 10t 電気油圧サーボ式の疲労試験機を用いた. パッドの押し付け力は, 試験機本体油圧源から分岐した油圧を利用して小型アクチュエーターにより付与した. フレッシング疲労試験は, パッドの接触面圧を 5-200 MPa 変化させ, 繰返し速度を通常 20 Hz, 一部を 0.5 Hz および 0.1 Hz とした. 応力波形は正弦波形, 応力比は $R=0.1$ の荷重制御で行った. 全て室温大気中で行った. フレッシング疲労試験中の温度および湿度の変動幅は, それぞれ 300-304 K および 40-50 %であった. なお, 試験中におけるパッドと試験片間の摩擦力は, パッド中心部側面に貼ったひずみゲージに

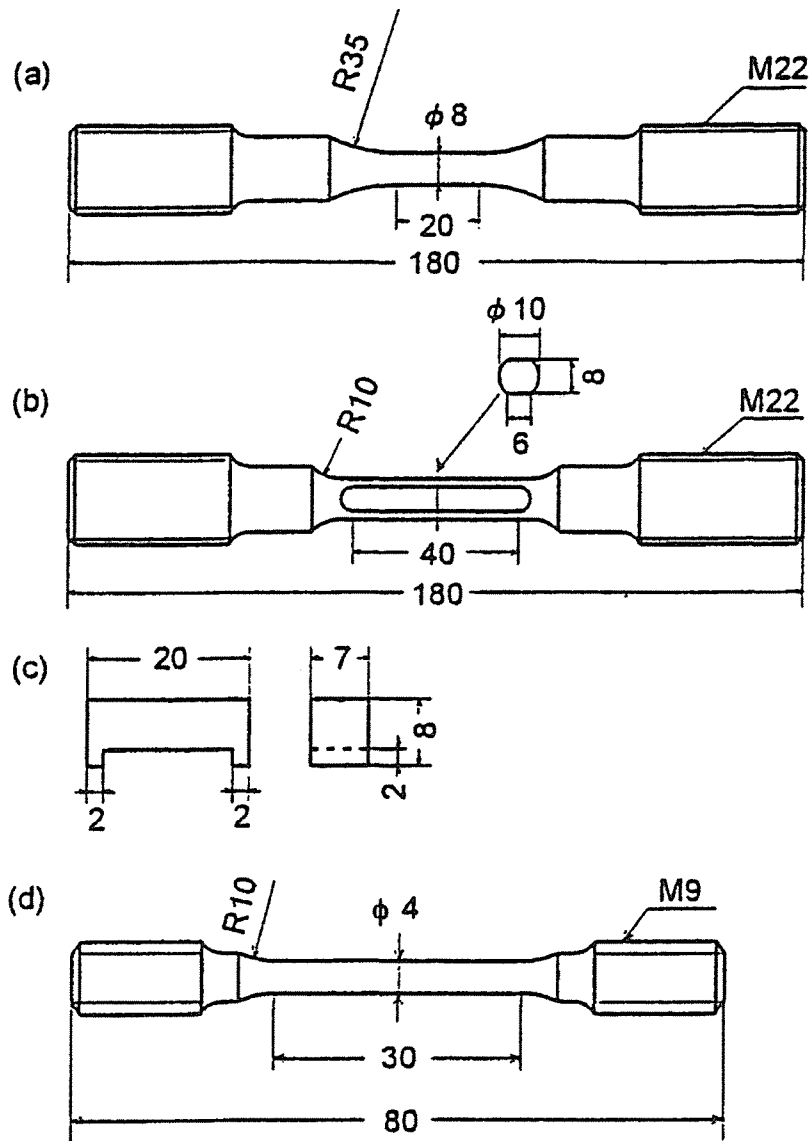


Fig. II-1-1 Dimension of specimen (mm).

- (a) Fatigue specimen
- (b) Fretting fatigue specimen
- (c) Fretting pad
- (d) Tensile specimen

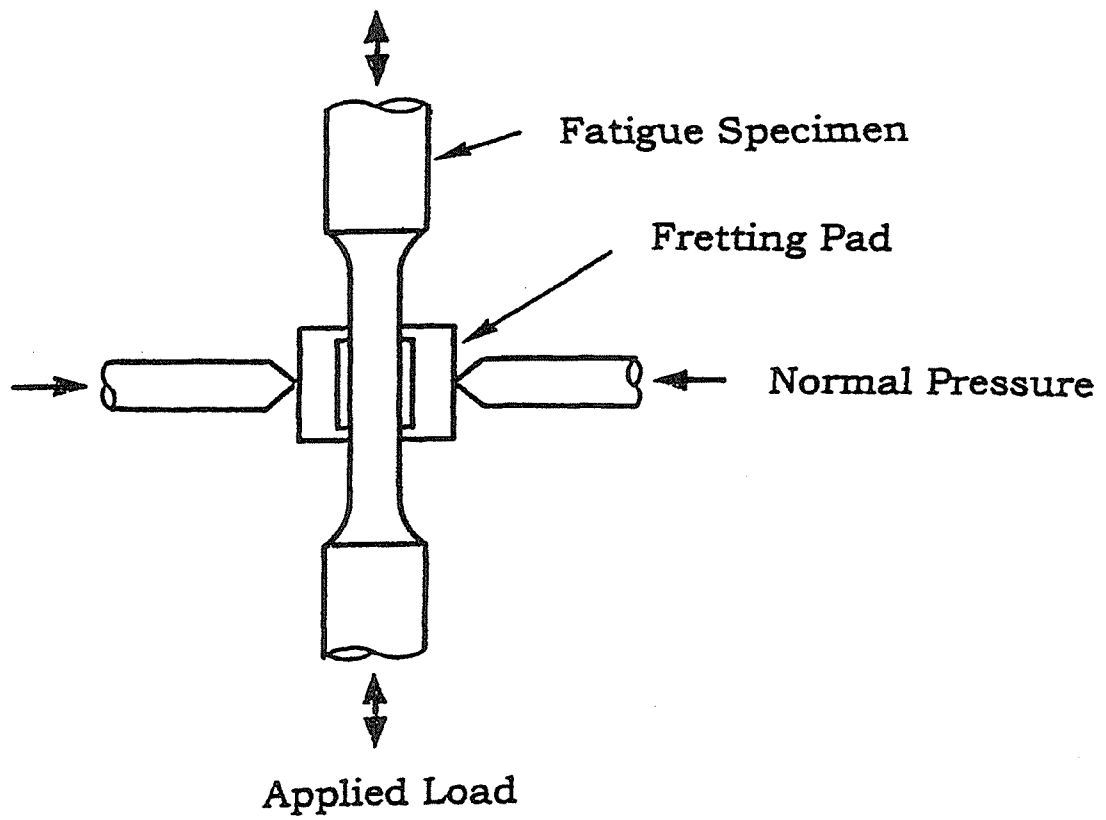


Fig. II -1-2 Schematic diagram of fretting fatigue test in air.

より求めた。パッド端部と試験片間の相対すべり振幅は、特殊な小型伸び計を用いて測定した。破面およびフレットング表面は、走査型電子顕微鏡(SEM)および光学顕微鏡によって観察した。

II-1-3 実験結果

(1) 疲労寿命へのフレットングの影響

応力振幅(σ_a)と破断繰返し数(N_f)との関係を **Fig. II-1-3** に示す。△印はフレットング疲労試験片による通常の疲労試験結果である。試験片はすべて肩部で破断していた。肩部の応力集中係数(K_t)は 1.4 である。○印は $K_t=1.04$ の砂時計型試験片による疲労試験結果である。 10^7 回疲労強度は、前者の場合 210 MPa、後者の場合 270 MPa であった。

Fig. II-1-3 において、▽印は接触面圧(p)=20 MPa、□印は $p=50$ MPa のフレットング疲労試験結果である。 σ_a が高い場合フレットング疲労寿命は、通常の疲労寿命に比べて多少短い程度であるが、 σ_a が低くなると両者の差は大きくなった。 10^7 回フレットング疲労強度は、 $p=20$ MPa の場合 135 MPa、 $p=50$ MPa の場合 155 MPa であった。

疲労寿命へのフレットング損傷の影響を調べるために $\sigma_a=164$ MPa、 $p=50$ MPa で、ある繰返し数だけフレットング疲労試験後パッドを取り外し通常の疲労試験に移行する試験を行った。その結果を **Fig. II-1-4** に示す。縦軸はフレットング疲労繰返し数にその後の疲労繰返し数を加えた繰返し数(N_t)、横軸はフレットング疲労繰返し数(N_f)である。

$N_t = N_f$ の破線上の値はフレットング疲労試験結果を、 $N_f = 0$ に対する縦軸上の値は通常の疲労試験結果を示す。この試験条件下での疲労寿命は 10^7 回以上、フレットング疲労寿命は $2-3 \times 10^5$ 回である。一方、フレットング疲労寿命に極めて近い繰返し数でパッドを取りはずし、通常の疲労試験に移行すると、試験片は 10^7 回までに破断しなかった。このことは、フレットング疲労繰返し数の大部分が見掛け上き裂発生に費やされていることを意味している。

フレットング疲労寿命が Ti-6Al-4V 合金とほぼ同じである 880 MPa 級

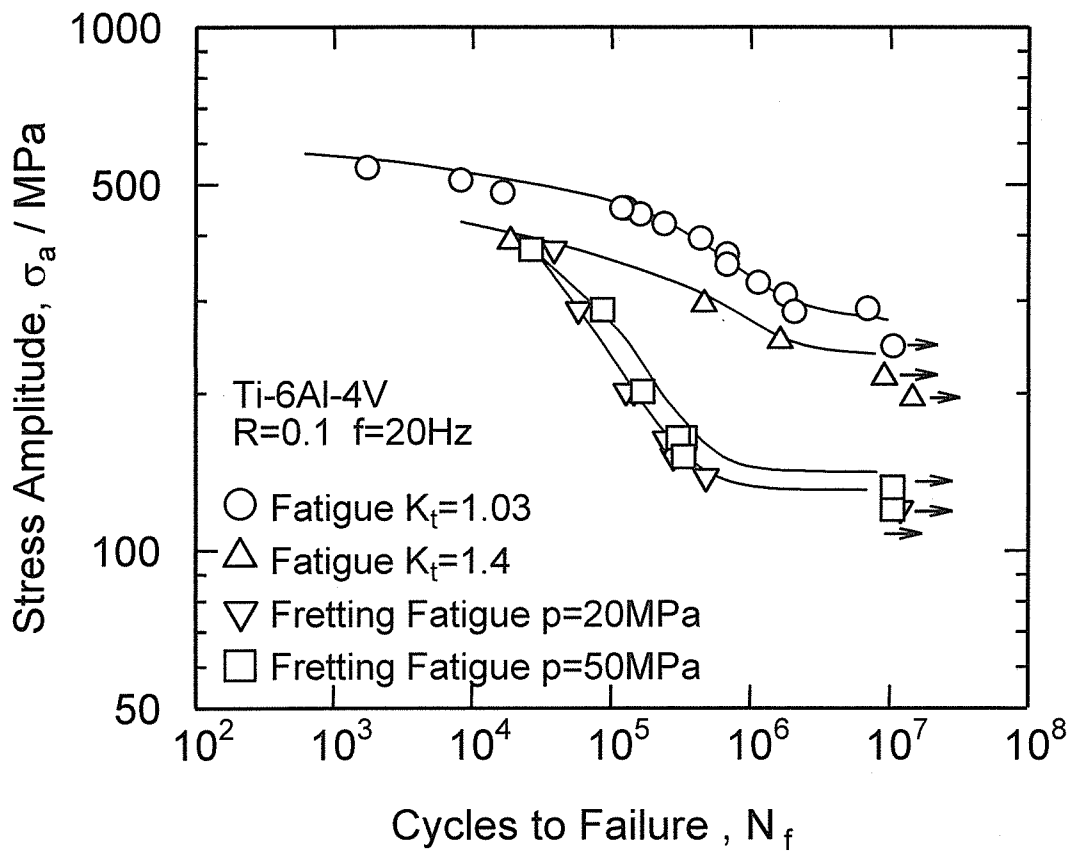


Fig. II -1-3 Relation between stress amplitude and cycles to failure.

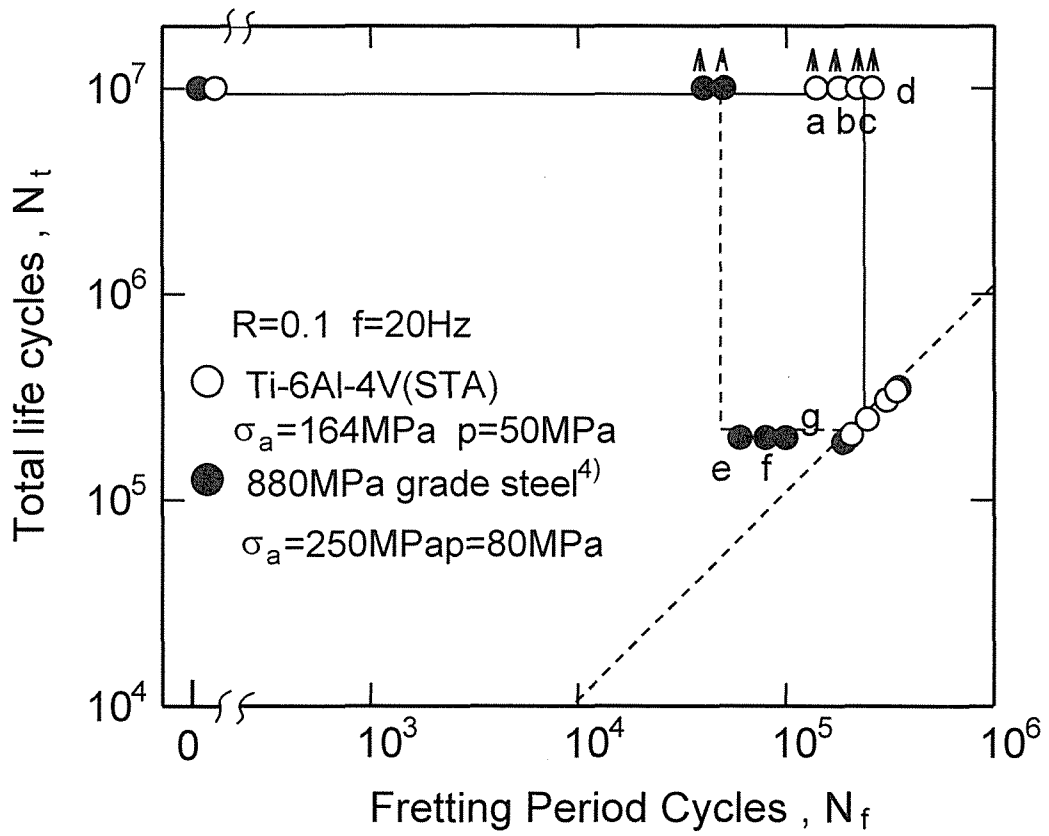


Fig. II -1-4 Effect of fretting fatigue period cycles on total life cycles.

鋼の結果⁽³⁾を Fig. II-1-4 に併記する. この鋼の引張り強さは, 1000MPa であり Ti-6Al-4V 合金の引張り強さとほぼ同じで水準である. N_f が 5×10^4 回以下では $N_f > 10^7$ である. $N_f = 6 \times 10^4$ になると $N_f = 2 \times 10^5$ となる. この値は純フレット疲労寿命にほぼ等しい. すなわちフレット疲労損傷は 6×10^4 回で飽和している. このフレット疲労損傷が飽和する限界繰返し数を N_f^* とすると, 880 MPa 級鋼の場合, 全フレット疲労寿命 N_f に対する N_f^* の割合は約 30% である. 一方, Ti-6Al-4V 合金のそれは 90% 以上であった. $\sigma_a = 150$ MPa におけるフレット疲労破断繰返し数(N_{fp})と接触面圧(p)との関係を Fig. II-1-5 に示す. Fig. II-1-5 では一部 5 mm 幅のパッドが使用されている. 通常は 2 mm 幅のパッドを用いているが, 押付け力(P)が低いところでは, パッドへの押付け力用治具の重みでフレット面移動を生じ易い. そこで押付け力を高めてその移動を阻止するため, 5 mm 幅のパッドを用いた. 同図より p が低いところでは N_{fp} は p とともに短くなった. しかし $30 \text{ MPa} > p > 10 \text{ MPa}$ では, N_{fp} は p に依存しないか, あるいは p とともに多少増加した. $\sigma_a = 200$ MPa の場合も $\sigma_a = 150$ MPa の場合と類似した傾向を示した. p が一定の場合, 前者の N_{fp} は後者の N_{fp} に比べて短かった.

(2) フレット疲労損傷

繰返し応力軸方向に 5 等分したパッド接触面における主き裂 (最終破断に至ったき裂) 発生個所の頻度分布を Fig. II-1-6 に示す. 主き裂発生個所は, 接触面圧 p に依存した. $p = 20$ MPa の場合主き裂は, 接触領域の中央近辺で多く発生した. 一方, $p = 50$ MPa の場合主き裂は, 接触領域の外端部に近い所で多く発生していた.

(3) フレット疲労損傷に関する種々の力学的因子

試験片表面とパッドの相対すべり振幅(S_a)は, σ_a に比例して増加しており, 接触面圧および繰返し速度に依存しない. S_a は $S_a = \sigma_a \cdot l / (2E)$ で表されるのでパッドは剛体とみなせる. ここで E はヤング率, l はパッドのスパンである.

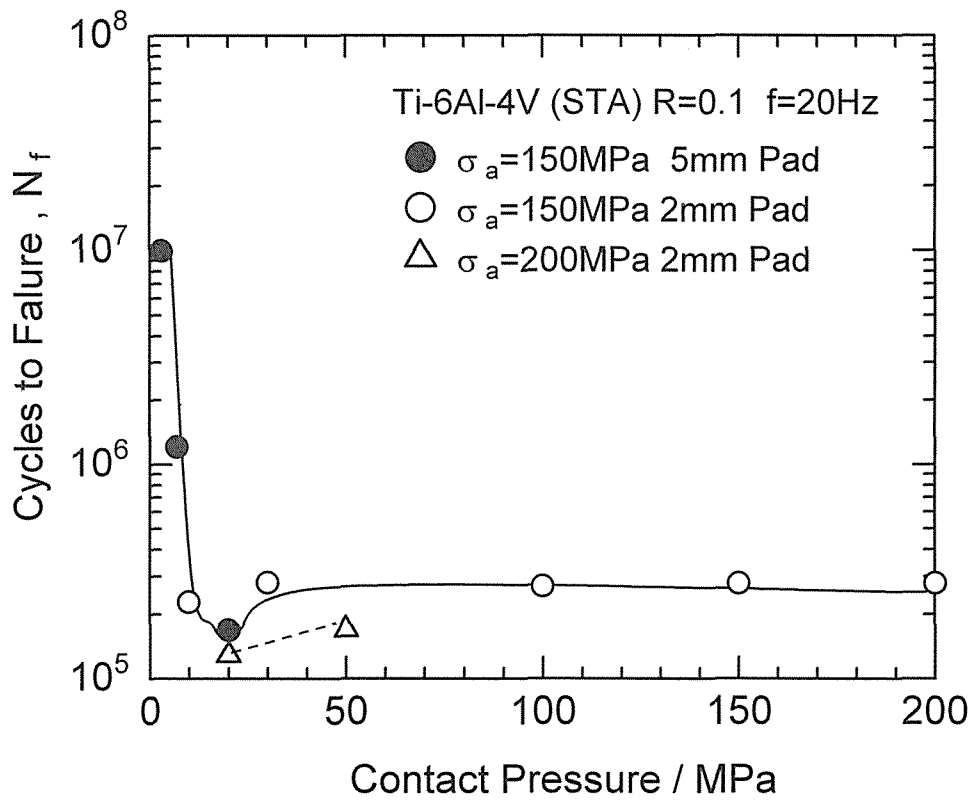


Fig. II-1-5 Relation between cycles to failure and contact pressure.

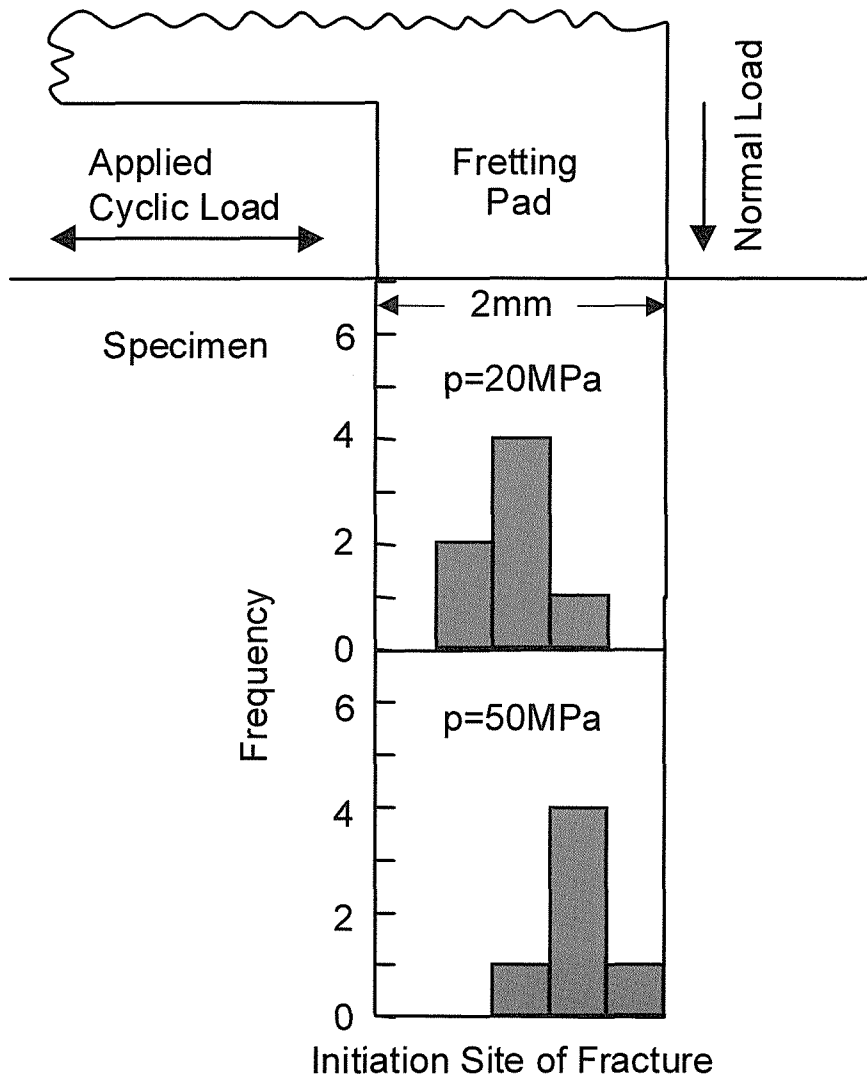


Fig. II -1-6 Initiation sites of fracture in fretting fatigue specimen.

摩擦応力振幅 F_a を測定する際、2 種類のすべりが生じる。これらは、 F_a が S_a に比例する "elastic slip" と F_a が S_a にほとんど比例しない "macro slip" である⁽⁵⁾。初期の繰返し数では、"macro slip" 成分が多い。同一試験条件で繰返し数 n が増加するとともに正弦波形に近づき、"elastic slip" 成分が相対的に多くなる。 F_a は、 n とともに増加するが、 $n = 2000 - 3000$ でほぼ飽和する。本実験における F_a は $n = 3000$ で求めた。なお、正弦波形からのずれは p が小さいほど顕著であった。

2 mm x 6 mm のパッド接触面による摩擦応力振幅 f_a と相対すべり振幅 S_a との関係、および摩擦係数 μ と相対すべり振幅 S_a との関係をそれぞれ **Fig. II-1-7 (a)** および **(b)** に示す。 μ は F_a / P から求まる。 $p \geq 50$ MPa での f_a は、ほぼ S_a に比例する。 $p \leq 20$ MPa で S_a が高い領域での f_a は、 S_a に依存しないで一定となる。 p が小さいほど "macro slip" 成分が多い。 μ は、 S_a にほぼ比例して増加し、 $\mu = 0.8$ に達すると S_a に依存しなくなる。 p の増加とともに μ と S_a との関係の傾きは小さくなった。

摩擦応力振幅 f_a と接触面圧 p との関係、および摩擦係数 μ と接触面圧 p との関係をそれぞれ **Fig. II-1-8 (a)** および **(b)** に示す。 f_a は、 p とともに増加するが、 $p \geq 50$ MPa でほぼ一定となり、 σ_a が高いほど高い。 μ と p との関係も σ_a に依存する。 σ_a が低い (S_a が低い) 場合、 μ は、 p とともに減少する。 $\sigma_a \geq 150$ MPa での μ は、 p が低いところで p に依存しないが、 $p > 50$ MPa で p とともに急減する。摩擦応力振幅 f_a と相対すべり振幅 S_a との関係、および摩擦係数 μ と相対すべり振幅 S_a との関係を、接触面圧 p および繰返し速度をパラメータとしてそれぞれ **Fig. II-1-9 (a)** および **(b)** に示す。 $p = 75$ MPa の場合、 f_a と S_a との関係は、繰返し速度に依存しない。 μ と S_a の関係も同様である。この場合 **Fig. II-1-7** のところで述べたように主として "elastic slip" が生じている。このような傾向は p が高いほど顕著である。一方、 $p = 5$ MPa の場合、 f_a は、 S_a に依存せず一定値を示し、その値は繰返し速度に依存した。20 Hz の場合 $f_a = 4$ MPa、0.5 Hz の場合 $f_a = 3$ MPa であった。 μ と S_a の関係も繰返し速度に依存した。20 Hz の場合、 $\mu = 0.8$ 、そして 0.5 Hz の場合 $\mu = 0.6$ であった。この場合、主として "macro slip" が生じている。このような傾向は p の値が低いほど顕著であった。

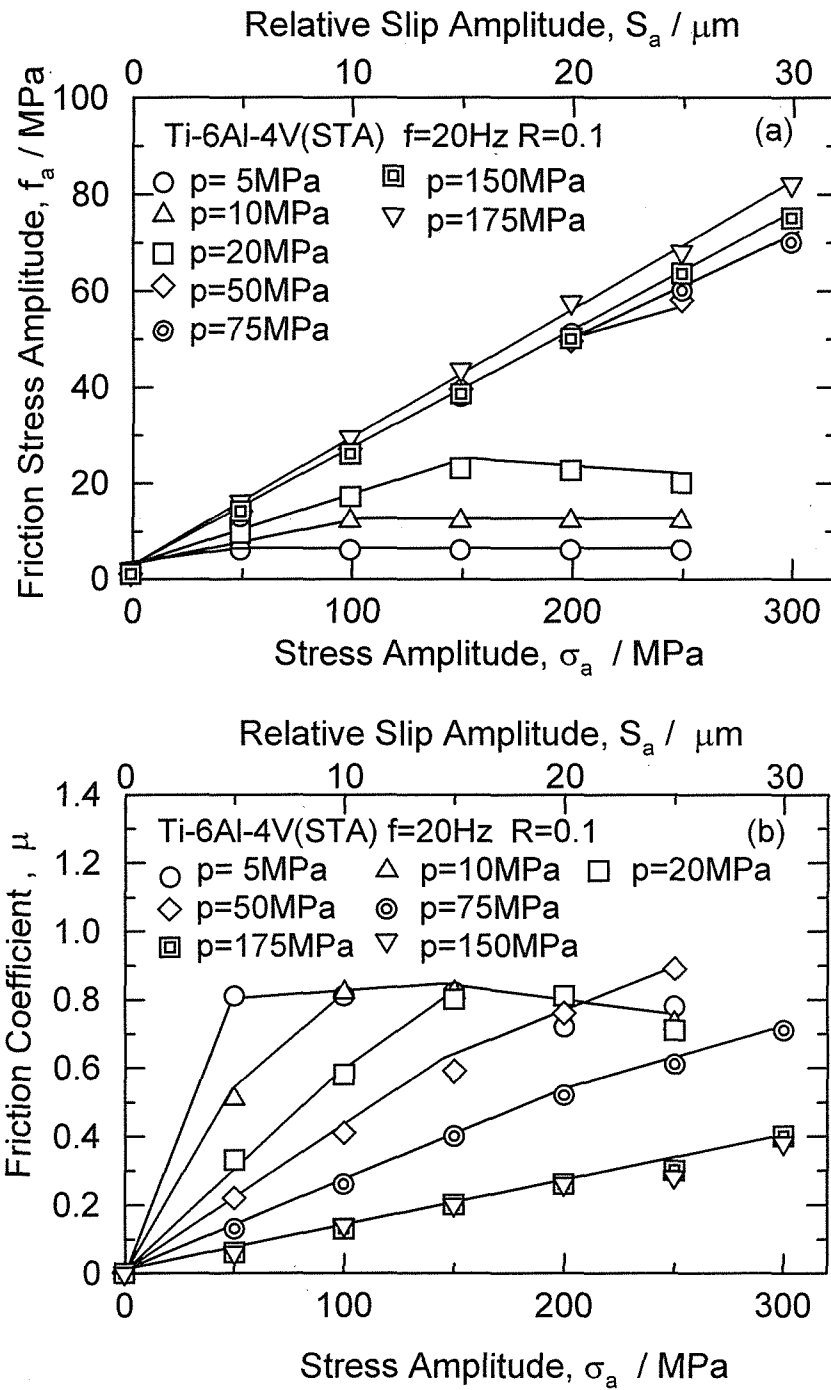


Fig. II-1-7 Friction stress amplitude and friction coefficient as a function of relative slip amplitude.
 (a) Relation between friction stress amplitude and relative slip amplitude.
 (b) Relation between friction coefficient and relative slip amplitude.

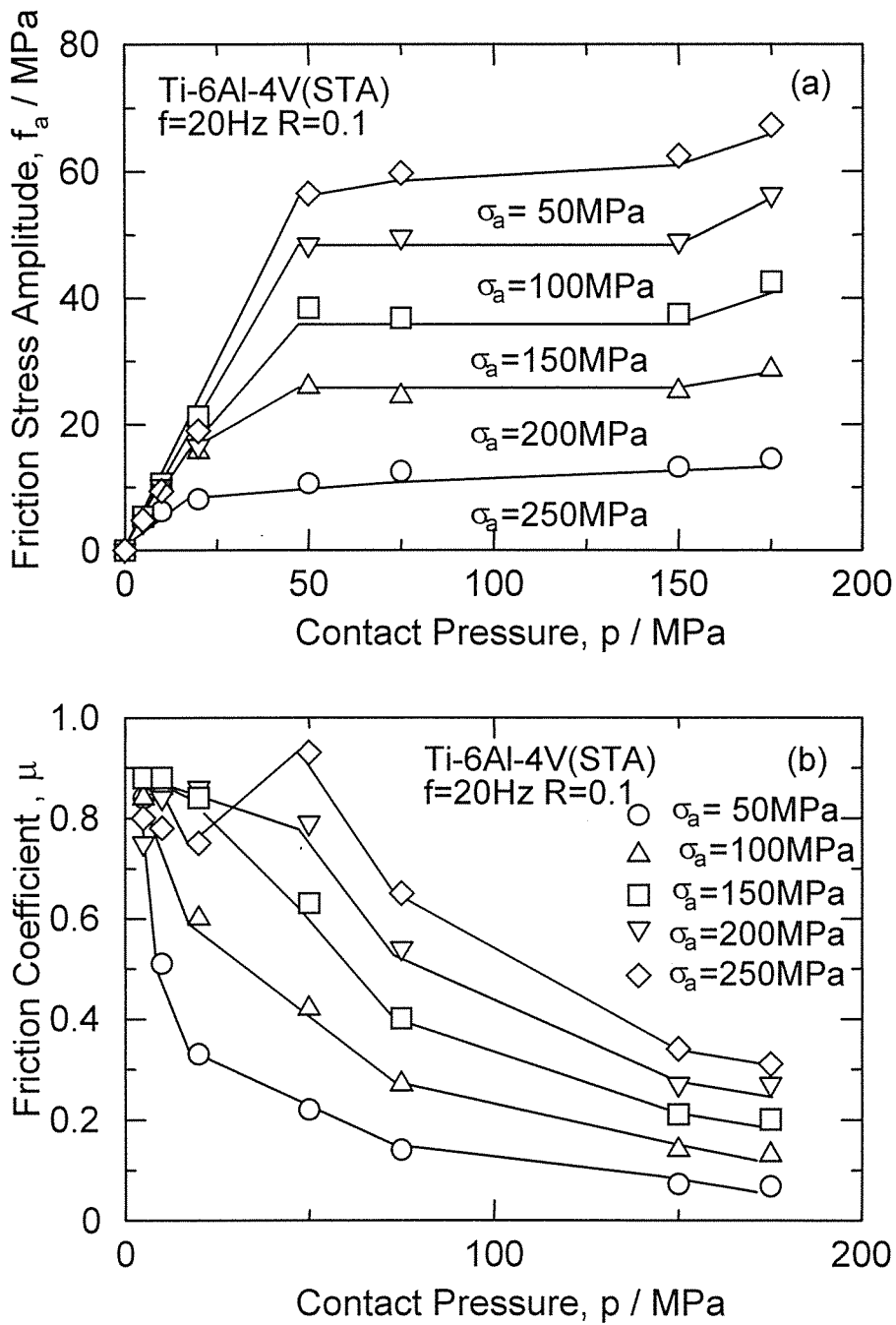


Fig. II -1-8 Friction stress amplitude and friction coefficient as a function contact pressure.

- (a) Relation between friction stress amplitude and contact pressure.
- (b) Relation between friction coefficient and contact pressure.

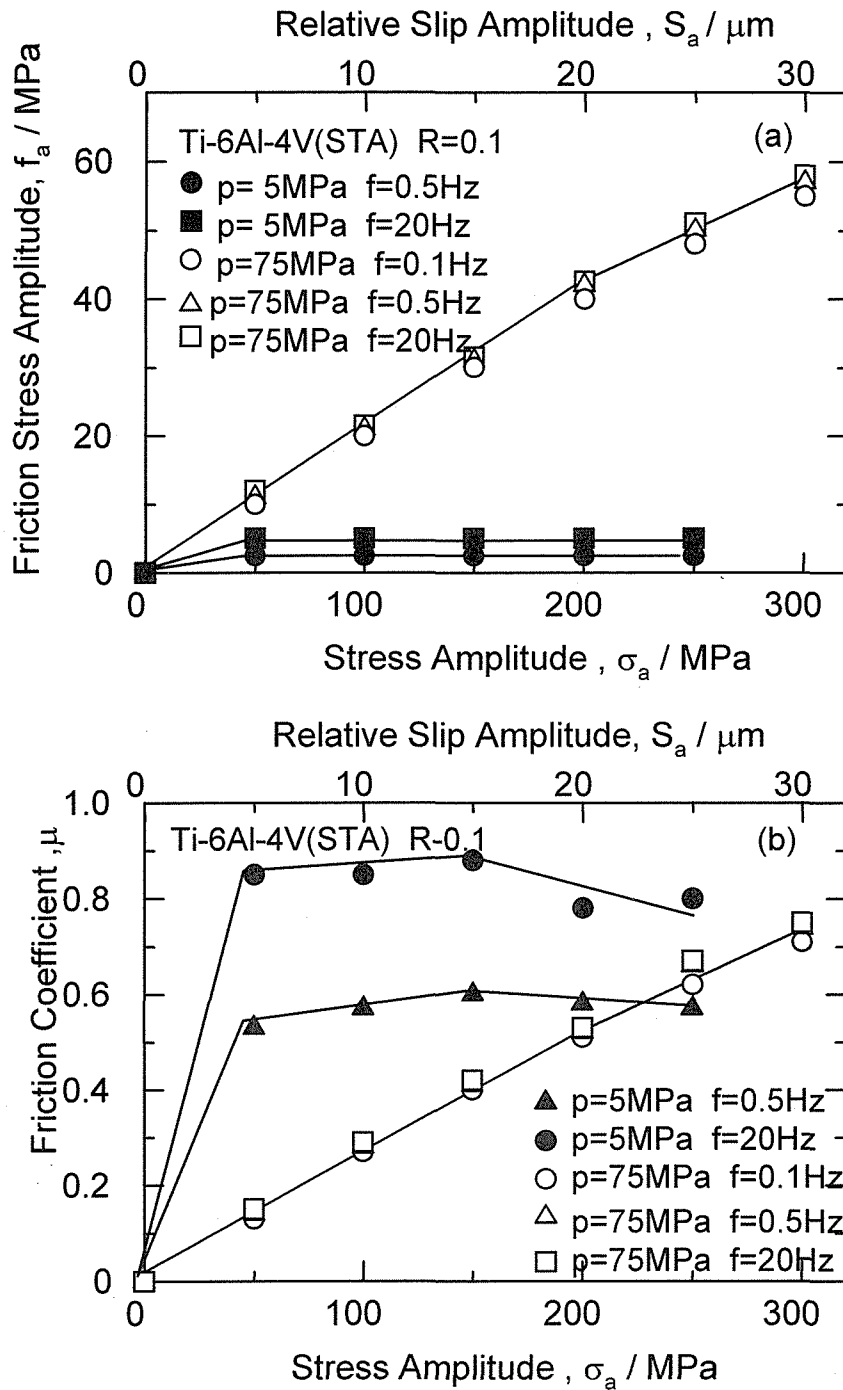


Fig. II-1-9 Friction stress amplitude and friction coefficient as a function of relative slip amplitude.
 (a) Relation between friction stress amplitude and relative slip amplitude.
 (b) Relation between friction coefficient and relative slip amplitude.

(4) 接触面の観察

$p = 50 \text{ MPa}$, $\sigma_a = 150 \text{ MPa}$ の接触面を Fig. II-1-10 に示す. この条件下では約 3×10^5 回で破断する. 損傷部は局所的である. 表面をエメリー紙で研磨後観察すると Fig. II-1-11 (a) に示すように 10^4 回ですでに損傷部が, 10^5 回になると(b) に示すように長さが約 $100 \mu\text{m}$ のき裂が観察された. 1.8×10^5 回では(c)に示すように約 1 mm 長さのき裂が観察された.

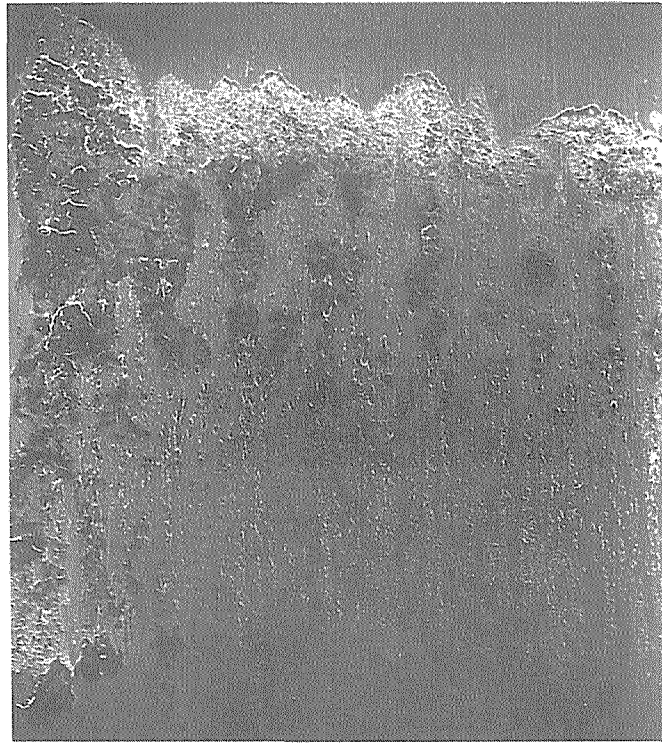
$p = 20 \text{ MPa}$, $\sigma_a = 150 \text{ MPa}$ の接触面を Fig. II-1-12 に示す. 繰返し数は 10^5 回である. $p = 50 \text{ MPa}$ の場合と異なり接触面はほぼ全面に摩耗粉が固着しており, 接触面の外域および内域はうろこ状模様を呈しているが, 中央部にはその模様がみられなかった. 固着している摩耗粉をエメリー紙で除去した接触面中央部の写真を Fig. II-1-13 (a)および(b)に示す. 10^4 回ですでに局所的に損傷を受けていた. 繰返し数の増加とともに表面損傷は顕著になり, 破断繰返し数である 2.8×10^5 回では多数の微小き裂が観察された. このような微小き裂は, うろこ状模様の領域でほとんど観察されなかった.

II-1-4 考 察

(1) フレッシング疲労き裂発生および伝播

II-1-3 で述べたように Ti-6Al-4V 合金の場合, $p = 50 \text{ MPa}$, $\sigma_a = 164 \text{ MPa}$ において, フレッシング損傷が飽和する限界繰返し数 N_f^* とフレッシング疲労寿命 N_f との割合は, 90%以上, そして併記した 880 MPa 級鋼のそれは約 30%であった. 前者の場合, 全寿命の大部分は, 見掛け上き裂発生に費やされており, き裂が比較的短い繰返し数で発生したとしても, そのき裂は摩擦力あるいは押付け力の作用下でないと伝播できないことになる. すなわちき裂発生支配である. 一方, 後者の場合全寿命の 70%がき裂伝播に費やされており, き裂伝播支配である. これまでのフレッシング疲労試験結果のほとんどはき裂伝播支配型であり, 本研究で示したようなき裂発生型という結果はない⁽⁶⁾.

大気中における Ti-6Al-4V 合金の疲労き裂伝播速度は, 高張力鋼のそれに比べて多少速い程度である^{(7),(8)}. また, き裂伝播下限値は, 高張力鋼



500 μ m

Fig. II-1-10 Fretted surface after 10^5 cycles.
($p=50\text{MPa}$, $\sigma_a=150\text{MPa}$)

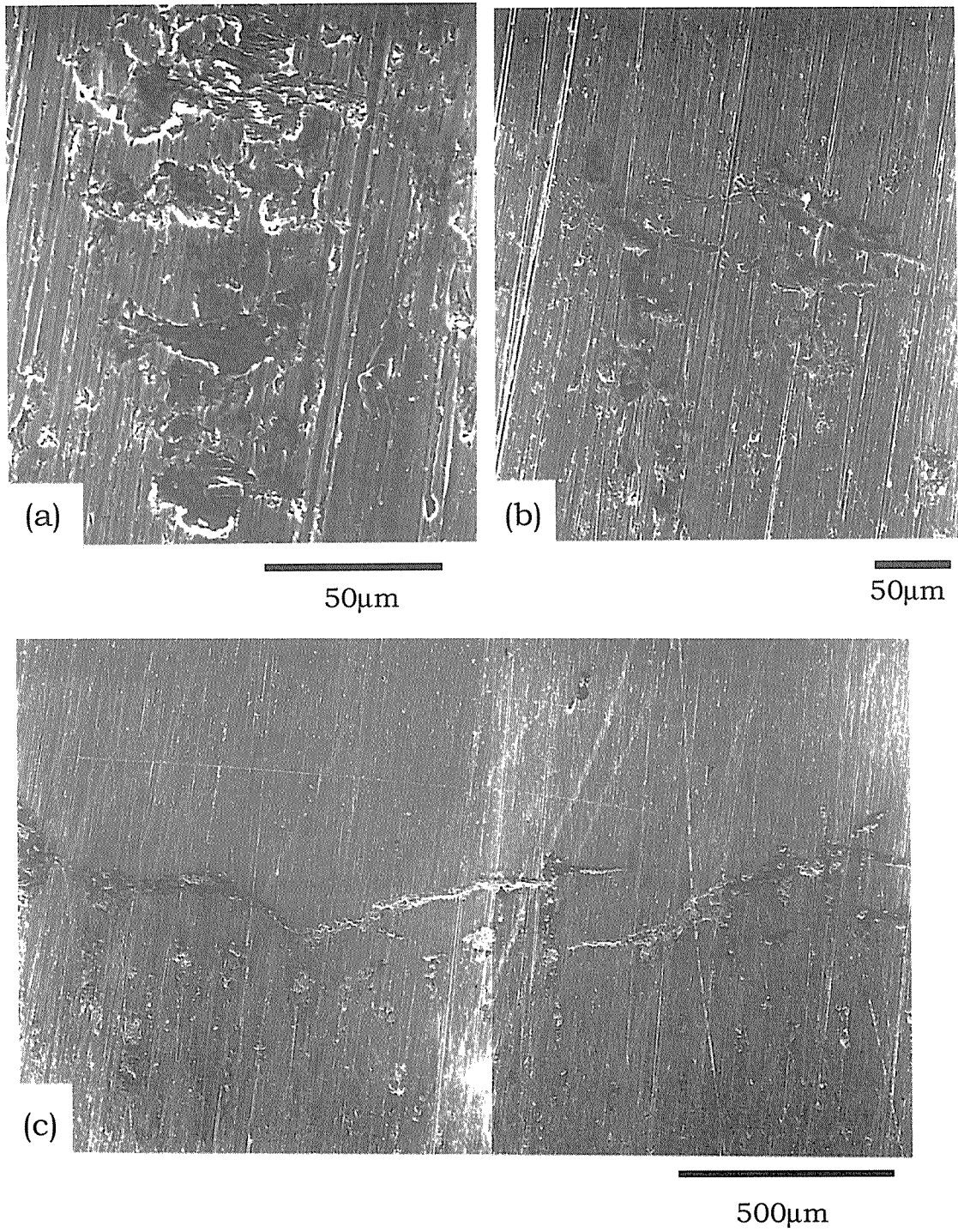
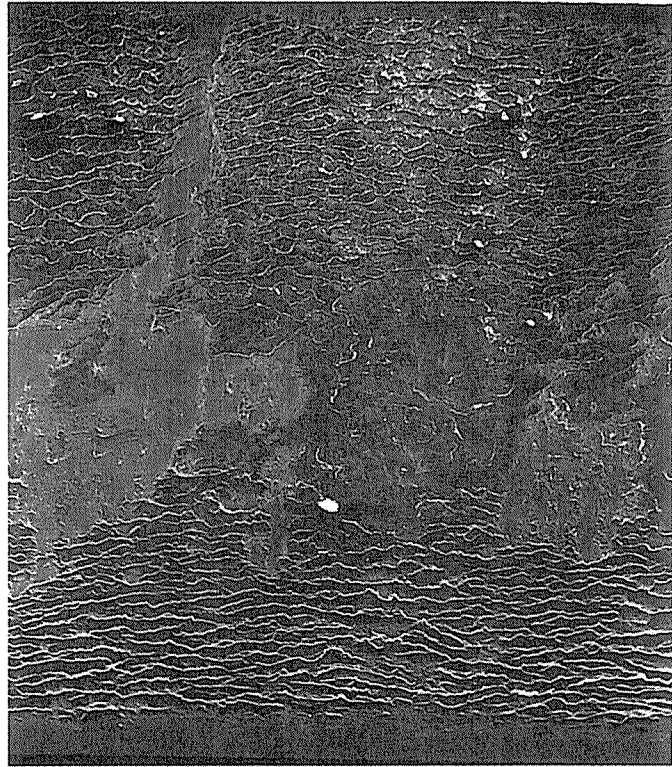


Fig. II-1-11 Fretted surface. ($p=50\text{MPa}$, $\sigma_a=150\text{MPa}$)
(a) After 10^4 cycles.
(b) After 10^5 cycles.
(c) After 1.8×10^5 cycles.



500 μ m

Fig. II-1-12 Fretted surface after 10^5 cycles.
($p=20\text{MPa}$, $\sigma_a=150\text{MPa}$)

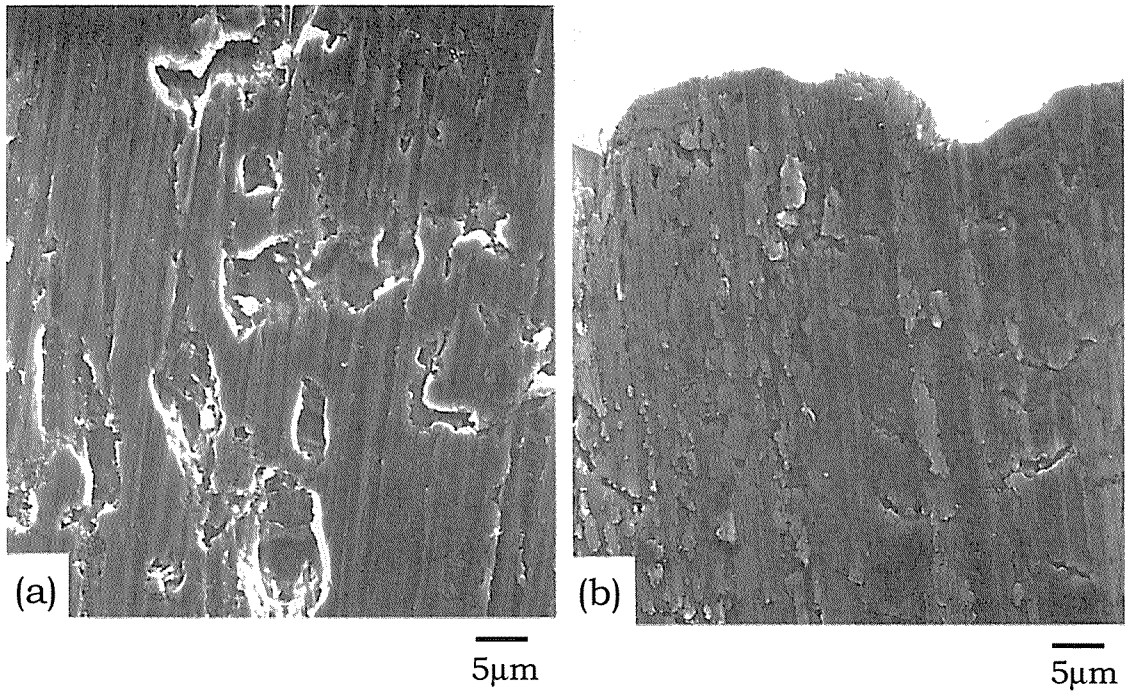


Fig. II-1-13 Fretted surface. ($p=20\text{MPa}$, $\sigma_a=150\text{MPa}$)
(a) After 10^4 cycles.
(b) After 2.8×10^5 cycles.

