

# Ti-6Al-4V の Cold-Dwell-Fatigue における 変形挙動解明および寿命推定

2021 年 8 月

千葉大学大学院融合理工学府

基幹工学専攻 機械工学コース

大田 祐太郎

(千葉大学審査学位論文)

# Ti-6Al-4V の Cold-Dwell-Fatigue における 変形挙動解明および寿命推定

2021 年 8 月

千葉大学大学院融合理工学府

基幹工学専攻 機械工学コース

大田 祐太郎

## 要旨

Ti 合金は比強度に優れ、航空エンジンをはじめ様々な構造材料に用いられている。一般的な金属材料では高温 ( $0.3\sim 0.4T_m$ ,  $T_m$ :融点) にてクリープ変形を生じるが、Ti 合金は  $0.15T_m$  である室温においてもクリープ変形を生じる特異な性質を持つ。それゆえに、室温でも応力保持を導入することによる疲労寿命低下が生じる。この室温保持疲労は Cold Dwell Fatigue (CDF) と呼ばれ、特に応力、ミクロ組織、保持時間の影響を大きく受けることが報告されている。しかし、変形挙動の解釈について詳細を議論した報告はほとんどなく、また、寿命評価に際してクリープ損傷が考慮されることも少なかった。このような背景に鑑み、本研究では CDF における変形挙動を解明し定式化することを目的とした。また、線形累積損傷則の適用可能性を検討し、室温クリープの影響を考慮した変形挙動を組み込むことで、CDF 寿命の評価方法を構築することも目的とした。

CDF 特性に及ぼす応力の影響に関しては、0.2%耐力による規格化応力を用いることで応力とミクロ組織の影響を同時に検討した。その結果、等軸 $\alpha$ と針状 $\alpha$ の体積率の影響は無視できること、等軸 $\alpha$ 粒径はわずかに CDF 寿命へ影響を与えることが明らかとなった。また、保持時間については、これまで検証