のそれとほぼ同じである⁽⁹⁾。したがって Ti-6Al-4V 合金のフレット疲労によるき裂が発生後急速に伝播して破断するとは考え難い。

Fig. II-1-11 に示したように、Ti-6Al-4V 合金のき裂は、 10^5 回ですでに発生しており、その後繰返し数の増加とともに長くなる。一方、880 MPa 級鋼の場合、 4×10^4 回以上のフレット疲労応力下でき裂は、すでに発生している⁽⁴⁾。このようにき裂発生寿命は両材料間で大きな相違がみられない。

880 MPa 級鋼の場合、Fig. II-1-4 中 e で、すでに疲労だけで伝播可能なき裂長さに達し、それ以降 f, g とフレット疲労繰返し数が増加するとともに疲労に移行する時のき裂長さは長くなる。この e より長寿命側におけるフレット疲労損傷は疲労に影響しない。それに対して Ti-6Al-4V 合金の場合、Fig. II-1-4 中 d 近くの繰返し数になって始めて疲労のみにより伝播可能なき裂長さに達するが、き裂は、a あるいは b において、すでに存在している。すなわち Ti-6Al-4V 合金のフレット疲労によって導入されたき裂は、かなり長くなるまでフレット疲労をともなわなければ進展することがない。フレット疲労応力下でき裂進展に寄与する応力は、疲労による応力振幅 σ_a と摩擦応力振幅 f_a である。Ti-6Al-4V 合金における $f_a = 30$ MPa は、880 MPa 級鋼における $f_a = 50$ MPa に比べて低い。したがって、フレット疲労応力下における両材料の初期のき裂伝播挙動の相違は、応力振幅により説明することができない。今後この問題は、疲労応力条件、押付け力などの影響についても検討することが必要と思われる。なお、ほぼ同じ応力振幅の Ti-6Al-4V 合金の回転曲げにおける N_f^*/N_f は 44% である⁽¹⁰⁾。

(2) フレット疲労損傷への接触面圧の影響

フレット疲労破断繰返し数 N_f と摩擦応力振幅 f_a との関係については、鉄鋼材料に関して調べられており^{(11),(12)}、それらによれば、 N_f は、 f_a とともに減少するが、ある f_a 以上になると f_a に依存しなくなる。

N_f が f_a の低い領域で f_a の増加とともに減少するのは、 f_a の増加にともなう初期におけるフレット疲労き裂伝播速度の加速が大きくなるた

めである。一方、 N_f が f_a に依存しなくなるのは接触面圧がき裂近傍の応力場に対して静的圧縮応力として寄与し、これがき裂を閉口する効果と上述の加速効果とが相殺するためと考えられる^{(12),(13)}。

しかし Fig. II-1-3 および Fig. II-1-5 に示したように、ある f_a より大きいところで N_f が f_a とともに増加する傾向は、これまでに報告されていない。Fig. II-1-6 に示したように、主き裂発生個所の頻度分布が接触面圧が 20 MPa と 50 MPa 間で著しく異なることは、フレット疲労下におけるき裂発生および伝播機構が接触面圧によって異なる可能性を示唆している。Fig. II-1-10—Fig. II-1-13 に示した $p = 20$ MPa と 50 MPa のき裂の相違は、上記のことを支持するものである。

$p = 50$ MPa の場合、Fig. II-1-11 (b)あるいは(c)に示したように、接触面上に主き裂以外のき裂がほとんど存在しないことが特徴である。接触部の摩耗量は、 $p = 20$ MPa の場合に比べて 1/10 以上少なく、接触面の摩耗による損傷はより局所的である。主き裂の発生個所は、Fig. II-1-6 に示したように、パッド接触面の外端部に近い領域に集中している。これらの状況から主き裂は、接触部内端部に比べて、相対すべり振幅の大きい接触部外端近くの局所的に損傷を受けたところ (Fig. II-1-10) で比較的早い時期に発生し、それが繰返し数とともに伝播していったものと考えられる。Fig. II-1-8 (b) に示したように、 $p = 50$ MPa においては主として"elastic slip"が生じており、 μ は 0.6 である。

一方、 $p = 20$ MPa の場合、Fig. II-1-13 に示したように、破断に至るまでに接触面上に多数の微小き裂が存在することが特徴であり、 $p = 50$ MPa の場合のように一つのき裂が発生、それが伝播して破断に至る過程は観察されない。また Fig. II-1-6 に示したように、破断個所のき裂発生頻度は、パッド接触部の中央で高い。これらの状況から損傷過程は次のように考えられる。

繰返し数が少ないとき、パッド接触域の中央部に無損傷の固着域⁽¹⁴⁾が存在する。この固着域とその外側のすべり域との境界では、せん断応力が集中するのでき裂が発生する。しかしき裂発生により応力集中は緩和され、両域の境界が元の固着域内へ移動する⁽¹⁵⁾。新しい境界におけるき裂発生→

応力集中緩和→境界の移動，この過程が繰り返されることにより接触部の中央に向かって多数のき裂が形成されていく．そして最終的には接触部のほぼ中央で微小き裂が合体して主き裂が形成されると考えられる．なお，この試験条件は，Fig. II-1-8 (b)に示したように，"macro slip" が生じやすいところであり， $\mu = 0.8$ である．

主き裂発生個所は相対すべり振幅の影響を受けるが⁽¹²⁾，相対すべり振幅は p には依存しないので，Fig. II-1-6 の結果には相対すべり振幅の影響が含まれていない．

II-1-5 小 括

Ti-6Al-4V 合金の大気中，フレット疲労挙動，これに影響を及ぼす基礎的な因子を検討し，次の結論を得た．

- (1) フレット疲労寿命 N_f は接触面圧 p に依存する． N_f は $p \leq 20$ MPa で p の増加とともに減少する． N_f は $p = 20$ MPa で極小値を示し，その後 p とともにやや増加する．
- (2) $p = 20$ MPa の 10^7 回のフレット疲労強度 σ_{af} は 135 MPa， $p = 50$ MPa のそれは 155 MPa である．なお，通常の 10^7 回疲労強度は 270 MPa である．
- (3) $p = 20$ MPa の場合，主き裂は，パッド接触域の中央近くで多く発生する．この場合接触域に多数の微小き裂が観察されることから固着域とすべり域の境界が繰返し数とともに接触域の端部から中央へ移動したものと考えられる． $p = 50$ MPa の場合，主き裂は，パッド接触域の外端部で多く発生する．この場合主き裂以外のき裂はほとんど観察されない．
- (4) ある繰返し数だけフレット疲労試験後通常の疲労試験へ移行する試験を行った結果，き裂は全寿命の 50%以内のフレット疲労繰返し数で発生するが，寿命を支配するフレット疲労損傷が飽和する限界繰返し数の全寿命に占める割合は 90%以上である．

第1章 参考文献

- (1) 武藤睦治, 田中紘一, 伊藤晋三 : 材料 37(1988), 643.
- (2) R. B. Waterhouse : Fretting Fatigue (1981) [Applied Science Publishers Ltd. London].
- (3) R. B. Waterhouse and M. K. Dutta : Wear, 25(1973), 171.
- (4) 中沢興三, 角田方衛, 丸山典夫, 河部義邦 : 鉄と鋼 , 74(1988), 725.
- (5) K. Tanaka, Y. Mutoh, S. Sakoda and G. Leadbeater : Fatigue Fract. Engng Mater. Struct., 8(1985), 129.
- (6) 佐藤建吉, 出口伸幸 : 日本材料強度学会誌, 22(1987), 94.
- (7) 例えば Damage Tolerant Design Handbook : vol. 1(1983) [MC1C, Battelle].
- (8) Damage Tolerant Design Handbook : vol. 2(1983) [MC1C, Battelle] .
- (9) 角田方衛, 丸山典夫, 中沢興三 : 鉄と鋼, 74(1988), 365.
- (10) R. B. Waterhouse : Wear 45(1977), 355.
- (11) 例えば 西岡邦夫, 平川賢爾 : 日本機械学会論文集(第1部), 37 (1971), 1051.
- (12) 武藤睦治, 西田友久, 坂本 勲 : 材料 37(1988), 649.
- (13) 服部敏雄, 中村真行, 坂田 寛, 渡辺 孝 : 日本機械学会論文集 A, 53(1987), 1500.
- (14) 佐藤準一 : 防食技術, 37(1988), 34.
- (15) R. B. Waterhouse 著, 佐藤準一訳 : フレッシング損傷とその防止法, (1984), p.243 [養賢堂].

第2章 SiC粒子強化2024-T6Al合金の疲労および フレット疲労特性解析

II-2-1 緒言

粒子強化 Al 合金基複合材料はマトリックスの材料に比べて、一般に延性、韌性に劣るが、高比強度、高比弾性が期待できるので、輸送関連構造物用材料としての研究開発が進められている。したがって粒子強化 Al 合金基複合材料にとって、疲労強度およびフレット疲労強度がより高いことは極めて重要である。これらに関する研究においては、材料学的因子であるマトリックスの問題、界面の問題、強化相の問題を峻別し、強化相に関しては量、形状、大きさなどに十分な注意が払われるべきである。

粒子強化 Al 合金基複合材料の疲労強度に関しては、比較的多くの研究が行われているが⁽¹⁾⁻⁽⁵⁾、大部分は強化粒子とき裂伝播速度との関係に関するものである。また上記の材料学的因子に着目した研究は多いとはいえない。その中で強化粒子に関する系統的な研究はさらに少ない^{(1),(2)}。一方、金属基複合材料のフレット疲労に関する研究はこれまでにほとんど行われていない。

本章の研究では、粒径の異なる2種類の SiC 粒子（以後 SiC_pと呼ぶ）をそれぞれ含有する 2024 Al 合金 T6 処理材（以後 2024-T6 合金と呼ぶ）について疲労およびフレット疲労試験を行い、それらの強度向上への効果について解析を行った。

II-2-2 実験方法

対象材料として、平均粒径 2 μm（最大粒径 5 μm）の α 型 SiC 粒子と 2024 Al 合金粉末を混合した後、HIP で固化成形、その後押出し温度 673-773 K、押出し比 9.5 で加工された 25 mm φ 丸棒を用いた。熱処理は T6 処理（763K から水焼入れ後、463K で 57.6 ks 時効）を施した。SiC 粒子の体積率は 20%、HIP 条件は 783 K、 9.8×10^2 GPa、14.4 ks とした。この材料を以後 B 複合材料と呼ぶ。

Table II-2-1 Chemical composition of 2024 alloy (mass.%).

Cu	Si	Fe	Mn	Mg	Zn	Cr
3.8	<0.5	<0.5	0.5	1.5	<0.25	<0.1

平均粒径 16 μm (最大粒径 30 μm) の α 型 SiC 粒子を 20%含有する複合材料も、B 複合材料と同じプロセスで作製された。この複合材料を以後 D 複合材料と呼ぶ。

複合材料の特性を比較するための材料として市販の 2024-T6 合金を用いた。以後これを非強化材料と呼ぶ。この材料の化学成分を **Table II-2-1** に示す。

各試料の機械的性質を **Table II-2-2** に示す。複合材料の押出し方向(L)と垂直断面(T)の SEM 写真を **Fig. II-2-1** (a)および(b) にそれぞれ示す。図中矢印は押し出し方向を示す。

疲労試験片、フレットング疲労試験片およびパッドの形状、疲労試験およびフレットング疲労試験方法は、本編第 1 章と同じ方法である。試験片とパッドは同一材料で作製し、試験片の長手方向は、複合材料の場合押し出し方向、非強化材料の場合圧延方向とした。試験は、応力比 0.1 の軸荷重下で、繰返し速度を 20Hz, 応力波形を正弦波, パッド接触面圧を 50MPa で行った。フレットング疲労試験模式図を **Fig. II-2-2** に示す。フレットング疲労試験は、試験中の湿度を一定とするために、相対湿度 0.5%以下の乾燥空気を図中点線で示すチャンバー内に流して行った。

Table II-2-2 Mechanical properties of the alloy and composites.

	0.2%P.S (MPa)	T.S. (MPa)	El. (%)	Hv	E (Mpa)
2024-T6 alloy	403	496	8.5	151	70600
2 μm SiC / 2024T6 (B)	437	586	4.7	177	113000
16 μm SiC / 2024T6 (D)	370	458	2.8	161	108000

0.2%P.S : 0.2% proof, T.S. : ultimate tensile strength, El. : elongation

Hv : Vickers hardness, E : Young's modulus

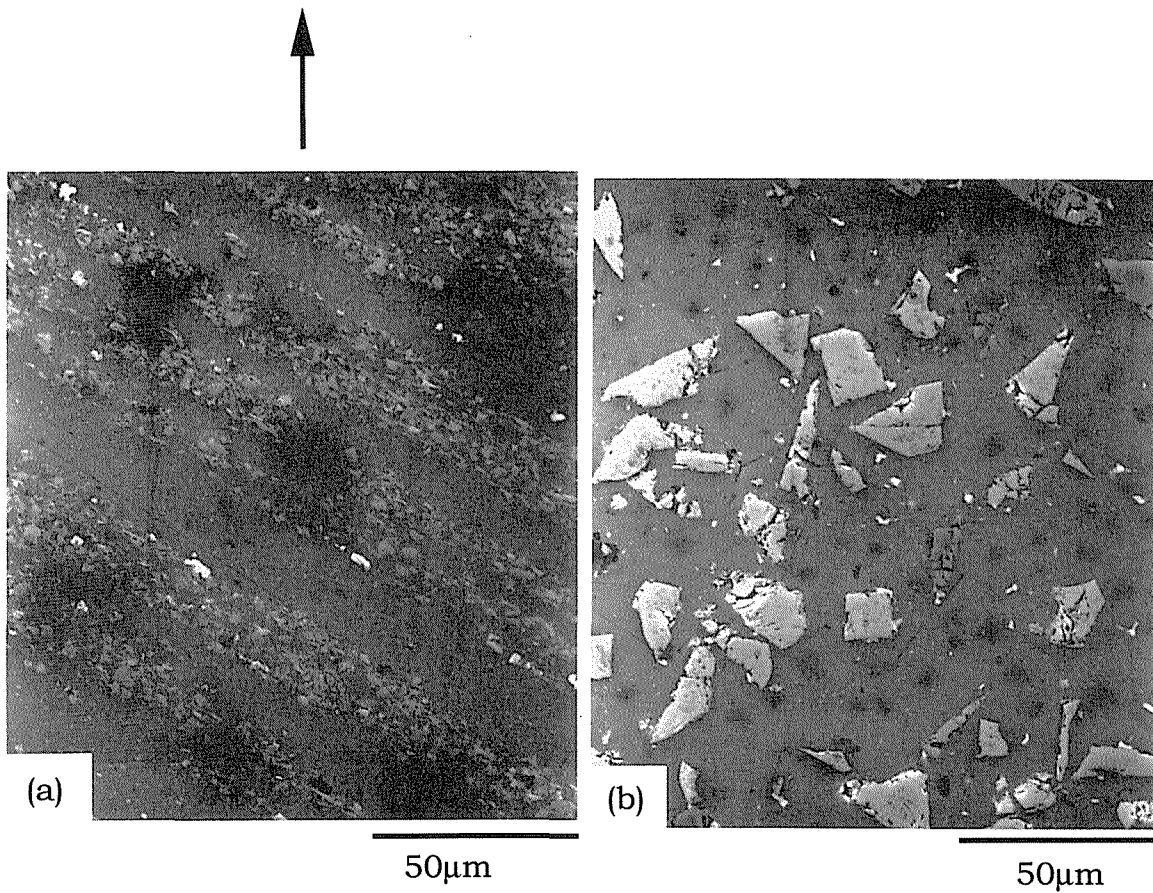


Fig. II-2-1 SEM photographs of 20 vol% SiC_p/2024-T6 Al composites.

(a) fine SiC_p/2024-T6 (composite B)

(b) coarse SiC_p/2024-T6 (composite D)

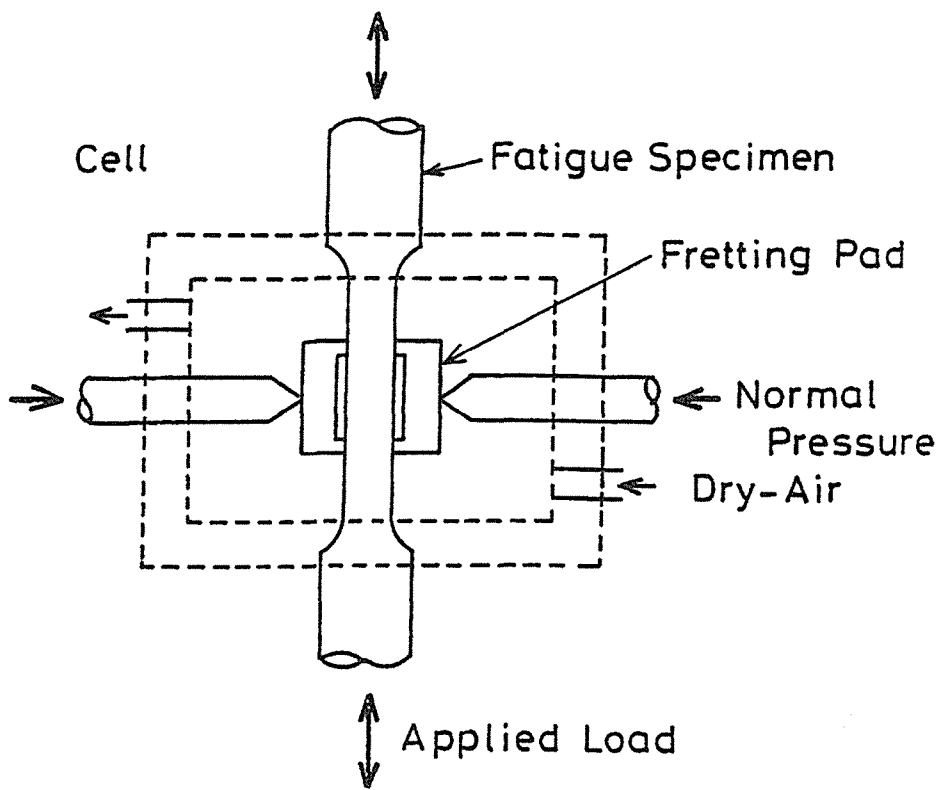


Fig. II -2-2 Schematic representation of fretting fatigue test.

II-2-3 実験結果

(1) 疲労強度およびフレット疲労強度

本研究で調べた材料の S-N 曲線を Fig. II-2-3 (a)および(b) に示す. 10^7 回疲労強度は, 非強化材料で 135 MPa, B 複合材料で 145 MPa, D 複合材料で 140 MPa であった. S-N 曲線の傾斜部での B 複合材料の寿命は, 他の材料の寿命に比べて多少長かった.

非強化材料, B 複合材料および D 複合材料の 10^7 回フレット疲労強度は, それぞれ 60 MPa, 90 MPa, 75 MPa であった. 複合材料の S-N 曲線の傾斜部の寿命は, 非強化材料の寿命に比べて長く, D と B ではほぼ同じであった.

(2) 中断フレット疲労試験

疲労寿命におよぼすフレット損傷の影響を調べるために, ある繰返し数だけフレット疲労試験を行った後, フレット用パッドを取り外し, 引き続き同一応力振幅で通常疲労試験に移行する寿命試験を行った. 用いた応力振幅は, 非強化材料で 81 MPa, 複合材料で 112 MPa である. 結果を Fig. II-2-4 (a), (b)および(c)に示す. 縦軸はフレット疲労繰返し数にその後移行した通常疲労繰返し数を加えた繰返し数(N_t), 横軸はフレット疲労繰返し数 (N_f)である. $N_t = N_f$ の線上の値は, フレット疲労試験結果を示す. これらの応力振幅下では, 通常疲労の場合, 10^7 回までに破断しないが, 一方, フレット疲労の場合, 5×10^5 回前後で破断する (Fig. II-2-3). Fig. II-2-4 (a)の非強化材料の場合, 10^5 回フレット疲労繰返し後, 通常疲労に移行したときの全寿命は, 10^7 回以上になった. しかし 1.2×10^5 回フレット疲労繰返し後, 通常疲労に移行したときの全寿命は, 4.1×10^5 回であり, この値は, 最初からフレット疲労したときの寿命にほぼ等しかった. フレット損傷は, フレット疲労寿命の約 30% で飽和した. 同様にフレット損傷は, Fig. II-2-4 (b)の B 複合材料の場合約 50% , Fig. II-2-4 (c)の D 複

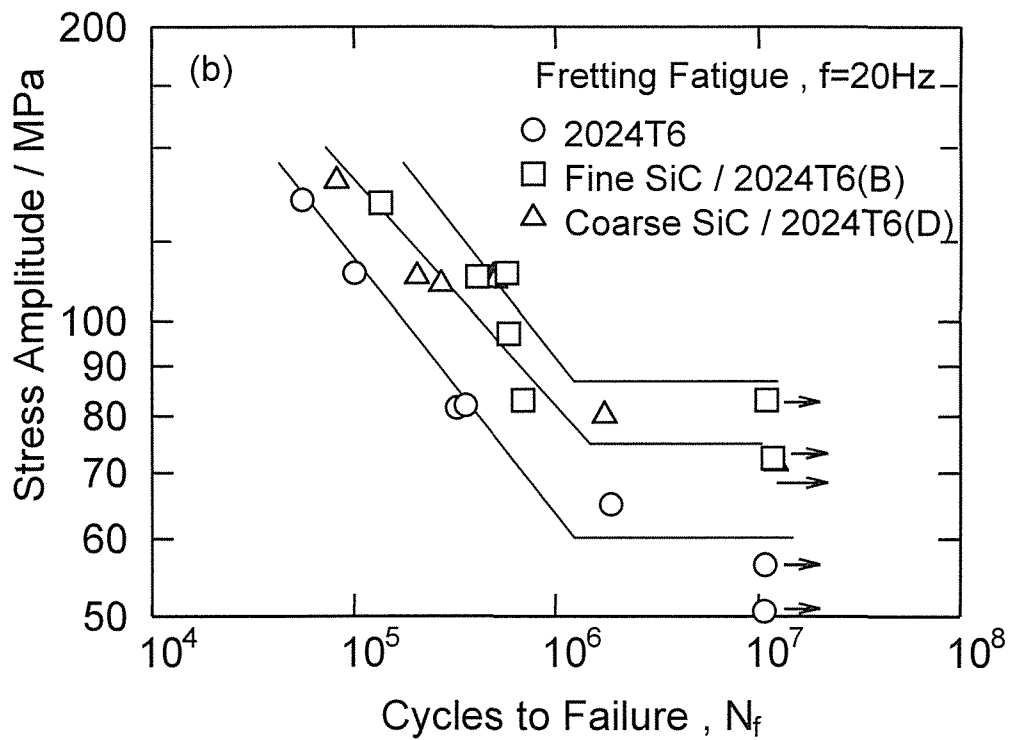
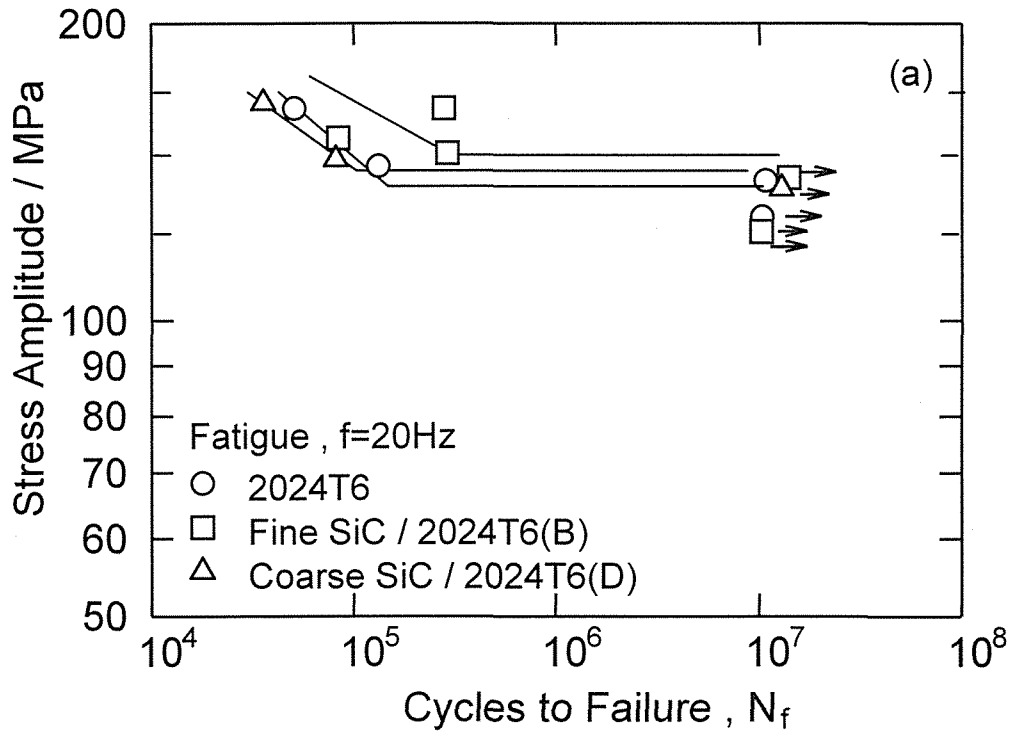


Fig. II -2-3 Plain fatigue (a) and fretting fatigue (b) behavior $\text{SiC}_p/2024\text{-T6}$ Al composite and a 2024-T6 Al alloy.

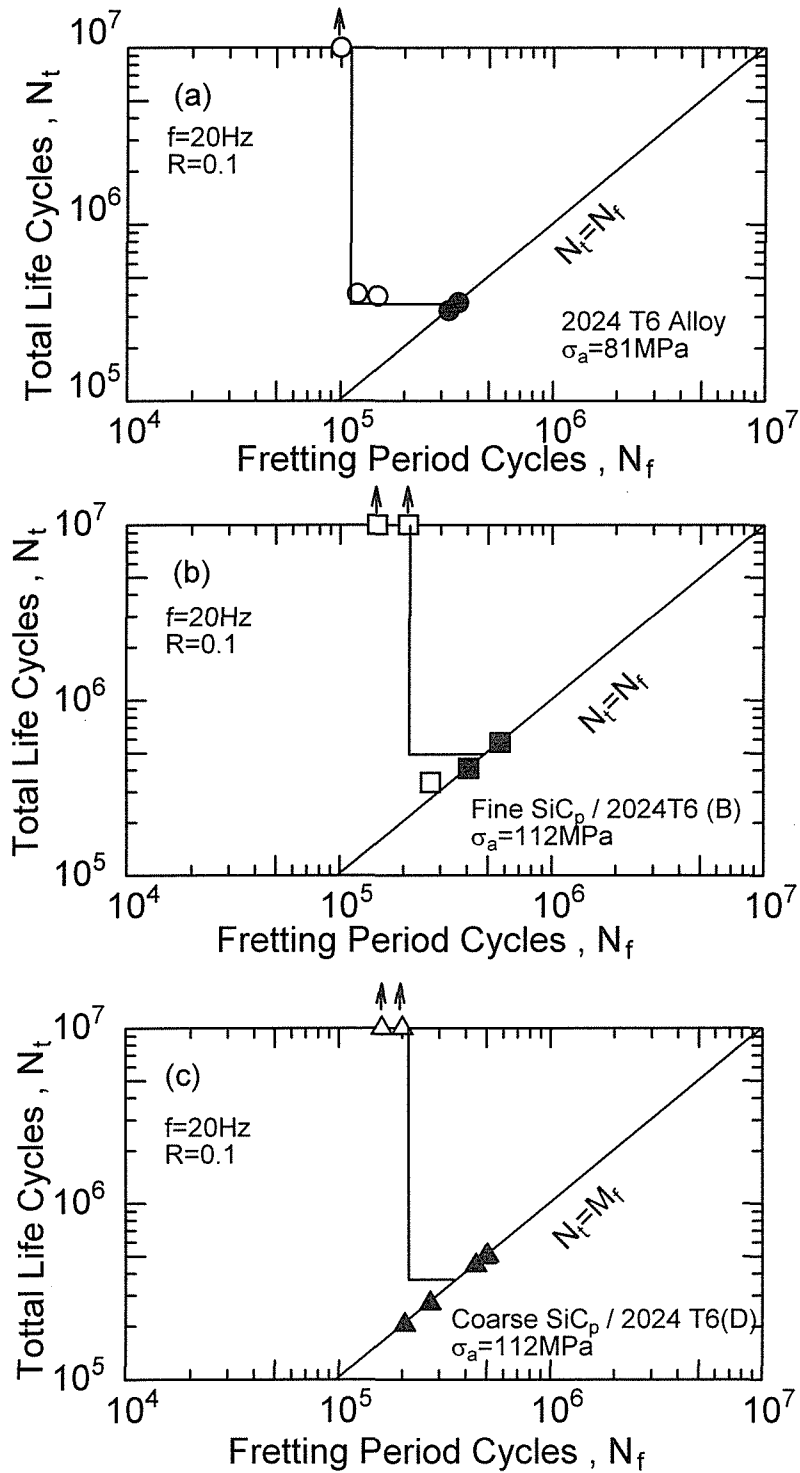


Fig. II -2-4 Effect of fretting fatigue period cycles on total life cycles. ((a) 2024-T6, (b) fine SiC_p /2024-T6 (Composite B), (c) Coarse SiC_p /2024-T6(Composite D)

合材料の場合約 70% で飽和した。

(3) 破面観察

き裂発生個所の例を Fig. II-2-5 および Fig. II-2-6 (a),(b)および(c)にそれぞれ示す。通常疲労においてき裂発生個所は、非強化材料、複合材料ともに試験片表面であった。き裂発生個所に欠陥や粒子は特に観察されなかった。フレット疲労においてもき裂発生個所は、通常疲労の場合と同様であった。Fig. II-2-5 は非強化材料の通常疲労下のき裂発生個所である。Fig. II-2-6(a)は D 複合材料のフレット疲労下のき裂発生個所である。D 複合材料は、Fig. II-2-1(b)に示したように、平均粒径 $16 \mu\text{m}$ の SiC_p が 20vol.% 含有している。しかしながら Fig. II-2-6 (a)に示したように、破面上には SiC_p の存在は確認できなかった。Fig. II-2-6(b)は、き裂発生個所から 1 mm 内側に入った個所の破面である。ここでも破面上には、 SiC_p がほとんど存在しなかった。Fig. II-2-6(c)は、き裂発生個所から 4 mm 内側に入った個所の破面である。破面上には多数の SiC_p が観察された。D 複合材料について、疲労およびフレット疲労破面上の SiC_p 面積率（以後面積率と呼ぶ）とき裂発生個所からの距離との関係を求め、Fig. II-2-7 に示す。Fig. II-2-7 中の記号□と■は同一試験片の二つの破面のそれぞれの測定結果である。記号○と●も同様である。き裂発生個所近くでの SiC_p 面積率は、ゼロに近いが、き裂発生個所からの距離が長くなるとともに大きくなった。その傾向は応力振幅に依存し、疲労によるき裂進展領域が広いほど、 SiC_p 面積率が低い領域は広がった。き裂発生個所から 3-4 mm 以上離れた個所の SiC_p 面積率は SiC_p 体積率より大きくなった。

II-2-4 考 察

(1) $\text{SiC}_p/2024\text{-T6 Al}$ 複合材料の疲労およびフレット疲労強度の推定

角田らは複合化による金属材料の疲労強度およびフレット疲労強度増加の中味を、複合化によるヤング率(E)の増加と引張強さ(σ_B)の増加あるいは減少に基づく寄与分、それに強化相による強化機構発現による寄

Crack initiation site



Fig. II-2-5 Typical crack initiation site in fatigue in a
2024-T6 alloy.
($\sigma_a=140\text{MPa}$, $N_f=1.1\times 10^7$)

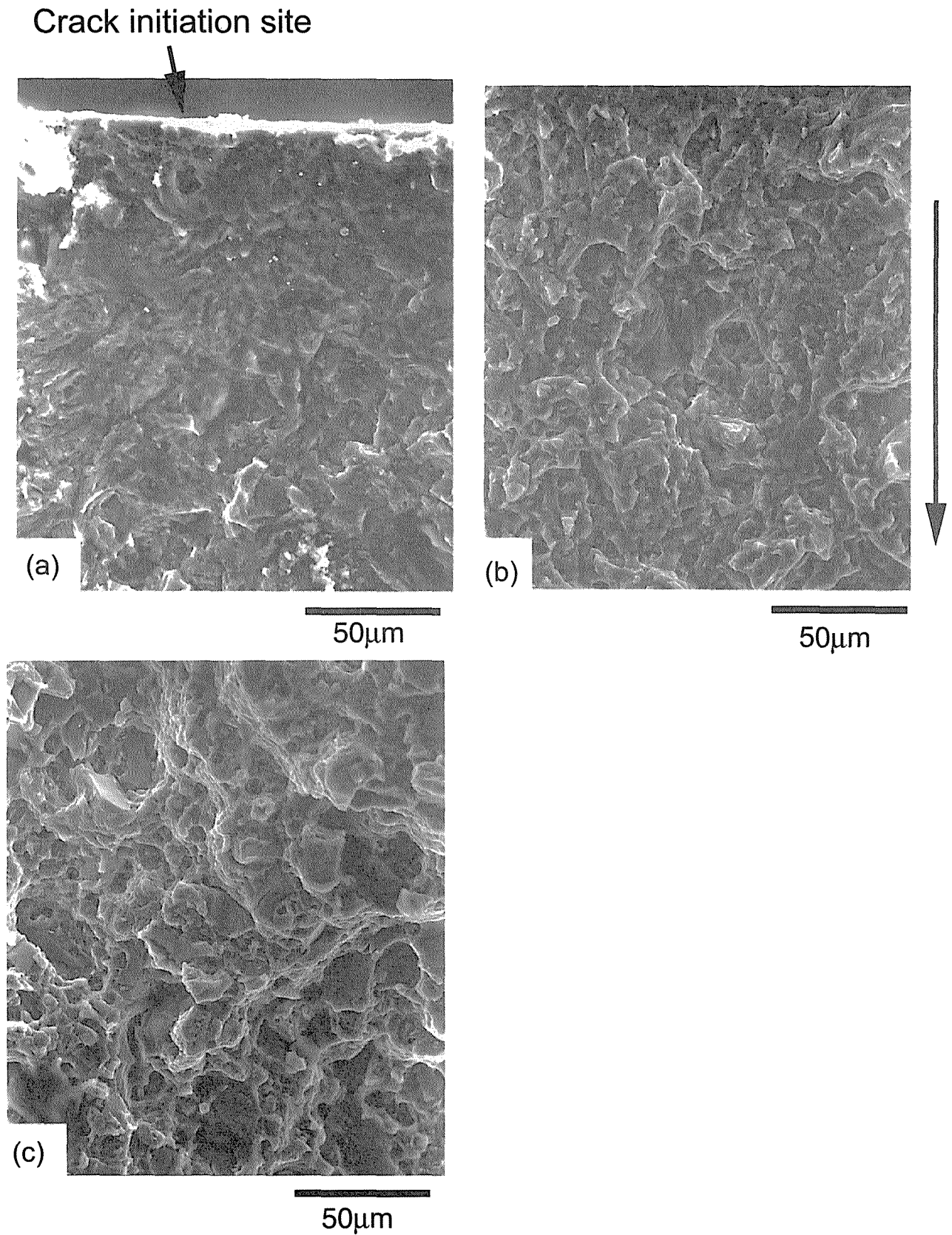


Fig. II-2-6 Fractographs of a coarse SiC_p / T6 (Composite D) in fretting fatigue. ($s_a=80\text{MPa}$, $N_f=1.76\times 10^6$)
(a) Typical crack initiation site, (b) 1mm inside from crack initiation site, (c) 4mm inside from crack initiation site.

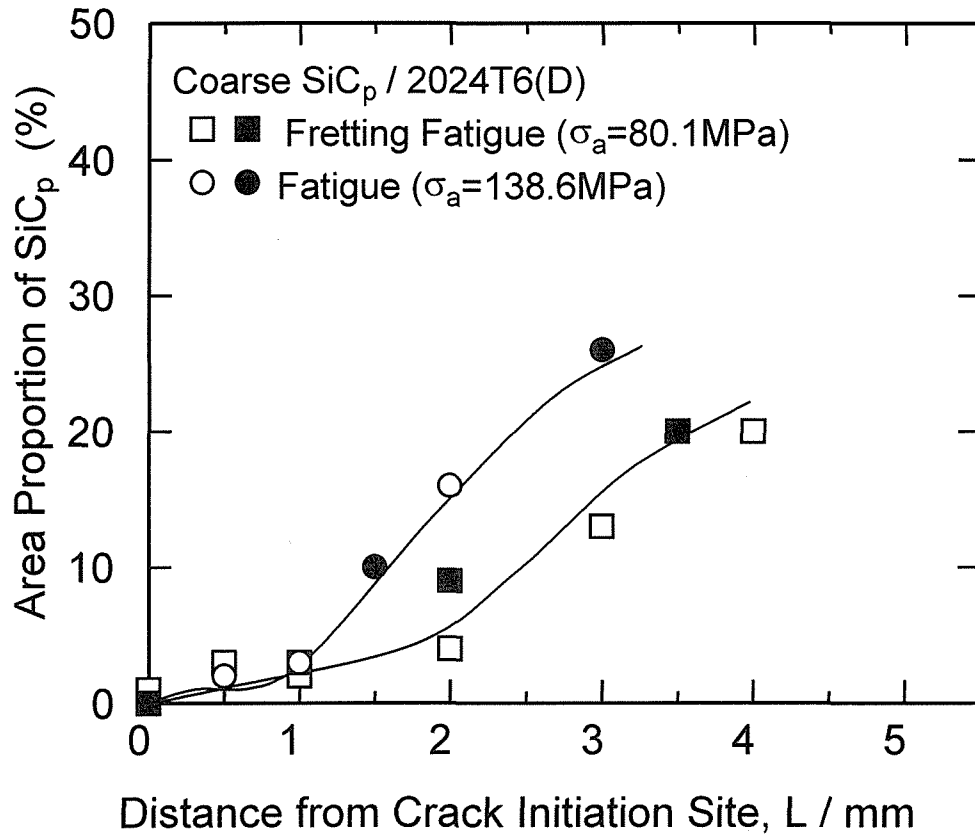


Fig. II-2-7 Area fraction of SiC_p as a function of distance from crack initiation site for the composite D.

与分に分けて評価する方法を提案した⁽¹²⁾。その方法とは、(1)および(2)式が成立することが前提となっている。

$$\sigma_{w,c} = \sigma_{w,M} \cdot E_c / E_M \quad \cdots \cdots (1)$$

$$\sigma_w = K \sigma_B \quad \cdots \cdots (2)$$

ここで、 $\sigma_{w,c}$ は複合材料の疲労強度およびフレッティング疲労強度、 $\sigma_{w,M}$ は非強化材料の疲労およびフレッティング疲労強度、 E_c は複合材料の E 、 E_M は非強化材料のヤング率、 σ_w は比強化材料の疲労強度、 σ_B は引張強度である。フレッティング疲労強度に関しても(3)式と同様な式が成り立つ。K は定数、(1)式および(2)式から最終的に(3)式が導かれる⁽¹²⁾。

$$\sigma_{w,c} = \sigma_{w,M} \cdot \sigma_{B,c} / \sigma_{B,M} \quad \cdots \cdots (3)$$

ここで、 $\sigma_{B,c}$ は複合材料の引張強さ、 $\sigma_{B,M}$ は非強化材料の引張強さである。

(3) 式は、B 複合材料の場合、

$$\sigma_{w,c} = 1.18 \cdot \sigma_{w,M} \quad \cdots \cdots (4)$$

D 複合材料の場合、

$$\sigma_{w,c} = 0.92 \cdot \sigma_{w,M} \quad \cdots \cdots (5)$$

となる。通常疲労およびフレッティング疲労強度の(4)式および(5)式による推定値を、Fig. II-2-3 (a)および (b)中に、B 複合材料については破線で、D 複合材料については一点鎖線で示す。

B 複合材料の 10^7 回疲労強度の(4)式による推定値は、155 MPa で、測定値は推定値より約 10 MPa(-6%) 低い。D 複合材料の 10^7 回疲労強度の(5)式による推定値は 130 MPa で、測定値は推定値より約 10 MPa(8%)高い。一方、B 複合材料の 10^7 回フレッティング疲労強度の(4)式による推定値は、70 MPa で、測定値は推定値より約 20 MPa(28%) 高い。D 複合材料の 10^7 回フレッティング疲労強度の(5)式による推定値は、55 MPa で、測定値は推定値より約 20 MPa(35%)高い。全般に通常疲労強度の測定値と推定値は、ほぼ同じであるが、フレッティング疲労強度の測定値は、推定値より約 30% 高い。また D 複合材料は B 複合材料に比べて測定値と推定値の差が大きい。その差は、通常疲労で 14%、フレッティング疲労で 7%である。すなわち、2024-T6 合金の SiC_p による強化は、通常疲労強度に対してよりもフレッティング疲労強度に対して有効である。さらにフレッティング疲労

強度の値自体は、B 複合材料の方が D 複合材料より高いが、複合化による E と σ_B の変化のフレッティング疲労強度への寄与を考慮した(4)および(5)式の推定値との差を考えると、粒径 $16 \mu\text{m}$ の SiC の方が粒径 $2 \mu\text{m}$ の SiC より強度を高めるのに有効である。

小磯ら⁽⁶⁾によると平均粒径 $6 \mu\text{m}$ の SiC_p 20vol.%で強化した 6061-T6 合金の 10^7 回疲労強度は 180 MPa，非強化材料の 10^7 回疲労強度は 130Pa である。前述の(3)式を適用すると、 $\sigma_{w,c} = 1.44 \sigma_{w,M}$ となり、この複合材料の 10^7 回疲労強度の推定値は 187 MPa となる。測定値と推定値はほぼ同じ水準(-4%)である。

J. J. Bonnen ら⁽³⁾によると平均粒径 $6.3 \mu\text{m}$ の SiC_p 15vol.%で強化した 2xxx シリーズ Al 合金の 10^7 回疲労強度は約 245 MPa，非強化材料の 10^7 回疲労強度は 240 MPa である。(3)式を適用すると、 $\sigma_{w,c} = 0.97 \sigma_{w,M}$ となり、この複合材料の 10^7 回疲労強度の推定値は 233 MPa となる。この場合も測定値と推定値(+5%)はほぼ同じである。

上記の文献(6)と(3)の結果をもとに(3)式により解析した結果は著者の結果と同じであり、SiC_p強化 Al 合金基複合材料の 10^7 回疲労強度はほぼ複合化による E および σ_B の変化から推定できる範囲にあることを示しており、SiC_p複合化は疲労強度向上に寄与していないと言える。

(2) SiC_pの疲労強度への影響

SiC_p複合化による 10^7 回疲労強度の変化量は、SiC_p複合化による E および σ_B の変化から予想される範囲内であった。

平滑試験片の高サイクル側の寿命の大部分は、き裂発生寿命によって支配される。したがって SiC_pの疲労強度への影響は、主として疲労き裂発生寿命への影響として現れる。仮定した(2)式の比例定数 K に著しく影響を及ぼす材料因子は、結晶粒径、繰返し硬化・軟化挙動⁽⁷⁾、応力集中源の存在⁽⁸⁾などである。SiC_p周辺に存在する圧縮残留応力も(2)式に影響を及ぼす。これらの因子のうち、複合化が原因で疲労強度を低下させるのは、応力集中源が導入される場合である。応力集中源以外の因子は、複合化によってき裂発生寿命を遅延させ、疲労強度を高くする。すなわち、複合化によっ

て結晶粒径が減少し、繰返し軟化は抑制されると考えられる。しかし、 SiC_p 複合化の場合、測定値と(3)式による推定値とにほとんど差がないのは、結晶粒径の減少と繰返し軟化が相殺されているか、あるいはそれぞれの因子の影響がそれほど大きくないことを意味している。

(3) SiC_p のフレットング疲労強度への影響

前述したように 10^7 回フレットング疲労強度の測定値は、(3)式による推定値に比べて約 30% 高い。

Fig. II-2-4 に示した中断フレットング疲労試験において、フレットング損傷が飽和する繰返し数の全寿命に対する割合は、非強化材料で 30%、B 複合材料で 50%、D 複合材料で 70% である。き裂伝播寿命はこれらの残りの寿命の約 2 倍になるので⁽⁹⁾、非強化材料と B 複合材料のフレットング疲労寿命は、ほぼき裂伝播寿命によって占められている。これに対して D 複合材料の寿命は、き裂発生と伝播の両寿命が関係する。したがって、フレットング疲労においては、 SiC_p がき裂伝播過程にどのように影響するかがより重要になる。

(a) SiC_p の摩擦係数への影響

フレットング疲労に関与する応力振幅は、通常疲労の応力振幅 σ_a と摩擦応力振幅 f_a である。 f_a は摩擦係数 μ の関数である。 μ が小さいほど疲労強度は高くなる。 μ と σ_a の関係を Fig. II-2-8 に示す。 μ は非強化材料と B 複合材料でほぼ同じ水準である。これに対して D 複合材料の μ は約 30% 高い。したがって、D 複合材料における SiC_p は、 μ を通してフレットング疲労強度を低下させるように作用する。

(b) SiC_p のパッド接触部における主き裂発生位置への影響

フレットング疲労において最終的に破断に至るき裂がパッド接触部のどこで発生するかは、その強度に直接係わることを前章で述べた。接触面は stick region とその両側の slip region から構成されており、き裂は、両 region の境界で発生する。押付け力の大部分は stick region で受ける。この region が狭く、き裂が接触面の中央近くから発生する場合特に高い応力集中が生じ、フレットング疲労強度の低下が見られる。き裂発生位置がパ

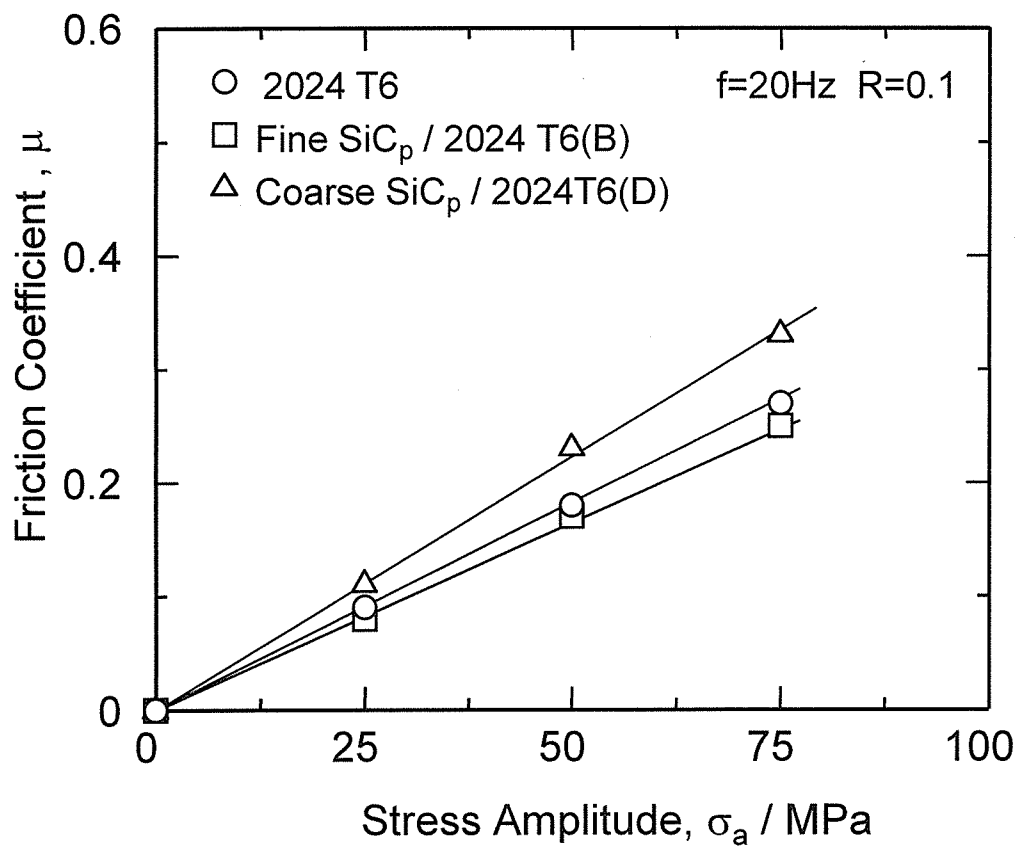


Fig. II-2-8 Friction coefficient as a function of stress amplitude.

ッド接触部であるか端部であるかの違いは、高張力鋼および Ti-6Al-4V 合金において高サイクル側で 20 - 30 MPa の強度差となって現れることをすでに報告している。パッド接触部における主き裂発生位置を Fig. II-2-9 に示す。複合材料において、B, D ともにき裂は、すべて接触部端部から発生していた。これに対して非強化材料では、高応力振幅下の一本の試験片以外のき裂が接触部中央から発生していた。したがって、SiC_pによる複合化は、パッド接触部の応力集中を分散させることにより、フレット疲労強度を高くする効果を有する。この傾向は、SiC ウィスカー強化 7075-T6 合金の場合と同じである。

(c) SiC_pの疲労き裂伝播への影響

Fig. II-2-6(b)および Fig. II-2-7 で示したように、疲労およびフレット疲労のき裂伝播速度(da/dN)が比較的遅い領域において、破面上に SiC_pはほとんど観察されない。一方、 da/dN が速い領域において SiC_pの面積率は25%を超える。1本の試験片から得られる1対の破面で SiC_pの面積率の変化に差は見られない。すなわち、き裂は、最初 SiC_pを避けながら進展するが、やがて SiC_pとマトリックスの界面を進展するようになることを意味する。

以上の考察は平均粒径 16 μm の SiC_pで複合化した D 複合材料の結果に基づいている。平均粒径 2 μm の B 複合材料においては、破面観察が困難であったので、Fig. II-2-7 のような現象が存在するか不明である。

SiC_p強化 Al 合金において、低 da/dN の破面上に SiC_pがほとんど観察されない例は既に報告されている^{(2),(3)}。一方、低 da/dN でも SiC_pの体積率に相当する SiC_pの面積率を示す場合も報告されている^{(1),(5)}。SiC_pの面積率と SiC_pの大きさには相関はない。SiC_pの大きさは文献(2)で、3.5 μm であり、文献(5)で 2 - 4 μm である。 da/dN は、SiC_pの面積率が小さい場合に遅く、大きい場合に速い傾向がみられる^{(1),(5)}。

疲労破面上の SiC_pの有無は、複合材料のプロセッシングに関係していると考えられる。SiC_pが疲労破面上にほとんど観察されない試料^{(2),(3)}は、それぞれ T4 および T6 処理が施されている。溶体化処理後時効しているが、冷間加工は加えられていない。本実験の試料も T6 処理材である。一方、SiC_p

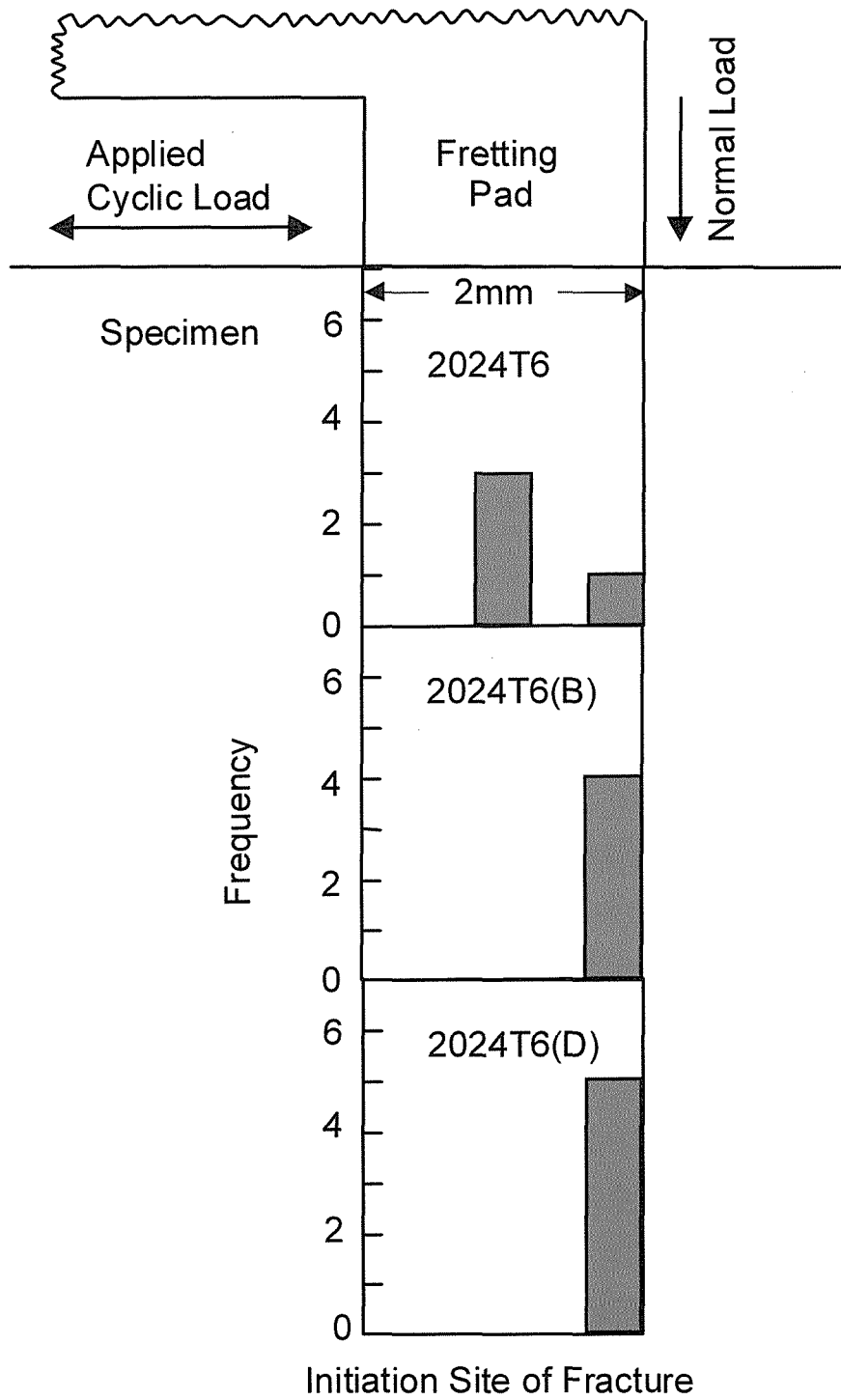


Fig. II -2-9 Crack initiation sites of fracture in fretting fatigue specimen in Fig. II -2-3.

の体積率に相当する面積率を示す試料^{(1),(5)}は、423-473 K で時効する前に冷間加工が加えられている。

疲労破面上に SiC_p がほとんど存在しない理由は次のように考えられる。T4 および T6 処理においては冷間加工を施さないため、 SiC_p とマトリックス界面の接着力は大きい。 SiC_p とマトリックスの熱膨張係数の差は 6 - 7 倍あり、溶体化処理後冷却する過程でマトリックスの収縮が生じるが、 SiC_p の熱膨張係数は小さいので、マトリックスの収縮は SiC_p により阻止される。その結果、両者の界面近くで圧縮残留応力、 SiC_p と SiC_p の間で引張残留応力が発生する。その後の時効処理は 423 K 前後で行われるので、残留応力は除去されるに至らない。疲労き裂は、 da/dN が遅く応力拡大係数が低いとき、 SiC_p を避けて引張残留応力の高い粒子間を伝播していく。しかし、応力拡大係数が高くなり da/dN が速くなると、き裂先端の塑性変形域の中に SiC_p 周辺のマクロ的残留応力の不均一部は吸収されて、 SiC_p による応力集中の影響が顕在化する。その結果、き裂は、 SiC_p を伝って進展するようになる。一方、プロセッシングで冷間加工が施されると、 SiC_p とマトリックスの変形能の差のために両者間の接着力は失われ、 SiC_p 周辺では圧縮残留応力が発生しにくくなる。たとえ発生しても、 SiC_p の存在は空洞と同じなので、応力集中が高くなり、き裂は SiC_p とマトリックスの界面を伝播するようになる。

疲労き裂が SiC_p を避けて進展する場合、 SiC_p 周辺の圧縮残留応力による da/dN の遅延と deflection による応力拡大係数低下に基づく da/dN の遅延の相乗効果が生じる。このような破面を示す試料の da/dN は、非強化材料の da/dN に比べて著しく遅くなることが期待できる。 10^7 回フレットイング疲労強度の測定値が(3)式による推定値より約 30% 高い原因の一つはこのき裂の SiC_p 迂回にある。

SiC ウィスカー(SiC_w)/7075-T6 複合材料の場合、 10^7 回フレットイング疲労強度の測定値は、(3)式による推定値に比べて約 60% 高いことをすでに報告している⁽⁶⁾。これは本章の B および D 複合材料の約 2 倍に達する。 SiC_w /7075-T6 複合材料および 7075-T6 合金のフレットイング損傷が飽和する時期は遅く、全寿命の大部分はき裂発生寿命である。また SiC_w /7075-T6

複合材料の da/dN は、低応力拡大係数領域で 7075-T6 合金の da/dN よりやや速く、 SiC_w 複合化によるき裂伝播抑制の効果が現れていない⁽¹¹⁾。

以上のことから、 SiC_p は、疲労き裂発生抑制効果が小さいが、疲労き裂伝播抑制に有効であり、一方、 SiC_w は、き裂発生抑制に有効であるが、き裂伝播抑制効果が小さいと言える。 SiC_w のき裂伝播への影響は、マトリックスの種類により異なるので⁽¹¹⁾、複合化によりフレット疲労強度向上を目指す場合、どのようなマトリックスにするかは重要な問題である。

II-2-5 小 括

平均粒径 $2\mu m$ (B 複合材料) および $16\mu m$ (D 複合材料) の SiC_p をそれぞれ 20vol.% 含む 2024-T6 Al 基複合材料を用いて、高サイクル側の疲労強度およびフレット疲労強度における第 2 相の役割を検討し、次の結論を得た。

- (1) 10^7 回疲労強度は、非強化材料で 135 MPa, B 複合材料で 145 MPa, D 複合材料で 140 MPa であった。
- (2) 10^7 回フレット疲労強度は、非強化材料で 60 MPa, B 複合材料で 90 MPa, D 複合材料で 75 MPa であった。
- (3) 非強化材料および B 複合材料のフレット疲労寿命の大部分は、き裂伝播寿命により支配される。D 複合材料では、き裂発生寿命と伝播寿命がほぼ同じであった。
- (4) フレット疲労において、主き裂発生個所は、非強化材料でパッド接触部中央、複合材料でパッド接触部端部であった。
- (5) 摩擦係数は、非強化材料と B 複合材料はほぼ同じである。しかし、D 複合材料は約 30% 高い。
- (6) 複合材料の 10^7 回疲労強度は、複合化によるヤング率 および引張強さの変化を考慮して推定した強度の範囲内であり、疲労強度に対する複合化の効果は特に見られない。
- (7) 複合材料の 10^7 回フレット疲労強度は、複合化によるヤング率 および引張強さの変化を考慮して推定した値より約 30% 高い。これは、

パッド接触部の応力集中の複合化による分散， SiC_p 周辺に存在する圧縮残留応力による低応力拡大係数域でのき裂進展経路の SiC_p 迂回にともなう進展速度の遅延が生じるからである。

第2章 参考文献

- (1) Jian KU Shang, Weikang Yu, and R. O. Ritchie: Mater. Sci.. Eng., A102(1988), 181.
- (2) S. Kumai, K. Yoshida, Y. Higo, and S. Nunomura: Int. J. Fatigue, 14(1992), 105.
- (3) J. J. Bonnen, J. E. Allison and J. W. Jones : Met. Trans. A, 22A(1991), 1007.
- (4) M. Levin and B. Karlsson : Mater. Sci. Tech., 7(1991), 596.
- (5) Y. Sugiyama and S. Suresh : Met Trans. A, 23A(1992), 2231.
- (6) 小磯信重, 三沢啓志, 児玉昭太郎 : 材料, 38(1989), 1206.
- (7) 角田方衛, 内山郁 : 鉄と鋼, 63(1977), 1700.
- (8) M. Sumita, I. Uchiyama, and T. Araki : Trans. ISIJ,14(1974), 275.
- (9) 角田方衛, 中沢興三 : 「腐食損傷を受ける鉄鋼の寿命・余寿命マニュアル」日本鉄鋼協会, 特定基礎研究会, 構造材料の信頼性評価技術部会, (1991), p.243.
- (10) 丸山典夫, 角田方衛, 中沢興三 : 鉄と鋼, 76(1990), 262.
- (11) K. Hirano: Fatigue 90, Proceedings of the 4th Inter Confer on Fatigue and Fatigue Thresholds, (1990), 863.
- (12) 角田方衛, 丸山典夫, 中沢興三 : 日本金属学会誌, 57, (1993), 1141

第3章 2024Al 合金基複合材料の疲労およびフレッティング 疲労強度に及ぼす熱処理および第 2 相量の影響

II-3-1 緒 言

金属基複合材料は、優れた摩耗特性を有するので^{(1),(2)}、特にフレッティング疲労が問題になるような構造物用材料として有望である。しかし、金属基複合材料のフレッティング疲労強度に関して、第 2 相の形態やその量の問題とマトリックスの機械的性質の問題に分けて系統的に調べた研究は皆無である。

著者はこれまでに、疲労強度およびフレッティング疲労強度向上のために第 2 相として SiC を対象に粒子よりウイスキーの方が有効であること⁽³⁾、また前章において平均粒径 16 μm より平均粒径 2 μm の方が有効であること⁽⁴⁾、第 2 相は疲労強度よりフレッティング疲労強度向上に有効であること^{(3),(4)}を明らかにした。しかし、ウイスキーは発ガン性があるとしてその使用が控えられている。

本章の研究では、第 2 相として平均粒径 2 μm の SiC 粒子（以後 SiC_p と記す）をそれぞれ 10,20,25vol%含有する 2024-T6 熱処理 Al 合金（以後 2024-T6 と記す）基複合材料、および 2024-O 熱処理 Al 合金（以後 2024-O と記す）基複合材料を用いて、疲労およびフレッティング疲労強度に対する第 2 相量の役割とマトリックスの役割について調べた。

II-3-2 実験方法

対象材料として、前章で用いた SiC 粒子強化 2024 Al 合金、比較材料として市販の 2024Al 合金（以後基準材料と呼ぶ）を使用した。丸棒には T6 あるいは O 熱処理をそれぞれ施した。ここで、T6 熱処理は、試験片を 763K から水焼入れ後、463K で 57.6 ks 保持した。O 熱処理は、試験片を真空中で 763K から 303K / 3.6 ks の割合で 538K まで冷却後空冷した。以後、SiC_p を 10,20 および 25vol%含有する複合材料をそれぞれ A, B, C 複合材料とする。なお、疲労あるいはフレッティング疲労破面における第 2 相の挙動

を明瞭に観察するために、平均粒径 $16\mu\text{m}$ の α 型 SiC_p を 20vol% 含有する複合材料も用いた⁽⁴⁾。この複合材料を以後 D 複合材料とする。

各試料の機械的特性を **Table II-3-1** に示す。引張り強さ (σ_B) と伸び (δ) を SiC_p 含有量で整理して **Fig. II-3-1** に示す。T6 熱処理材の引張り強さは、 SiC_p 含有量とともに多少増加し、 SiC_p 含有量 20vol.% で飽和した。一方、O 熱処理材の引張り強さは、 SiC_p 含有量とともに増加し、25vol% 添加材で基準材料に比べて約 60% 増加しており、飽和せず増加の傾向にあった。また、伸びは、T6 熱処理材の場合、基準材料で O 熱処理材の約半分であるが、 SiC_p 含有量が 10% 以上で伸びの熱処理による違いはほとんどなくなった。

疲労試験片、フレットング疲労試験片、パッドの形状、疲労試験およびフレットング疲労試験方法、試験条件は、本編第 1 章および第 2 章と同じである。

II-3-3 実験結果

(1) 疲労強度およびフレットング疲労強度

各試料の S-N 曲線を **Fig. II-3-2** (a),(b),(c) および (d) に示す。試験片数に制約があったために高サイクル側の寿命のみを求めている。

Fig. II-3-2 より各試料とも 10^7 回の疲労強度およびフレットング疲労強

Table II-3-1 Mechanical properties of alloys and composites.

	SiC_p (vol%)	0.2%P.S. (MPa)	T.S. (MPa)	El. (%)	Hv	E (MPa)	T.S./0.2%P.S.
2024-T6	-	403	496	8.5	151	70600	1.23
	A 10	403	542	8.3	178	93100	1.34
	B 20	437	586	4.7	190	113000	1.34
	C 25	441	585	2.1	236	122500	1.33
2024-O	-	109	234	14.8	64		2.15
	A 10	160	270	7.5	80		1.69
	B 20	250	337	4.5	102		1.35
	C 25	299	409	3.0	120		1.37

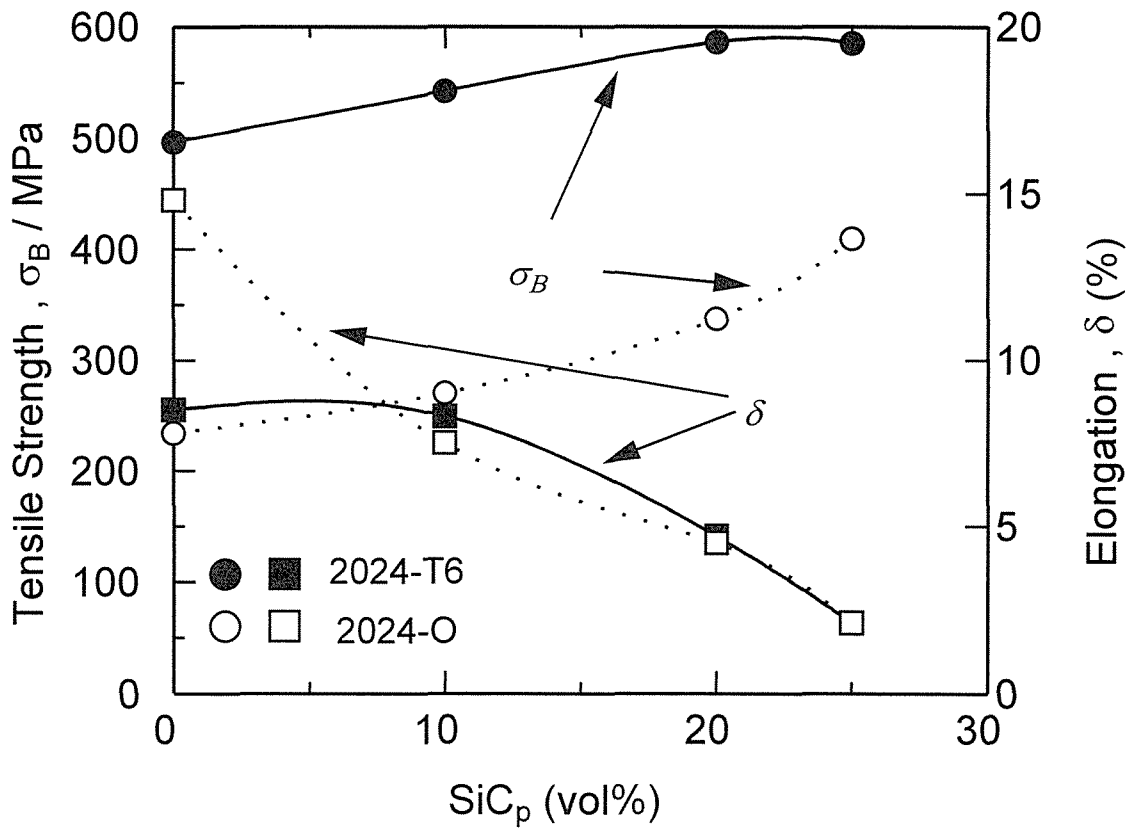


Fig. II -3-1 Mechanical properties as a function of SiC_p vol%.

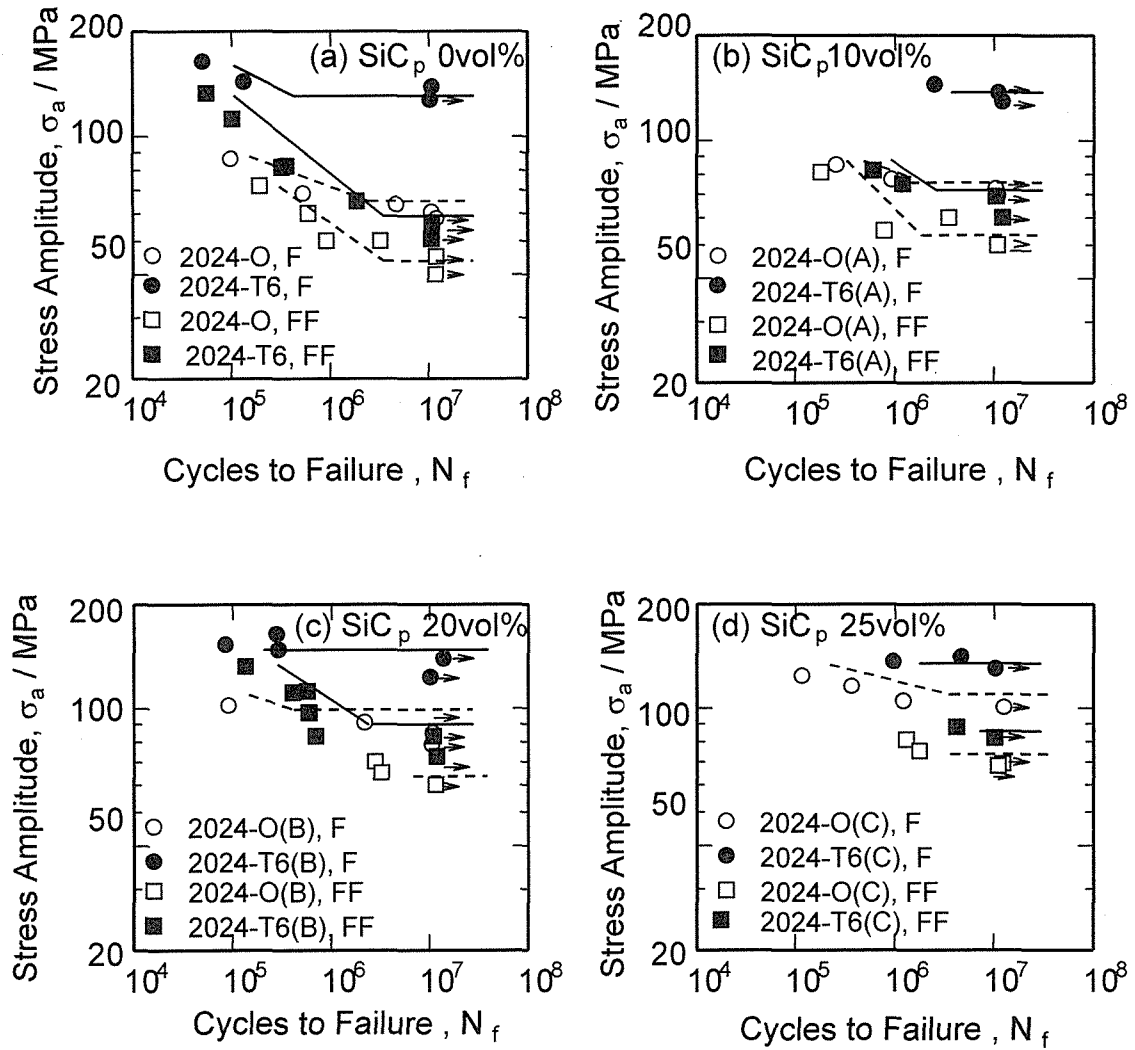


Fig. II-3-2 S-N curves (F: fatigue, FF: fretting fatigue).
 (a) matrix, (b) composite A, (c) composite B and (d) composite C

度を求め、それらの各値を縦軸に、 SiC_p 含有量を横軸にとった関係を **Fig. II-3-3** に示す。

(a) T6 熱処理材基準材料の 10^7 回疲労強度は、135 MPa である。この強度は、 SiC_p 含有量の増加とともに増加し、20vol%で極大値 145 MPa に達し、その後 25vol%になると減少した。 10^7 回フレット疲労強度は、60 MPa であった。この強度は、 SiC_p 含有量とともに増加し、20%で極大値 90 MPa に達し、その後 SiC_p 含有量とともに減少した。

(b) O 熱処理材基準材料の 10^7 回疲労強度は、60 MPa であった。この強度は、 SiC_p 含有量とともに増加し、25vol%で 105 MPa に達した。一方、 10^7 回フレット疲労強度は 50 MPa であり、 SiC_p 含有量とともに増加し、25vol% SiC_p で 70 MPa になった。

(c) 10^7 回疲労強度と 10^7 回フレット疲労強度の差は T6 熱処理材において O 熱処理材より大きかった。基準材料における両強度の比は、T6 熱処理では 0.45、O 熱処理では 0.83 であった。

(d) T6 熱処理材の 10^7 回疲労強度およびフレット疲労強度は、O 熱処理材のそれらの強度に比べて、すべての SiC_p 含有量において高かった。

(2) 破面観察

疲労き裂発生個所は、すべての試料において試験片表面であった。き裂発生個所に欠陥や SiC_p は、特に観察されなかった。フレット疲労き裂発生個所も疲労の場合と同様であった。

O-熱処理 D 複合材料のフレット疲労破面を **Fig. II-3-4** に示す。き裂伝播初期の破面上に、 SiC_p はほとんど観察されなかった。しかし、き裂が長くなるとその破面上に SiC_p が多数観察された。マトリックスは dimple 破面を呈していた。この傾向は前章で観察された傾向と同じであった。疲労およびフレット疲労破面上の SiC_p 面積率とき裂発生個所からの距離との関係を求め **Fig. II-3-5** に示す。ここで、前章での T6-D 複合材料の結果を併記する。□と■ (○, ●) は同一試験片の両方の破面の測定結果である。き裂発生個所近くでの SiC_p 面積率は、0%に近いが、あるき裂長さになるとその面積率は約 20%になった。これは SiC_p 含有率にほぼ等しい。

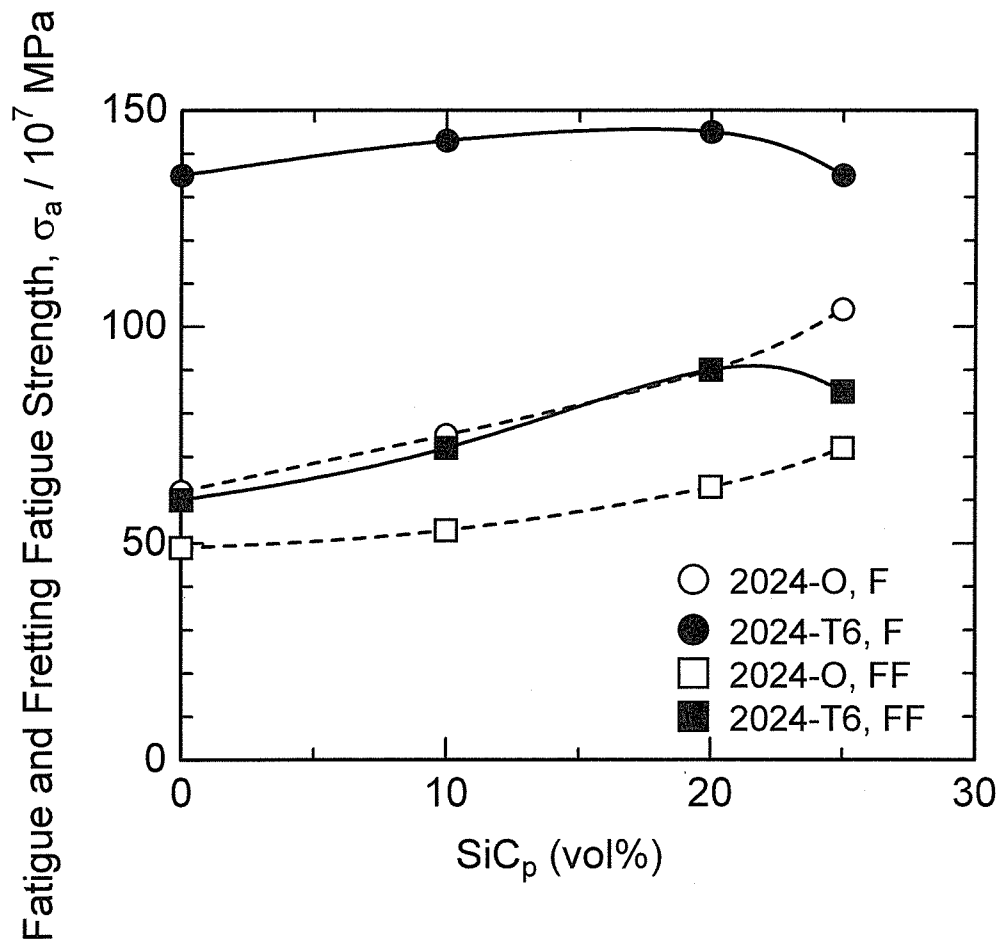


Fig. II -3-3. Fatigue and fretting fatigue strength as a function of SiC_p vol.%.

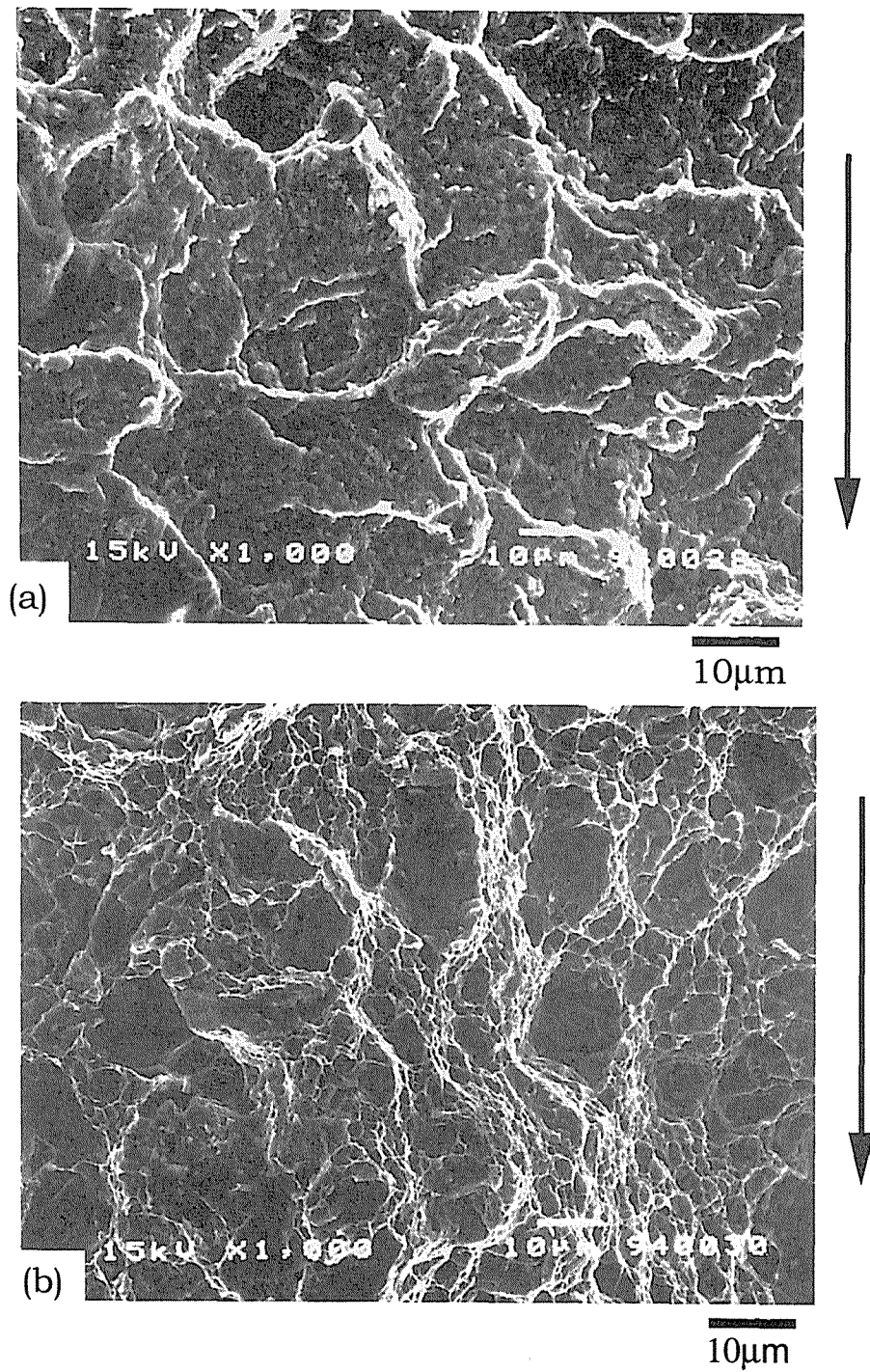


Fig. II-3-4 SEM fractographs of a coarse SiC_p/2024-O (composite D) in fretting fatigue. ($\sigma_a=60\text{MPa}$, $N_f=2.0 \times 10^6$)
 (a) 0.5 mm inside from crack initiation site.
 (b) 4 mm inside from crack initiation site.

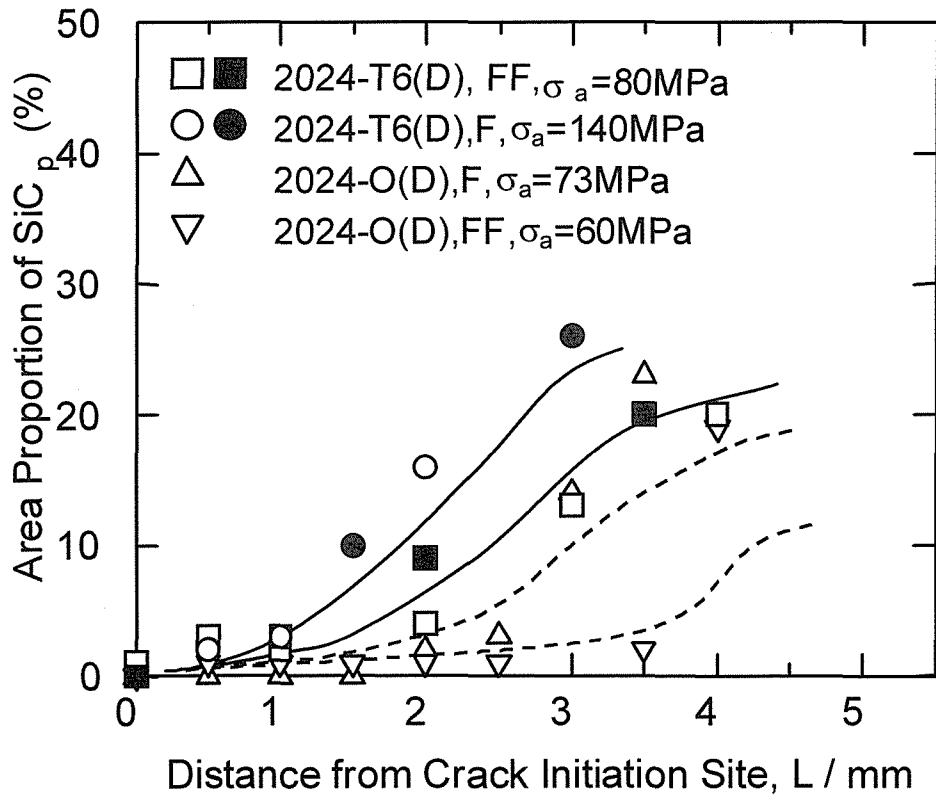


Fig. II-3-5 Area fraction of SiC_p as a function of distance from crack initiation site for the composite D.

面積率が 0%に近い領域は、巨視的観察における疲労き裂伝播領域にはほぼ対応した。

T6-基準材料のフレット疲労破面と T6-D 複合材料のフレット疲労破面の形状を Fig. II-3-6 (a)および(b)に示す。破面形状は、前者が約 15 μm 、そして後者が約 50 μm であった。T6-D 複合材料は 20vol% SiC_p を含有しているが、Fig. II-3-5 に示したように破面形状を測定した箇所は破面上に SiC_p が観察されない領域である。

(3) 摩擦係数

応力振幅と摩擦係数の関係を Fig. II-3-7 に示す。摩擦係数は、 SiC_p の含有量およびマトリックスの性質の違いの影響を受けなかった。

(4) パッド接触部の主き裂発生位置

フレット疲労破断したすべての試験片において、き裂は、パッド接触部端部から発生していた。

II-3-4 考 察

(1) 供試材の疲労の特徴

複合材料の疲労およびフレット疲労強度には、(a)マトリックスの機械的性質、(b)第 2 相の機械的性質、(c)第 2 相とマトリックスの界面の性質が影響する。

本複合材料においては、Fig. II-3-5 に示したように、T6 および O 熱処理材のいずれの場合も、疲労およびフレット疲労において、き裂発生初期から中期にかけての疲労き裂伝播破面上に SiC_p がほとんど存在しなかった。すなわち、き裂は、マトリックスで発生し、 SiC_p と SiC_p の間を伝播していた。したがって、今回使用した複合材料の疲労およびフレット疲労強度を考える際、(c)の影響は無視できる。なお、 SiC_p 強化 Al 合金において、疲労破面上に SiC_p がほとんど観察されない例は、前章の結果をはじめすでに多数報告されている^{(5),(6)}。用いた試験片と共通している点は前

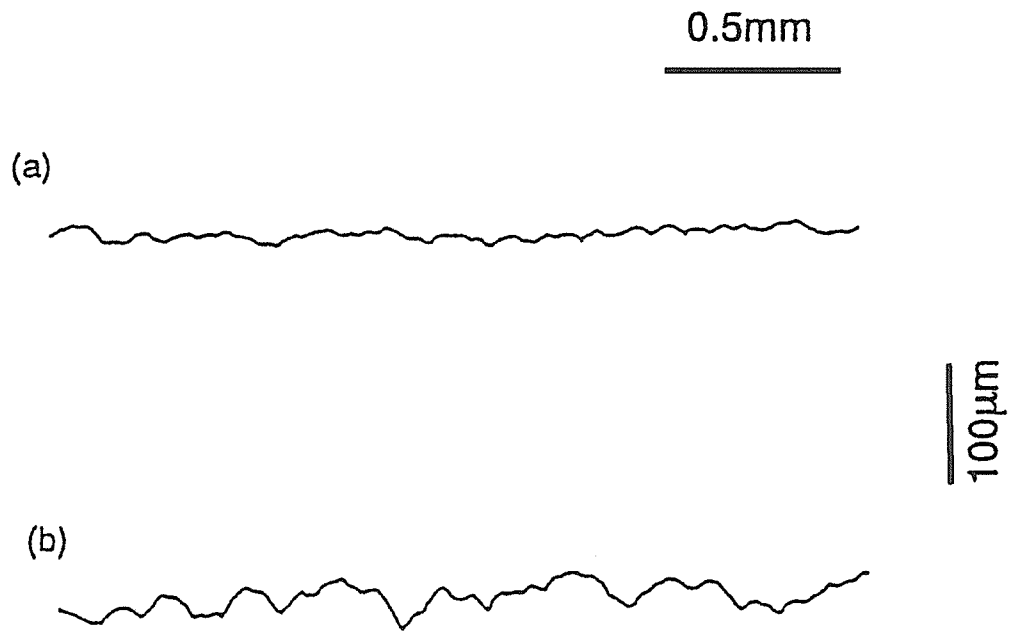


Fig. II -3-6 Cross sectional profile of the fretting fatigue fracture surface.

- (a) 2024-T6 fretting fatigue, $\sigma_a = 65$ MPa, $N_f = 7.88 \times 10^6$,
0.5 mm inside from crack initiation site.
- (b) 2024-T6 fretting fatigue, $\sigma_a = 80$ MPa, $N_f = 1.75 \times 10^6$,
1 mm inside from crack initiation site.

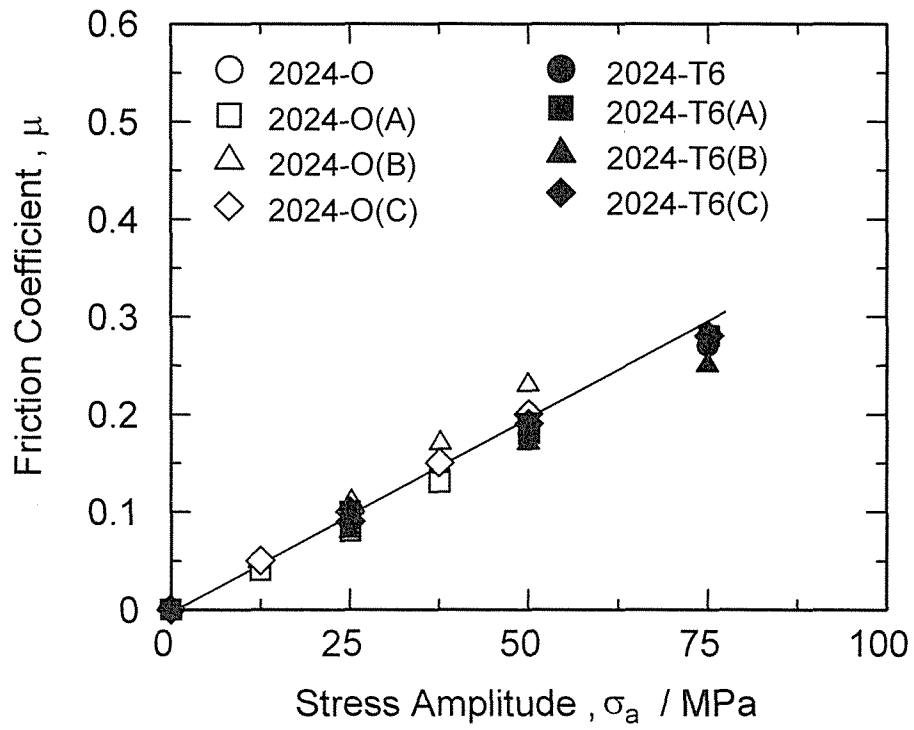


Fig. II-3-7 Friction coefficient as a function of stress amplitude.

章で述べたように、熱処理冷却過程でマトリックスと SiC_p の熱膨張係数の差により、両者の界面近くに圧縮残留応力が、 SiC_p と SiC_p の中間に引張残留応力が存在していることである。

(2) 疲労およびフレットング疲労強度の推定

前章で、複合化による金属材料の疲労強度およびフレットング疲労強度増加の因子を、複合化によるヤング率 E の増加と引張強さ σ_B の増加あるいは減少に基づく寄与分、それに強化相による強化機構発現による寄与分に分けて評価する方法を提案した。

Fig. II-3-2 から求めた 10^7 回の疲労強度およびフレットング疲労強度、前章(3)式によるそれらの強度の推定値を **Table II-3-2** に示す。複合材料の疲労強度あるいはフレットング疲労強度の実測値が前章(3)式から求められる推定値より高いならば、第2相である SiC_p は、マトリックス材料の疲労強度あるいはフレットング疲労強度を高めることを意味し、一方、実測値が推定値より低ければ、 SiC_p は、それらの強度を低下させる原因になったことを意味する。

Table II-3-2 よりつぎのことがわかる。

Table II-3-2 Measured and estimated values of fatigue strength and fretting fatigue strength at 10^7 cycles.

			Matrix	A 10vol% SiC_p	B 20vol% SiC_p	C 25vol% SiC_p
Heat T6	Fatigue strength (MPa)	Measured	132	143	145	135
		Estimated		146(+2%)	155(+7%)	155(+15%)
Heat O	Fretting fatigue strength (MPa)	Measured	60	72	90	85
		Estimated		65(-10%)	71(-21%)	71(-16%)
Heat O	Fatigue strength (MPa)	Measured	62	75	90	104
		Estimated		71(-5%)	89(-1%)	108(+4%)
Heat O	Fretting fatigue strength (MPa)	Measured	49	53	63	72
		Estimated		56(+6%)	71(+13%)	86(+19%)

(): (Estimated value - Measured value) / measured value x 100

(i) T6 熱処理材の場合：

10^7 回疲労強度の前章式(3)に基づく推定値は、実測値に比べて、 SiC_p が添加されると多少高くなる。

10^7 回フレットング疲労強度の推定値は、実測値に比べて、 SiC_p 添加量とともに減少する。

(ii) 0 熱処理材の場合：

10^7 回疲労強度の推定値は、実測値に比べて、差がほとんどない。

10^7 回フレットング疲労強度の推定値は、実測値に比べて、 SiC_p 添加量の増加とともに増加する。

以上のように、 10^7 回疲労強度は、マトリックスの性質が大きく異なっても、前章(3)式からおよその推定が可能である。同様に 10^7 回疲労強度の推定が他の文献のデータについても可能である。例えば、前章で述べたように平均粒径 $6\mu\text{m}$ の 20vol% SiC_p /6061-T6 合金⁽⁷⁾あるいは平均粒径 $6.3\mu\text{m}$ の 15vol% SiC_p / 2xxxAl 合金⁽⁶⁾ の 10^7 回疲労強度は、前章(3)式に基づく推定値とほぼ一致している⁽⁴⁾。

一方、 10^7 回フレットング疲労強度の前章(3)式に基づく推定値と実測値の相違は大きい。これは、以下で述べるように、パッド接触部の摩耗挙動がフレットング疲労強度に影響をおよぼし、その影響の度合が SiC_p の量とマトリックスの性質によって異なるためと考えられる。

(3) 疲労およびフレットング疲労き裂発生と伝播への SiC_p の影響

Fig. II-3-5 に示したように、複合材料において疲労あるいはフレットング疲労き裂が発生し、伝播した破面上には SiC_p がほとんど観察されなかった。このような複合材料の破面形状は、Fig. II-3-6 に示したように、ほぼ同じ疲労試験条件下における基準材料の破面の断面形状に比べて、数倍の高低差を示した。これらの結果は、本複合材料におけるき裂が SiC_p の存在しない個所で発生した後、 SiC_p を回避しながら進展したことを示している。

(a) 疲労き裂発生への SiC_p の影響

金属材料の疲労強度は、き裂発生限界応力でなく、発生したき裂が伝播を停止する限界の応力である⁽⁸⁾。繰返し応力下では、すべり易い方位の結晶粒ですべり帯が生じ、転位運動の非可逆的部分が蓄積されて固執すべり帯となり、き裂が発生する。き裂発生とき裂伝播を明確に区別することはできないが、ここでは自由表面にある特定の結晶粒で発生したき裂が結晶粒界を越えて隣接粒に伝播する直前までをき裂発生とする。

SiC_pが存在すると、すべり帯や固執すべり帯の形成が抑制され、局所領域における crack deflection 効果と crack closure 効果が働く。SiC_pの数が多い方が、また SiC_pの粒径が大きい方がその効果は大きい。しかし、Table II-3-2 に示したように、本複合材料の疲労強度の実測値と推定値との相違は、両熱処理材ともほぼ同じ水準である。したがって、使用した平均粒径 2 μm の SiC_pを 10-25vol%含有する 2024-Al 合金において、SiC_pは、疲労強度を高める機構が特に発現していないと考えられる。

(b) フレッシング疲労き裂発生および伝播への SiC_pの影響

フレッシング疲労において、き裂はパッド表面と試験片表面間の摩擦力と繰返し応力振幅との組み合わせによって発生する。き裂進展とともに摩擦力の影響は急減するので、き裂伝播速度も急速に減少し、極小値を示す。高サイクルフレッシング疲労の大部分は、き裂発生寿命と、この極小値を示すまでの初期き裂伝播寿命によって占められる⁽⁹⁾⁻⁽¹¹⁾。繰返し応力振幅 σ_a が小さいと、やがてき裂は停止する。最終破断に至るまで伝播が続くためには、ある大きさの σ_a が必要である。その際のクリティカルな σ_a がフレッシング疲労限度である。

フレッシング疲労と通常疲労でのき裂発生機構は本質的に同じである。したがって SiC_pのフレッシング疲労き裂発生への影響は、通常疲労におけるき裂発生への影響と同じである。

初期き裂伝播過程で、き裂は SiC_pを迂回する (Fig. II-3-5)。迂回する際の主き裂伝播方向に対する傾きが、き裂伝播の応力拡大係数 K に影響する。傾きを θ とすると、 K は $K\cos\theta$ となり実質的な K の減少となる。したがって SiC_pの粒径が大きいほど、また数が多いほど、き裂伝播速度は遅くなる。

疲労強度におよぼすフレットングの影響はつぎの3因子に基づく。

(I) パッドと試験片間の摩擦力 F_a

(II) パッド接触下で発生する試験片上の主き裂の位置

(III) パッド接触面における相対すべりによる試験片表面の摩耗損傷

(I), (II), (III)への熱処理および SiC_p 添加の影響はつぎの通りである。

$F_a = \mu P$. ここで, μ は摩擦係数, P はパッド押付け力である. Fig. II-3-7 に示したように, μ は SiC_p 含有量 (0-25vol%) および熱処理の影響を受けない. したがって, F_a は SiC_p 含有量および熱処理の影響を受けない.

主き裂は, パッド接触部中央に存在する固着域とパッド接触端部に存在するすべり域との境界で発生するが, パッド接触部のどこで発生するかによってフレットング疲労強度あるいは寿命は影響を受ける⁽¹²⁾. 本研究でフレットング疲労破断したすべての試験片について破断個所を調べた結果, 主き裂は, SiC_p 含有量および熱処理条件に係わりなくパッド接触部端部で発生している. したがって, (II) は (I) と同様に SiC_p 含有量および熱処理の影響を受けない.

パッド接触部で生じるき裂発生前段階の塑性変形およびそれに引き続く微小き裂 (通常疲労の固執すべり帯に相当する) は摩耗の影響を受ける. もし摩耗し易い材料であれば, たとえき裂が発生しても, き裂は研削されるのでき裂発生が抑制され, その結果フレットング疲労強度は高くなる⁽¹³⁾. 2×10^5 回前後でフレットング疲労破断した T6 熱処理および O 熱処理の両基準材料のパッド接触部の表面形状を Fig. II-3-8 (a) および (b) に示す. T6 熱処理材の場合 (Fig. II-3-8 (a)) パッド接触面の損傷はわずかである. 一方, O 熱処理材の場合 (Fig. II-3-8 (b)) 試験片表面から約 $20 \mu\text{m}$ の深さまで損傷を受けている. 摩耗粉が疑着しているために接触面は大きな凹凸を示しているが, 図中 (b) に示した破線の下方の領域がパッドによって研削されていると考えられる. したがって, 基準材料の場合摩耗量は熱処理の影響を著しく受ける.

Fig. II-3-3 に示したように T6 熱処理基準材料に対する 10^7 回のフレットング疲労強度は疲労強度の約 46% である. この値は本フレットング疲

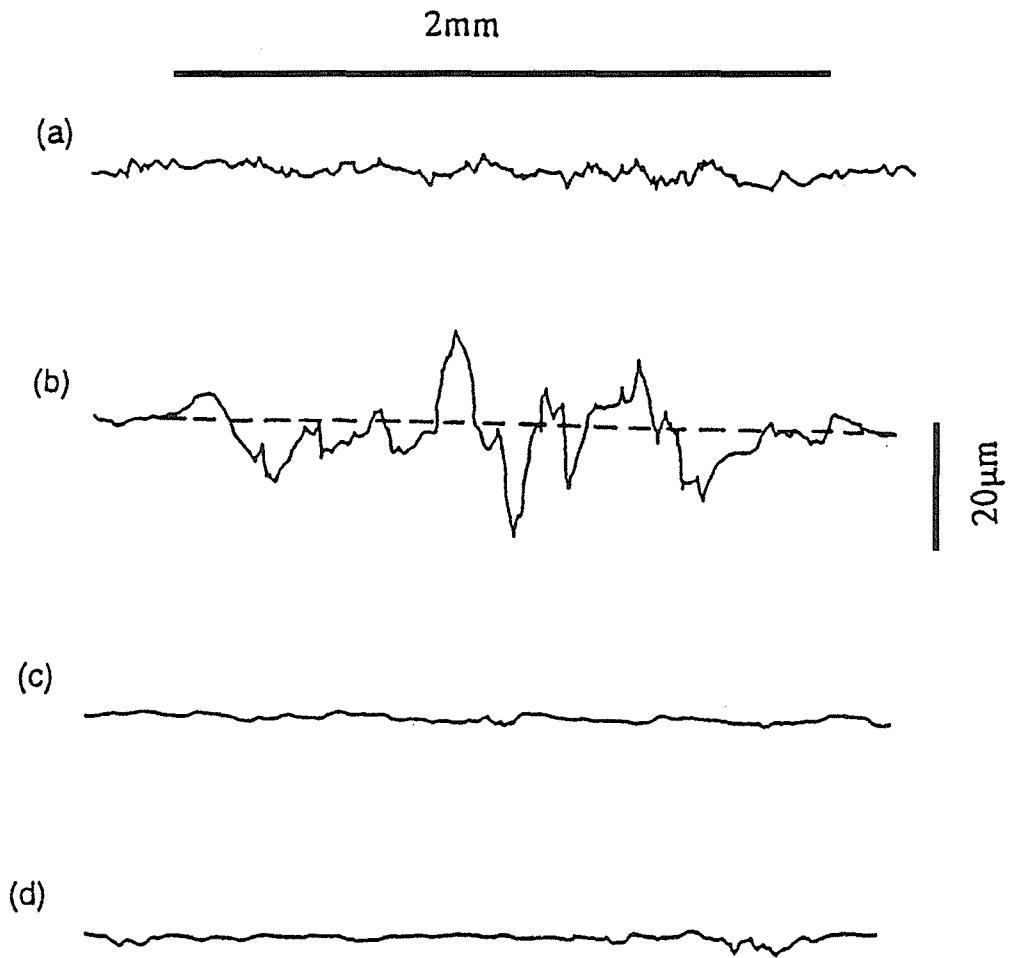


Fig. II -3-8 Cross sectional profile of fretted surface.
 (a) 2024-T6, $\sigma_a = 82$ MPa, $N_f = 3.25 \times 10^5$.
 (b) 2024-O, $\sigma_a = 72$ MPa, $N_f = 1.93 \times 10^5$.
 (c) 2024-T6, (Composite A), $\sigma_a = 75$ MPa, $N_f = 1.20 \times 10^6$.
 (d) 2024-O (Composite A), $\sigma_a = 81$ MPa, $N_f = 2.92 \times 10^6$.

労試験法と同じ方法で試験した高張力鋼と Ti- 6Al-4V 合金⁽¹²⁾, 7075-T6 合金⁽³⁾ に対する 10^7 回のフレッティング疲労強度と疲労強度の比とほぼ同じである。これに対して O 熱処理基準材料の場合, 10^7 回のフレッティング疲労強度は疲労強度の約 82%である。O 熱処理材においてフレッティング疲労強度と疲労強度の違いが小さいのは (Ⅲ) の効果に起因していると考えられる。

しかし, SiC_p はマトリックスに比べて摩耗特性が優れているので, SiC_p 含有量の増加とともに, パッド接触面の摩耗損傷量は減少し, き裂研削によるフレッティング疲労強度向上への寄与が低下する。高サイクルでフレッティング疲労破断した 10% SiC_p -T6 材および 10% SiC_p -O 材のパッド接触面の形状をそれぞれ Fig. II-3-8(c) および (d) に示す。両者間で摩耗損傷にはほとんど相違がみられず, 両者とも摩耗損傷は Fig. II-3-8 (a) および (b) に比べて少ない。き裂発生と初期き裂伝播が摩耗によって抑制される効果は SiC_p 含有量とともに低下するが, O 熱処理材においてはそれが顕著である。これらをもとに, Fig. II-3-3 は次のように説明できる。本複合材料の SiC_p 添加によるフレッティング疲労強度向上に対しては, crack deflection 効果, crack closure 効果, き裂研削効果が有効であった。フレッティング疲労強度は, SiC_p 含有量の増加とともに crack deflection 効果が増大し, き裂研削効果が減少する。O 熱処理材において, き裂研削効果は, 基準材料で顕著であるが, SiC_p 含有量の増加とともに急減し, crack deflection 効果が相殺されている。その結果, Fig. II-3-3 に示したように, フレッティング疲労強度と疲労強度の差が SiC_p 含有量の増加とともに増加する。一方, T6 熱処理材の場合き裂研削効果はあまり有効でなく, crack deflection 効果が SiC_p 含有量の増加とともに大きくなる。その結果, フレッティング疲労強度と疲労強度の差は SiC_p 含有量の増加とともに減少する。

Fig. II-3-9 には, 疲労強度およびフレッティング疲労強度と SiC_p 含有量との関係をそれぞれの引張強さで相対化して示す。 SiC_p 含有量により相対化した疲労強度およびフレッティング疲労強度は, T6 熱処理材に比べて, O 熱処理材の方が高いことがわかる。Table II-3-1 に示したように, σ_B / σ_y の値は, T6 熱処理材で約 1.2, O 熱処理材で約 2.2 であることから両熱処理

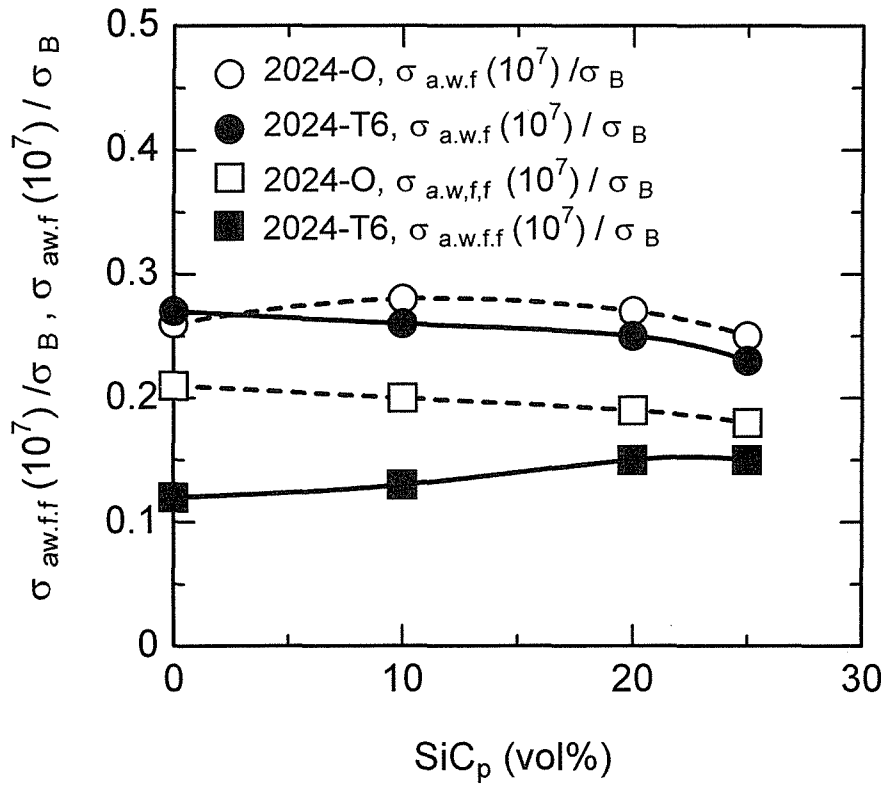


Fig. II-3-9 Fatigue strength ($\sigma_{a,w,f}$) and fretting fatigue strength ($\sigma_{a,w,ff}$) normalized by tensile strength as a function of SiC_p vol%.

材の繰返し軟化および硬化挙動は異なると考えられる⁽¹⁴⁾。両処理材の疲労挙動に相違を生じた原因として、O 熱処理材では繰返し硬化が、T6 熱処理材では繰返し軟化が関与していると考えられる。しかし、Fig. II-3-3 に示したように、T6 熱処理材のすべての疲労およびフレット疲労強度は、SiC_p含有量 0-25vol%の範囲で、O 熱処理材の強度より高い。さらに、SiC_p含有量が 10vol%以上で、伸びは両熱処理材間でほとんど差がない。これらのことを考え合わせると、熱処理が疲労き裂発生個所および伝播経路と第 2 相との関係に影響をおよぼさなければ、複合材料の疲労およびフレット疲労強度の向上に対しては、マトリックスの強度ができるだけ高い方がよいと考えられる。

II-3-5 小 括

平均粒径 2 μm の SiC_pをそれぞれ 10,20,25vol%含有する 2024-T6 Al 合金および 2024-O Al 合金を用いて、疲労およびフレット疲労試験を行い、両強度における第 2 相量の役割およびマトリックスの機械的性質の影響について検討し、次の結果が得られた。

(1) T6 熱処理材（基準材料材料）の 10^7 回疲労強度およびフレット疲労強度はそれぞれ約 130 および 60 MPa である。両強度は SiC_p含有量の増加とともに増加した後減少し約 20vol%で極大を示し、それぞれ 145 および 90 MPa である。

(2) O 熱処理材（基準材料材料）の 10^7 回疲労強度 およびフレット疲労強度はそれぞれ約 60 MPa および 50 MPa である。両強度は、SiC_p含有量の増加とともに増加し、25vol%でそれぞれ 105 および 70 MPa であり、さらに増加の傾向にある。

(3) 複合材料の 10^7 回疲労強度は、T6 および O 熱処理材において、複合化によるヤング率および引張強さの変化を考慮して推定した範囲内であり、疲労強度に対する複合化の効果は特に見られない。

(4) 複合材料の 10^7 回フレット疲労強度は、(3)と同様な手法で推定した値に比べて、T6 熱処理材において SiC_p含有量の増加とともに増加する。一方、O 熱処理においてそれは SiC_p含有量の増加とともに減少する。

(5) フレッシング疲労強度向上に対しては、(a)crack deflection 効果および(b)摩耗によるき裂研削効果が有効である。(a)は SiC_p 含有量の増加とともに増加し、マトリックスの影響をほとんど受けない。(b)は SiC_p 含有量の増加とともに減少し、 SiC_p 含有量が少ない場合マトリックスの影響を顕著に受ける。

(6) き裂発生個所およびき裂伝播経路に第 2 相が存在しない複合材料において、疲労およびフレッシング疲労強度を高めるには、マトリックスの強度を高くすることが有効である。

第3章 参考文献

- (1) P. R. Gibson, A. J. Clegg and A. A. Das : *Wear*, 95(1984), 193.
- (2) 野呂瀬進, 笹田 直, 宮下忠夫 : *トライボロジスト*, 34(1989), 528.
- (3) 角田方衛, 丸山典夫, 中沢興三 : *日本金属学会誌*, 57(1993), 1141.
- (4) 丸山典夫, 角田方衛, 中沢興三 : *日本金属学会誌*, 57(1993), 1968.
- (5) S. Kumai, K. Yoshida, Y. Higo and S. Nunomura : *Int. J. Fatigue*, 14(1992), 105.
- (6) J. J. Bonnen, J. E. Allison and J. W. Jones : *Met. Trans. A*, 22A(1991), 1007.
- (7) 小磯信重, 三沢啓志, 児玉昭太郎 : *材料*, 38(1989), 120.
- (8) 村上敬宣 : *鉄と鋼*, 75(1989), 1267.
- (9) 角田方衛, 中沢興三 : 「腐食損傷を受ける鉄鋼の寿命・余寿命マニュアル」日本鉄鋼協会, 特定基礎研究会, 構造材料の信頼性評価技術部会, (1991), 243.
- (10) 佐藤建吉, 藤井 孟, 児玉昭太郎 : *材料*, 34(1985), 744.
- (11) 佐藤豊一, 武藤睦治, 矢田敏夫, 鷹野昭彦, 角田英治 : *材料*, 42(1993), 78.
- (12) K. Nakazawa, M. Sumita, and N. Maruyama : *ASTM STP 1159*, (1992), 115.
- (13) 丸山典夫, 角田方衛, 中沢興三 : *鉄と鋼*, 77(1991), 290.
- (14) M. Klesnil and P. Lukas : *金属疲労の力学と組織学* (荒木 透, 堀 部進 訳), 養賢堂, (1984), p.9.

第4章 総括

輸送関連構造物には常時繰返し荷重がかかるので、破損した場合金属疲労であることが多い。しかし、その原因は純粋な疲労であることが希であり、多くの場合フレットングや腐食を伴った疲労である。金属材料の疲労強度は、フレットングや腐食をともなうことにより著しく低下する。

チタン合金およびアルミニウム合金基複合材料は、他の金属材料に比べて比強度が高いので、航空・宇宙構造物用材料、車両用材料等としての需要が期待されている。しかしながら、フレットングを伴った疲労の研究は、トライボロジーと疲労という異分野が重なった学際的研究であるので、力学的あるいは材料組織学的に十分解明されていない。

そこで、代表的チタン合金である Ti-6Al-4V 合金について、疲労強度に及ぼすフレットングの影響を材料強度学的に詳細に検討した。その結果、フレットング疲労試験片に 20MPa という小さい接触面圧を付与したとき、疲労寿命が最も短くなるという新しい事実を見いだした。これまでは押付け力を増大させると試験片の寿命は単調に減少すると考えられていた。

さらに、SiC 粒子で強化した 2024 アルミニウム合金について、SiC 粒子の大きさ、添加量、マトリックスの強度を変数としてフレットング疲労強度を材料組織学的に解析して、高サイクル側のフレットング疲労強度における第2相の役割について検討した。その結果、SiC ウィスカーで強化した場合と異なり、SiC 粒子で強化した場合、通常疲労強度は、複合化によるヤング率や引張り強度の変化を考慮して推定した強度の範囲内であった。しかし、第2相添加による摩擦力付与部の応力集中の分散、粒子周辺の圧縮残留応力によるき裂進展経路の deflection が期待できる場合、フレットング疲労強度に対する材料の複合効果の発現が期待できることが判明した。

以上の成果は、フレットング疲労が問題になる構造物の設計や信頼性の評価の際、有益な材料情報となるだけでなく、輸送関連構造物用高性能複合材料開発に際して有力な手掛かりを与えるものである。

第 III 編

海洋構造物用金属材料の
腐食疲労特性に関する研究

第 1 章 高強度鋼の海水環境各種条件下における疲労強度

Ⅲ-1-1 緒 言

海洋は鉄鋼材料にとっては腐食性の強い苛酷な環境である。さらに海洋構造物には波浪や台風などによる繰返し荷重が加わる。したがって実際の海洋構造物が破壊する場合、腐食を伴った疲労が重要な役割を演じている場合が多い⁽¹⁾。海洋環境下における鉄鋼の腐食は、海中あるいは海上に比べて飛沫帯において顕著であるという報告がある⁽²⁾。しかし、疲労強度への海洋環境の関わり方は明らかではない。海洋構造物用材料として普通 400-500MPa 級鋼が使用されているが、海底石油掘削装置、沖合係留設備などにはさらに高強度の高張力鋼が使用される場合がある。

本章の研究では、市販の 780MPa 級高張力鋼について、一定流速下の海水中、および 1 分周期で海水と大気が繰返し出現する 2 種類の環境下で疲労試験を行い、両環境間の疲労寿命を比較検討した。

Ⅲ-1-2 実験方法

対象材料として、市販の 780MPa 級高張力鋼 を使用した。その化学成分と機械的性質を **TableⅢ-1-1** および **TableⅢ-1-2** に示す。

疲労寿命試験には、直径 6mm φ、7mm φ、8mm φ の砂時計型試験片を用いた。試験片表面は、エメリー紙 #600 で軸方向に研磨後、アセトンで脱脂した。また、き裂伝播試験には、5 mm 厚さ、40 mm 幅の片側切り欠き板試験片を使用した⁽³⁾。海水中の疲労試験に先立ち、大気中で予き裂を挿入した。疲労試験には、容量 10t の電気油圧サーボ型疲労試験機を用いた。それは 3 本の試験片を直列につなぐマルチタイプである。概略図を **Fig.Ⅲ-1-1** に示す。繰返し速度は、大気中では 20Hz、海水中では通常 0.5Hz を用

TableⅢ-1-1 Chemical compositions of 780 MPa grade steel (mass%).

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	P	S
0.104	0.23	0.76	0.02	0.79	0.45	0.27	0.051	0.008	0.004

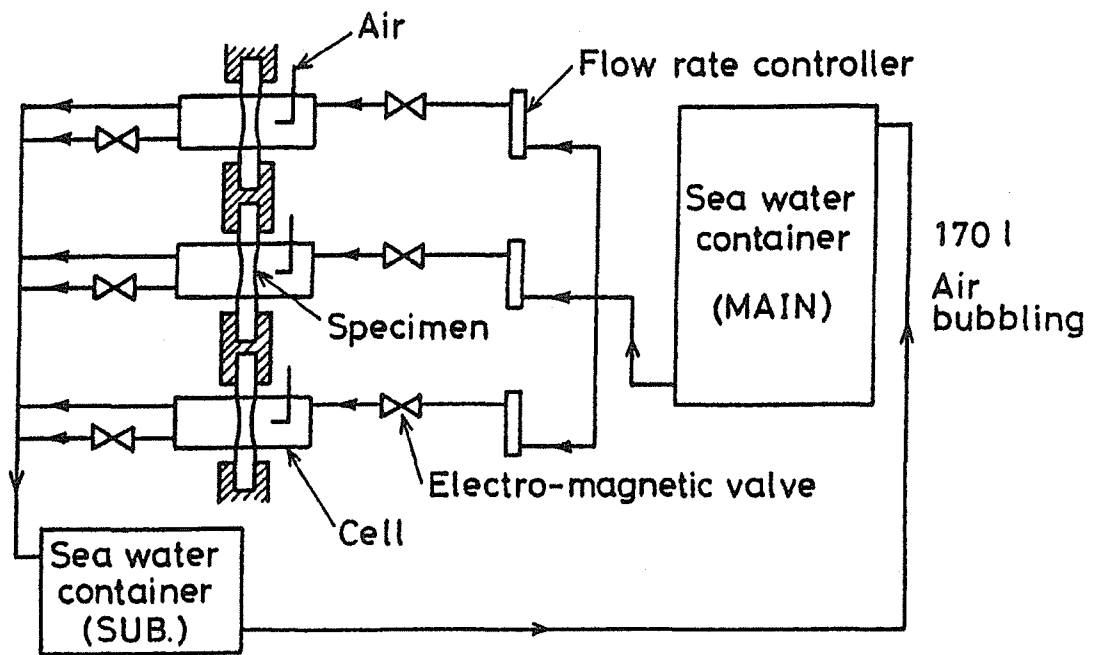


Fig. III-1-1 Fatigue testing system.

TableⅢ-1-2 Mechanical properties of 780 MPa grade steel.

0.2%P.S.(MPa)	T.S. (MPa)	El.(%)
800	845	23.0

い、一部 20Hz とした。応力は正弦波形を用い、応力比 $R=0.1$ の荷重制御で行った。試験環境には、大気中、一定流速下の人工海水中(以後「一定流」と呼ぶ)、人工海水と大気の 1 分周期の繰返し (以後「1 分周期」と呼ぶ) を用いた。人工海水の成分は ASTM D1141-75⁽⁴⁾に従った。主タンク容量は、170ℓ で毎分 3-4ℓの空気吹込みをした。試験槽への流量は 1ℓ/min、水温は 303 K、pH は 7.8-8.2、溶存酸素濃度は 8ppm であった。1 分周期の繰返し環境の切替えは、Fig.Ⅲ-1-1 に示すように、試験槽の両側の電磁弁の開閉によって行った。大気の場合、試験片中心部に空気を吹き付けることによって、試験槽から海水が流出した後、試験片表面に付いた比較的均一な水の層を不均一にし、より苛酷な環境とした。人工海水中で破断した破面および試験片表面は、超音波洗浄後、SEM で観察した。

Ⅲ-1-3 実験結果

(1) 海水の試験片への関わり方および繰返し速度の 疲労寿命への影響

「一定流」および「1 分周期」の S-N 曲線を Fig.Ⅲ-1-2 に示す。

1) 応力振幅と破断繰返し数との関係は、使用した 5 種類の試験条件下とも直線で表された。10⁶ - 10⁷ 回で S-N 曲線上に折れ曲がり点が存在し、折れ曲がり点より短寿命側の S-N 曲線の勾配は、長寿命側の勾配に比べて負の勾配が急であった。このような傾向は、日本鉄鋼協会のラウンドロビンテストにおける回転曲げによる試験結果⁽⁵⁾にはほとんど見られない。

2) 0.5Hz の場合、同じ応力振幅で「1 分周期」の寿命は、「一定流」の寿命の約半分であるが、応力振幅の減少とともにその差は少なくなり、応力振幅が 98MPa 以下で両者はほぼ等しくなった。

一方、20Hz の場合には、0.5Hz の場合と異なった傾向を示した。すなわ

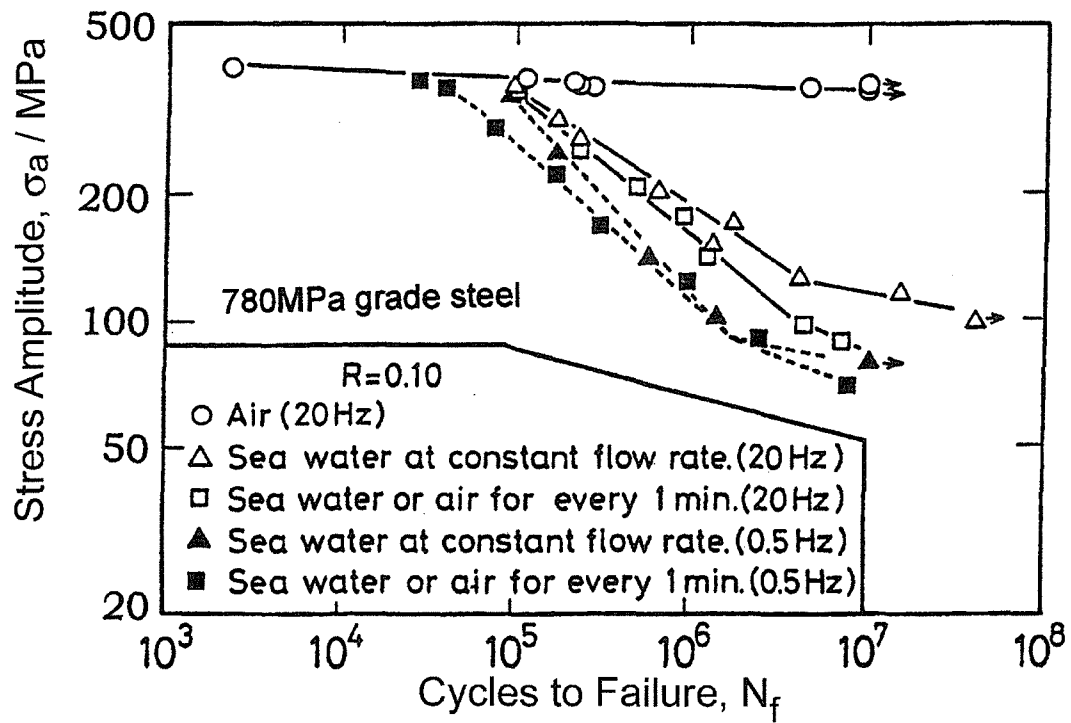


Fig. III-1-2 Relation between stress amplitude and cycles to failure.

ち、高応力振幅における破断寿命は、「一定流」と「1分周期」で差がないが、応力振幅が低くなるに従って、「一定流」の寿命が「1分周期」に比べて長くなり、両者の間の差がしだいに大きくなった。

3) 2)における 20Hz と 0.5Hz の間の相反する傾向は、**Fig.Ⅲ-1-3** のように横軸に破断までの時間をとることにより理解できる。すなわち、20Hz の場合「一定流」と「1分周期」の間で寿命の差が約 2 倍になるのは、応力振幅が約 140 MPa のときであり、試験開始後 108-216 ks 経過してからである。一方、0.5Hz の場合「一定流」と「1分周期」の間で同様の差がでるのは、応力振幅が約 350 MPa のときであり、やはり試験開始後 108-216 ks 経過してからである。この結果から「1分周期」環境による疲労寿命低下は、腐食時間により大きく依存することが示唆された。

4) 「一定流」の場合、高応力側において破断寿命は、20Hz と 0.5Hz の間でほとんど差がなかった。しかし応力振幅が低くなるとともに両者間の差は大きくなった。「1分周期」の場合、20Hz の破断寿命は、応力振幅に関係なく 0.5Hz の破断寿命に比べて 2-3 倍であった。

(2) 破面観察

疲労寿命は、き裂発生寿命とき裂伝播寿命に分けることができる。き裂伝播寿命と関係のある da/dN (き裂伝播速度) — ΔK (応力拡大形数範囲) 曲線は、**Fig.Ⅲ-1-4** に示すように、「一定流」と「1分周期」の間ではほぼ等しかった。したがって、両環境間の破断寿命の違いは主としてき裂発生寿命によると考えられるので、破面観察に際してはき裂発生に着目した。

1) 0.5Hz の場合

「一定流」と「1分周期」の間で破断寿命 N_f の差が大きい高応力振幅域(低寿命域)における破断個所近くの試験片表面写真を **Fig.Ⅲ-1-5** 1(a) および(b) に示す。「一定流」の場合試験片表面は、比較的均一な外層錆に覆われていて内部への腐食が少なくほぼ全面腐食であったが、「1分周期」の場合局所的な内部腐食が激しくピットが見られ、ピット底にはき裂が観察された。

(外層錆の大部分は試験過程および超音波洗浄時に剥離していた。) 破面近くの試験片表面の縦断面写真を **Fig.Ⅲ-1-6** (a)および(b)に示す。Fig.Ⅲ-1-5 に

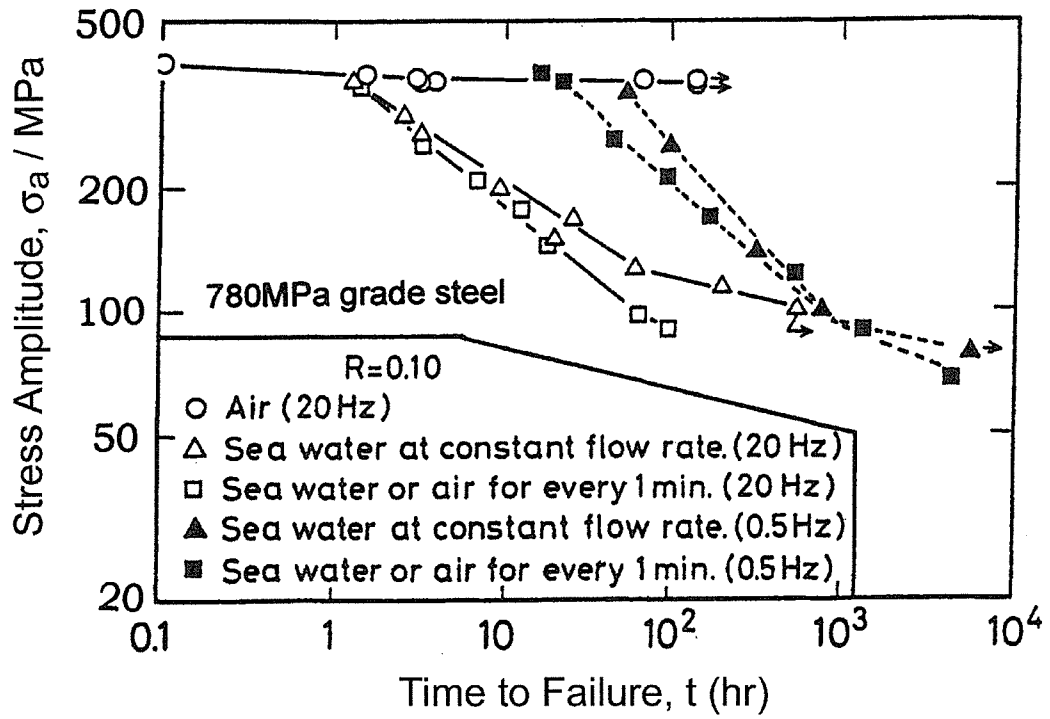


Fig. III-1-3 Relation between stress amplitude and time to failure.

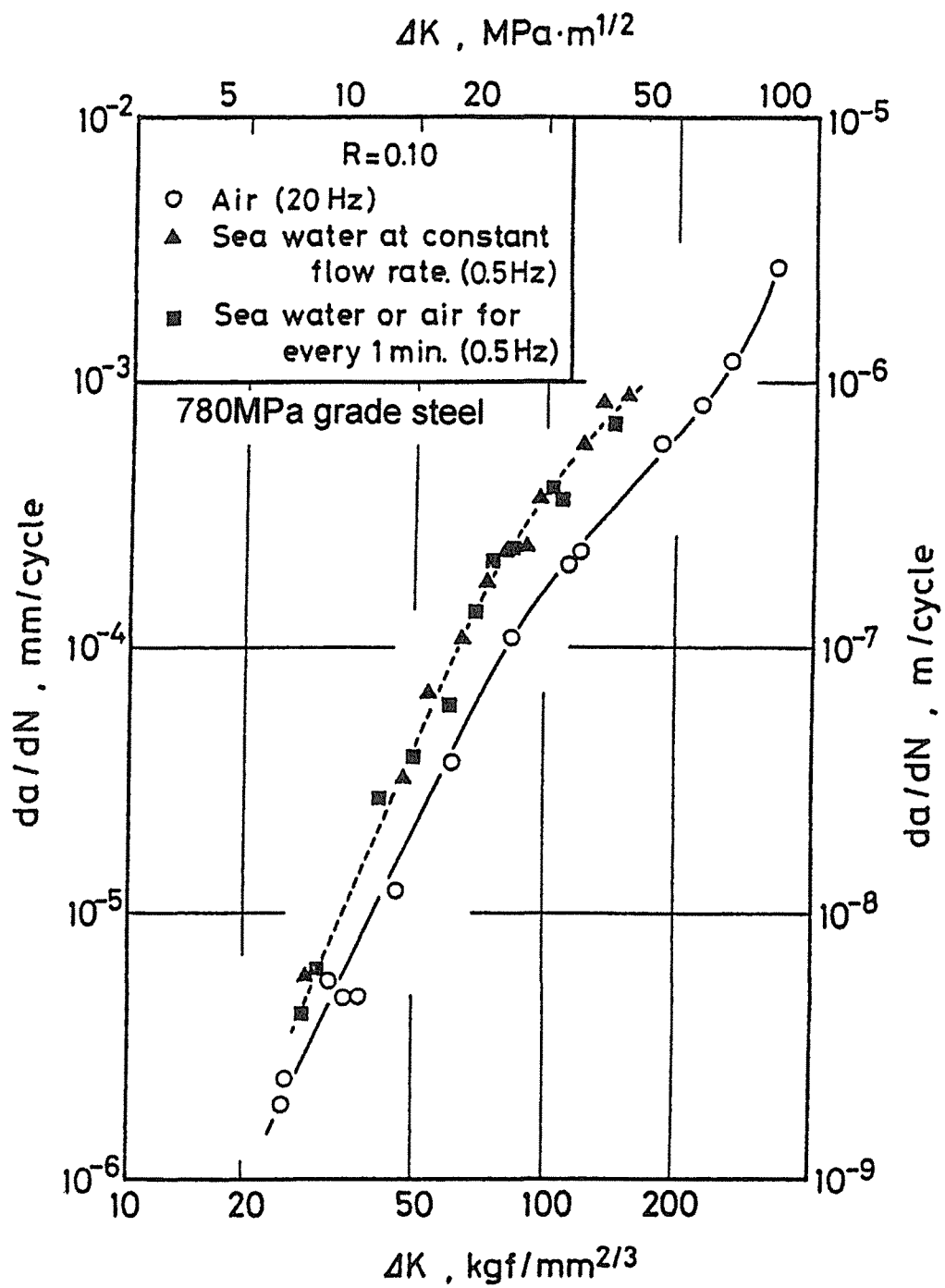


Fig. III-1-4 Fatigue crack growth rates at the stress ratio of 0.1.

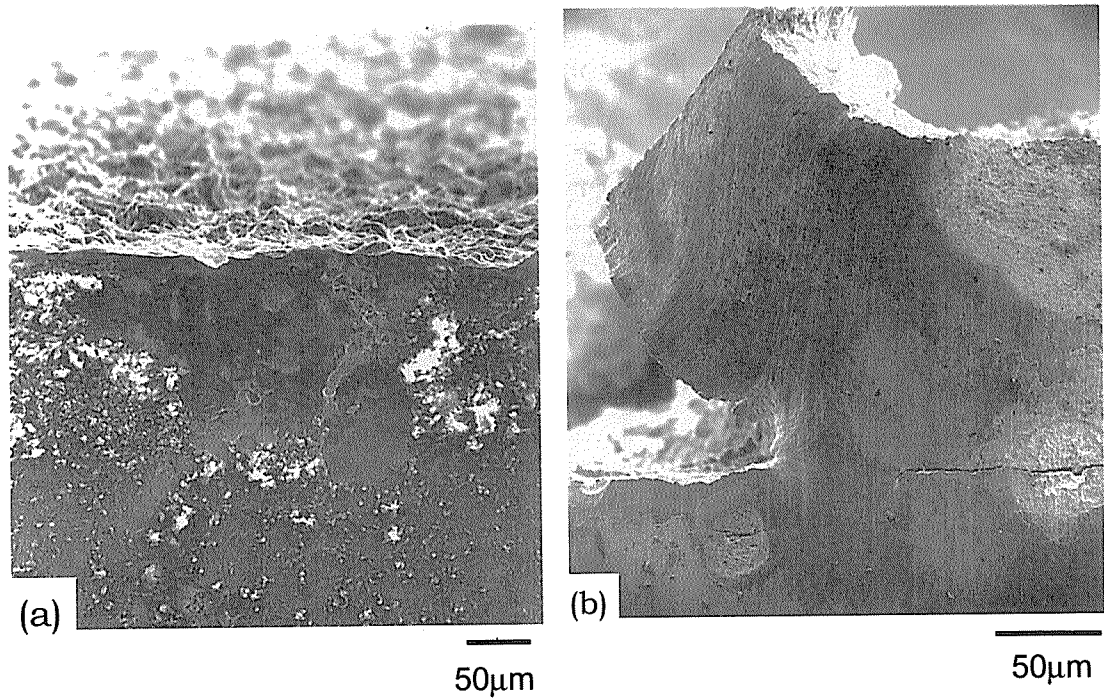
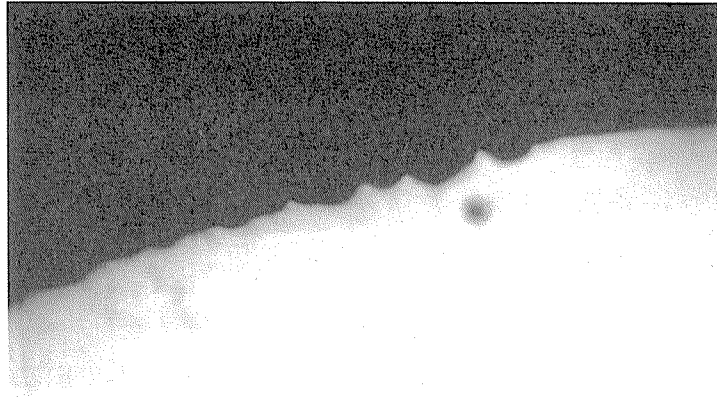
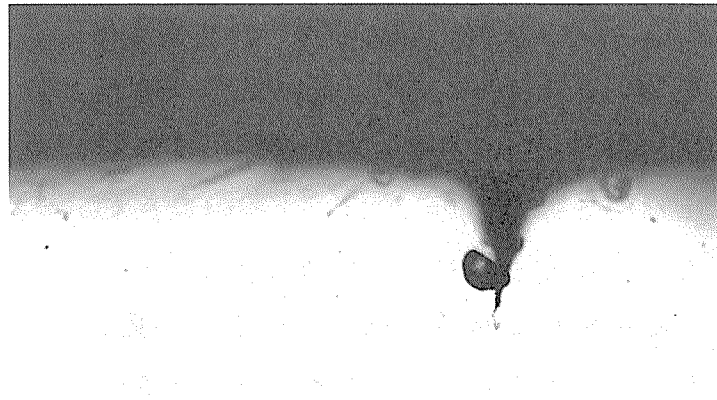


Fig. III-1-5 Specimen surface near fracture surface at the frequency of 0.5 Hz.

- (a) Sea water at constant flow rate. ($\sigma_a=340\text{MPa}$, $N_f=9.4\times 10^4$)
(b) Sea water or air for every 1 min. ($\sigma_a=290\text{MPa}$, $N_f=7.5\times 10^4$)



(a)



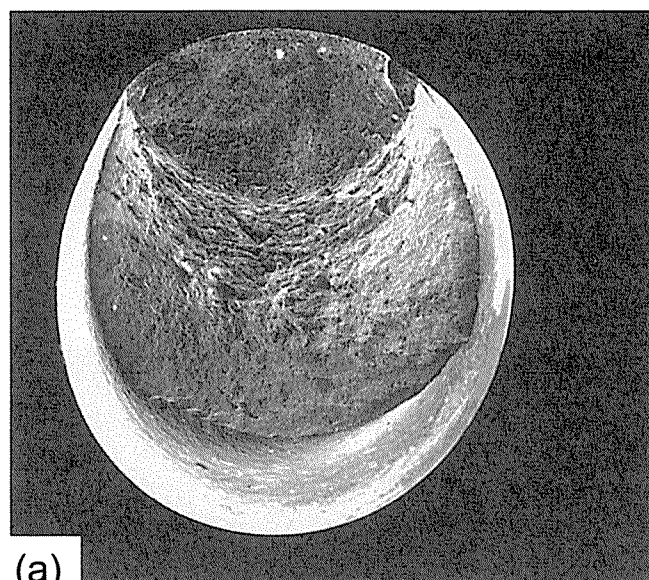
(b)

50 μ m

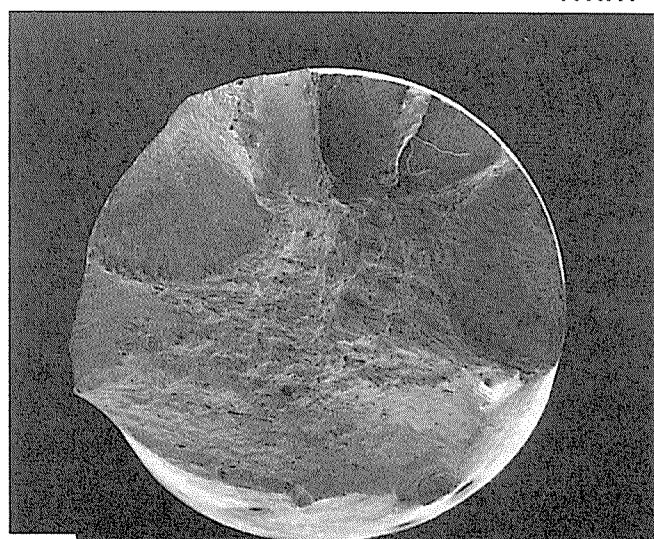
Fig. III-1-6 Fracture section at the frequency of 0.5Hz.
(a) Sea water at constant flow rate. ($\sigma_a=340\text{MPa}$, $N_f=9.4\times 10^4$)
(b) Sea water or air for every 1 min. ($\sigma_a=290\text{MPa}$, $N_f=7.5\times 10^4$)

対応して「1分周期」の場合、深さ約 70-150 μm のスパイク状のピットが観察されたが、「一定流」の場合、試験片表面の凹凸は少なく、ピットの深さは 10 μm 以下であった。また、「1分周期」のピット数の密度は、「一定流」に比べて相対的に少なかった。破面上のき裂発生個所は、「一定流」場合 Fig.Ⅲ-1-7 (a)に示すように1個所であったが、「1分周期」の場合 Fig.Ⅲ-1-7 (b)に示すように多数(4-5個所)存在した。破面形状から考えて、これらのき裂は、ほぼ同じ時期に発生したものと思われる。き裂発生個所近傍の破面上には、「一定流」の場合 Fig.Ⅲ-1-8 (a)に示すように、結晶粒界割れはほとんど見られないが、「1分周期」の場合 Fig.Ⅲ-1-8(b)に示すように、多数の粒界割れが見られた。

両環境間で N_f の差が少ない低応力振幅域(高寿命域)の場合、両環境下とも試験片の腐食が著しく、両者間の表面形態の相違を見いだすことは困難であった。破面近傍の試験片表面の縦断面写真を Fig.Ⅲ-1-9 (a)および(b)に示す。「1分周期」の表面は「一定流」の表面に比べて局所的凹凸が激しく、写真に示したような深さ数 10 μm のカップ状のピットが観察された。「一定流」の場合深さ 10 μm 以下のピットが多数観察された。両環境間で N_f の差が大きい高応力振幅域の場合と同様に、低応力振幅域の場合も「1分周期」では、き裂発生点付近に多数の粒界割れが観察されたが、「一定流」では、粒界割れが観察されなかった。「1分周期」の Fig.Ⅲ-1-9(b) ($N_f = 1.0 \times 10^6$) を「1分周期」の Fig.Ⅲ-1-6 (b) ($N_f = 7.5 \times 10^4$) と比較すると、後者のピットは前者に比べて鋭い。後者の寿命は前者のその約 13 分の 1 であるにもかかわらず、ピットの深さは両者ともほとんどが 50-60 μm であった。これより「1分周期」下のピットは、試験開始後比較的短い時間内に試験片表面より深さ数 10 μm の鋭いピットとなり、それ以後はピットの深さ方向よりむしろピット側面の腐食が激しくなり、その結果、Fig.Ⅲ-1-8 (b)に示したようにほとんどのピットがカップ状になったものと思われる。(詳細は考察で述べる。)なお観察された最大ピット深さは $N_f = 1.0 \times 10^6$ の場合 60-70 μm であり、 $N_f = 7.5 \times 10^4$ の場合約 150 μm であった。



1mm



1mm

Fig. III-1-7 Fractographs at the frequency of 0.5Hz.
(a) Sea water at constant flow rate. ($\sigma_a=340\text{MPa}$, $N_f=9.4\times 10^4$)
(b) Sea water or air for every 1 min. ($\sigma_a=290\text{MPa}$, $N_f=7.5\times 10^4$)

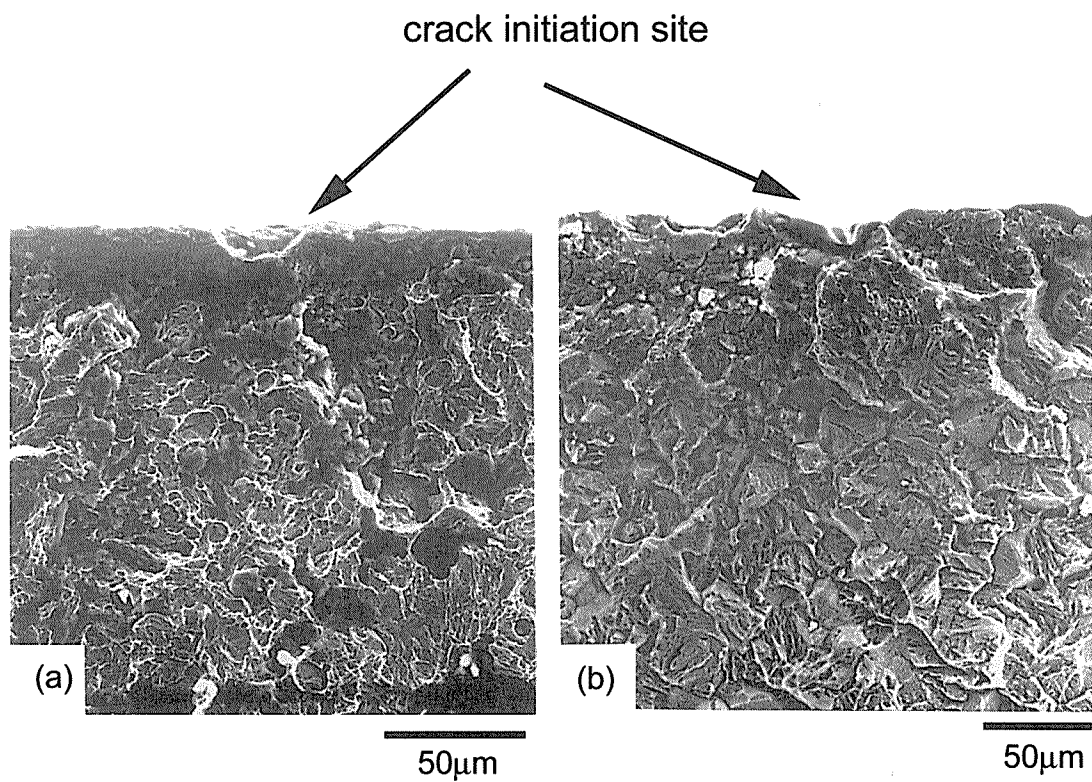


Fig. III-1-8 Fractographs at the frequency of 0.5Hz.
(a) Sea water at constant flow rate. ($\sigma_a=340\text{MPa}$, $N_f=9.4\times 10^4$)
(b) Sea water or air for every 1 min. ($\sigma_a=290\text{MPa}$, $N_f=7.5\times 10^4$)

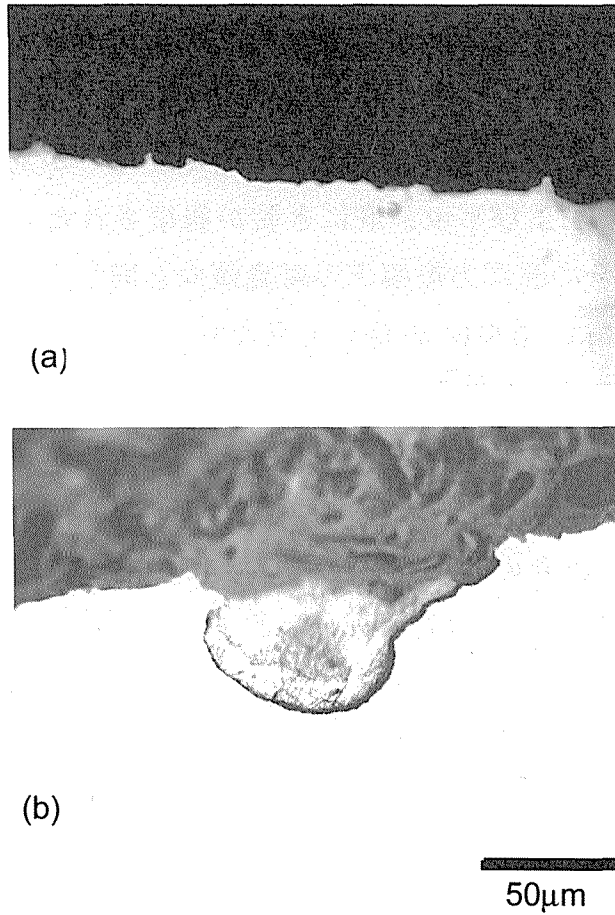


Fig. III-1-9 Fractographs at the frequency of 0.5Hz.
(a) Sea water at constant flow rate. ($\sigma_a=100\text{MPa}$, $N_f=1.4\times 10^6$)
(b) Sea water or air for every 1 min. ($\sigma_a=120\text{MPa}$, $N_f=1.0\times 10^6$)

2) 20Hz の場合

「一定流」と「1分周期」の間で N_f の差が大きいのは、低応力振幅域の場合であり、0.5Hz の場合と同様に試験開始後 108-216 ks 経過したときである。両環境下の破面付近の試験片表面写真を Fig.Ⅲ-1-10 (a)および(b)に示す。「一定流」の場合厚い外層錆で比較的均一に被われていて内層への腐食は少ないが、「1分周期」の場合外層錆は少ないが局所的内部腐食が激しく、深いピットおよびピット底にき裂が観察された。この傾向は、前述した 0.5Hz の場合の高応力振幅域下の腐食傾向と同じであった。き裂発生個所近傍の破面上には、0.5Hz の場合と異なり、「一定流」と「1分周期」の場合ともに粒界割れが観察されなかった。しかし、き裂発生点から 1-1.5 mm 内側では両環境とも多数の粒界割れが観察された。

両環境間で N_f の差が小さい高応力振幅域の場合、両環境とも内部への腐食は少なく、全般に腐食の程度に差は見られなかった。これは破断までに要した時間が 36 ks 以内と短いためと思われる。

Ⅲ-1-4 考 察

繰返し速度が 0.5Hz の場合に、「一定流」と「1分周期」の間で S-N 曲線の差が大きい高応力振幅域(低寿命域)と、S-N 曲線の差が少ない低応力振幅域(高寿命域)で、それぞれ破断した試験片から得られたき裂発生および初期き裂伝播に関する情報を TableⅢ-1-3 に示す。

「一定流」と「1分周期」の間の相違のうち、腐食ピットの深さの違いおよびき裂発生個所近傍の前オーステナイト粒界割れの有無は、高応力振幅域と低応力振幅域で共通している。したがって、この場合腐食ピットが深いこと、および局所的腐食が激しく前オーステナイト粒界割れが生じやすいことは、疲労寿命にほとんど影響していない。

TableⅢ-1-2 における「一定流」と「1分周期」の間の相違のうち、高応力振幅域と低応力振幅域で共通していない相違は次の通りである。高応力振幅域においてピットの形状は「1分周期」の場合深いスパイク状 (Fig.Ⅲ-1-6 (b))をしているのに対して「一定流」の場合浅いカップ状 (FigⅢ-1-6(a))

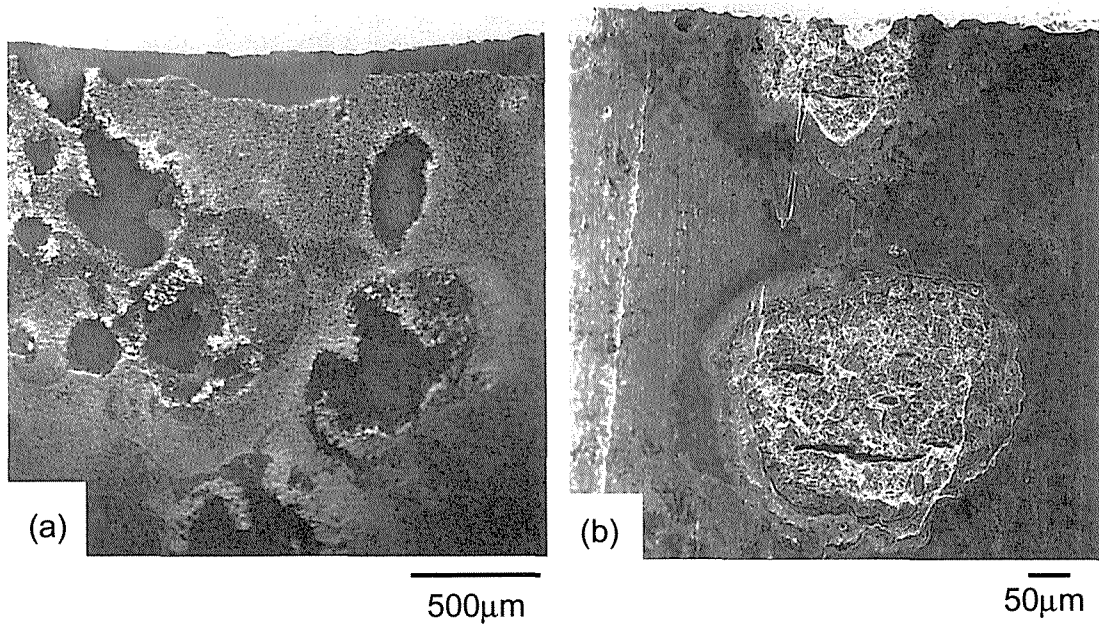


Fig. III-1-10 Specimen surface near fracture at the frequency of 0.5Hz.

(a) Sea water at constant flow rate. ($\sigma_a=120$ MPa, $N_f=4.3 \times 10^6$)

(b) Sea water or air for every 1 min. ($\sigma_a=95$ MPa, $N_f=4.5 \times 10^6$)

Table III-1-3 Fatigue damage morphology at the frequency of 0.5Hz.

	Condition	Stress amp. (MPa)	Cycles to failure	Pit	
				Shape	Depth (μm)
Large difference in S-N curves between Condition 1 and 2	1) Sea water or air for every 1 min	289	7.5×10^4	Spike	50-150
	2) Sea water at constant flow rate	338	9.4×10^4	Cup	< 10
No difference in S-N curves between Condition 1 and 2	1) Sea water or air for every 1 min	121	1.0×10^6	Cup	50-70
	2) Sea water at constant flow rate	101	1.4×10^6	Cup	< 10

	Condition	Fracture surface	Number of crack initiation
Large difference in S-N curves between Condition 1 and 2	1) Sea water or air for every 1 min	Intergranular (80%)	4
	2) Sea water at constant flow rate	Transgranular	1
No difference in S-N curves between Condition 1 and 2	1) Sea water or air for every 1 min	Intergranular (30%)	1
	2) Sea water at constant flow rate	Transgranular	1

をしている。前者においては破面上のき裂発生個所が 4 個所であるのに対して後者においては 1 個所である。

上記の事実より、高応力振幅域において「1 分周期」の破断寿命が「一定流」の破断寿命の約半分になる原因は、前者において疲労き裂は局所的に存在する鋭くて深いピット、スパイク状(応力集中係数の大きい)のピットから比較的早い時期に発生し、き裂が合体しながら伝播をして最終的破断に至るのに対し、後者においてピットの密度は、前者に比べて相対的に高いにもかかわらず、ピットの応力集中係数が小さいのでき裂発生源としての役割が小さく、したがって前者に比べてき裂発生時期が遅れ、さらにき裂発生個所も少ないためと考えられる。

「1 分周期」の場合、局在するスパイク状のピットが出来る理由は、次のように考えられる。試験片表面が海水につかることにより、不動態被膜が形成される。しかし、この被膜は、本鋼の Cr 含有量が Table III-1-1 に示したように 0.79%であること、海水が試験槽に 1 分周期で流出と流入を繰

り返すこと、空気吹き付けによる水の層の不均一性および Cl^- の濃縮等が原因となって容易に破壊される。その結果、局所的に酸素濃淡電池が形成され、浅いピットができる。それに引き続き passive-active cell を形成するとともに、高い応力が繰り返し作用するため、より深い鋭いピットへと急速に成長していく⁽⁶⁾。これに対して「一定流」の場合、試験片は、海水に浸漬された状態なので、酸化膜は最初から比較的均一で安定な全面腐食に近く、したがって局所的腐食は進行しにくい。

三沢⁽⁷⁾によれば、同鋼の赤褐色の外層錆は $\gamma\text{-FeOOH}$ および $\alpha\text{-FeOOH}$ であり、黒色の内層錆は Fe_3O_4 である。鋼の飛沫帯の錆の組成は Fe_3O_4 、 $\alpha\text{-FeOOH}$ 、 $\gamma\text{-FeOOH}$ と報告されており⁽⁸⁾、本実験における錆の組成と一致する。

低応力振幅域においても「1分周期」の場合、高応力振幅域におけると同様に酸素濃淡電池および passive-active cell により比較的早くピットが形成される。しかし、応力振幅が低い分だけピットは、多少浅くなっていると考えられる。応力振幅が低いためにそれらのピットはき裂発生源としては作用しにくい。この鋭いピットの先端で局所的に繰り返し塑性変形が生じ、そこがアノードとなり、塑性変形してないところがカソードとなってガルバニ腐食電池を形成して腐食が進行し、ピット先端が鈍化すると考えられる⁽⁹⁾。その結果、ピットの形状は、Fig.Ⅲ-1-9 (b)に示したようなカップ状になる。このようにピットの形状がカップ状になる原因として、上述の原因以外に、ピット内に電氣的に運ばれた Cl^- と Fe^{2+} とにより塩化物がつくられ、これが加水分解して HCl となり、この HCl により溶解が促進することも考えられる⁽¹⁰⁾。しかし HCl によるピット拡大であるならば、深さ方向にも生じるはずであるが、Fig.Ⅲ-1-6 (b)と Fig.Ⅲ-1-9 (b)を比較すれば明らかなように、深さ方向にはピットはほとんど拡大しておらず、したがって HCl 説により説明することは困難に思われる。このような低応力振幅域において、カップ状の浅いピットが多数存在する「一定流」の場合はもちろんのこと「1分周期」においてもピットが直接疲労き裂発生に寄与するとは考えられず、したがって両環境間の疲労破断寿命に差がなくなったものと考えられる。

以上のような傾向は 20Hz の場合にも見られる。しかし、0.5Hz の場合と 20Hz の場合と異なるところは、低応力振幅域において、前者は「一定流」と「1 分周期」の間で破断寿命に差がないのに対して、後者は両環境間で寿命に差があることである。この違いは次のように考えることにより説明できる。

「1 分周期」下では、20Hz の場合、0.5Hz の場合と同様に酸素濃淡電池および passive-active cell のための鋭いピットが形成されるが、繰返し速度が高いとピット形成速度(き裂進展速度)が高く、そのためにガルバニ腐食電池が形成されない。そして 7.2-108 ks 後には、Fig.Ⅲ-1-11 に示すような深さ 50 μ m 前後の鋭いピットが形成され、そこを起点としてき裂が発生する。

以上のように、ピットの形成傾向は、応力振幅および繰返し速度に依存するように思われる。

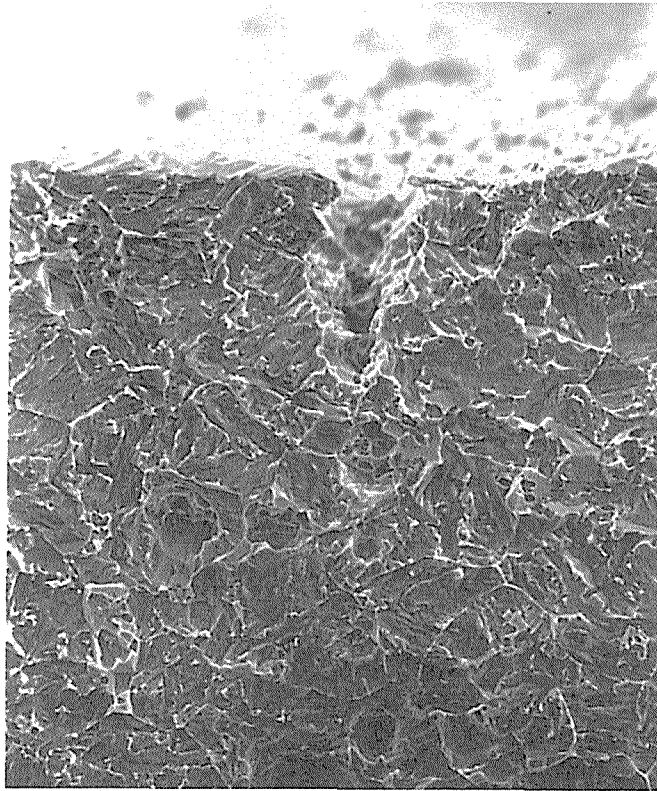
Ⅲ-1-5 小 括

780 MPa 級高張力鋼について、一定流速下の海水中、および 1 分周期での海水と大気の繰返しの 2 種類の環境下で疲労試験を行い、両環境間の疲労寿命を比較検討し、次の結論を得た。

1) 0.5Hz において「1 分周期」の破断寿命が「一定流」の破断寿命の約 2 分の 1 になる応力振幅域(約 350 MPa)が存在した。それは試験開始後、前者が約 108 ks、後者が約 216 ks であった。「1 分周期」短時間の場合、き裂は、多数の深さ数 10 μ m のスパイク状のピット底から発生し、各き裂は合体しながら破断に至った。

応力振幅の減少とともに「1 分周期」と「一定流」の間の破断寿命の差は少なくなり、試験開始後 1.8-3.6 Ms で差はほとんどなくなる。「1 分周期」長時間の場合、深さ数 10 μ m のカップ状のピットが存在した。「一定流」の場合、時間依存性がなく両者とも深さ 10 μ m 以下のカップ状のピットがそれぞれ存在するが、これらはき裂発生にはほとんど寄与しない。

2) 20Hz の場合、0.5Hz の場合とは異なり、高応力振幅域では「1 分周期」と「一定流」の間で破断寿命に差がない。しかし、応力振幅の減少とともに



50 μ m

Fig. III-1-11 Fractograph in sea water or air every
1 min at the frequency of 20Hz.
($\sigma_a=95\text{MPa}$, $N_f=4.5\times 10^6$)

に両者間の差は増大し，約 140 MPa で前者の破断寿命は，後者の破断寿命の約 2 分の 1 になる．それは 0.5Hz の場合と同様に，試験開始後，前者が約 108 ks，後者が約 216 ks，経過後試験片が破断するところである．これらは各試験条件間のピット形成傾向から説明できる．

第1章 参考文献

- (1) OTC 4236 Investigation of the “Alexander L. Kielland” Failure
Metallurgical and Fracture Analysis (1982)
- (2) C. P. Larrabee : Corrosion, 14 (1958), 501.
- (3) 角田方衛, 丸山典夫, 内山郁 : 鉄と鋼, 66(1980),1669.
- (4) ASTM D1141-75 (1980), 31.
- (5) 西田新一, 稲垣祐輔 : 鉄鋼の環境強度部会第2回シンポジウム前刷集－鉄鋼の海洋環境共通試験とその解析－(日本鉄鋼協会編) (1985), 57.
- (6) H. H. ユーリック : 腐食反応とその制御(岡本 剛監修) (1968), p.69, p.263 [産業図書] .
- (7) 三沢俊平 : 鉄鋼の環境強度部会第2回シンポジウム前刷集－鉄鋼の海洋環境共通試験とその解析－(日本鉄鋼協会編)(1985), p.134.
- (8) 近藤達男 : 第20・21回西山記念技術講座 (日本鉄鋼協会編) (1973), p.168.
- (9) 内藤浩光, 堀田 渉, 岡田秀弥 : 製鉄研究, 284 (1975), 11393.
- (10) 小若正倫 : 金属の腐食損傷と防食技術 (1983), p10 [アグネ] .

第2章 高張力鋼の人工海水中陰極防食下における 応力振幅急変下の疲労き裂発生と伝播

Ⅲ-2-1 緒言

海水は鉄鋼材料にとって腐食性の強い苛酷な環境であるので、海洋構造物には、通常陰極防食や塗装が施されている。海洋構造物に加わる動的荷重の原因として波浪、台風、潮流が考えられる。これらはいずれも一定振幅でなく、変動振幅である。

一般に海洋構造物には、応力集中係数 $K_t=3.5$ 程度の応力集中部が多数存在する。また、海洋構造物の破壊の原因の一つに腐食を伴った疲労がある⁽¹⁾。よって、海水中陰極防食下における変動応力下の疲労破壊挙動を把握しておくことは重要である。しかし、応力集中部を有する材料の海水中陰極防食下の疲労寿命に関する研究は少なく⁽²⁾⁻⁽⁵⁾、しかもそれらは一定応力振幅に関するものである。著者らは、海水中で陰極防食を施した一定応力の切り欠き付き試験片は耐久限より低い応力振幅でも破断し、それらは応力比 R や K_t の影響を受けることを報告した⁽⁶⁾。

変動応力下の疲労に関しては、大気中で多くの研究が行われているが、疲労損傷に対して線形加算則は成立しないことが多い。耐久限や、き裂伝播下限界値以下の過小応力が多数繰り返されるとき、損傷は Miner 則から推定される疲労損傷より大きくなることが多い⁽⁷⁾⁻⁽⁹⁾。疲労のき裂伝播速度への応力変動の影響は、き裂先端の塑性域の残留応力⁽¹⁰⁾や、き裂開閉口挙動⁽¹¹⁾により説明されている。これらの理論によれば疲労損傷は、変動応力の順序の影響を著しく受けることになるが、線形加算則においてはこれらが考慮されていない。一方、き裂発生に対する変動応力の影響に関してはほとんど研究されていない。

本章の研究では、市販の 780MPa 級高張力鋼について、 $K_t=3.5$ の切り欠き付き試験片の海水中自然腐食下、Zn 犠牲陽極による陰極防食下、大気中における 2 段多重変動応力振幅下の疲労寿命を解析した。

Ⅲ-2-2 実験方法

1) 対象材料

前章で用いた市販の 780MPa 級高張力鋼を使用した。

2) 疲労試験

疲労試験片形状を **Fig.Ⅲ-2-1** (a), (b), (c)に示す。疲労寿命試験には、 $K_t=3.5$ の環状切り欠き付き試験片および砂時計型試験片を用いた。砂時計型試験片は、エメリー紙 #600 で試験片軸方向に最終研磨を施した。疲労き裂伝播試験には、厚さ $1/2T$ の標準 CT 試験片を用いた。試験片はアセトンで脱脂した。

疲労試験には、容量 10t の電気油圧サーボ型疲労試験機を用いた。繰返し速度は、大気中で 20Hz、海水中で 5Hz とした。応力波形は正弦波形を用いた。応力比は $R=0.1$ および 0.7 、とし荷重制御で試験を行った。

2 段多重変動応力は下記の条件で行った。

i) 応力振幅比：高い方の 2 次応力振幅 $\sigma_{a,2}$ と低い方の 1 次応力振幅 $\sigma_{a,1}$ の比は 1.5 とした。

ii) 次の 2 種類の変動応力振幅パターンを使用した。

[パターン 1] : $\sigma_{a,1} \times 9$ 回 + $\sigma_{a,2} \times 1$ 回

[パターン 2] : $\sigma_{a,1} \times 900$ 回 + $\sigma_{a,2} \times 100$ 回

$R=0.1$, $R=0.7$ の変動応力振幅パターンを **Fig.Ⅲ-2-2** (a), (b)および **Fig. Ⅲ-2-3** (a), (b)に示す。

3) 試験環境

試験環境として室温大気中、人工海水中自然腐食下(-685 mV vs. Ag/AgCl)、人工海水中陰極防食下(-1030 mV vs. Ag/AgCl)である。陰極防食には、Zn 犠牲陽極板を用いた。海水の条件は前章で述べたので省略する。

破面は、試験片の錆をドータイト試薬で除去後、SEM により観察し、破面写真より粒界破面率を測定した。

3) 変動応力試験結果の整理法

変動応力試験結果には線形累積損傷仮説である Miner 則を適用し、等価応力振幅 $\sigma_{a,eq}$ および等価繰返し数 N_{eq} で整理した⁽¹²⁾。

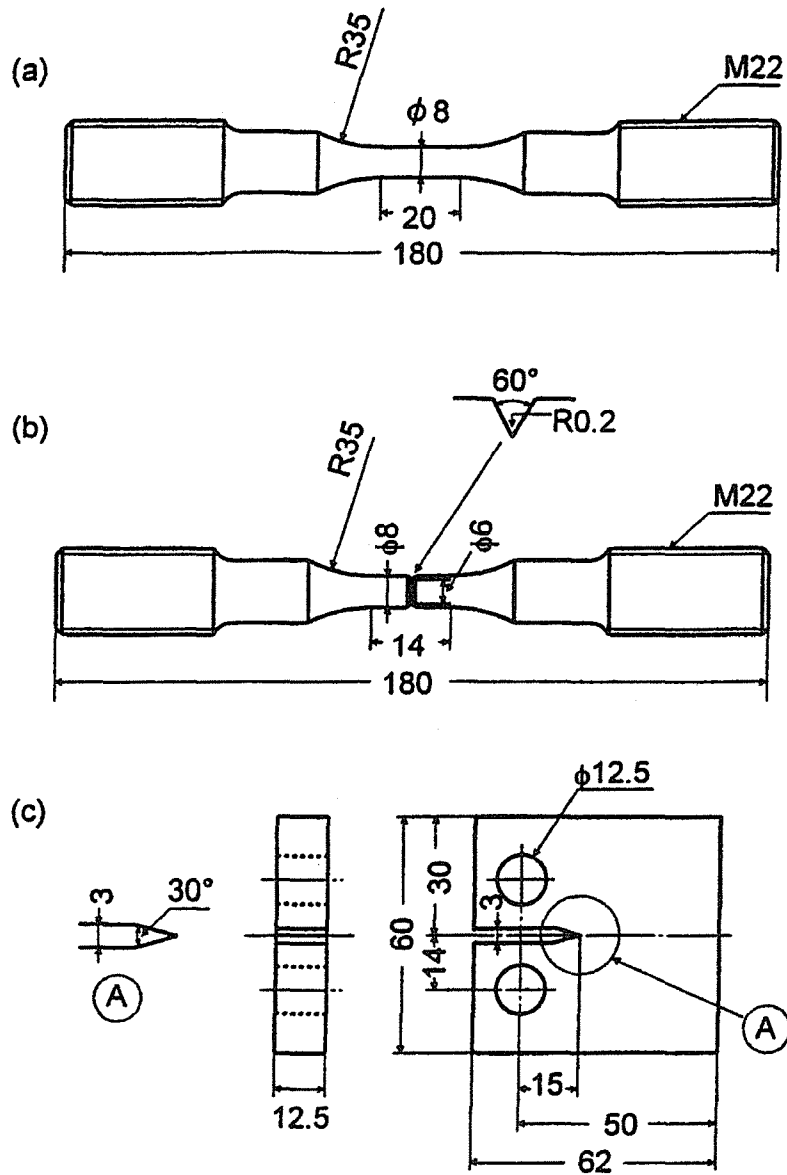


Fig. III-2-1 Dimension of specimen (mm).

(a) Fatigue specimen (Smooth)

(b) Fatigue specimen ($K_t=3.5$)

(c) CT specimen

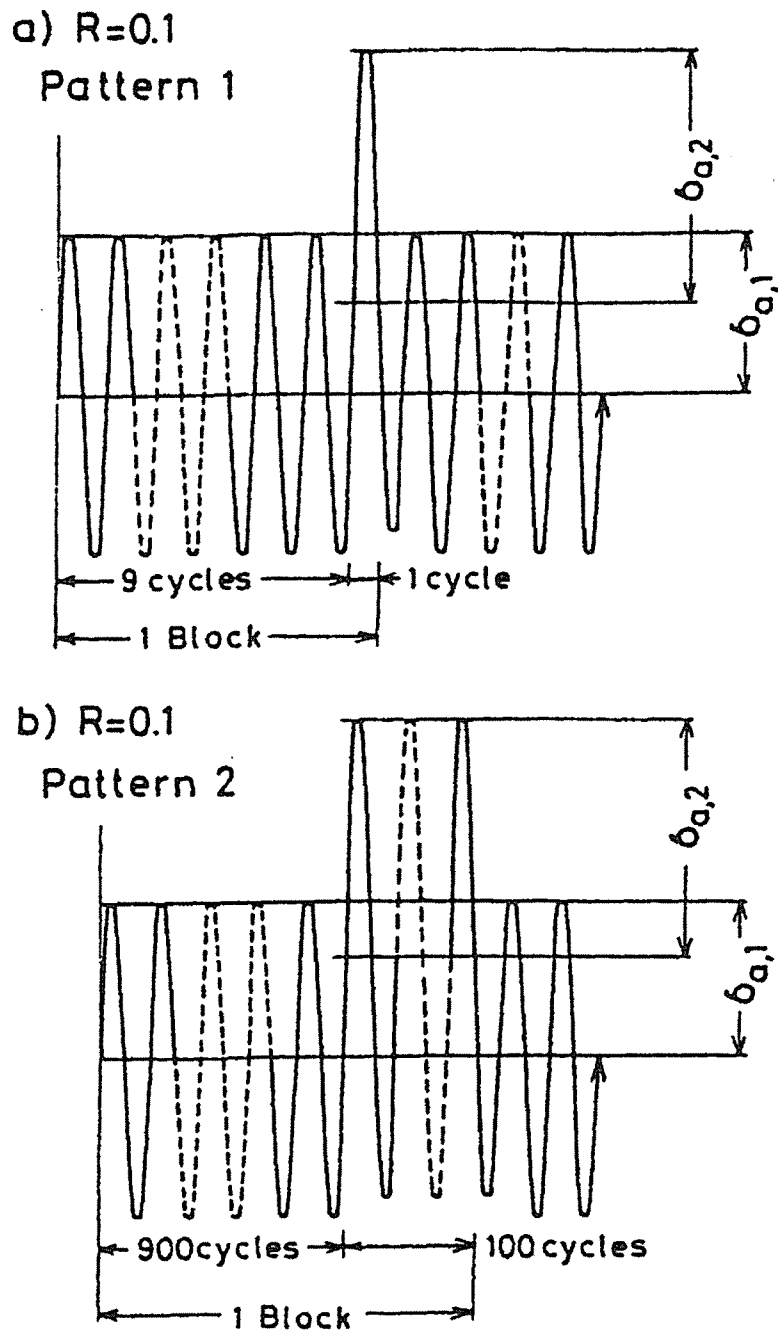
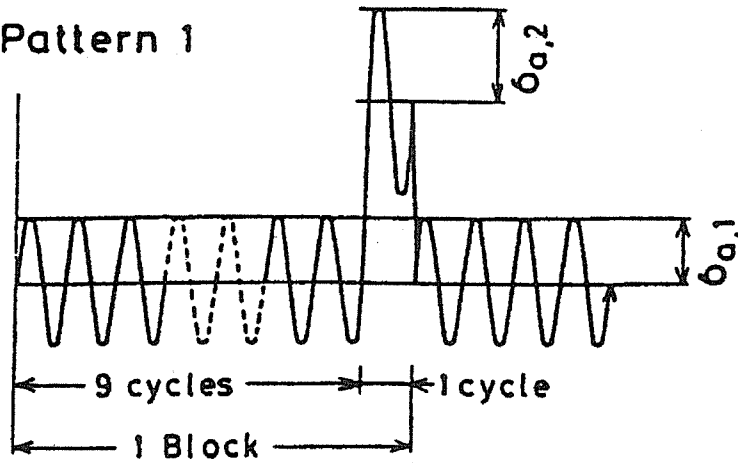


Fig. III-2-2 Varying stress pattern at a stress ratio of 0.1.

- a) $\sigma_{a,1} \times 9 \text{ cycles} + \sigma_{a,2} \times 1 \text{ cycle}$
- b) $\sigma_{a,1} \times 900 \text{ cycles} + \sigma_{a,2} \times 100 \text{ cycles}$

a) $R=0.7$

Pattern 1



b) $R=0.7$

Pattern 2

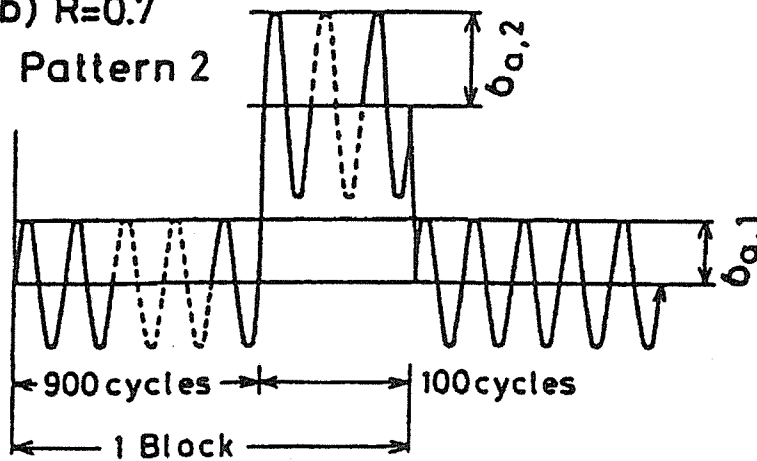


Fig. III-2-3 Varying stress pattern at a stress ratio of 0.7.

a) $\sigma_{a,1} \times 9 \text{ cycles} + \sigma_{a,2} \times 1 \text{ cycle}$

b) $\sigma_{a,1} \times 900 \text{ cycles} + \sigma_{a,2} \times 100 \text{ cycles}$

$$\sigma_{a.eq.} = \sqrt[\alpha]{\left\{ \sum (\sigma_{a,i}^\alpha \cdot n_i) / \sum n_i \right\}} \dots\dots\dots (1)$$

$$N_{eq} = \sum n_i \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 $\sigma_{a,i}$ および n_i はそれぞれ各段での応力振幅および繰返し数、 α は一定応力振幅による S-N 曲線、

$$\sigma_a^\alpha \cdot N_f = C \dots\dots\dots (3)$$

の指数である。ここで、 σ_a は応力振幅、 N_f は破断繰返し数、 C は定数である。なお、本章では、2 段多重変動応力条件を用いたので、 i は 1,2 である。

Ⅲ-2-3 実験結果

(1) $K_t=3.5$ の切欠き付き試験片の一定応力振幅下における

S-N 曲線

一定応力振幅下の S-N 曲線を Fig.Ⅲ-2-4 に示す。全般に陰極防食下の疲労寿命は、大気中に比べて短かった。この傾向は、前章の 0.5Hz の結果と同じである。R=0.7 の場合、大気中、陰極防食下ともに、R=0.1 の場合に比べて疲労寿命は短くなった。海水中自然腐食下では、S-N 曲線に折れ曲がり点および耐久限度が存在しなかった。

(2) $K_t=3.5$ の切欠き付き試験片の変動応力振幅下における

S-N 曲線

R=0.1 の場合

1) 大気中

大気中における $K_t=3.5$ の切欠き付き試験片の S-N 曲線を Fig.Ⅲ-2-5 に示す。図中破線は、S-N 曲線を疲労限度 σ_w 以下に延長したもので、修正 Miner 則を適用のための仮想破断繰返し数を推定するために用いた。高応力および低応力振幅域において、変動応力振幅パターン 1 での寿命は、一定応力振幅のそれに比べて短かった。低応力振幅域でパターン 2 の寿命は、パターン 1 でのそれに比べて短かった。

パターン 1 およびパターン 2 において、低応力振幅域では、それぞれの

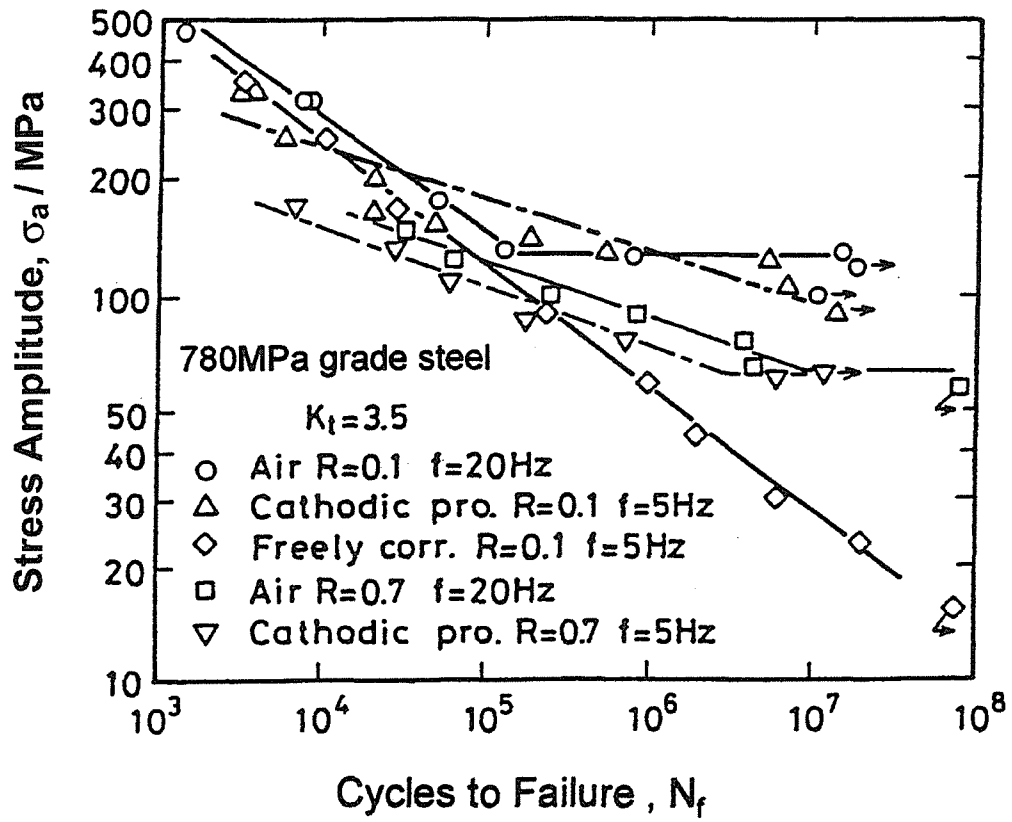


Fig. III-2-4 Relation between stress amplitude and cycles to failure at a constant stress amplitude.

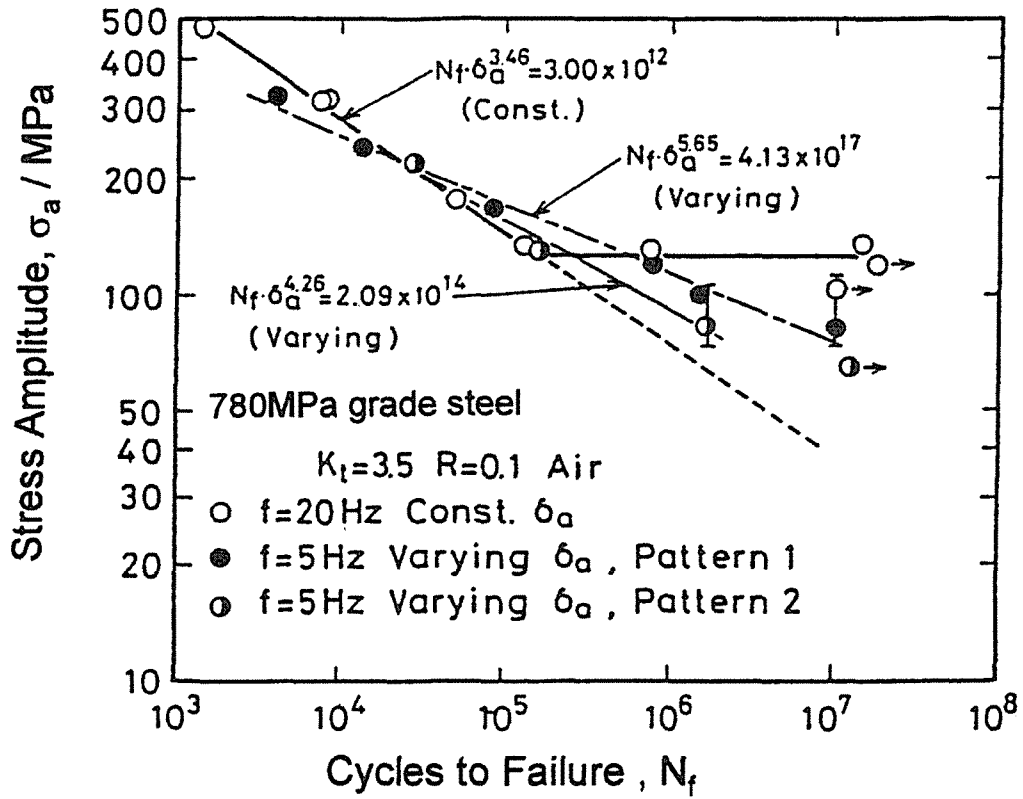


Fig. III-2-5 Relation between stress amplitude and cycles to failure at a stress ratio of 0.1 in air.

変動応力振幅パターン中の大きい方の応力振幅(2次応力振幅)が一定応力振幅下の S-N 曲線より十分低くても試料が破断した。図中に変動応力振幅範囲を棒線で示した。

2) 海水中自然腐食下

$K_t=3.5$ の切欠き付き試験片の S-N 曲線を Fig.Ⅲ-2-6 に示す。一定応力振幅下では、 10^8 回まで耐久限度が存在しなかった。変動応力振幅パターン 1 の寿命は一定応力振幅下の寿命とほぼ同じであった。

3) 海水中陰極防食下

$K_t=3.5$ の切欠き付き試験片の S-N 曲線を Fig.Ⅲ-2-7 に示す。一定応力振幅下では、 10^7 回まで耐久限度が存在しなかった。図中破線は、S-N 曲線を高繰返し数側に延長したもので、これから修正 Miner 則を適用するための仮想破断繰返し数を推定した。

低応力振幅域において、変動応力振幅パターン 1 の破断寿命は、パターン 2 の寿命とほぼ同じであり、両者とも Fig.Ⅲ-2-5 に示した大気中の場合と同様に一定応力振幅下の寿命より短い。

R=0.7 の場合

大気中および陰極防食下の S-N 曲線を Fig.Ⅲ-2-8 および Fig.Ⅲ-2-9 に示す。高応力振幅域での変動応力振幅下の寿命は、一定応力下の寿命より長くなる傾向があった。一方、低応力振幅域での変動応力振幅下の寿命は、一定応力振幅下の寿命に比べて短くなる傾向があった。パターン 2 の寿命がパターン 1 での寿命より短いことは、R=0.1 の場合と同様であった。

(3) 破面観察

大気中と陰極防食下では、破面上に現れる粒界割れの挙動が異なる。Fig.Ⅲ-2-5 に示した大気中の S-N 曲線の折れ曲がり点より短寿命側で破断した試料の破面上には、粒界割れがほとんど観察されなかった。しかし折れ曲がり点より長寿命側で破断した試料の破面上には、き裂発生個所から 1-2.5 mm にかけて粒界割れが観察された。

一方、Fig.Ⅲ-2-7 に示した陰極防食下で破断したほぼ全試料の破面上には、粒界割れが観察された。その量は、高応力振幅域で少なく、低応力振幅域で多かった。例えば、Fig.Ⅲ-2-7 で示した試料 1 の破面上では、粒界割れが

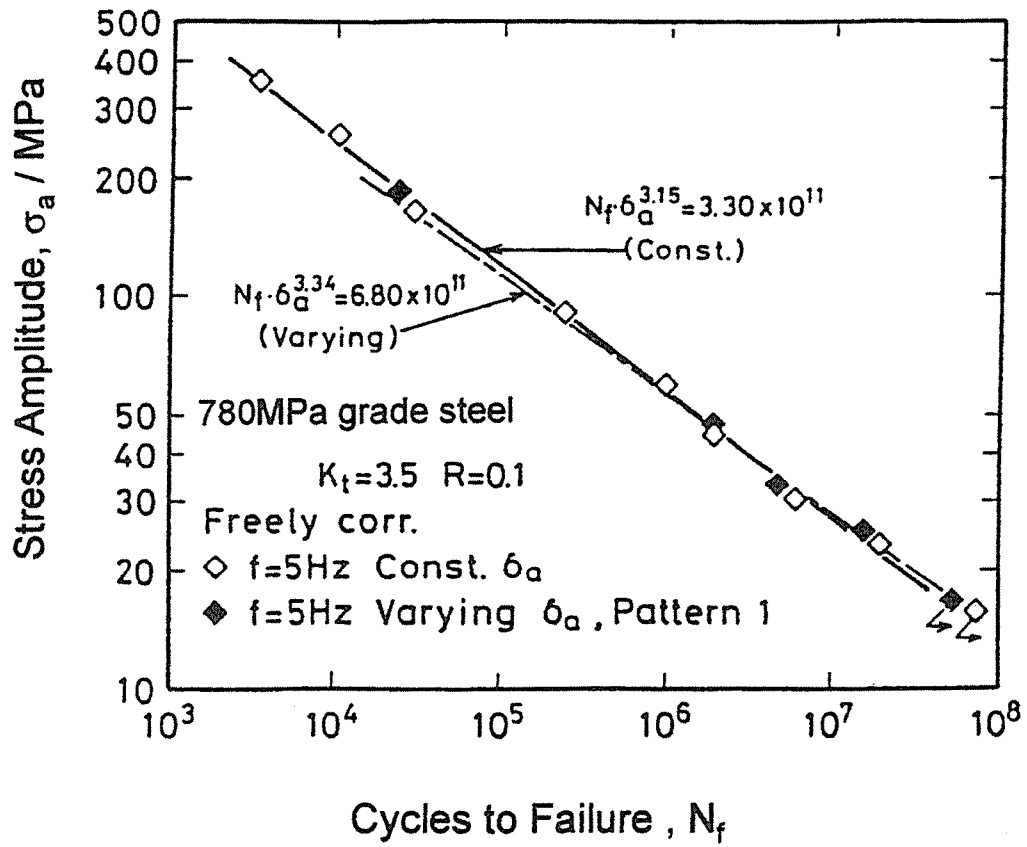


Fig. III-2-6 Relation between stress amplitude and cycles to failure at a stress ratio of 0.1 in sea water under freely corroding condition.

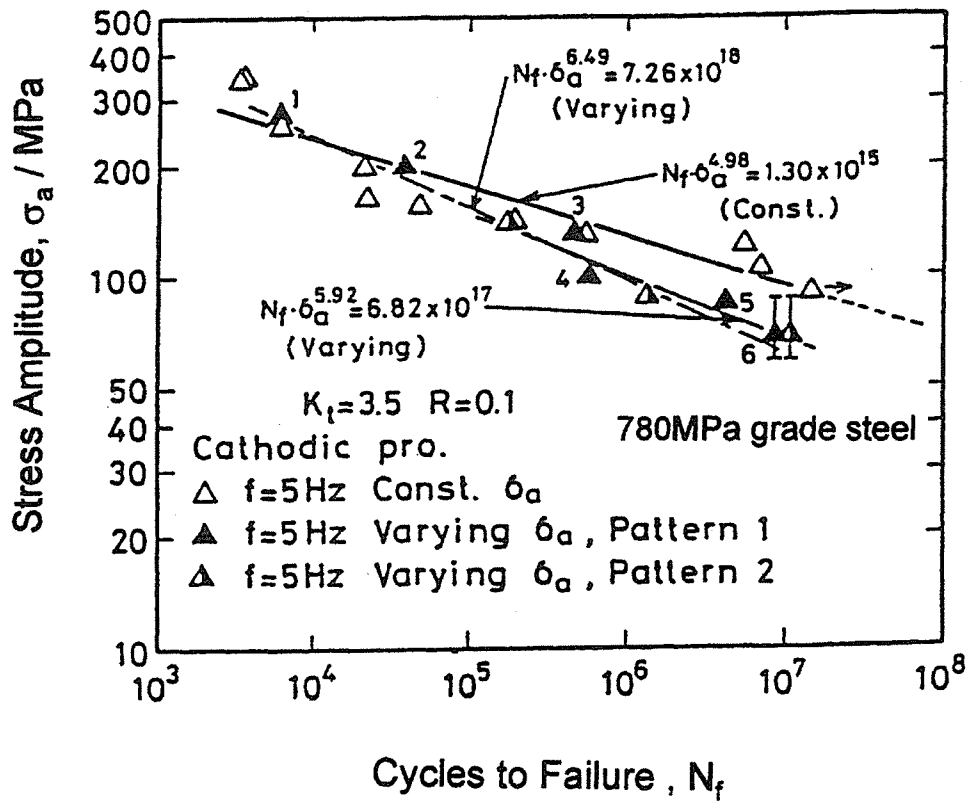


Fig. III-2-7 Relation between stress amplitude and cycles to failure at a stress ratio of 0.1 in sea water under cathodic protection.

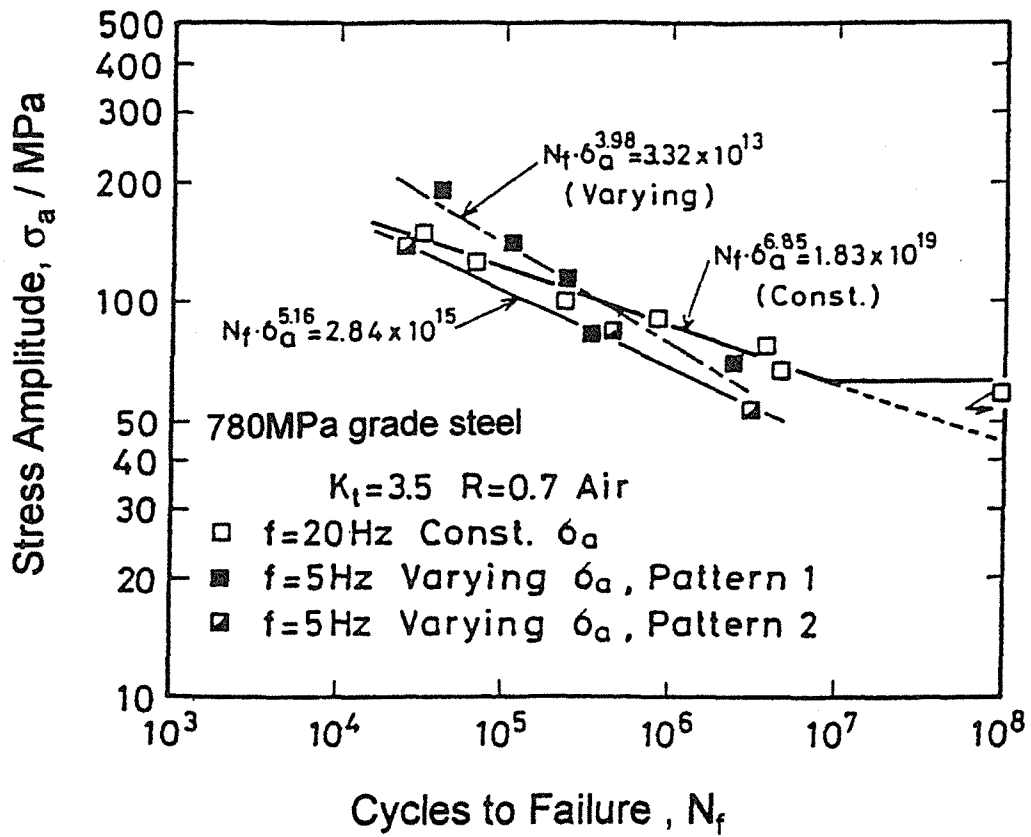


Fig. III-2-8 Relation between stress amplitude and cycles to failure at a stress ratio of 0.7 in air.

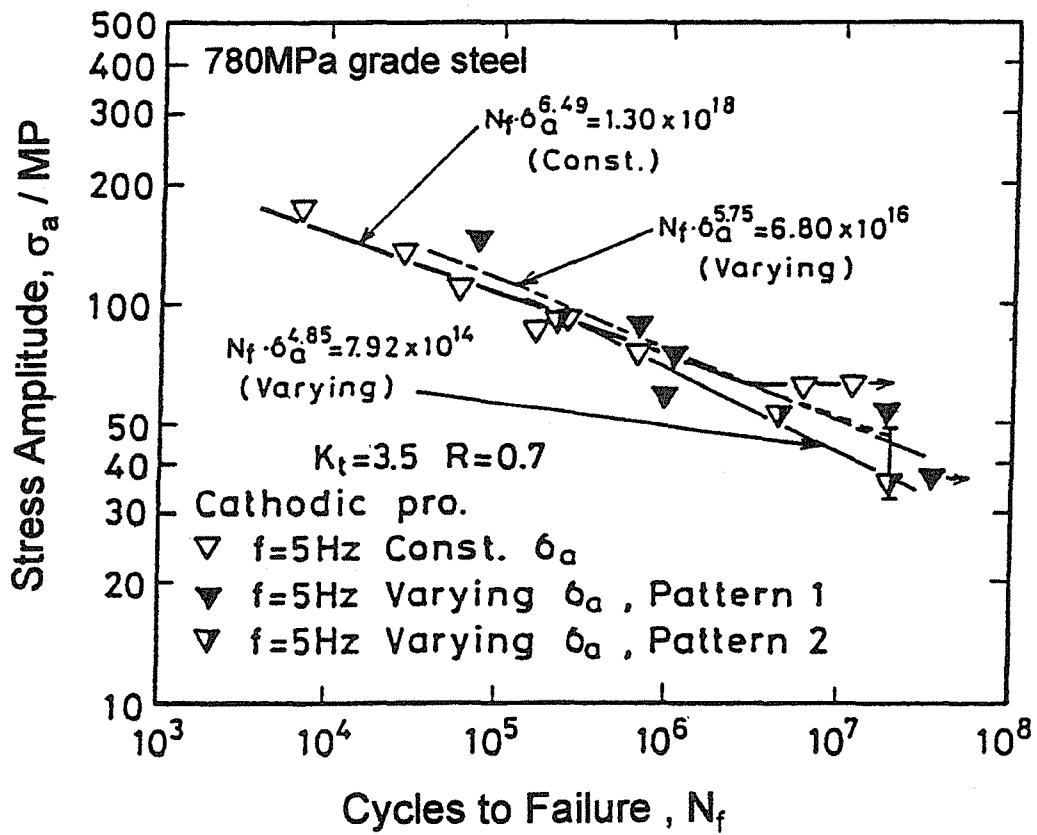


Fig. III-2-9 Relation between stress amplitude and cycles to failure at a stress ratio of 0.1 in sea water under cathodic protection.

き裂発生個所から 0.3 mm まで観察され、試料 4 においては 2.26 mm まで観察され、また、試料 6 においては 3.5 mm まで観察された。

10⁷ 回近くで破断した試料破面上の粒界破面率を Fig.Ⅲ-2-10 に示す。

- 1) 粒界破面率は、大気中で 10-15%，そして陰極防食下で 40-60%であった。
- 2) 陰極防食下で粒界破面の現れる領域は、大気中に比べて 1.5-2 倍広かった。
- 3) 陰極防食下および大気中において粒界破面率は、一定応力振幅下と変動応力振幅下ではほぼ同じであった。

Ⅲ-2-4 考 察

(1) 疲労寿命への陰極防食の影響

陰極防食下における高張力鋼の疲労には、カソード分極化で発生する水素と電解生成物が影響を及ぼす。水素は、切欠きからのき裂発生寿命を短縮し、き裂伝播速度を加速する⁽²⁾。これに対してすべり帯やき裂面へ付着した電解生成物は、すべり阻止⁽²⁾とき裂開口を誘起して、き裂発生寿命およびき裂伝播速度を遅延させる。この水素と電解生成物の疲労に対する影響は、ともに時間依存型であるが、両者は相殺する関係にある。Fig.Ⅲ-2-11 に示すように一定応力振幅下において平滑試験片で陰極防食下と大気中で疲労寿命はほぼ等しいこと、 $K_t=3.5$ の切欠き付き試験片で、陰極防食下の寿命は大気中の寿命より短いこと(Fig.Ⅲ-2-4)を考慮すると、き裂発生寿命は、電解生成物による遅延効果がより大きく、き裂伝播は、水素による加速効果がより大きく作用していると考えられる。すなわち平滑試験片では、き裂発生寿命が全寿命の大半を占めているのに対して、切欠き付き試験片では、全寿命に対するき裂発生寿命の割合が小さくなるからである。

一定応力振幅下で $K_t=3.5$ の切欠き付き試験片の陰極防食下の疲労寿命は、大気中の寿命より短い。変動応力振幅下、陰極防食下での疲労寿命は、大気中の寿命に比べて同じかやや長くなる傾向がある(Fig.Ⅲ-2-5,Ⅲ-2-6, Ⅲ-2-7, Ⅲ-2-8)。これより一定応力振幅下では、水素のき裂伝播に対する加

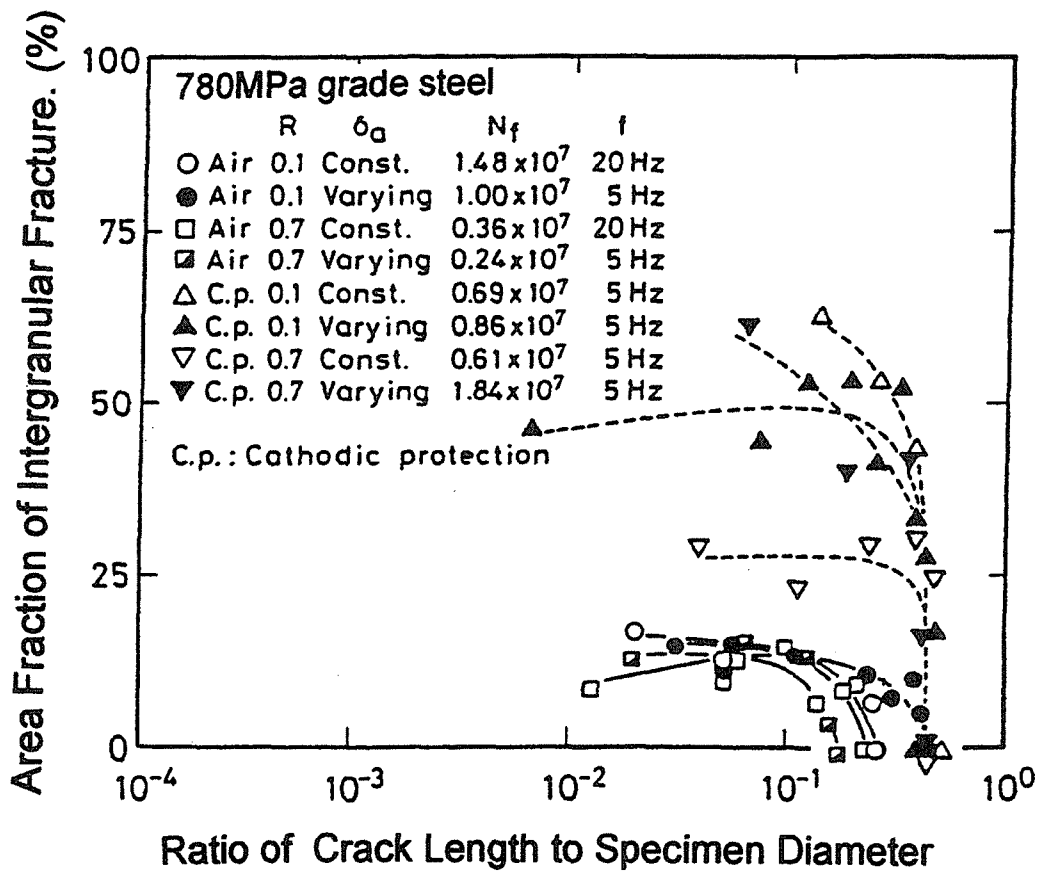


Fig. III-2-10 Area fraction of intergranular fracture versus ratio of crack length to specimen diameter.

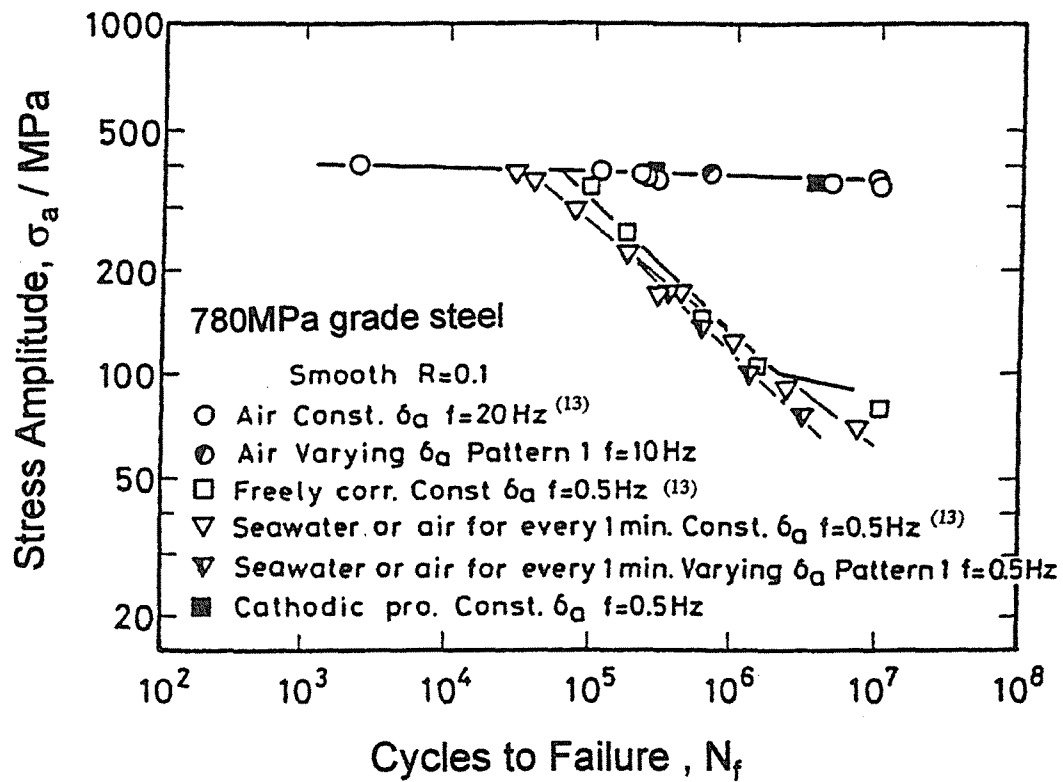


Fig. III-2-11 Relation between stress amplitude and cycles to failure for smooth specimen at a stress ratio of 0.1.

速効果がみられる。一方、変動応力振幅下では、電解生成物付着による遅延効果が疲労寿命に対して強く影響を及ぼしていると考えられる。

標準 CT 試験片を用いて、Fig.Ⅲ-2-2 (a), (b)に示す応力変動と同様の変動荷重下におけるき裂伝播速度を測定した結果を Fig.Ⅲ-2-12 (a)および(b)に示す。なお、変動応力拡大係数範囲 ΔK_{eq} は、(1)式の等価応力を用いて求めた。巨視的き裂伝播速度は、変動応力の大气および陰極防食で遅延するが、その遅延は、陰極防食で水素によるき裂伝播速度の加速がある ΔK が 10-20 $\text{MN}/\text{m}^{3/2}$ の領域で特に著しい。したがって変動応力振幅下で陰極防食下の疲労寿命が大气中の寿命よりやや長くなる傾向にあるのは、電解生成物の付着によるき裂発生および伝播の遅延、変動応力による水素のき裂伝播速度の低減が原因していると考えられる。

(2) 疲労寿命への変動応力の影響

変動応力下の疲労寿命への影響をより明確にするためには、き裂発生への影響とき裂伝播への影響に分けて検討することが必要である。しかしき裂発生繰返し数を明確にすることは困難である。そこで切り欠き付き試験片に比べて、き裂発生寿命の割合が高い平滑試験片による疲労試験結果および巨視的き裂伝播速度の結果を、切り欠き付き試験片結果と比較する。なお、 $K_t=3.5$ の切り欠き付き試験片による大气中一定応力振幅の疲労試験では、約 20 μm のき裂長さに対するき裂発生寿命とき裂伝播寿命が同じ水準にある⁽¹³⁾。

1) 平滑試験片の疲労寿命

Fig.Ⅲ-2-11 に示したように、大气中における変動応力振幅パターン 1 の寿命は、一定応力振幅のそれとほぼ一致する。この場合、S-N 曲線の傾きが小さいので両試験条件の寿命への差は現れにくい。1 分周期で大气中と海水中を繰り返した疲労試験において、変動応力振幅パターン 1 の寿命は、一定応力のそれよりやや短い⁽¹⁴⁾。

2) $K_t=3.5$ の切り欠き付き試験片の疲労寿命

大气中および陰極防食では、変動応力振幅パターン 1 での寿命が高応力および低応力振幅域における一定応力振幅下の寿命より短い (Fig.Ⅲ-2-5,

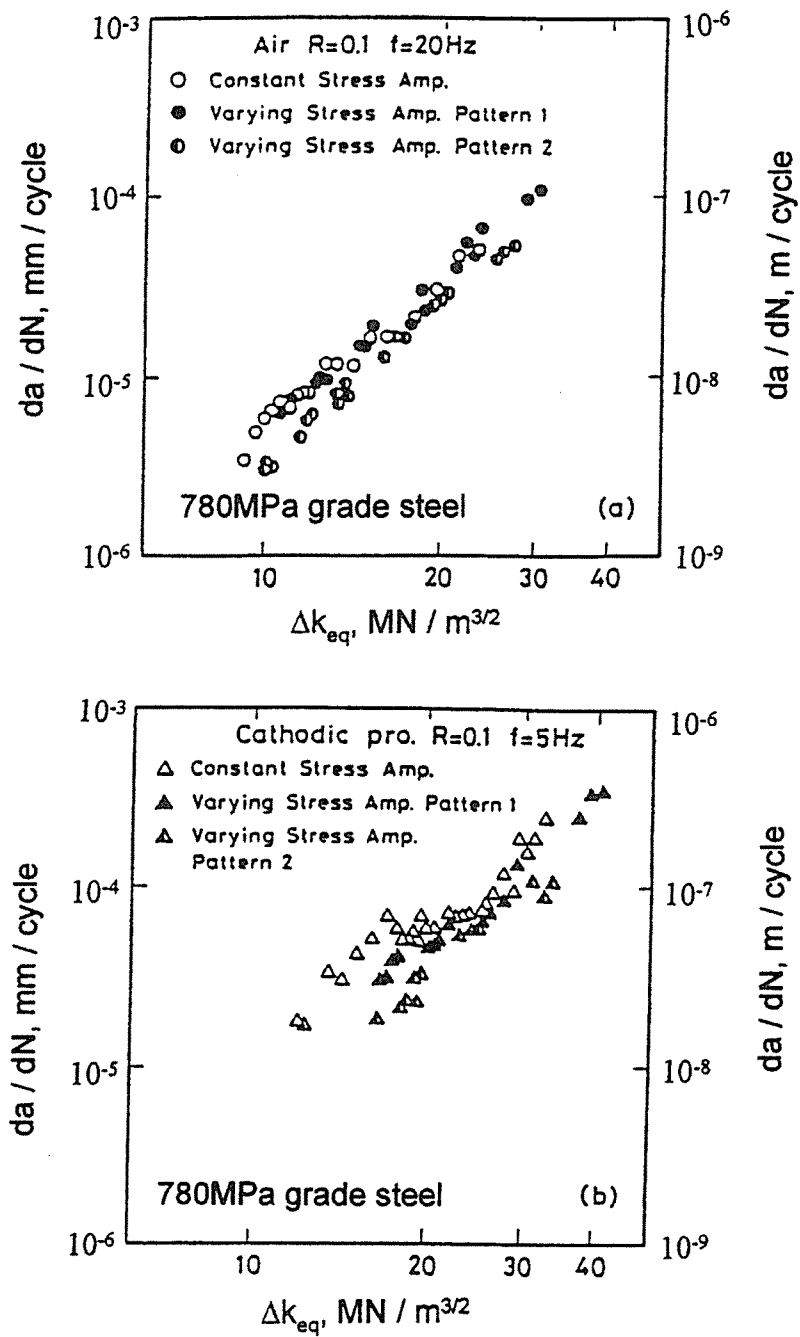


Fig. III-2-12 Fatigue crack growth rate, da/dN , as a function of the variable stress intensity factor range, Δk_{eq} .
a) In air
b) In sea water under cathodic protection.

Fig.Ⅲ-2-7).

3) 巨視き裂伝播速度

き裂伝播速度は，変動応力振幅により遅延する(Fig.Ⅲ-2-12). 遅延の程度は，変動応力振幅パターン 1 よりパターン 2 において著しく，大気中より陰極防食で水素による加速を生じる領域で著しい。

上述 1), 2), 3) の結果からつぎのように考察できる。

3) より変動応力振幅のき裂伝播寿命は，一定応力振幅のき裂伝播寿命より長いと推定される。これは，2) および全寿命のうちき裂発生寿命および微視き裂伝播寿命の割合が高い 1) における変動応力振幅と，一定応力振幅での疲労寿命の長短関係とは逆である。すなわち変動応力は，一定応力振幅に比べてき裂発生寿命および微視き裂伝播寿命を減少させ，巨視き裂伝播寿命を増加させると考えられる。

本実験では，巨視き裂と微視き裂は区別されていない。微視き裂伝播に及ぼす変動応力の影響に関する研究によれば，過大応力振幅によるき裂伝播の加速は，巨視き裂と微視き裂で同じ傾向を示す⁽¹⁵⁾。一方，2 次応力振幅から 1 次応力振幅に応力が下降するときに，巨視き裂で生じる遅延が微視き裂でも同様に生じるかは明らかでない。

これまでの変動応力振幅の疲労損傷への影響に関する研究では，2 次応力振幅が一定応力振幅の耐久限度より高く，1 次応力振幅はそれより低い条件で行われ⁽⁷⁾⁻⁽⁹⁾，1 次応力振幅の疲労損傷へ与える影響が大きいことが明らかにされている。切欠き付き試験片は，Fig.Ⅲ-2-5, Fig.Ⅲ-2-7 に示したように，2 次応力振幅が一定応力振幅の S-N 曲線より十分低くても，大気中および陰極防食での試料は，疲労破断する。これは一定応力振幅では，停留するき裂が変動する応力振幅で停留しにくいことを意味する。切欠き底から発生した微視き裂の伝播限界応力は，変動応力によって低下していると考えられる。

(3) 疲労寿命への応力振幅トランジェントの影響

変動応力振幅パターン 1 とパターン 2 では，1 次応力と 2 次応力の振幅の繰返し数の比および両応力振幅の比が一定である。繰返し数比 9/1，応

力振幅比 1.5 は、その配列の仕方が異なっている。したがって、両パターン間で疲労寿命に違いがあれば、応力振幅トランジェント数の違いに起因していると考えられる。パターン 1 の応力振幅トランジェント数は、パターン 2 のその 100 倍である。

$K_t=3.5$ の切欠き付き試験片の変動応力振幅パターン 2 での疲労寿命は、大気中および陰極防食においてパターン 1 での寿命より短い(Fig.Ⅲ-2-5, Ⅲ-2-6, Ⅲ-2-7, Ⅲ-2-8)。一方、パターン 2 での巨視き裂伝播寿命は、パターン 1 での寿命より長いと推測される(Fig.Ⅲ-2-12)。

巨視き裂伝播過程で過大応力が加わると、応力上昇時にき裂伝播速度に加速が生じ、過小応力が加わると遅延が生じることが知られている⁹⁾。変動応力振幅パターン 2 におけるように、応力上昇後同じ応力振幅が 100 回繰り返されても、加速に寄与するのは最初の 1 回だけであり、残りの 99 回には応力振幅のトランジェントがないので加速と無関係である。一方、遅延は、過大応力により生じたき裂先端の塑性変形の影響を受けた領域をき裂が通過するまで生じる。この加速と遅延は、相殺する関係にある。しかし Fig.Ⅲ-2-12 を説明する考え方と同じ考え方で Fig.Ⅲ-2-5, Ⅲ-2-6, Ⅲ-2-7, Ⅲ-2-8 を説明することはできない。それはき裂発生へ及ぼす応力振幅トランジェントの影響が不明であること、微視き裂伝播に対する変動応力振幅による加速と遅延の効果が、前に述べたように巨視き裂伝播の場合とは逆になっている可能性があるからである。

Ⅲ-2-5 小 括

$K_t=3.5$ の切り欠き付き 780MPa 級高張力鋼試験片について、海水中陰極防食、自然腐食、大気中環境、一定応力振幅、2 種類のパターンの変動応力振幅で疲労試験を行い、次の結論を得た。

(1) 一定応力振幅、陰極防食の疲労寿命は、大気中のそれより短い。しかし変動応力振幅、陰極防食への寿命は、大気中のそれに比べて多少長い。

(2) 大気中および陰極防食環境の低応力振幅域における変動応力振幅での寿命は、一定応力振幅下のそれより短い。変動応力振幅パターン 2 の寿命は、パターン 1 のそれより短い。

(3) 大気中および陰極防食環境で変動応力振幅が大きければ(2次応力振幅), 一定応力振幅の S-N 曲線より十分低い場合にも試料は, 疲労破壊を生じる.

(4) 海水中自然腐食での変動応力振幅パターン 1 の寿命は, 一定応力振幅下のそれとほぼ一致し, Miner 則が成立する.

(5) 大気中および陰極防食での巨視き裂伝播速度は, 変動応力振幅下で遅延する. その傾向は, 変動応力振幅パターン 2 においてパターン 1 より著しく, また陰極防食での水素によるき裂伝播速度は, 大気中のそれより加速される傾向が著しい.

(6) (2)および(5)より大気中および陰極防食において, 巨視き裂伝播に及ぼす変動応力の影響は, き裂発生および微視き裂伝播に及ぼすそれと逆である.

(7) 約 10^7 回で疲労破断した試験片破面において, 陰極防食で粒界破面の現れる領域は, 大気中のそれに比べて 1.5-2 倍広い. 粒界破面率は, 大気中で 10-15%, 陰極防食で 40-60%である. 大気中および陰極防食における粒界破面率は, 一定応力振幅と変動応力ではほぼ同じである.

第2章 参考文献

- (1) OTC 4236 Investigation of the “Alexander L. Kielland” Failure Metallurgical and Fracture Analysis (1982) 402.
- (2) W. H. Hartt, P. E. Martin and W. C. Hopper : Proc. Annu. off shore Technol. Conf. 11th ,2(1979), 1331.
- (3) Von R. Poperling, W. Schwenk and G. Vogt : Werkstoffe und Korrosion, 29(1978), 445.
- (4) 鉄鋼の海洋環境強度データベース (鉄鋼基礎共同研究会鉄鋼の環境強度部会編) 1(1983).
- (5) 鉄鋼の海洋環境強度データベース (鉄鋼基礎共同研究会鉄鋼の環境強度部会編) 2(1987).
- (6) 角田方衛, 丸山典夫 : 鉄と鋼, 73(1987), 349
- (7) 岡崎章三, 仲村 宏, 恒成利康 : 材料, 27(1979), 816.
- (8) 村上敬宣, 松田健次 : 材料, 38(1989), 1188.
- (9) 小寺沢良一 : 日本機械学会論文集 A 編, 49(1983), 884.
- (10) S. Matsuoka, K. Tanaka and M. Kawahara: Engg. Fracture Mech., 8(1976), 507.
- (11) W. Elber : ASTM STP 486, (1971), 230.
- (12) 中村 宏, 岡崎章三 : 日本材料強度学会誌, 12(1977), 57.
- (13) S. Person: “Royal Aircraft Establishment” Technical Report 71109(1971).
- (14) 丸山典夫, 角田方衛, 堀辺 進 : 鉄と鋼, 73(1987), 356.
- (15) 藤田和孝, 小寺沢良一 : 材料, 38(1989), 520.

第3章 結論

鉄鋼材料は、海洋構造物用材料として一般に使用されている。海洋環境は、鉄鋼材料にとって腐食性の強い苛酷な環境であるとともに、海洋構造物には波浪、潮流の変化、台風等によって繰返し荷重が付与される。それ故、海洋構造物用材料の海水環境における疲労特性を把握しておくことが必要であり、これまでに多くの研究が行われてきた。それらの多くは、平滑試験片を用いた人工海水中一定応力振幅下の疲労試験であった。このような疲労試験結果は、種々の鉄鋼材料の海水中疲労強度を相対的に評価するのに有効である。しかし、海洋構造物は、常に海水に浸かっているわけではなく、飛沫帯等では乾湿が繰り返される。そのようなところでは、電気防食が効果があるかどうか不明である。また、台風や潮流の変化を考慮すると、繰返し応力も一定振幅とは限らず、実際にはほとんど変動荷重が加わると考えられる。

したがって、海洋構造物用材料の腐食疲労特性を評価する際には、海水中一定応力振幅下の疲労試験以外に、潮の干満や変動荷重を考慮して実機が遭遇する環境に近い条件下での疲労試験を行うことが重要である。

上記のことを考慮して、780 Mpa 級高張力鋼について、海洋環境における飛沫帯と変動疲労荷重をシミュレートした疲労試験を行った。その結果、疲労き裂伝播速度は、1分周期で海水中と大気が繰り返される環境および一定流速海水環境下ではほぼ同じであったが、疲労寿命は、前者において後者より全般に短く、それは腐食ピットの大きさ、形状、深さと密接な関係があることが明らかになった。また、海水中自然腐食では、変動応力下の疲労寿命が一定応力振幅下の疲労寿命とほぼ同じ水準であったが、海水中陰極防食下では、応力振幅が低くなるほど変動応力下の疲労寿命が一定応力振幅下の疲労寿命に比べて短くなることが明らかになった。

以上の成果は、海洋構造物用材料の選択や海洋構造物の設計に際して、海水中に浸漬したまま一定応力振幅で求めた疲労試験データを使用することは安全性の観点から問題があることを示唆している。今後、実機が暴露される海洋環境にできるだけ近い条件下での疲労試験データの集積が必要

である。

第 IV 編

生体用金属材料のフレッティング 腐食疲労特性に関する研究

第1章 Ti系生体材料の疑似体液中における疲労寿命および フレット疲労寿命に及ぼす繰返し速度の影響

IV-1-1 緒言

第Ⅲ編で述べたように金属材料の疲労寿命は、疲労き裂発生寿命とき裂伝播寿命に分けられ、腐食の影響を受けて短くなる^{(1),(2)}。腐食環境下でのき裂発生寿命は、腐食ピットが形成され、そこに応力が集中するため短くなる⁽³⁾。一方、そのき裂伝播速度は、active pass corrosion や水素脆化のために加速される⁽³⁾。

また、第Ⅱ編で述べたようにフレット疲労寿命もまた腐食の影響を受けると短くなる^{(4),(5)}。フレット疲労のき裂伝播寿命に及ぼす腐食の影響は、疲労の場合と全く同じである。しかし、フレット疲労き裂発生寿命に及ぼす腐食の影響は、疲労の場合と異なる。第Ⅱ編第1章で述べたようにフレット疲労におけるき裂発生個所は、腐食の影響がない場合、摩擦力が付与されるパッド接触面上である⁽⁶⁾。腐食環境下でパッド接触面上にピットがたとえ形成されても、パッドによる摩擦のためにピットが研削されるので、そこでピットが成長してき裂にならないことがある。その場合、パッド接触面以外の場所で発生したピットがき裂に成長し、伝播して破断に至る⁽⁷⁾。

腐食環境下の疲労およびフレット疲労寿命は、応力振幅に依存するだけでなく、同時に応力繰返し速度(試験時間)にも依存する⁽⁸⁾。

金属系生体材料の中で、チタン系材料は、耐食性に優れた材料であり、疑似体液中でほとんど腐食しない⁽⁹⁾。そこで、Ti-6Al-4V合金の応力繰返し速度10HzのS-N曲線は、ウサギ体内と大気中で変わらない⁽¹⁰⁾。しかし、ヒトの歩行周期を考慮して応力繰返し速度2Hzで、疑似体液中で疲労試験およびフレット疲労試験を行うと、これらの寿命は、大気中の寿命と異なった値を示す^{(10),(11)}。これらの結果は、疑似体液がチタン系材料の疲労強度およびフレット疲労強度に影響する場合があります、応力繰返し速度に依存することを示唆している。

Table IV-1-1 Chemical Composition of alloys (mass%).

	H	O	N	C	Fe	Al	V	Ti
Ti(JIS2)	0.0041	0.084	0.003	-	0.850	-	-	Bal.
Ti(JIS3)	0.0028	0.144	0.004	-	0.123	-	-	Bal.
Ti-6Al-4V (Annealed)	0.002	0.130	0.007	0.005	0.280	6.55	4.20	Bal.

本章の研究では、工業用純チタンおよび Ti-6Al-4V 合金について、疑似体液中で疲労およびフレット疲労寿命の応力繰返し速度依存性を調べることにより、生体材料としてのチタン系材料の疲労およびフレット疲労の挙動を明らかにする。

IV-1-2 実験方法

工業用純チタン JIS2 種と JIS3 種、および焼きなまし(Annealed)Ti-6Al-4V 合金を選んだ。Ti-6Al-4V 合金の組織は初析 α 相とフィルム状 β 相から成る。用いた試料の化学成分および機械的性質を **Table IV-1-1** および **Table IV-1-2** に示す。

フレット疲労試験片およびフレット疲労パッドの形状、フレット疲労試験方法は第 I 編第 1 章と同じ方法である。**Fig. IV-1-1** には、疑似生体内環境下のフレット疲労試験を模式的に示す。パッドおよびパッド押し付け棒は、ガルバニ腐食（異種金属接触腐食）の影響を避けるために、試験片と同一材料で作製した。試験片表面およびパッドの試験片との接触面をエメリー紙 #600 で軸方向に研磨後アセトンで脱脂した。その後両者は 70%エチルアルコール水溶液で滅菌した。

疲労試験およびフレット疲労試験は、応力比 0.1 の軸荷重下で、

Table IV-1-2 Mechanical properties of alloys.

	Y.S.(MPa)	T.S.(MPa)	El.(%)	R.A.(%)
Ti(JIS2)	306	440	28.8	72.6
Ti(JIS3)	416	538	21.2	57.7
Ti-6Al-4V (Annealed)	974	1010	8.3	18.9

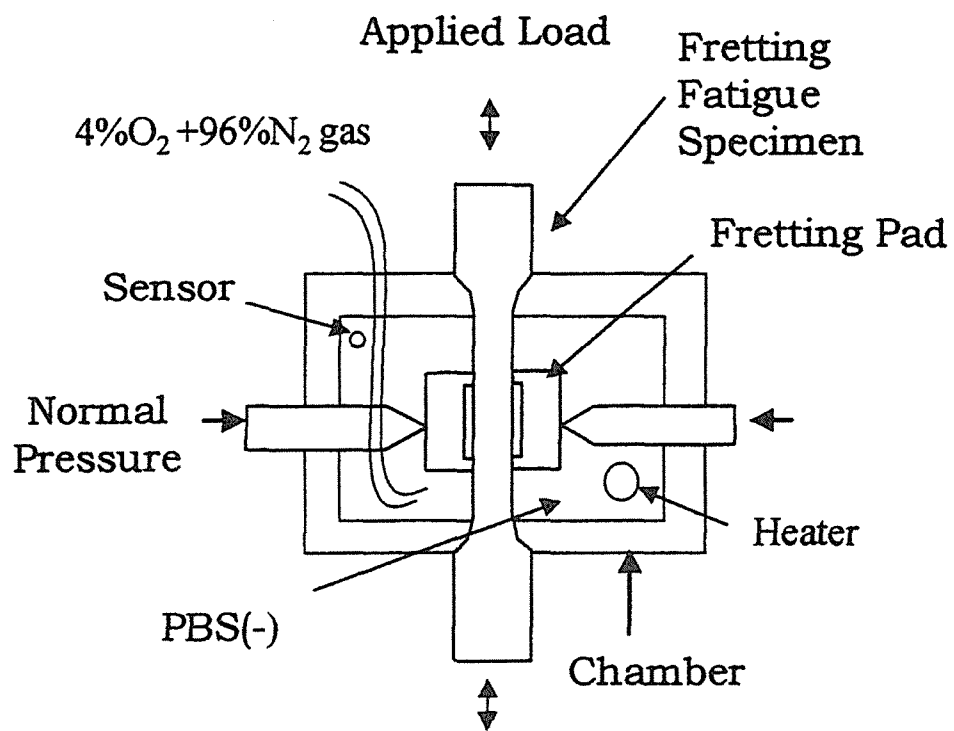


Fig. IV-1-1 Schematic diagram of fretting fatigue test in PBS(-).

正弦波の繰返し応力波形を用いて行った。フレッティング疲労試験でのパッド接触面圧は 30MPa とした。疲労寿命およびフレッティング疲労寿命への応力繰返し速度の影響を調べるために、応力振幅一定の試験を行った。環境は相対湿度 0.5%以下の室温大気中および疑似体液中で行った。疲労試験条件はフレッティング疲労試験条件に準じた。疲労試験片には、断面直径 8mm, 平行部長さ 20mm の平滑試験片を用いた。繰返し速度は、大気中、疑似体液中ともに 0.2, 0.7, 2, 7, 20Hz とした。

なお、応力振幅を決めるためには、S-N 曲線が必要である。したがって、純チタン JIS2 種および JIS3 種については、疲労寿命およびフレッティング疲労寿命の応力繰返し速度依存性試験に先だって S-N 曲線を求めた。ここで、繰返し速度は大気中で 20Hz, 疑似体液中ではヒトの歩行周期を考慮して 2Hz とした。

引張試験は、直径 4mm, 標点間距離 25mm の丸棒試験片を用いて、クロスヘッド速度 1mm/min で行った。

疑似体液には、1ℓの超純水中に NaCl 8 g, KCl 0.2 g, Na₂HPO₄ (無水)1.15 g, KH₂PO₄ 0.2 g を溶解したリン酸緩衝液 (PBS(-)) を用いた。使用に先だって、PBS(-)は 0.22 μm メンブレンフィルターでろ過滅菌し、さらにペニシリン・ストレプトマイシンを添加した。pH は 7.5 であった。試験温度は 310 ±1 K とした。疲労およびフレッティング疲労試験槽には、約 150mlの試験溶液が入る塩化ビニール製容器を用いた。生体内の溶存酸素濃度を考慮して、試験槽中 PBS(-)は、上記フィルターでろ過滅菌した 4%O₂ + 96%N₂ ガス 40 ml/min によってバブリングした。

破面およびフレッティング接触面は、SEM によって観察した。

IV-1-3 実験結果

(1) 純チタン JIS2 種および JIS3 種の S-N 曲線

純チタン JIS2 種および JIS3 種の S-N 曲線を Fig. IV-1-2 および Fig. IV-1-3 に示す。純チタン JIS2 種の 10⁷ 回疲労強度は、大気中で約 130MPa, PBS(-) 中で約 120MPa であった。一方、JIS3 種のそれは、大気中で約 150MPa, PBS(-)

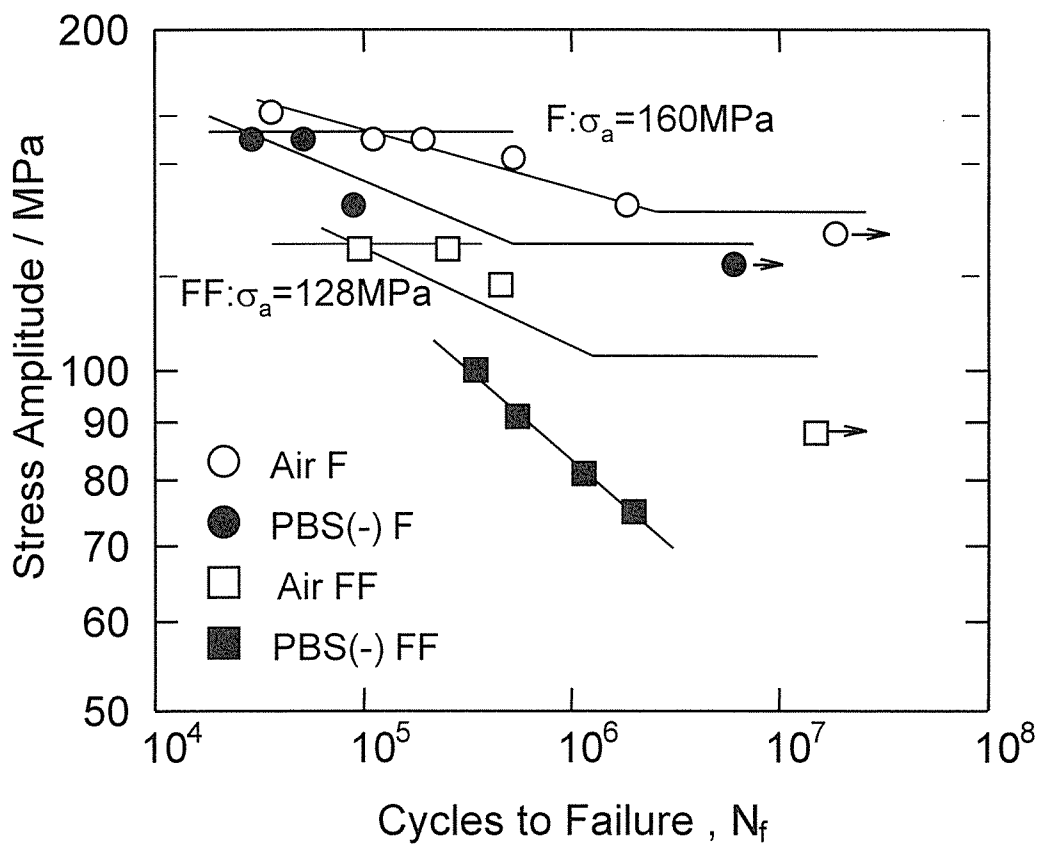


Fig. IV-1-2 S-N curves of Ti(JIS 2nd grade) in air and in PBS(-).
(F: fatigue and FF: fretting fatigue)

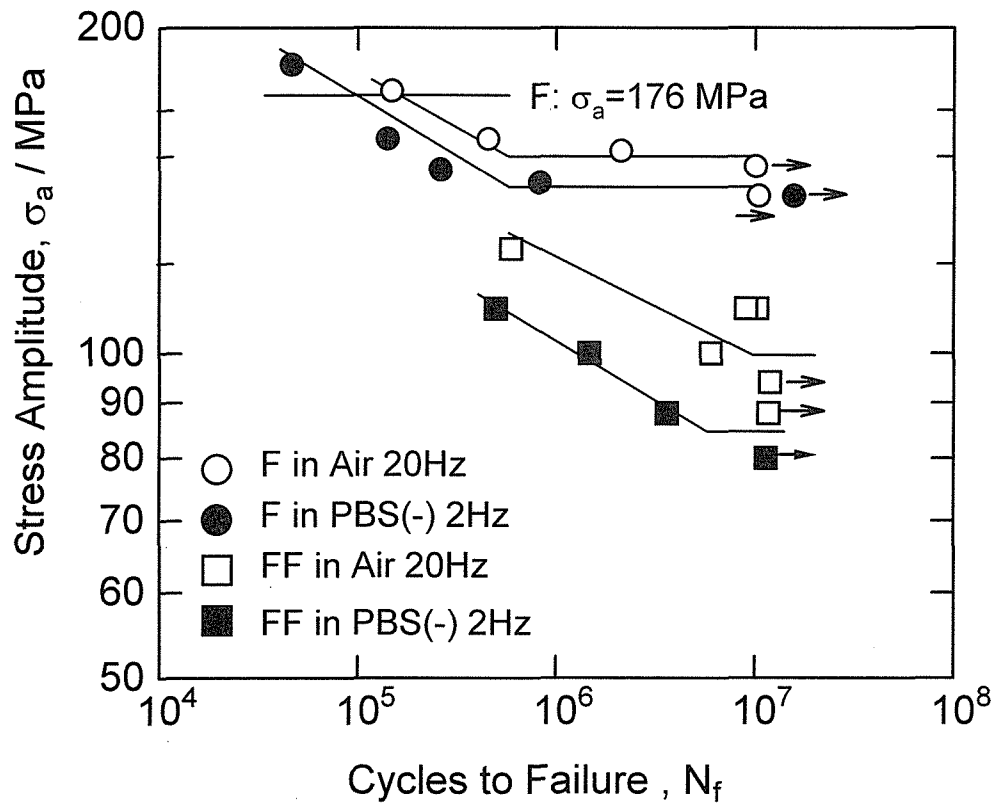


Fig. IV-1-3 S-N curves of Ti (JIS 3rd grade) in air and in PBS(-).
(F: fatigue and FF: fretting fatigue)

中で約 140MPa であった。JIS2 種の 2×10^6 回フレット疲労強度は、大気中で約 100MPa、PBS(-)中で約 75MPa であった。また、JIS3 種の 10^7 回フレット疲労強度は、大気中で約 100MPa、PBS(-)中で約 85MPa であった。

(2) 疲労寿命およびフレット疲労寿命への

応力繰返し速度の影響

応力振幅を決める際、JIS2 種および JIS3 種については Fig. IV-1-2 および Fig. IV-1-3 を、Ti-6Al-4V 合金については著者らがこれまでに報告した Fig. IV-1-4 に示す S-N 曲線⁽¹⁰⁾を参考にし、大気中の破断繰返し数、約 10^5 回に相当する応力振幅を選択した。そこで、JIS2 種では疲労が 160MPa、フレット疲労が 128MPa、JIS3 種では疲労が 176MPa、Ti-6Al-4V 合金では疲労が 360MPa、フレット疲労が 182MPa を用いた。

大気中および PBS(-)中の疲労寿命と繰返し速度との関係を Fig. IV-1-5 に示す。JIS2 種の場合、大気中で繰返し速度が 20Hz から 0.2Hz に減少する間に、疲労寿命は、約 1/20 に減少した。PBS(-)中においても類似の傾向が見られた。PBS(-)中の疲労寿命は、大気中に比べて繰返し速度に関係なく約 1/2 であった。JIS3 種の場合、大気中で繰返し速度が 20Hz から 0.2Hz に減少する間に、疲労寿命は、約 1/2 に減少した。PBS(-)中においても類似の傾向が見られた。PBS(-)中の疲労寿命は、大気中のそれに比べて繰返し速度に関係なく約 1/2 であった。Ti-6Al-4V 合金の場合、大気中で繰返し速度が 20Hz から 0.2Hz に減少する間に疲労寿命が約 1/2 に減少した。PBS(-)中においても類似の傾向が見られた。PBS(-)中の疲労寿命は、繰返し速度に関係なく大気中と同じであった。

大気中および疑似体液中のフレット疲労寿命と繰返し速度との関係を Fig. IV-1-6 に示す。JIS2 種の場合、大気中および PBS(-)中におけるフレット疲労寿命は、繰返し速度が 20Hz から 0.2Hz に減少してもほとんど変化しなかった。PBS(-)中のフレット疲労寿命にも同様な傾向が見られた。Ti-6Al-4V 合金の場合、大気中および PBS(-)中にけるフレット疲労寿命は、繰返し速度が 20Hz から 0.2Hz に減少してもほと

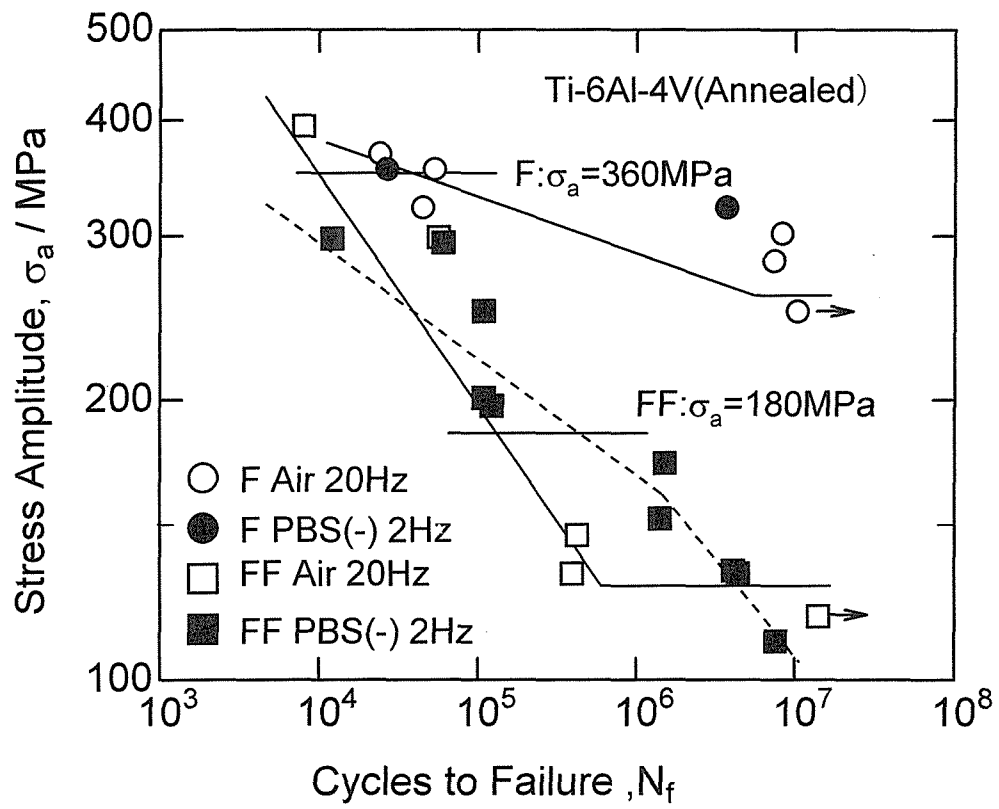


Fig. IV-1-4 S-N curves of Ti-6Al-4V alloy in air and in PBS(-).
 (F : fatigue and FF : fretting fatigue)

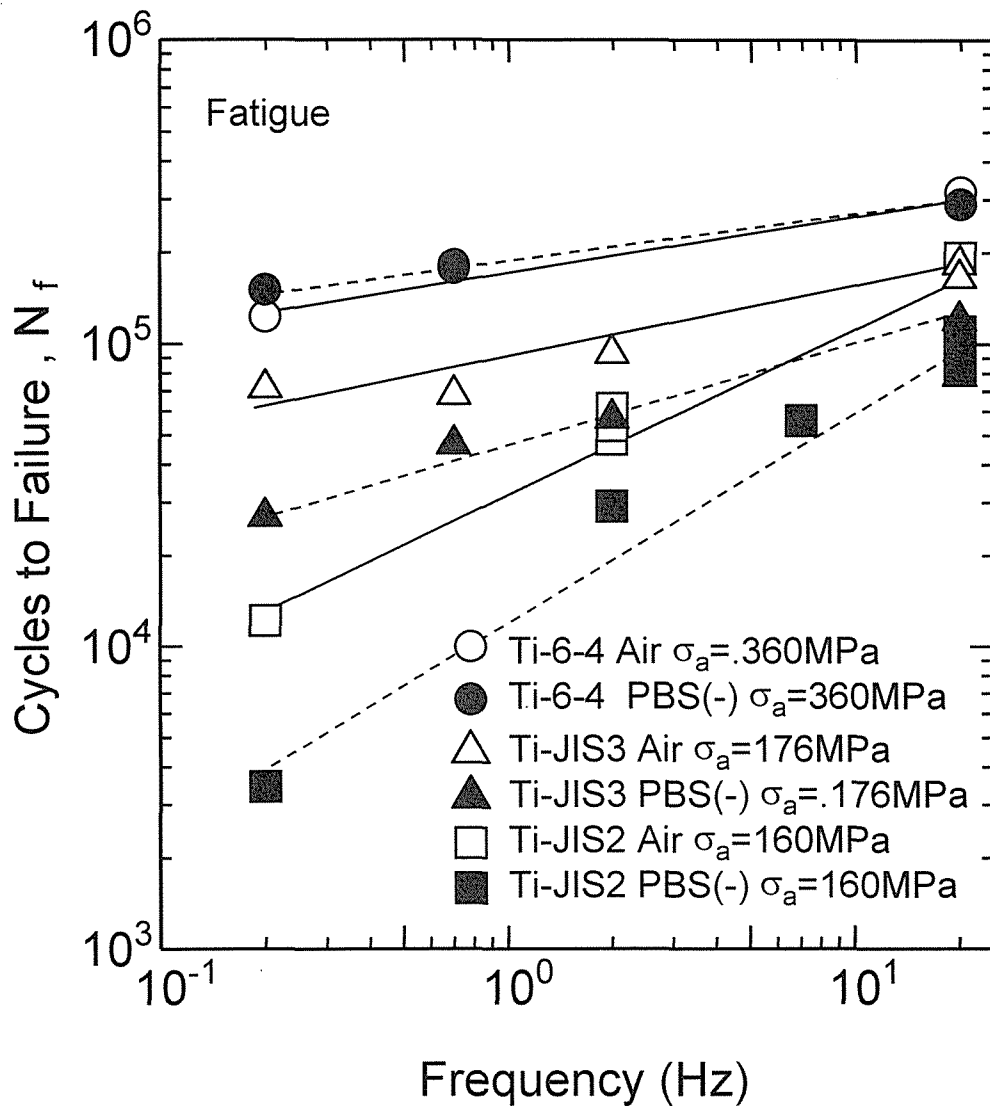


Fig. IV-1-5 Influence of frequency on cycles to failure in fatigue tests.

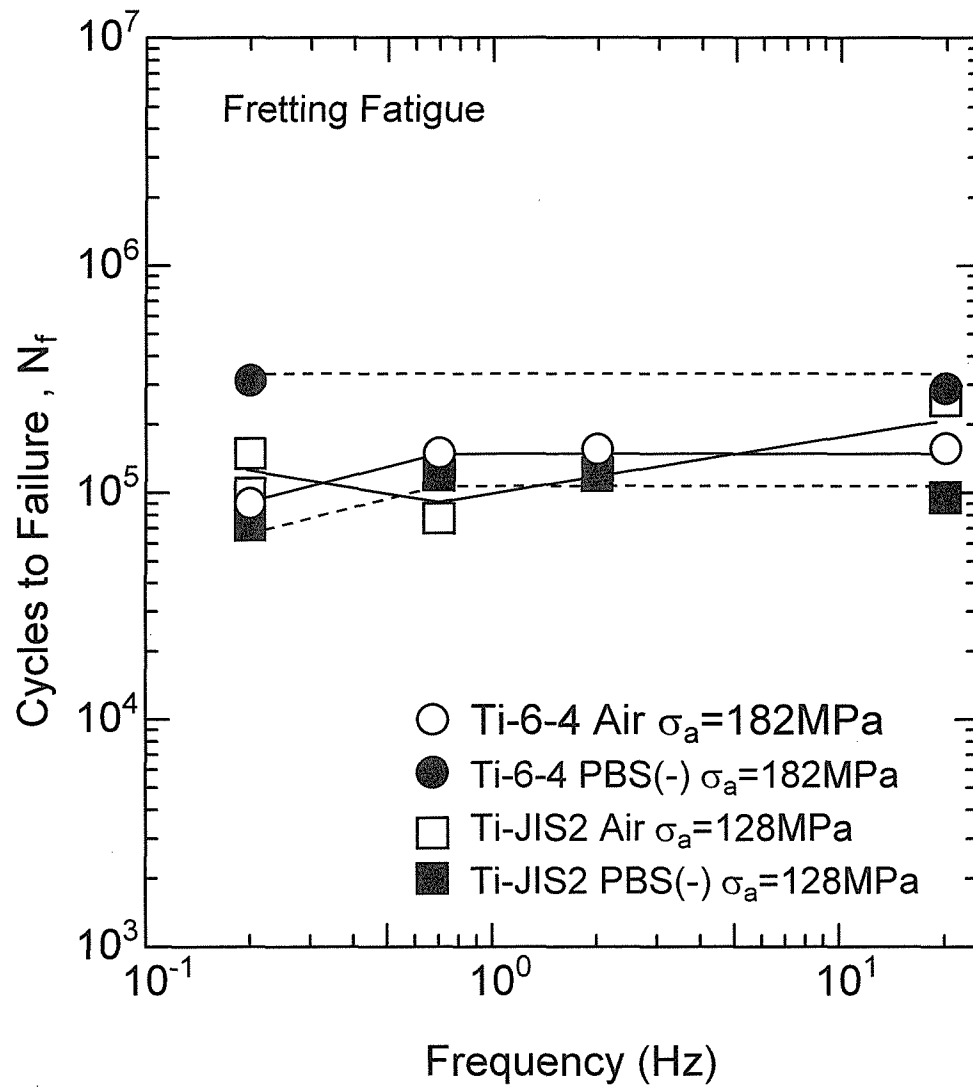


Fig. IV-1-6 Influence of frequency on cycles to failure in fretting fatigue tests.

んど変化しなかった。PBS(-)中のフレット疲労寿命は、繰返し速度に関係なく大気中に比べて約2倍であった。

(3) 破面観察

JIS3種とTi-6Al-4V合金の大気中における疲労き裂発生個所のSEM像をFig. IV-1-7 (a)および(b)に示す。JIS3種の疲労き裂は、大気中およびPBS(-)中において、全ての試験片で表面から発生していた。それに対して、Ti-6Al-4V合金の場合、疲労き裂は大気中およびPBS(-)中ともに全て試験片内部から発生していた。両者のき裂発生個所に腐食ピットおよび欠陥は、観察されなかった。

JIS3種のPBS(-)中の疲労破面をFig. IV-1-8に示す。JIS3種は、き裂発生個所から2mm内部で疲労破面特有のストライエーションが観察された。Ti-6Al-4V合金においても同様のストライエーションが観察された。

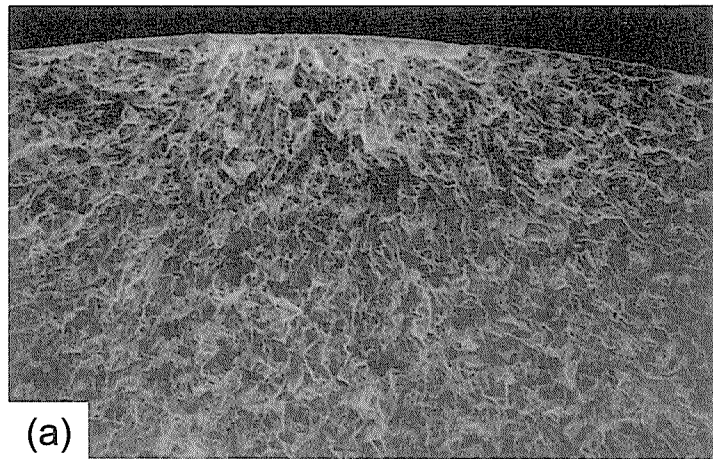
IV-1-4 考 察

Fig. IV-1-5 および Fig. IV-1-6 に示した破断寿命と応力繰返し速度の関係から下記のことがわかる。

- (1) 破断寿命が繰返し速度の減少とともに減少するならば、原因は腐食およびクリープ変形（チタン材料は常温クリープする⁽¹²⁾）と考えられる。腐食およびクリープ変形が時間依存型の現象であるからである。
- (2) 破断寿命が繰返し速度に依存しないならば、腐食およびクリープ変形は、たとえ生じていたとしても、破断寿命に影響を及ぼさないと考えられる。
- (3) 破断寿命－繰返し速度曲線がPBS(-)中と大気中で差があるならば、その原因は、腐食および力学的因子の影響と考えられる。

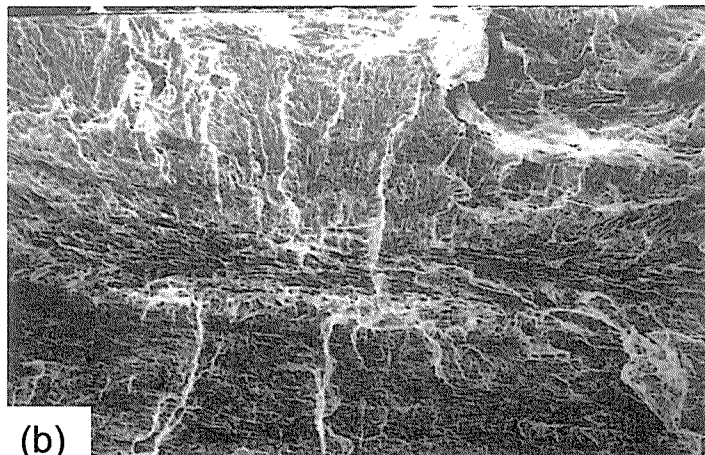
(1) 疲労寿命への繰返し速度の影響

疲労の破断寿命－繰返し速度曲線（Fig. IV-1-5）に示すように、JIS2種、JIS3種およびTi-6Al-4V合金とも破断寿命は、繰返し速度の減少と



(a)

100 μ m



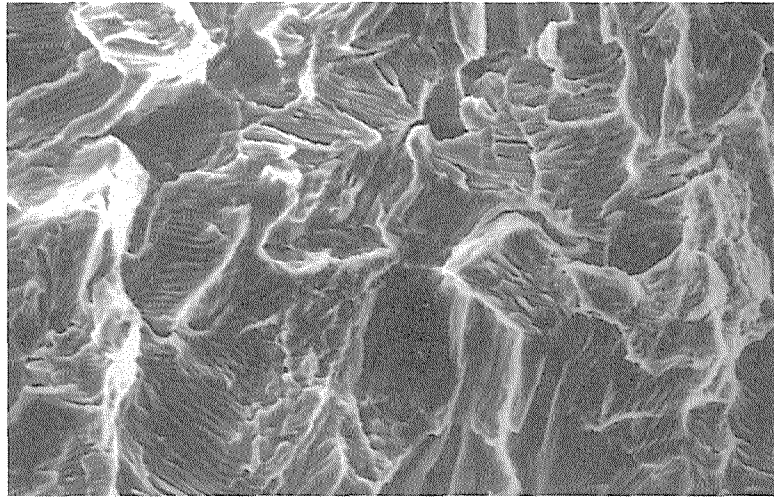
(b)

100 μ m

Fig. IV-1-7 Typical crack initiation site for a fatigue tested specimen.

(a) Ti (JIS 3rd grade). (in air, $f=20\text{Hz}$, $N_f=1.65\times 10^5$)

(b) Ti-6Al-4V alloy. (in air, $f=0.2\text{Hz}$, $N_f=1.51\times 10^5$)



10 μ m

Fig. IV-1-8 Fractograph of a Ti (JIS 3rd grade) in fatigue.
(2 mm inside from crack initiation site.)
(in PBS(-), $f=0.2\text{Hz}$, $N_f=2.7\times 10^4$)

ともに減少している。また、JIS2 種の勾配は、他のそれに比べて高い。これらにおよぼす腐食とクリープ変形の影響について検討する。

試験片直径減少率（疲労試験終了後、破断個所から 6mm 離れた個所の試験片直径と試験前の試験片直径の比）と繰返し速度の関係を Fig. IV-1-9 に示す。この比が繰返し速度に依存しない場合、クリープ変形を生じていないことを意味する。この比が繰返し速度の減少とともに減少するならば、クリープ変形を生じていると考えられる。

Fig. IV-1-9 によると、本実験条件下で Ti-6Al-4V 合金に対してクリープ変形の影響はほとんどない。したがって、Fig. IV-1-5 において Ti-6Al-4V 合金の疲労寿命が、大気中および PBS(-)中で繰返し速度の減少とともに減少している原因は、腐食によると考えられる。PBS(-)中の疲労寿命－繰返し速度曲線は、大気中と一致する。この実験事実は、これまで報告されている疲労試験結果と矛盾しない。Ti-6Al-4V 合金について真空中、大気中、3.5%NaCl 水溶液中で疲労試験した結果によれば⁽¹³⁾、本実験と同じ応力振幅の場合、真空中の破断寿命は、大気中および 3.5%NaCl 水溶液中に比べて 100 倍以上長い。大気中と 3.5%NaCl 水溶液中での破断寿命は、ほぼ同じである。チタン系材料は、大気中の水蒸気の影響を受けて、試料表面に水素化物を容易に形成するので⁽¹⁴⁾、大気中の疲労試験結果も環境の影響を受ける。

JIS2 種および JIS3 種は、疲労試験中にクリープ変形を生じる (Fig. IV-1-9)。したがって、Fig. IV-1-5 に示した破断寿命－繰返し速度曲線は、腐食の影響と同時にクリープ変形の影響を受けている可能性がある。特に JIS2 種の場合、応力振幅を 160MPa としたので、繰返し応力の最大値は、降伏強度 306MPa より高くなる (Table IV-1-2)。その際、試験最初の荷重繰返しで、試験片全体が塑性変形と加工硬化をしている。JIS2 種の 0.2Hz における試験片直径減少率 0.85 は (Fig. IV-1-9) 最初の荷重繰返しによる塑性変形とその後のクリープ変形の和である。断面直径減少率にともなう疲労に対する応力振幅上昇は、その 2 乗で比例する。減少率が 0.85 の場合、断面減少がない場合に比べて応力振幅は、約 40%高くなる。JIS2 種の S-N 曲線から (Fig. IV-1-2)、応力振幅が 40%高くなると大気中 PBS(-)中ともに疲労寿命は、1/10 近く短くなる。したがって、Fig. IV-1-5 において JIS2 種の破断

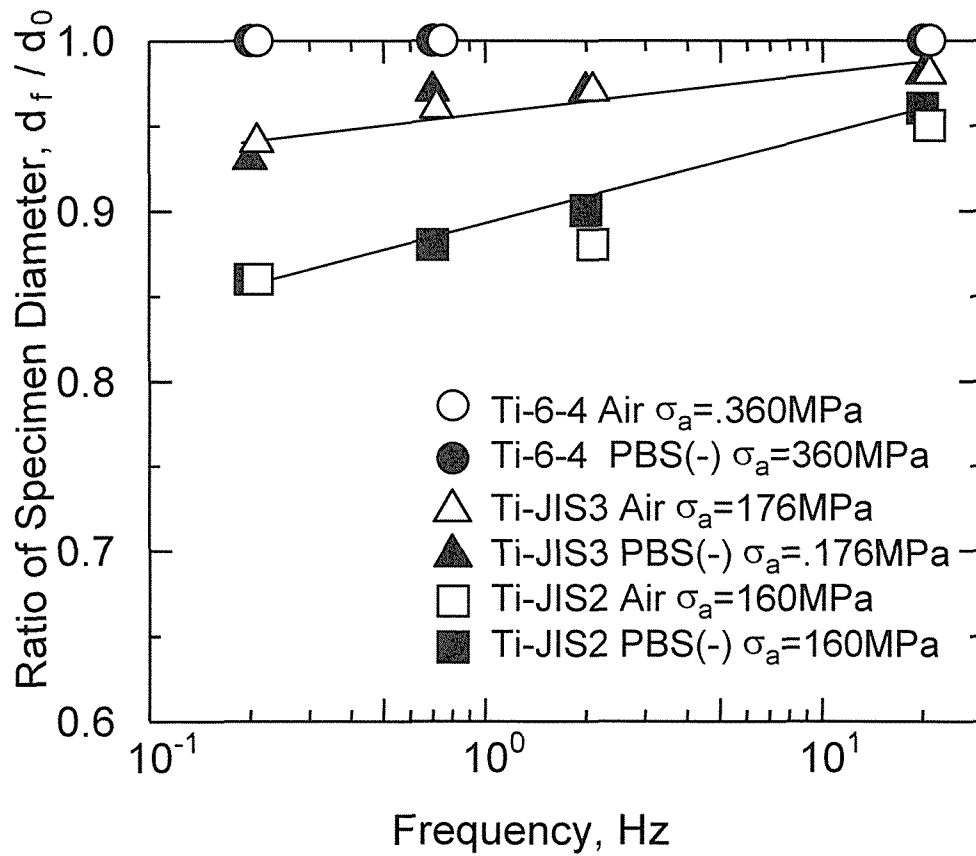


Fig. IV-1-9 Effect of frequency on a ratio of specimen diameter, d_f / d_0 .

d_f and d_0 are the specimen diameter at the parallel part after fracture and before testing, respectively.

寿命－繰返し速度曲線の勾配が他の試料のそれより高くなった原因は、塑性変形とクリープ変形のために試験片断面が減少し、その結果応力振幅が増大したためと考えられる。JIS2種の0.2Hzにおける大気中の疲労破面をFig. IV-1-10に示す。破断繰返し数が 10^4 回であるにもかかわらず、疲労破面は観察されず、ディンプル破面を示しており、破断個所は、絞れてカップアンドコーン型になっていることは、上述の考察を支持している。

JIS2種およびJIS3種の場合、PBS(-)中の破断寿命は、大気中のそれに比べて約1/2である。両試料の疲労き裂は(Fig. IV-1-7)、試験片表面から発生しており、疲労き裂発生寿命に腐食が関与していることが考えられる。

(2) フレッシング疲労寿命への繰返し速度の影響

フレッシング疲労の破断寿命－繰返し速度曲線(Fig. IV-1-6)に示すように、JIS2種およびTi-6Al-4V合金とも破断寿命は、繰返し速度に依存しない。したがって、フレッシング疲労寿命は、腐食およびクリープ変形の影響を受けないと考えられる。本フレッシング疲労試験のように疲労試験の応力振幅に比べて低い応力振幅を使用した場合、クリープ変形は生じないと考えられる。

本実験では、破断寿命が 10^5 回と比較的低サイクル域の応力振幅を用いている。この応力振幅は、JIS2種の場合、S-N曲線(Fig. IV-1-2)からもわかるように、フレッシング疲労寿命への腐食環境の影響が比較的小さい応力振幅域にある。そこで、繰返し速度を0.2-20Hzまで100倍変化させることにより、試験時間も100倍変化するため、腐食の影響が現れると考えた。しかし、Fig. IV-1-6に示したように腐食の影響は認められなかった。

一方、Ti-6Al-4V合金の(Fig. IV-1-4)のS-N曲線からもわかるように、大気中のフレッシング疲労寿命の比べて、PBS(-)中のそれは約2倍になる領域である。この領域は、PBS(-)中において摩擦力が低下するとともにパッド接触面が摩耗するなど、力学的因子が影響する領域である^{(10),(11)}。Fig. IV-1-6においても同様の傾向が見られた。しかし、この現象が繰返し速度に依存していないのは、本試験条件において腐食より力学因子が大きく作用したと考えられる。腐食の影響が大きく作用しない原因はつぎように考

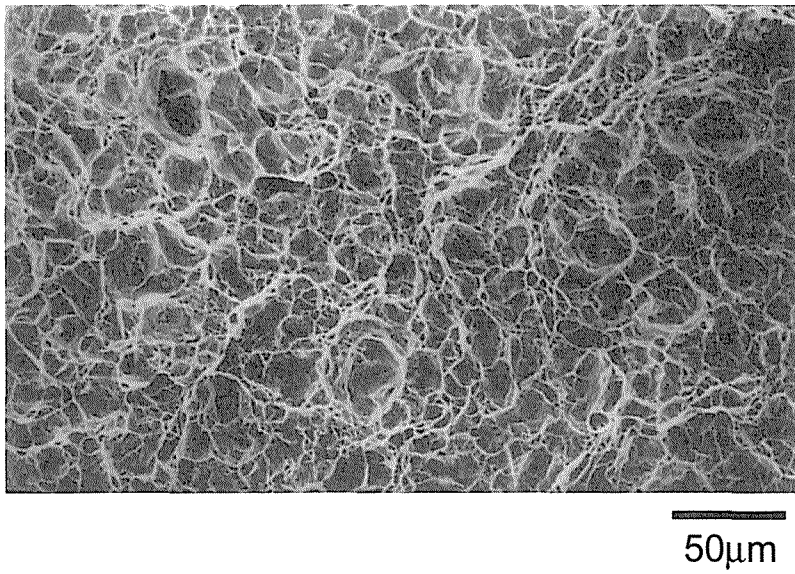


Fig. IV-1-10 Fractograph of a Ti (JIS 2nd grade) specimen fatigue tested in air.

えられる。フレット疲労試験では、疲労試験の場合と異なり、パッド接触面は、フレットにより表面酸化皮膜が破壊され、荷重繰返しごとに新生面が露出する。しかし、チタンのような活性な金属では、再不動態化に要する時間が数 10ms であり⁽¹⁶⁾、フレットによって現れる新生面には、瞬時に不動態皮膜が再生される。そのために腐食ピットがでにくく、腐食の影響はほとんど現れなかったと考えられる。

したがって、本実験の応力試験条件での、フレット疲労による破断寿命には、繰返し速度の依存性が認められなかった。

しかし、JIS2 種および Ti-6Al-4V 合金の S-N 曲線 (Fig. IV-1-2, Fig. IV-1-4) からわかるように、PBS(-)中の 10^6 - 10^7 回以上の高サイクル域での破断寿命は、大気中に比べて短くなっている。これらから 10^6 - 10^7 回以上の高サイクル域の場合、腐食が時間とともに進行するために、破断寿命への繰返し速度の影響は、低サイクル域に比べて大きく現れると考えられる。

IV-1-5 小 括

工業純チタン(JIS2 種, 3 種)および Ti-6Al-4V 合金について、応力振幅一定 (低サイクル側)、繰返し速度 0.2Hz から 20Hz 範囲で、疲労およびフレット疲労試験を行い、大気中と PBS(-)中における繰返し速度依存性について調べた。

(1) JIS2 種, JIS3 種および Ti-6Al-4V 合金の大気中および PBS(-)中の疲労寿命は、繰返し速度に依存し、繰返し速度の減少とともに短くなった。その依存性は、JIS2 種, JIS3 種, Ti-6Al-4V 合金の順に大きかった。

(2) JIS2 種および JIS3 種の疲労寿命の応力繰返し速度依存性は、クリープ変形および腐食の両方に起因し、Ti-6Al-4V 合金の疲労寿命の応力繰返し速度依存性は、腐食のみに起因すると考えられる。

(3) JIS2 種および Ti-6Al-4V 合金の大気中および PBS(-)中のフレット疲労寿命には、応力繰返し速度依存性が認められなかった。その原因として、JIS2 種では応力振幅が低サイクル域で高かったため、Ti-6Al-4V 合金では力学的因子の作用が大きかったためであろう。しかし、応力振幅

が低い場合は繰返し速度の影響が大きく作用すると考えられる。

第1章 参考文献

- (1) 西田新一, 稲垣裕輔: 鉄鋼の海洋環境共通試験とその解析, 第3回シンポジウム前刷集, (鉄鋼基礎共同研究会 鉄鋼の環境強度部会編), (1987), p. 51.
- (2) 腐食損傷を受ける鉄鋼材料の寿命・余寿命評価マニュアル (特定基礎研究会—構造材料の信頼性部会 環境強度 WG, 日本鉄鋼協会編), (1991), p. 95.
- (3) 江原隆一郎: 第84・85回西山記念技術講座, 鉄鋼の疲れ破壊における最近のアプローチ (日本鉄鋼協会編), (1982), p. 171.
- (4) K. Nakazawa, M. Sumita, N. Maruyama and Y. Kawabe: ISIJ International, 74(1988), 75.
- (5) 中沢興三, 角田方衛, 丸山典夫: 鉄と鋼, 76(1990), 917.
- (6) K. Nakazawa, M. Sumita and N. Maruyama: ASTM STP1159, (1992), 115.
- (7) 丸山典夫, 角田方衛, 中沢興三: 鉄と鋼, 79(1993), 1374.
- (8) 丸山典夫, 角田方衛, 堀部 進: 鉄と鋼, 73(1987), 356.
- (9) 米山隆之, 土居 寿, 浜中人士: 生体材料, 11(1993), 71.
- (10) 笹田 直, 野村 勳, 森田真史: 日本機械学会第65期通常総会学術講演援会前刷, (1988), p.324
- (11) 山本玲子, 小林 剛, 丸山典夫, 中沢興三, 角田方衛: 日本金属学会誌, 59(1995), 464.
- (12) 丸山典夫, 小林 剛, 角田方衛: 生体材料, 13(1995), 14.
- (13) M. A. Imam and C. M. Gilmore: Met. Trans. 10A(1979), 419.
- (14) M. Peters, A. Gysler and G. Lutjering: Met. Trans. 15A(1984), 1597.
- (15) G. H. Koch, A. J. Bursle, R. Liu and E. N. Pugh: Met. Trans. 12A(1981), 1833.
- (16) D. G. Kolman and J. R. Scully: J. Electrochem. Soc, 143(1996), 1847.

第2章 Ti-6Al-4V 合金の疑似体液中フレット疲労強度とその試験溶液の定量分析

IV-2-1 緒言

生体に埋込まれた材料の破損原因の一つにフレット疲労がある。フレット疲労破壊は、人工股関節、ボーンプレート、ワイヤなどで生じる⁽¹⁾。フレット疲労強度は、高サイクル域で通常の疲労強度に比べて半減する。また、腐食が関与すると、さらに低下する⁽²⁾。したがって、生体材料にとってフレット疲労特性を十分に把握しておくことは重要である。しかしながら、生体材料を対象としたフレット疲労に関する研究は全く行われていない。

チタン合金は、Co-Cr 合金あるいは Ni-Cr 系ステンレス鋼に比べて安定した不動態皮膜で覆われているので、生体内では優れた耐食性を有しており⁽³⁾、新しい生体材料として期待されている^{(4),(5)}。しかし、最近 Ti-6Al-4V 合金は 0.9%NaCl 水溶液中で一度不動態皮膜が破損すると、その修復に約 8 分を要することが明かにされた⁽⁶⁾。

生体内でフレット疲労が生じる個所では、チタン合金のような耐食性の優れた材料においても腐食を生じることが予想される。なぜなら、生体中では、フレット部の新生面（不動態皮膜が局所的摩耗により除去された個所）が常に体液にさらされ、さらにき裂発生後は、応力の繰返しのたびに進展するき裂先端で生じる新生面も体液にさらされ、それらの新生面をアノードとした電池形成が考えられるからである⁽²⁾。もし生体内で腐食が生じるならば、フレット疲労強度は低下し、同時に生体内で摩耗粉、金属イオン、錯体、水酸化物等の量が増加する。これらの異物は、生体に対して種々の毒性を示すことが考えられる。毒性の程度は、元素の種類によって異なるが、毒性と量との関係はほとんど知られていない⁽⁷⁾。

本章の研究では、代表的チタン合金である Ti-6Al-4V 合金について、疑似生体内環境下におけるフレット疲労試験、およびその試験溶液中

の金属元素の分析を行った結果について述べる。

IV-2-2 実験方法

対象材料として第II編第1章で使用した Ti-6.34%Al-4.11%V 合金を使用した。熱処理は 1213 K で 7.2 ks 保持で水焼入れ，813 K で 18 ks 保持で空冷をした (以下 STA 材と記す)。組織は球状化した初析 α 相および微細 α 相が析出した $\alpha + \beta$ 混合相からなる。 α 相の面積率は約 40% である。

フレット疲労試験片，パッドの形状は，第II編第1章および疑似体液中フレット疲労試験方法は前章と同じである。試験片，パッド，押付け棒は，ガルバニ腐食の影響を避けるために同一材料を用いた。フレット疲労試験は，応力比 0.1 の軸荷重下，応力波形は正弦波，パッド接触面圧を 50 MPa で行った。繰返し速度は，大気中では 20Hz，疑似体液中ではヒトの歩行周期を考慮して 2Hz で行った。

疑似体液として PBS(-)を用いた。フレット疲労試験槽には，約 150ml の試験液が入る塩化ビニール製容器を用いた。試験槽中疑似体液には，前章で述べたようにフィルターでろ過滅菌した窒素ガスによって常時バブリングした。

疲労試験およびフレット疲労試験溶液の元素分析は，黒鉛炉原子吸光法(GF-AAS)を用いた。基準液 (以後コントロールと呼ぶ) としてフレット疲労試験前の PBS(-)溶液を用いた。

IV-2-3 実験結果

(1) フレット疲労試験

1) 応力振幅と破断寿命との関係

応力振幅 (σ_a) と破断寿命 (N_f) との関係を Fig. IV-2-1 に示す。フレット疲労寿命は，大気中と疑似体液中で異なった。 σ_a が約 300 MPa の場合，疑似体液中の N_f は，大気中の N_f の約 1/2 である。 σ_a が 150-200MPa の場合，疑似体液中の N_f は，大気中の N_f に比べて多少長くなった。しか

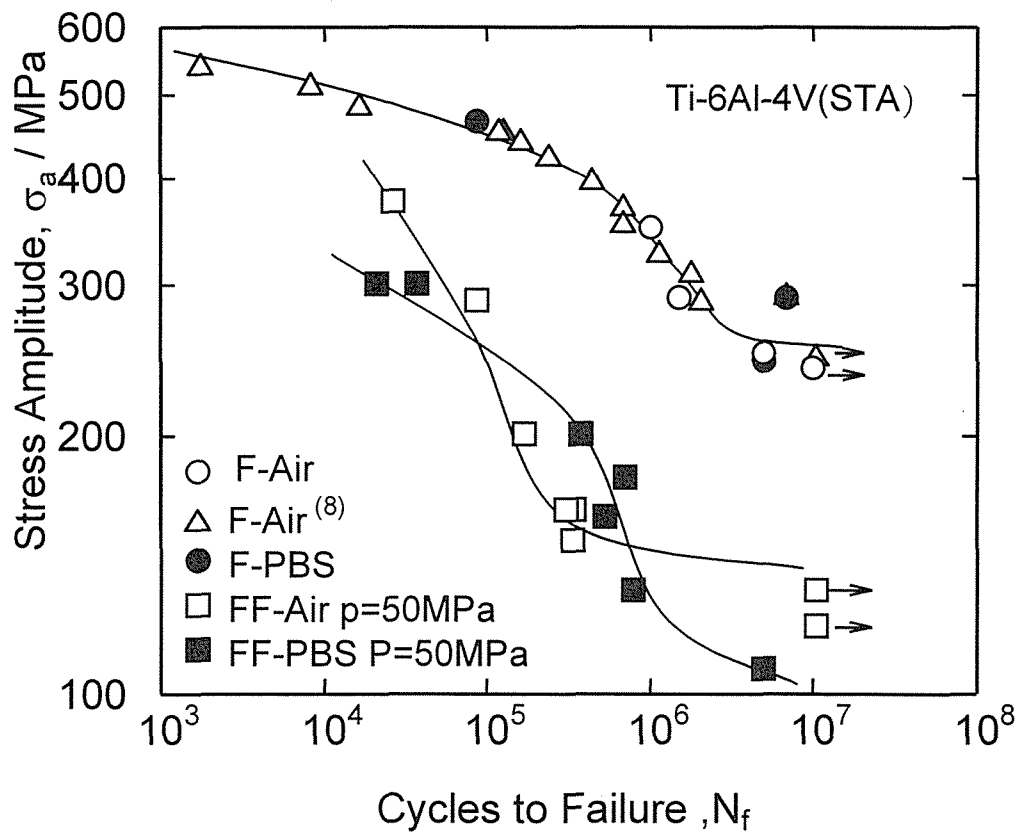


Fig. IV-2-1 S-N curves of STA treated Ti-6Al-4V alloy in the air and in PBS(-). (F : fatigue and FF : fretting fatigue.)

し、 $\sigma_a < 150$ MPa の場合、疑似体液中の N_f は、大気中の N_f より短くなった。 5×10^6 回のフレット疲労強度は、大気中で約 145 MPa、疑似体液中で約 105 MPa であった。

平滑試験片の 5×10^6 回疲労強度は大気中で約 270 MPa であり、疑似体液中とほぼ同じ水準にあった。

2) 摩擦係数

摩擦係数 μ と応力振幅 σ_a あるいは相対すべり振幅 S_a との関係を Fig. IV-2-2 に示す。 μ は、 S_a に比例して増加する。疑似体液中の μ は、大気中のそれに比べて約 20% 低かった。

3) パッド接触面の形状

フレット疲労により損傷を受けたパッド接触面の形状を Fig. IV-2-3 に示す。疑似体液中の接触面形状は、 σ_a あるいは S_a に依存した。 $\sigma_a = 301$ MPa の場合(Fig. IV-2-3(a))、フレット疲労部の損傷は、相対的に大きく、凹凸の最大値は、約 $15 \mu\text{m}$ であった。この形状の形態から摩耗片は、凝着と剥離を繰り返している状況がうかがえる。 $\sigma_a = 200$ MPa の場合(Fig. IV-2-3(b))、フレット疲労損傷部の凹凸の最大値は、約 $10 \mu\text{m}$ であった。 $\sigma_a = 107$ MPa の場合(Fig. IV-2-3(c))、フレット疲労部の損傷は、相対的に小さく、凹部の最大値は、約 $2 \mu\text{m}$ であり、摩耗片の凝着は、ほとんど生じていなかった。Fig. IV-2-3(b) と (d) は、フレット疲労の力学的試験条件は同じであるから、フレット疲労損傷部の表面形状の環境による違いを示している。損傷は、疑似体液中でより顕著であった。

(2) フレット疲労試験溶液中の元素分析

疑似体液中 $\sigma_a = 200$ MPa ($N_f = 3.7 \times 10^5$ 回、約 183.6 ks) および $\sigma_a = 107$ MPa ($N_f = 5.0 \times 10^6$ 回、約 2.50 Ms) でフレット疲労試験した後の溶液の黒鉛炉原子吸光法による分析結果を Table IV-2-1 に示す。以後前者を A 試験溶液、そして後者を B 試験溶液と呼ぶ。コントロール溶液は、未試験溶液である。分析は、 $0.22 \mu\text{m}$ メンブレンフィルターでろ過した

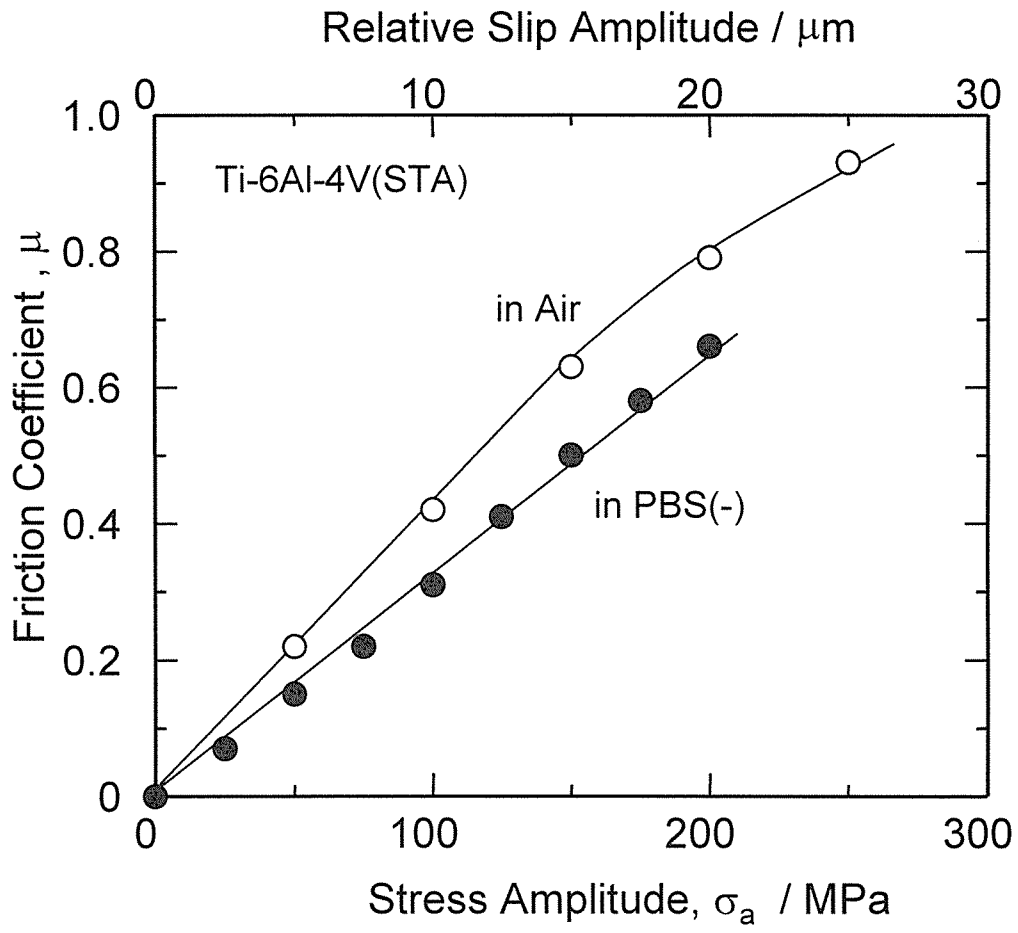


Fig. IV-2-2 Friction coefficient as a function of stress amplitude.

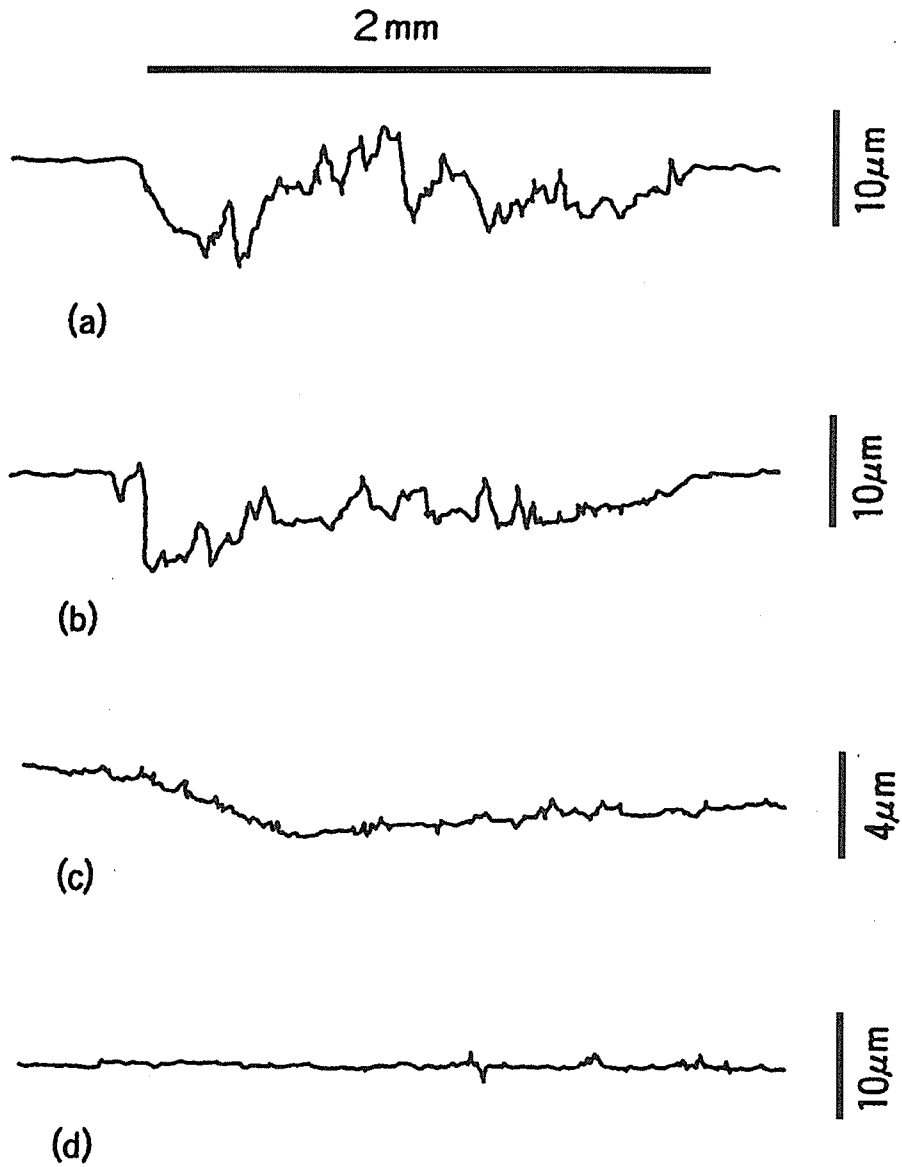


Fig. IV-2-3 Cross sectional profile on fretted surface.

- (a) PBS(-) $\sigma_a = 301 \text{ MPa}$ $N_f = 3.73 \times 10^4$
- (b) PBS(-) $\sigma_a = 200 \text{ MPa}$ $N_f = 3.74 \times 10^5$
- (c) PBS(-) $\sigma_a = 107 \text{ MPa}$ $N_f = 4.98 \times 10^6$
- (d) Air $\sigma_a = 200 \text{ MPa}$ $N_f = 1.00 \times 10^5$

試験溶液についても行った。

コントロール溶液中には，5 ppb の Fe，7 ppb の Al が存在した。しかし Ti および V の含有量は，5ppb 以下，Cr は 2ppb 以下，Ni は，3ppb 以下であり，これらの元素の含有量は，測定下限限界量以下であった。未ろ過 A 溶液中には，Fe:8 ppb, Al:11 ppb, Ti:8 ppb , V:5 ppb が存在した。未ろ過 B 溶液中には，Fe:12 ppb, Al:25 ppb, Ti:13 ppb, V :5 ppb が検出された。ろ過すると各元素濃度は減少した。

IV-2-4 考 察

(1) 疲労強度およびフレッティング疲労強度への生体環境の影響

通常の疲労とフレッティング疲労は，ともに繰返し荷重下で生じる疲労破壊であるという意味において同じ現象である。一方，フレッティング疲労におけるき裂発生挙動と初期き裂伝播挙動は，(a) パッドと試験片間摩擦力，(b) パッド接触部の固着域とすべり域の境界での応力集中⁽⁹⁾，(c) パッドによる接触面の摩耗，の影響を受けることが，通常の疲労とは異なる点である。Fig. IV-2-1 に示したように，疑似体液環境は，平滑材の通常の疲労強度にほとんど影響を及ぼさなかったが，フレッティング疲労強度には，影響を及ぼした。そこで，Ti-6Al-4V 合金の疲労強度は，なぜ生体環境の影響を受けないのか，フレッティング疲労強度は，なぜ受けるのかを考察する。

Table IV-2-1 Concentration of metallic substances in PBS(-) solutions recovered after fretting fatigue test, analyzed by a graphite furnace atomic abstraction spectro- photometry (ppb).

		Fe	Al	Ti	V	Cr	Ni
Control	not filtered	5	7	<5	<5	<2	<3
	filtered	5	7	<5	<5	<2	<3
A $\sigma_a=200\text{MPa}$ $N_f=3.7 \times 10^5$ (183.6 ks)	not filtered	8	11	8	5	<2	<3
	filtered	8	7	<5	<5	<2	<3
B $\sigma_a=107\text{MPa}$ $N_f=5.0 \times 10^6$ (2.50 Ms)	not filtered	12	25	13	5	<2	<3
	filtered	11	10	<5	<5	<2	<3

1) 疲労挙動

ウサギ体内に埋込まれた Ti-6Al-4V 合金の応力繰返し速度 10Hz の疲労強度は、 10^4 - 10^7 回の範囲で、大気中の疲労強度と同じである⁽¹⁰⁾。Ti-6Al-4V 合金の $0.17 \text{ mol } \ell^{-1}$ NaCl 溶液中における 1.7Hz 疲労強度も大気中の疲労強度とほぼ同じである⁽¹¹⁾。これらはいずれも平滑試験片が使用されている。しかし $2\text{mm } \phi$ のドリル穴をあけた Ti-6Al-4V 合金試験片の NaCl 水溶液 (pH 6.5) 中の高サイクル疲労強度は、大気中の疲労強度に比べて約 40% 低い⁽¹¹⁾。平滑試験片の場合、全疲労寿命の大部分は、き裂発生寿命である。一方、切欠付試験片の場合全寿命のうちき裂伝播寿命の割合が高くなる。したがって、文献(9)、(10)の結果は、体液環境が疲労き裂発生寿命にほとんど影響を及ぼさないが、き裂伝播速度を加速する可能性のあることを示している。

著者らは、Ti-6Al-4V 合金の人工海水中での疲労き裂伝播速度が大気中のき裂伝播速度に比べて応力拡大係数が低いところで 2 - 3 倍になることを見いだした⁽¹²⁾。これは、疲労荷重が繰返されるたびにき裂先端で新生面が形成されて活性化したアノードとなり、不動態皮膜に覆われた表面がカソードとなって、溶存酸素還元による passive-active cell を形成し、アノード溶解が進行するためと考えた⁽¹²⁾。このような腐食機構は Ti-6Al-4V 合金の体液中の疲労き裂伝播に関しても成立し、体液中のき裂伝播速度は、加速すると考えられる。

Ti-6Al-4V 合金を 180 日間浸漬した 0.9% NaCl 水溶液中には、Ti, Al, V の各イオンが全く検出されない⁽¹³⁾。これはこの合金の表面が安定した不動態皮膜で覆われているためと考えられる。したがって、Ti-6Al-4V 合金が体液中に極微量でも溶出するためには、新生面の存在が必要であると考えられる。

なお、文献(12)の分析は、ICP 発光分析法により行われている。この分析法は、イオン状態にある元素を定量分析する方法である。0.9% NaCl 水溶液中での Ti は、イオン状態が不安定である。

2) フレッキング疲労挙動

疑似体液中の Ti-6Al-4V 合金のフレッキング疲労強度と大気中のフレ

フレッティング疲労強度との大きな相違は、Fig. IV-2-1 に示したように、高応力振幅域と低応力振幅域での、破断寿命は疑似体液中において短い、中応力振幅域のそれは逆に大気中において多少短いことである。類似した傾向は同一材料を人工海水中でフレッティング疲労試験した場合にも観察されている⁽²⁾。

疑似体液環境は、下記の各因子を通して、フレッティング疲労強度に影響をおよぼすと考えられる。

- (a) パッドと試験片間の摩擦係数（摩擦力）
- (b) パッド接触部における固着域・すべり域境界の挙動⁽⁸⁾
- (c) パッド接触部新生面におけるピット形成と、摩耗によるピット研削⁽¹⁴⁾
- (d) 停留き裂の再伝播
- (e) き裂伝播速度

摩擦係数は、Fig. IV-2-2 に示したように、疑似体液中で大気中に比べてやや低い。また疑似体液中のパッド接触面の摩耗量は、Fig. IV-2-3 に示したように、大気中のそれに比べて多少多い。したがって因子(a) および(c) は疑似体液中のフレッティング疲労強度低下より増加の原因になると考えられる。

試験片上パッド接触部における主き裂発生・伝播状況の模式図を **Fig. IV-2-4** に示す。パッド接触部における主き裂発生個所は、大気中においては、すべて損傷面の外端部、疑似体液中では損傷面中央部であった。後者の場合損傷面でより高い応力集中が生じるので、フレッティング疲労強度は、前者の場合に比べて 20-30 MPa 低下する⁽⁹⁾。したがって、因子(b) は、疑似体液中のフレッティング疲労強度を低下させる。

Fig. IV-2-1 に示したように、 5×10^6 回近くでの疑似体液中フレッティング疲労強度は、大気中のそれに比べて約 40 MPa 低い。このような高サイクル域で、溶体化処理した Ti-6Al-4V 合金の大気中のフレッティング疲労寿命は、き裂発生寿命により支配されている⁽¹⁵⁾。また同合金の人工海水中におけるフレッティング疲労試験結果の類推から⁽²⁾、疑似体液中においてもフレッティング疲労寿命は、き裂発生寿命に支配されていると考えられる。

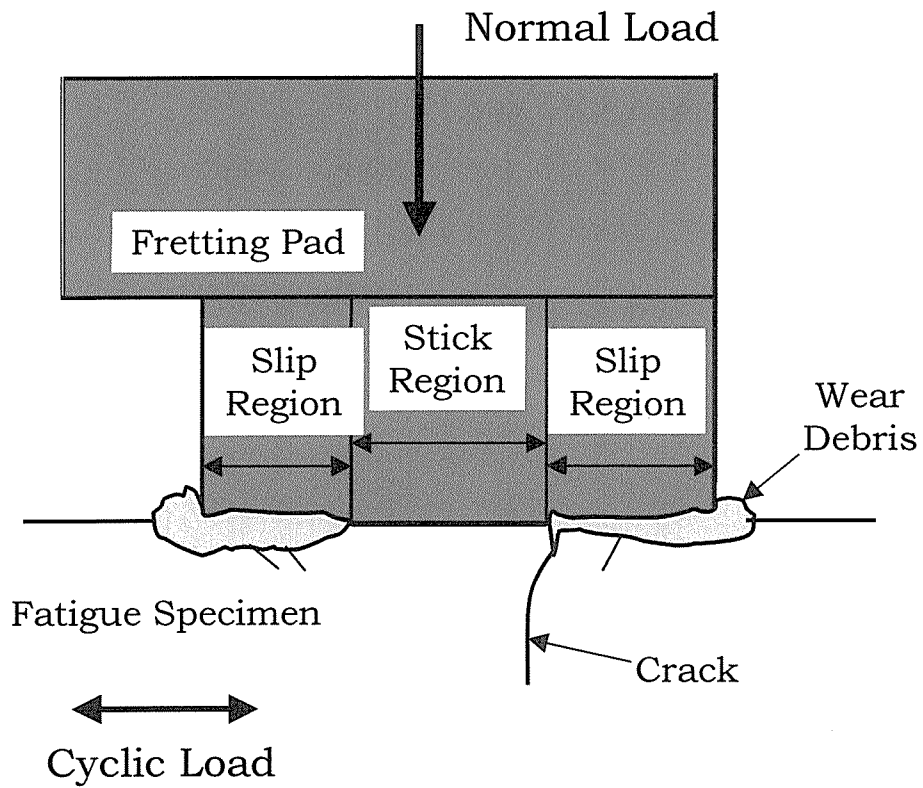


Fig. IV-2-4 Schematic representation of fretting damage on the contact area.

ある応力振幅以下では、試験片は高サイクル数を付与しても破断しない限界応力をもつ。き裂は発生しているが、それ以上サイクル数を増やしてもき裂は成長しない⁽¹⁶⁾。大気中において、 10^7 回近くの繰返し数で破断しなかった試験片上のパッド接触部下には、停留き裂が存在する。このように大気中でき裂が停留する応力振幅下でも、疑似体液中でき裂は、き裂先端の新生面の腐食によりさらに伝播して破断にいたることが考えられる。したがって、因子(d)は、疑似体液中で Ti-6Al-4V 合金のフレットィング疲労強度を低下させる要因の一つである。

1) で考察したように疑似体液は、低応力拡大係数下の子裂伝播速度を加速させるので、因子(e)は、疑似体液中の Ti-6Al-4V 合金のフレットィング疲労強度の低下に關与している。

フレットィング疲労寿命は、き裂発生寿命およびき裂伝播寿命よりなる。高応力振幅領域では、全寿命に対するき裂伝播寿命の割合が高く、一方、低応力振幅域では、全寿命に対するき裂発生寿命の割合が高い。上記因子のうち、(a), (b), (c) はき裂発生寿命に關与する因子であり、(d), (e) はき裂伝播寿命に關与する因子である。大気中の寿命に比べて疑似体液中のそれを短くするように働く因子は(b), (d), (e) であり、長くするように働く因子は(a), (c)である。これらの因子の相殺や重疊現象の応力振幅依存性が、Fig. IV-2-1 における疑似体液中の S-N 曲線と大気中の S-N 曲線の相違に現れていると考えられる。

(2) フレットィング疲労試験溶液中の微量物質

(1) で述べたように、疑似体液環境下では、試験片表面のフレットィング部およびき裂先端の新生面をアノードとする passive-active cell が形成され、その結果試験片が溶液中に溶出する可能性がある。しかし、フレットィング部の相対すべり量は $10\text{-}20\ \mu\text{m}$ 、1 回の応力繰返しによるき裂進展量は $1\text{-}2\ \mu\text{m}$ 以下であるので、新生面の面積は小さく、したがって局部電池の容量も小さい。またその数もフレットィングに関するものが 4 個とき裂先端に関するものが 1 個の合計 5 個であるので、疑似体液中に溶出する物質量は、極微量であることが予想される。

Table IV-2-2 Concentration of metallic substances dissolved in PBS(-) solutions from specimens during fretting fatigue test (ppb).

		Fe	Al	Ti	V	Cr	Ni
A $\sigma_a=200\text{MPa}$ $N_f=3.7\times 10^5$ (183.6 ks)	not filtered	3	4	3	+0	0	0
	Filtered	3	0	0	0	0	0
B $\sigma_a=107\text{MPa}$ $N_f=5.0\times 10^6$ (2.50 Ms)	not filtered	7	18	8	+0	0	0
	Filtered	6	3	0	0	0	0

Table IV-2-1 に示した分析値には、コントロール中に含まれる物質量が加算されている。そこでコントロールの分析値を差し引き Table IV-2-2 に示す。未ろ過試験溶液中には、Fe, Al, Ti が 3-18 ppb 存在する。また V が 1ppb 以下検出される。これらはフレットング疲労試験中に摩耗あるいは溶出により増加したものである。ろ過試験溶液中には Al, Ti, V はほとんど検出されない。本方法による分析値には存在する全ての物質が含まれているが、イオン、水酸化物、錯体、摩耗粉などの状態が特定されていない。今後、疑似体液中に含まれる微量物質の存在状態を分析できる方法を開発することが必要である。

フレットング疲労試験時間は、溶液 A の場合 183.6 ks、溶液 B の場合 2.50 Ms であり、両者間で 14 倍の違いがある。一方、Table IV-2-1 に示したように、Fe, Al, Ti の両溶液中の分析値の違いは 2-5 倍である。元素溶出量が試験時間に比例しない理由は次のように考えられる。

試験片上パッド接触部の新生面の大きさは、パッドと試験片との相対すべり量に比例する。本試験方法における相対すべり量は、応力振幅に比例する⁽¹⁵⁾。試験溶液 A における応力振幅は、試験溶液 B におけるその約 2 倍であり、溶液 A に関する相対すべり量は、溶液に関するその約 2 倍となる。したがって、溶液 A の新生面面積は、溶液 B のその約 2 倍となる。この新生面面積の違いが、元素溶出量が試験時間に比例しない理由と考えられる。

IV-2-5 小 括

溶体化処理した Ti-6Al-4V 合金について、PBS(-)溶液中でフレットング疲労試験を行った。また、試験溶液中の金属元素を黒鉛炉原子吸光法に

より定量分析を行い，次の結論を得た．

- (1) 5×10^6 回フレット疲労強度は，大気中で約 145 MPa，疑似体液中で約 105 MPa である．なお，大気中の 5×10^6 回通常疲労強度は，215 MPa である．疲労強度は，両環境下でほぼ等しい．
- (2) 疑似体液中の摩擦係数は，大気中の摩擦係数に比べて約 20%低い．
- (3) 疑似体液中でのフレット部の損傷は，大気中に比べて著しい．疑似体液中における損傷部の割合は，応力振幅が大きいほど著しい．応力振幅 301 MPa の場合，損傷部の凹凸の最大高低差は，約 $15 \mu\text{m}$ である．
- (4) 183.6 ks および 2.50 Ms のフレット疲労試験で，試験溶液 150ml 中の Fe, Al, Ti 濃度は 3-18 ppb 増加する．後者の濃度は前者のそれより数倍高い．V は 1 ppb 以下の濃度増加が確認される．Cr, Ni は，検出されない．

第2章 参考文献

- (1) R. B. Waterhouse, "Fretting fatigue", *International Materials Reviews*, 37 (1992), 77.
- (2) 丸山典夫, 角田方衛, 中沢興三, : 鉄と鋼, 79 (1993), 374.
- (3) 東山裕一郎, 山室隆夫, 琴浦良彦, 岡 正典, : 第9回日本バイオマテリアル学会大会予稿集, 9 (1987), p.42.
- (4) 角田方衛 : チタニウム・ジルコニウム, 37 (1989), 221.
- (5) 三浦維四監修, "チタンの医療への適用のために" (文献調査レポート), 日本チタニウム協会, (1992), pp. 1-104.
- (6) 森田真央, 中村伸之, 塚本行男, 笹田 直 : 生体材料, 10 (1992), 209.
- (7) 川原春幸 : 日本金属学会会報, 31 (1992), 1033.
- (8) 丸山典夫, 角田方衛, 中沢興三 : 鉄と鋼, 76 (1990), 262.
- (9) K. Nakazawa, M. Sumita and N. Maruyama : ASTM STP 1159, (1992), 115.
- (10) 笹田 直, 塚本行男, 馬淵清資, "バイオトライボロジー" 産業図書, (1988), p. 136.
- (11) R. A. Whitaker and C. J. L. Booker : Br. Corros. J., 17 (1982), 9.
- (12) 角田方衛, 丸山典夫 : 鉄と鋼, 74 (1988), 1854.
- (13) 米山隆之, 土居寿, 浜中人士 : 生体材料, 11 (1993), 71.
- (14) 丸山典夫, 角田方衛, 中沢興三 : 鉄と鋼, 77 (1991), 290.
- (15) 角田方衛, 中沢興三, "フレッティング腐食疲労下における海洋構物用材料の寿命評価", 腐食損傷を受けた鉄鋼材料の寿命・余寿命評価マニュアル, 日本鉄鋼協会, (1991), pp.235-244.
- (16) 村上敬宣 : 鉄と鋼, 75 (1989), 1267.

第3章 Niフリー Co-Cr 合金の疑似体液中疲労および フレット疲労特性

IV-3-1 緒言

前章で述べたように、フレット疲労破壊の可能性のある個所で使用される生体材料に関しては、フレット疲労特性を十分把握しておくことが重要である。

著者らはこれまでに、前章で述べたように生体用金属材料である工業用純チタン、Ti-6Al-4V 合金、SUS316L ステンレス鋼を用いて、疑似生体内環境下における疲労およびフレット疲労特性について研究を行ってきた⁽¹⁾⁻⁽⁴⁾。これらの研究は、腐食環境下においては、応力繰返し速度の影響が大きいことを考慮して、ヒトの歩行周期に相当する周波数を用いた。その結果、大気中の 10^7 回と比較すると、疲労強度は、フレット疲労が伴うと 30-60%低下する。さらに、疑似体液中でのフレット疲労強度は、大気中に比べて 20-30%低下することを明らかにした。一方、代表的生体用金属材料である Co-Cr 合金は、上述の 3 種類の材料に比べて耐摩耗特性に優れている⁽⁵⁾。また、ステンレス鋼に比べて擦過腐食を生じにくい⁽⁵⁾、そのため人工股関節の骨頭あるいはステム等に使用されている⁽⁶⁾。しかし、Co-Cr 合金の生体内環境下における疲労特性およびフレット疲労特性に関する研究は、安全性あるいは信頼性を確保するために必要であるにもかかわらず、ほとんど行われていない。

本章の研究では、生体に対して毒性の強い Ni を含有していない Co-Cr 合金について、疑似生体内環境下で疲労およびフレット疲労試験を行い、その特性を調べるとともに、試験後回収した溶液中の金属元素の定量を行った結果について述べる。

IV-3-2 実験方法

使用した Co-Cr 合金は、ASTM F-75-92⁽⁷⁾を基準成分にして溶製した。50 kg を真空溶解後、1373 K で 25 mm の丸棒に鍛造した。鍛造後 1323 K で 7.2 ks

Table IV-3-1 Chemical composition of Co-Cr alloy (mass%).

	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Fe	Co
Co-Cr alloy	0.004	0.02	<0.02	0.02	28.99	5.93	0.03	64.81

で溶体化処理を施した。化学成分と機械的性質を **Table IV-3-1** および **Table IV-3-2** に示す。不純物としての Ni は 0.02mass% であった。

フレット疲労試験片およびフレットパッドの形状、フレット疲労試験方法は、第Ⅱ編第 1 章および本編第 1 章と同じ方法である。

フレット疲労試験は、応力比 0.1 の軸荷重下、正弦波の応力波形を用い、パッド接触面圧 30 MPa で行った。繰返し速度として大気中では 20Hz、疑似体液中では 2Hz を用いた。疲労試験条件は、フレット疲労試験条件に準じた。

疑似体液として前章と同様 PBS(-)を用いた。生体内の溶存酸素濃度を考慮して、試験槽中の PBS(-)は、フィルターでろ過滅菌した 4% O₂ + 96% N₂ ガスを 40 ml/min によってバブリングした。

試験溶液中の金属元素の定量には、前章と同様 GF-AAS を用いた。金属元素の検出限界は、それぞれ Mn が 1 ppb, Mo が 3 ppb, Cr, Ni, Fe, Co が 2 ppb であった。

パッド接触面の形状測定は、表面粗さ計によって、パッド接触面の損傷状態を測定した。

破面およびフレット接触面は SEM によって観察した。

IV-3-3 実験結果

(1) 疲労強度およびフレット疲労強度

1) 応力振幅と破断寿命の関係

Table IV-3-2 Mechanical properties of Co-Cr alloy.

0.2%P.S. (MPa)	T.S. (MPa)	R.A. (%)	EL. (%)
432	956	14.8	14.5

大気中および PBS(-)中の疲労試験およびフレット疲労試験の応力振幅—破断繰返し数(S-N_f)曲線を **Fig. IV-3-1** に示す。ここで、※印は、フレット疲労試験において、破断がフレット部でなく試験片平行部の肩で生じたことを示す。大気中の疲労強度は、10⁷回までに耐久限が存在せず、10⁷回付近で疲労強度の顕著な低下がみられた。大気中の10⁷回疲労強度は、約 240 MPa であった。PBS(-)中の疲労強度は、大気中の疲労強度に比べて低サイクル側で 20-30 MPa 低下した。しかし、PBS(-)中の10⁷回疲労強度は、大気中とほぼ同じであった。

大気中 10⁷回のフレット疲労強度は、疲労強度に比べて約 30 MPa 低下した。PBS(-)中のフレット疲労強度は、大気中とほぼ同じであり、約 210 MPa であった。

2) 摩擦係数

フレット疲労試験中に求めた大気中および PBS(-)中の摩擦係数 μ と応力繰返し数 N との関係を示す **Fig. IV-3-2** に示す。大気中において、 μ の値は、N とともに増加し、N が 10⁴ 回付近で一定値を示した。PBS(-)中において、 μ の値は、N に依存せず約 0.3 であった。

μ と応力振幅 σ_a の関係を **Fig. IV-3-3** に示す。ここで、大気中の μ は、**Fig. IV-3-2** に $\sigma_a = 244$ MPa の場合に示したように μ が一定値になる応力繰返し数 2×10^4 回での値によって表している。応力振幅の低い範囲で、 μ の値は、 σ_a に比例して増加した。しかし $\sigma_a > 150$ MPa では、 μ の値は一定値を示し、約 0.8 であった。一方、PBS(-)中の μ の値は、大気中に比べて低く、約 0.3 であった。

3) パッド接触面の形状

フレットにより損傷を受けたパッド接触面の表面形状を **Fig. IV-3-4** (a), (b), (c), (d) に示す。試験片未損傷部表面から損傷部の底部までの深さを摩耗深さとする。大気中、 $\sigma_a = 219$ MPa の場合、(a)から摩耗深さは、最大で約 5 μm 、 $\sigma_a = 200$ MPa の場合、(b)から最大で約 10 μm である。(a), (b)から明らかなように、大気中では摩耗粉が凝着しているためにパッド接触面は、全面的に小さい凹凸を示していた。一方、PBS(-)中のパッド接触面は、大気中の場合と異なり摩耗粉の凝着が見られず、全面的に摩耗して

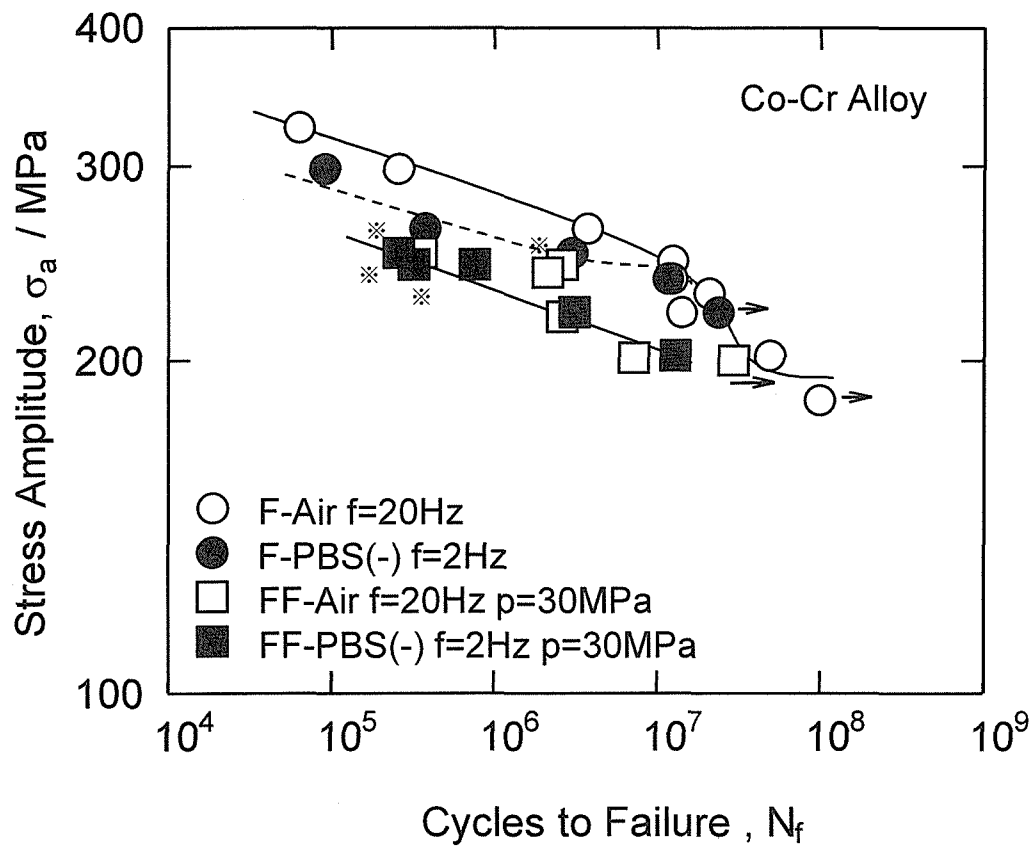


Fig. IV-3-1 S-N curves of Co-Cr alloy in the air and in PBS(-).
(F : fatigue and FF : fretting fatigue)

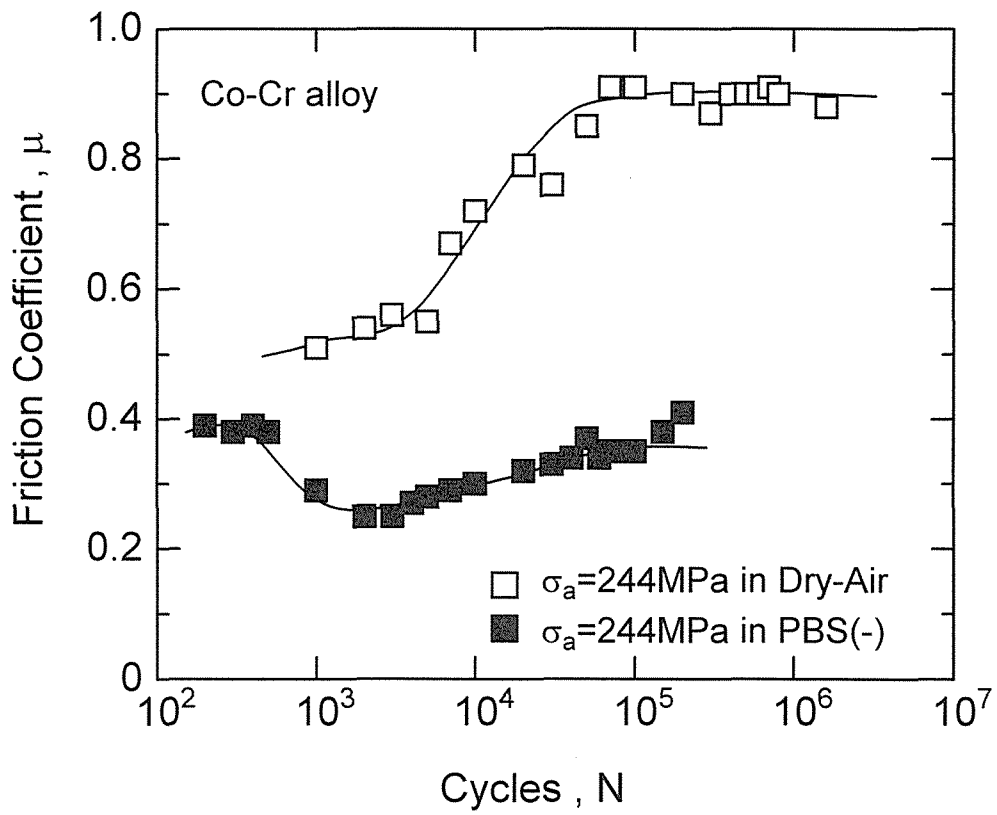


Fig. IV-3-2 Friction coefficient as a function of cycles.

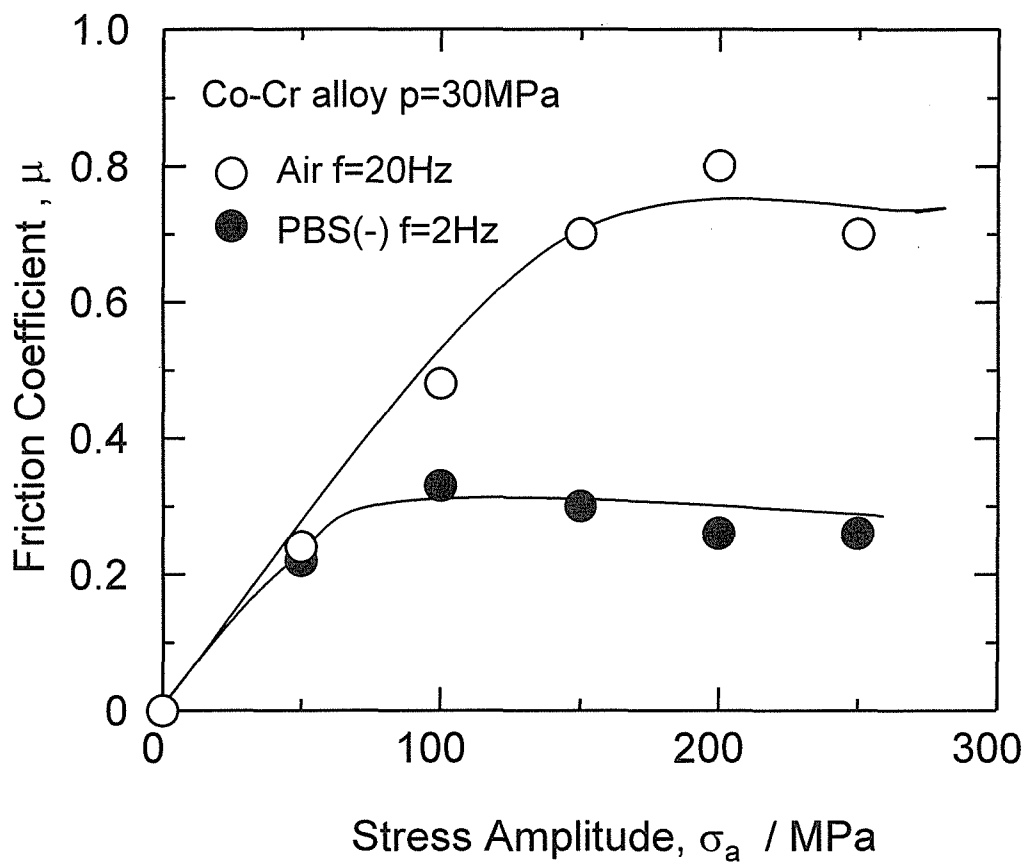


Fig. IV-3-3 Friction coefficient as a function of stress amplitude.

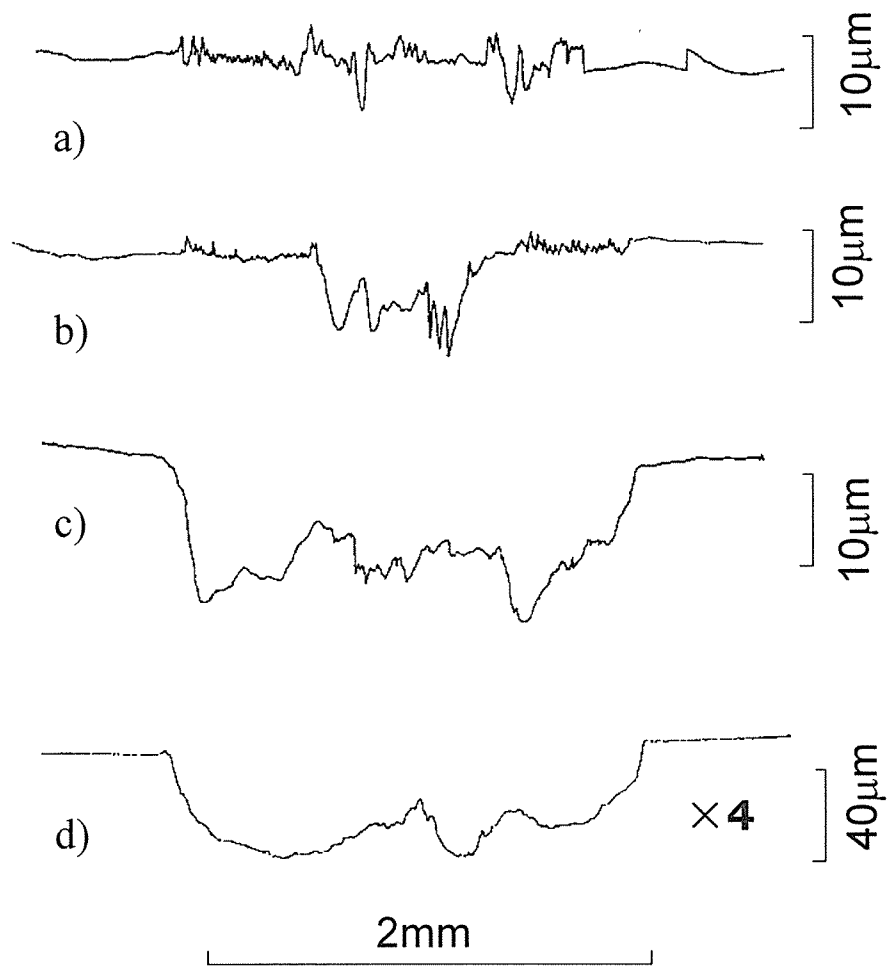


Fig. IV-3-4. Cross sectional profile on fretted surface.

(a) Air, $\sigma_a=219\text{MPa}$, $N_f=2.61 \times 10^6$

(b) Air, $\sigma_a=200\text{MPa}$, $N_f=2.97 \times 10^7$

(c) PBS(-), $\sigma_a=221\text{MPa}$, $N_f=3.10 \times 10^6$

(d) PBS(-), $\sigma_a=202\text{MPa}$, $N_f=1.32 \times 10^7$

いた。 $\sigma_a=221$ MPa の場合，(c)からパッド接触面の摩耗深さは，最大で約 $15\mu\text{m}$ ， $\sigma_a=202$ MPa の場合，(d)から最大で約 $80\mu\text{m}$ に達している。

4) 疲労およびフレット疲労破面

疲労破面の SEM 写真の例を Fig. IV-3-5(a)および(b)に示す。疲労き裂の発生個所は，すべての試験片において表面であった。き裂発生個所に非金属介在物，傷等の欠陥の存在は，確認されなかった。フレット疲労き裂の発生個所についても同様の結果であった。フレット疲労試験においてき裂は，パッド接触面のほぼ中央部から発生していた。大気中と PBS(-)中において，疲労およびフレット疲労破面形態に相違は見られなかった。両者とも Co-Cr 合金鑄造材の破面⁽⁸⁾と同様，へき開状の脆性的破面を示していた。

(2) 試験溶液中の金属元素分析

疲労試験後およびフレット疲労試験後に回収した試験溶液の GF-AAS による分析結果を Table IV-3-3 に示す。溶液 a, b では，Co が数 10ppb, Mo が数 ppb 検出された。しかし，Mn, Ni, Cr, Fe は，検出限界値以下であった。フレット疲労試験溶液の分析は，原液および $0.22\mu\text{m}$ メンブレンフィルターろ過液について行った。A 試験原液中には，Cr, Mo, Fe, Co は疲労試験溶液に比べて 10 倍以上高い値が検出され，ろ過後の溶液においてもほぼ同じ値が検出された。一方，B 試験原液およびろ過溶液においては，Cr, Mo, Fe, Co が A 試験原液に比べて 1000 倍高い値が検出された。

IV-3-4 考 察

(1) 疲労およびフレット疲労強度に及ぼす

試験環境の影響

1) 疲労強度に及ぼす PBS(-)環境の影響

Co-Cr 合金の PBS(-)中の疲労強度は，Fig. IV-3-1 に示したように，破断応力繰返し数が相対的に少ない低サイクル領域で，大気中に比べて低いが，

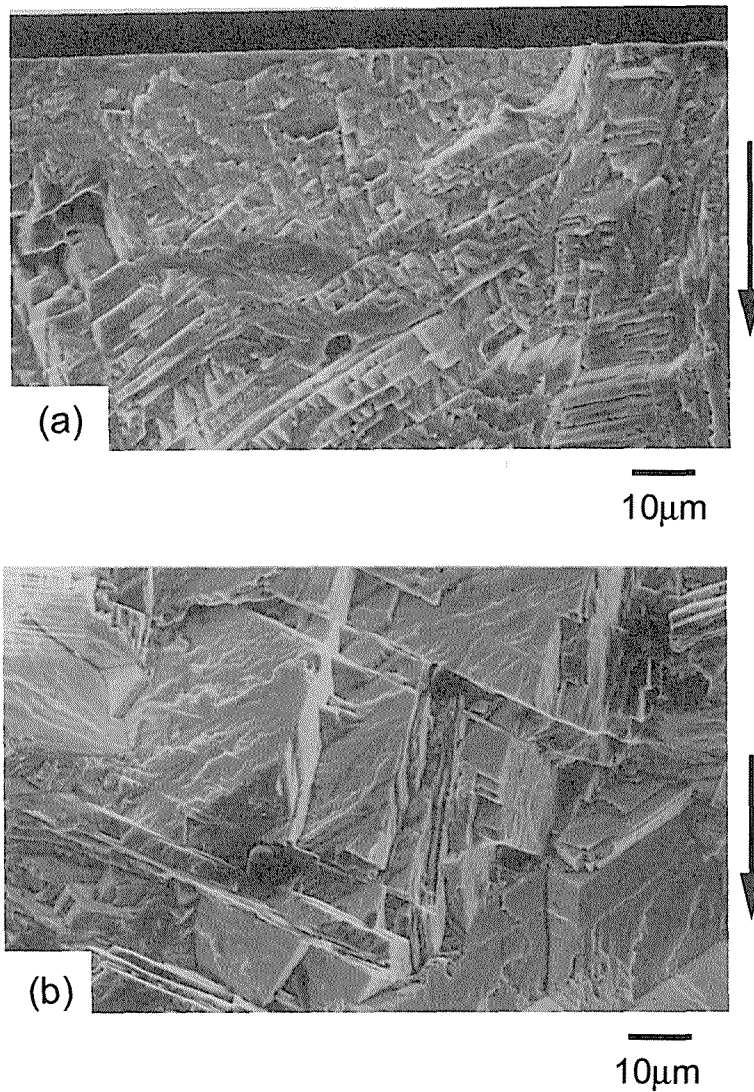


Fig. IV-3-5 Fractographs of a Co-Cr alloy in fatigue.
(in air, $\sigma_a=200\text{MPa}$, $N_f=4.95\times 10^7$)
(a) Typical crack initiation site.
(b) 200μm inside from crack initiation site.

Table IV-3-3 Concentration of metallic substances dissolved in PBS(-) solution from specimens during fatigue test and fretting fatigue test(ppb) .

			Mn	Ni	Cr	Mo	Fe	Co
Control			1	<2	<2	-	<2	-
a	Fatigue $\sigma_a=298\text{MPa}$ $N_f=9.0\times 10^4$	not filtered	<1	<2	<2	6	<2	24
b	Fatigue $\sigma_a=250\text{MPa}$ $N_f=3.0\times 10^6$	not filtered	<1	<2	<2	7	<2	44
A	Fretting fatigue $\sigma_a=244\text{MPa}$ $N_f=7.6\times 10^5$	not filtered	<1	2	13	48	7	850
		filtered	<1	<2	5	46	2	810
B	Fretting fatigue $\sigma_a=202\text{MPa}$ $N_f=1.3\times 10^7$	not filtered	16	8	18000	6400	1000	65000
		filtered	<1	<2	3800	2200	<2	600

高サイクル領域では、両環境下でほぼ同じであった。著者らは、すでに、高・低両サイクル領域で工業用純チタンの疲労強度が、大気中に比べ PBS(-) 中で低いこと⁽¹⁾、SUS316L ステンレス鋼および Ti-6Al-4V 合金の疲労強度が大気中と PBS(-) 中でほぼ同じであること^{(2),(4)}を明らかにした。このように疲労強度に及ぼす PBS(-) 環境の影響は、3 種類の材料で異なる。

一般に、金属材料の疲労寿命は、低サイクル疲労で全寿命のうちき裂伝播寿命の占める割合が高く、一方、高サイクル疲労で、き裂発生寿命の占める割合が高い。本合金の高サイクル領域の疲労強度が大気中と PBS(-) 中で同じであったということは、PBS(-) がき裂発生に対してほとんど影響しないことを示している。

一方、低サイクル領域の疲労強度は、大気中に比べて PBS(-) 中で 20-30MPa 低くなっている。本合金は、Table IV-3-2 に示したように、引張強度に比べて降伏強度が低い。したがって、低サイクル領域から高サイクル領域の繰返し応力の最大値は、降伏強度より高くなっており、試験片は、第 1 サイクルから全面的に塑性変形を起こしている。塑性変形を生じた金属表面は、ミクロな凹凸を生じ、局所的に酸化膜が破れて新生面を露出するので、

PBS(-)中では腐食が加速されやすいと考えられる。すなわち、腐食は、塑性変形量が多いほど、すなわち応力振幅が高いほど生じやすい。Table IV-3-3 に示した 2 種類の疲労試験溶液中の金属元素の分析値は、試験時間が約 30 倍異なる ($\sigma_a=298$ MPa, $N_f=9.0 \times 10^4$ 回と $\sigma_a=250$ MPa, $N_f=3.0 \times 10^6$ 回) にもかかわらず、ほぼ同じである。これは塑性変形量が多いほど金属溶出量が多いことを示している。しかし、本合金はもともと耐食性に優れているので、溶出量は極微量であり、低サイクル領域でき裂発生を促進するような腐食ピットが PBS(-)中で生じる可能性は、低いと考えられる。また、Co-Cr-Mo 合金鋳造材のリングル液中の疲労き裂伝播速度は、大気中に比べて速い⁽⁹⁾。低サイクル領域では、全寿命のうちき裂伝播寿命の占める割合が高いことを考え合わせると、PBS(-)中の疲労強度が大気中に比べて低くなった主な原因は、PBS(-)中で疲労き裂伝播速度が速くなったためと考えられる。

2) フレッシング疲労強度に及ぼす PBS(-)環境の影響

Co-Cr 合金の大気中 10^7 回フレッシング疲労強度は、 10^7 回疲労強度に比べて約 30MPa 低く、疲労強度のフレッシングによる低下量は、工業用純チタン、Ti-6Al-4V 合金および SUS316L ステンレス鋼に比べて少ない⁽¹⁾⁻⁽⁴⁾。

一方、本合金の 10^7 回フレッシング疲労強度は、大気中と PBS(-)中でほぼ同じである。この結果は工業用純チタン、Ti-6Al-4V 合金、SUS316L ステンレス鋼の PBS(-)中 10^7 回フレッシング疲労強度が、大気中に比べて低いこと⁽¹⁾⁻⁽⁴⁾と異なっている。

フレッシング疲労強度への環境の影響は、前章で述べたように次の因子が関与する⁽²⁾。

- (a)パッドと試験片間の摩擦力。
- (b)パッド接触部における固着域とすべり域の境界の挙動。
- (c)パッド接触部における腐食ピットおよび初期微小き裂の摩耗による研削。
- (d)停留き裂の再伝播。
- (e)き裂伝播速度。

因子(a)および(b)は、き裂発生と初期き裂伝播への影響因子である。因子(c)は、疲労き裂発生への影響因子であり、そして因子(d)および(e)は、き裂伝

播への影響因子である。 Fig. IV-3-3 に示したように、PBS(-)の摩擦力は、大気中のその約 1/3 である。したがって、因子(a)のフレット疲労強度低下への影響は、大気中に比べてPBS(-)中で小さい。き裂発生個所は、大気中およびPBS(-)中ともに、パッド接触面のほぼ中央である。したがって、因子(b)のフレット疲労強度への影響は、大気中とPBS(-)中ではほぼ同じである。

Fig. IV-3-4 に示したように、大気中におけるパッド接触部の摩耗深さは、10-20 μm である。一方、PBS(-)中で σ_a が221 MPaの場合、摩耗深さは、15 μm 程度であり、大気中のそれと同じ水準である。しかし、 σ_a が202MPaの場合、摩耗深さは、約80 μm である。摩耗深さが深いということは、ピットや微小き裂がフレット損傷面に発生してもき裂が伝播を開始する前にそれらは摩耗することを示しており、その結果破断寿命は、長くなる可能性がある。したがって、因子(c)は大気中に比べて、PBS(-)中では、フレット疲労強度を高くするように作用する。また、摩耗量は、相対すべり量（応力振幅にほぼ比例）、摩擦力および繰返し数の影響を受ける。PBS(-)中でフレット疲労試験した2本の試験片（Fig. IV-3-4 中(c)および(d)）の摩耗深さは、破断繰返し数に対応していた。このような傾向は、工業用純チタン、Ti-6Al-4V 合金では見られなかった^{(1),(2)}。

停留したき裂の再伝播は、き裂先端で腐食が生じた場合に起こる可能性がある。本合金はPBS(-)中で微量であるが腐食する。したがって、因子(d)は、大気中に比べてPBS(-)中の方がフレット疲労強度を低下させることが考えられる。また、3-4(1)で述べたようにき裂伝播速度は、大気中に比べてPBS(-)中で速いと考えられる。したがって、因子(e)は、PBS(-)中のフレット疲労強度を低下させる。

上述したように、Co-Cr 合金に対して、因子(a)および(c)は、PBS(-)中のフレット疲労強度を高める因子として働く。因子(d)および(e)は、PBS(-)中のフレット疲労強度を低くする。因子(b)は、PBS(-)中と大気中で同じ挙動を示すように作用する。Fig. IV-3-1 に示したように、本合金のPBS(-)中と大気中のフレット疲労強度がほぼ同じであったのは、因子(a)および(c)と、因子(d)および(e)、とが相殺したためと考えられる。

なお、Fig. IV-3-1 中※印で示した試験片は、平行部の肩で破断したものである。この部分の応力集中係数は約 1.4 である。したがって本試料のフレット部での累積損傷は、応力集中係数 1.4 に対応していたと考えられる。

(2) フレット疲労試験溶液中の金属元素溶出量

Table IV-3-3 に示したように、疲労試験溶液 a および b 中の金属元素溶出量は、フレット疲労試験溶液 A および B 中の金属元素溶出量に比べて桁違いに少ない。溶液 b の疲労試験時間は、同 a の試験時間に比べて約 30 倍長いにもかかわらず、両試験溶液中の金属元素溶出量は、ほぼ同じである。4-3-4 (1)で述べたように、試験片の塑性変形量の違いがこのような結果をもたらしたと考えられる。

フレット疲労試験溶液 A と B の間で、金属元素溶出量は、全く異なる。溶液 A の場合試験原液とろ過液で、Co, Cr, Mo の含有量は、ほぼ同じである。この場合メンブレンフィルターを通過するような微細摩耗粉が生じていた可能性は、ほとんどないと考えられる。それは以下の理由による。本合金の基本成分である Co, Cr, Mo の重量比は、約 10:4:1(Table IV-3-1)であるのに対して、試験原液のそれらの分析値の比は、約 65:1:4(Table IV-3-3)である。合金の基本成分に比べて試験溶液中には、Co と Mo が優先的に溶出している。もし、摩耗粉が生成していたならば、その分析値の比は、合金の基本成分の比に近いはずである。したがって、試験溶液 A 中の金属元素は、荷重繰返しのたびにパッド接触部で生じる新生面からの溶出によるものと考えられる。

溶液 B の場合は、溶液 A の場合と異なり摩耗粉が生成している。それは原液の分析値がろ過液の分析値に比べて高いことに加えて、本合金の基本成分である Co, Cr, Mo の重量比が約 10:4:1 であるのに対して、原液のこれらの金属元素の分析値の比は約 10:3:1(Table IV-3-3 参照)であり、両者の比がほぼ等しいことによる。一方、溶液 B のろ過液中には、相対的に高濃度の Cr および Mo が検出されたが、それらは試料表面の酸化皮膜成分として多量に含まれている Cr および Mo⁽¹⁰⁾が溶出し検出されたためと思われる。

Co-Cr 合金の試料表面は、安定な Cr_2O_3 で覆われている⁽¹¹⁾が、フレットイングによってこの皮膜が破壊され、破壊された酸化皮膜は再生される。Cr および Mo はイオンとして多量に溶け出すが、皮膜再生にはその一部が使われるので、ろ過しても分析値の減少は少ないと考えられる。

また、本合金の微量成分である Fe, Ni, Mn が検出されたことは山本らの結果^{(3),(12)}と同様であり、不純物であるこれらの元素が優先的に溶出したものと思われる。

フレットイング疲労試験による摩耗量には、相対すべり量、摩擦力、応力繰返し数に関与することが経験的に知られている。溶液 A と B におけるフレットイング疲労試験条件は、応力振幅と応力繰返し数が異なる。なぜ、溶液 A と B で摩耗量に大きな違いがでたかは不明である。溶液 B で見られたような多量の摩耗粉の発生は、前章で述べた工業用純チタン⁽¹⁾、Ti-6Al-4V 合金⁽²⁾あるいは著者らの SUS316L ステンレス鋼⁽⁴⁾の PBS(-)中のフレットイング疲労試験ではみられなかった。このような摩耗が他の Co-Cr 合金においても生じるかどうか調べる必要がある。

(3) 他の生体用金属材料の疲労およびフレットイング

疲労強度との比較

生体用金属材料には、Co-Cr 合金のほかに工業用純チタン、Ti-6Al-4V 合金を代表とするチタン合金および SUS316L 鋼が使用されている。これらの材料の大気中および PBS(-)中における 10^7 回疲労強度およびフレットイン

Table IV-3-4 Fatigue strength and fretting fatigue strength at 10^7 cycles

		Co-Cr alloy	Pure Ti (Grade3)	Ti-6Al-4V (STA)	SUS316L
UTS(MPa)		956	440	1104	602
0.2%P.S.(MPa)		432	306	1006	328
Fatigue strength at 10^7 cycles (MPa)	Air	240	150	270	205
	PBS(-)	240	140	270	200
Fretting fatigue strength at 10^7 cycles (MPa)	Air	210	100	145	140
	PBS(-)	210	85	105	110

グ疲労強度^{(1),(2),(4)}を比較して **Table IV-3-4** に示す。Co-Cr 合金の疲労強度は、同程度の引張り強さの Ti-6Al-4V 合金に比べやや低い。しかし、そのフレット疲労強度は、他の 3 種類の生体用金属材料に比べ、疑似体液中において約 2 倍以上の高い値を示す。したがって、Co-Cr 合金は、生体内のフレット疲労下で使用される材料として優れている。

IV-3-5 小 括

Ni を合金成分に含まない Co-Cr 合金について大気中および PBS(-)中で疲労およびフレット疲労試験を行った。また、その試験溶液中の金属元素を黒鉛炉原子吸光法により定量分析した。結果はつぎの通りである。

- (1) 低サイクル領域において、PBS(-)中の疲労強度は、大気中に比べ 20-30MPa 低かった。しかし、 10^7 回疲労強度は、PBS(-)および大気中ともに約 240MPa であった。
- (2) 10^7 回フレット疲労強度は、PBS(-)中および大気中ともに約 210MPa であった。
- (3) 疑似体液中の摩擦係数は、大気中のそれに比べて約 1/3 の値を示した。
- (4) フレット部の摩耗量は、大気中と比べて PBS(-)中で変化が顕著であった。
- (5) 疲労試験後の溶液からは、25-45ppb の Co, 6-7ppb の Mo が検出されたが、Cr, Fe, Ni, Mn は検出されなかった。フレット疲労試験後の試験溶液からは、疲労試験溶液に比べて桁違いに高い Co, Mo, Cr が検出された。高サイクル側では、摩耗深さが $80\mu\text{m}$ に達し、多量の摩耗粉が発生した。
- (6) PBS(-)中高サイクル側のフレット疲労強度は、Ti-6Al-4V 合金、SUS316L ステンレス鋼に比べて約 2 倍高い値を示した。これは人工股関節のようなフレットと繰返し荷重が加わる部分に使用される生体材料として優れた特性を有していることを示している。

第3章 参考文献

- (1) 丸山典夫, 山本玲子, 小林 剛, 中澤興三, 角田方衛 : 日本金属学会 春期講演概要(1995), pp,269.
- (2) 丸山典夫, 小林 剛, 角田方衛 : 生体材料, 13 (1995), 14.
- (3) 山本玲子, 小林 剛, 丸山典夫, 中澤興三, 角田方衛 : 日本金属学会 誌, 59 (1995), 463.
- (4) 中澤興三, 角田方衛, 丸山典夫 : 日本機会学会第 74 期通常総会講演論文集 II, (1997), p.3
- (5) H. H. Uhlig, R. W. Revie : 腐食反応とその制御 (岡本 剛, 松田精吾, 松島 巖共訳) , (1997), pp.379-381 [産業図書].
- (6) R. B. Waterhouse : フレッシング損傷とその防止法 (佐藤準一訳) , (1984), pp. 52-56 [養賢堂].
- (7) Annual Book of ASTM Standards, vol. 13.01, ASTM, (1995), pp.4-5.
- (8) L. Z. Zhuang and E. W. Langer : , Met. Trans. A, 20A (1989), 99.
- (9) J. D. Bolton, J. Hayden and M. Humphreys : Engineering in Medicine, 11 (1982), 59.
- (10) S. Storp and R. Holm “ESCA Inverstigation of the Oxide Layers on Some Cr Containing Alloys” , 68 (1977), pp10-19.
- (11) N. S. McIntyre and T. C. Chan : in Practical Surface Analysis, 2nd Ed. Vol. 1-Auger and X-ray Photoelectron Spectroscopy, D. Briggs and M. P. Seah, Eds., Wiley, (1995), pp.485-529.
- (12) 笹田 直 : 金属, (1991), 22 .

第4章 総括

金属材料は高分子材料やセラミックス材料に比べて、強度および靱性が優れているので、生体材料として骨や歯のように荷重のかかる部分に使われる場合が多く、また電氣的性質を利用した生体用センサーとしても使用されている。

生体材料は、使用中破損すると、再埋め込み手術が必要になる。再手術は患者に合併症や感染症のリスクを負わせるだけでなく、最初の手術に比べて不都合を生じる機会が高くなる。金属系生体材料の耐用年数を縮める原因には、フレッティングや腐食を伴った疲労がある。腐食疲労やフレッティング腐食疲労は、人工股関節のステム、ボーンプレート、ワイヤ、ステイブル等の破損の主な原因である。

生体内の金属材料にフレッティング部があると、疲労強度が低下するとともに腐食が加速され、摩耗粉が体内に蓄積される。生体内における金属材料の腐食や摩耗の問題は、単に耐久性の問題だけでなく、アレルギー、炎症、発癌等の生体に対する毒性の問題もある。金属元素の種類によっては、ppm 以下の極微量の腐食が生体に毒性を誘起することがある。

耐食性の優れた既存の金属系生体材料である工業用純チタン、Ti-6Al-4V 合金と Co-Cr 合金（バイタリウム）について、模擬生体内環境下で世界に先がけてフレッティング疲労試験を行い、その強度に関するデータを整備するとともに、生体材料では、微量金属の溶出や摩耗粉が生体安全性に係わることを考慮して、試験溶液中に溶出した金属元素の分析を行った。その結果、工業用純チタンおよび Ti-6Al-4V 合金の場合、疲労強度は、フレッティング損傷を付与すると半減すること、疑似体液中のフレッティング疲労強度は、大気中のそれに比べて 20-30%低いことが明らかになった。さらに Co-Cr 合金の場合、長寿命側の疲労強度へのフレッティングおよび疑似体液中の影響は小さいこと、本合金の長寿命側の疲労強度は工業用純チタン、Ti-6Al-4V 合金のそれに比べて約 2 倍に達することが判明した。また、フレッティング疲労試験終了後の溶液中には、Ti-6Al-4V 合金の場合、Ti,Fe,Al,V が検出され、Co-Cr 合金の場合、Co,Mo が検出された。後者の摩

耗量は、前者の摩耗量に比べて多く、この違いが両材料の疑似体液中のフレッティング疲労強度の違いに関係していると推測された。

以上の成果は、生体用デバイスの設計および材料選択に資する。一方、生体用金属材料として耐食性の優れた高強度材料を開発しても、体内でフレッティング疲労が生じるような個所で使用する場合、高耐久性はあまり期待できない。また、金属の溶出や摩耗粉が体内局部へ蓄積するのを皆無にすることは困難であることを示唆している。したがって、体内で疲労荷重がかかるところで金属材料を使用する際、フレッティングを極力避けるようにすることが重要であるとともに、毒性の低い金属元素を構成成分とする高耐食性材料の開発が必要である。

第 V 編

結 論

金属材料は強度と靱性に優れているので、構造材料として多量に使用されている。しかし、航空機、船舶、車両、人工股関節、機械部材などのように繰返し荷重が加わる構造物は、設計耐用年数より短い寿命でしばしば破壊する。これらの構造物や部材の破壊の原因は、純粋な疲労であることが希であり、フレッティングをともなった疲労、腐食をともなった疲労、あるいは両者をともなった疲労である場合が多い。すなわち金属材料の疲労強度はフレッティングや腐食をともなうことにより著しく低下するからである。

金属材料の疲労の過程自体が複雑な現象であり、特にフレッティングおよび腐食が関与した疲労の研究は、その破壊プロセスが複雑なため、未解決の研究領域が広く存在している。

本研究は、フレッティング疲労および腐食疲労によって、破壊・寿命が大きく支配される輸送関連構造物用高比強度材料、海洋構造物用材料、金属系生体材料を対象に、その疑似環境下で実験を行い、得られた結果を詳細に考察し、破壊挙動を明らかにしたものである。

(1) 輸送関連構造物用高比強度金属材料として期待されている Ti-6Al-4V 合金および金属基複合材料のフレッティング疲労特性を調べた。その結果、フレッティング疲労寿命は、20MPa という比較的小さい押付力を付与した場合最も短くなること、フレッティング疲労強度は、金属基複合材料において摩擦力付与部の応力集中の分散や粒子周辺の圧縮残留応力によるき裂進展経路の迂回が生じる場合、複合効果が期待できることが明らかになった。

(2) 海洋構造物が遭遇する飛沫帯や変動応力をシミュレートした環境下における高張力鋼の腐食疲労特性を調べた。その結果、疲労寿命は海水中に浸漬のままより乾湿が周期的に繰返される方が短く、腐食ピットの大きさ、形状、深さと密接な関係があること、海水中陰極防食下での変動応力下の疲労寿命は、応力振幅が低くなるほど一定応力振幅下のそれに比べて短くなることが明らかになった。

(3) 金属系生体材料の腐食疲労特性およびフレッティング腐食疲労特性を調べた。その結果、模擬生体内環境下における工業用純チタンおよび

Ti-6Al-4V 合金の疲労強度は、フレットィングをともなうと半減すること、Co-Cr 合金の高サイクル側疲労強度は、フレットィングおよび疑似体液の影響が小さいこと、フレットィング疲労試験溶液中には、主成分以外に不純物成分も溶出することが明らかになった。

以上の成果は、フレットィングや腐食を伴った繰返し荷重下で使用される構造物に関して、材料選択、構造物設計、事故原因解明、材料開発などに有力な指針を与えるものである。

関連公表論文リスト

第Ⅱ編 第1章に関連した論文

- (1) 丸山典夫, 角田方衛, 中沢興三 :
「Ti-6Al-4V 合金の大気中におけるフレット疲労強度の解析」
鉄と鋼, 76(1990), 262-269.

第2章に関連した論文

- (1) 丸山典夫, 角田方衛, 中沢興三 :
「SiC 粒子強化 A2024-T6 複合材料の疲労およびフレット疲労特性解析」
日本金属学会誌, 57(1993), 1268-1274.
- (2) 角田方衛, 丸山典夫, 中沢興三 :
「Al 合金基複合材料のフレット疲労強度における第2相の役割」
日本金属学会誌, 57(1993), 1142-1148.
- (3) K. Nakazawa, M. Sumita and N. Maruyama :
「Effect of Contact Pressure on Fretting Fatigue of High Strength Steel and Titanium Alloy」
ASTM STP 1159, (1992), 115-125.

第3章に関連した論文

- (1) 丸山典夫, 中沢興三, 角田方衛, 佐藤充典 :
「2024Al 合金基複合材料の疲労およびフレット疲労に及ぼす熱処理および SiC 量の影響」
日本金属学会誌, 62(1998), 224-231.

第Ⅲ編 第1章に関連した論文

- (1) 丸山典夫, 角田方衛, 堀部 進 :
「高強度鋼の海水環境各種条件下における疲労強度」
鉄と鋼, 73(1987), 356-363.
- (2) N. Maruyama, S. Horibe, M. Sumita :
「Corrosion fatigue in simulated aggressive marine environment」
J. Mater. Sci. Lett. 5(1986), 953-955.

第 2 章に関連した論文

- (1) 丸山典夫, 角田方衛 :
「高張力鋼の人工海水中陰極防食下における応力振幅急変下の疲労
き裂発生と伝播」
鉄と鋼, 78(1992), 640-646.
- (2) 角田方衛, 丸山典夫 :
「80kgf/mm² 級高張力鋼の人工海水中電気防食下の疲れ強さ」
鉄と鋼, 73(1987), 349-355.

第IV編 第 1 章に関連した論文

- (1) 丸山典夫, 中沢興三, 角田方衛, 佐藤充典 :
「Ti 系材料の疑似体液中における疲労寿命およびフレッティング疲
労寿命に及ぼす繰返し速度の影響」
生体材料, 投稿中.

第 2 章に関連した論文

- (1) 丸山典夫, 小林 剛, 角田方衛 :
「Ti-6Al-4V 合金の疑似体液中フレッティング疲労強度とその試験溶
液の定量分析」
生体材料, 13(1995), 14-20.
- (2) K. Nakazawa, M. Sumita, N. Maruyama and Y. Kawabe :
「Fretting Fatigue of High Strength Steels for Chin Cables in Sea Water」
ISIJ International, 29 (1989), 781-787

第 3 章に関連した論文

- (1) 丸山典夫, 小林 剛, 中沢興三, 角田方衛, 佐藤充典 :
「Ni フリー Co-Cr 合金の疑似体液中疲労およびフレッティング疲労
特性」
生体材料, 17(1999), 24-31.

謝 辞

本論文は、北見工業大学工学部教授 佐藤充典 博士の御指導によりまとめられたものである。先生から賜りました御指導と御鞭撻に対し、ここに深く謝意を申し上げます。同じく同教授 青木 清 博士，同教授 佐々木克孝 博士，同教授 富士明良 博士，同大学保健管理センター所長 伊藤宜人 博士からは論文作成にあたり数々の御指導と御鞭撻をいただきました。厚く御礼申し上げます。

本研究は科学技術庁金属材料技術研究所で行われたものであり，所長 岡田雅年 博士，研究総務官 斎藤鐵哉 博士からは，研究遂行の機会とともに暖かい御支援と御鞭撻をいただきました。ここに深く感謝申し上げます。

直接御指導いただきました，前 生体融和材料研究チームリーダー 角田方衛 博士に厚く御礼申し上げます。

本研究の遂行にあたり，早稲田大学理工学部教授 堀部 進 博士，金属材料技術研究所・第 3 研究グループ総合研究官 中村森彦 博士，同所・評価ステーション第 4 ユニットリーダー 中沢興三 博士，同所・物性解析研究部 主任研究官 小林 剛 博士，同所・生体融和材料研究チームリーダー 堀 隆夫 博士ならびに同所・生体融和材料研究チーム 山本玲子 博士からは，有益な御助言と討論をいただきました。ここに深く感謝申し上げます。また，御協力と便宜を図っていただいた金属材料技術研究所の関係諸氏に感謝の意を表します。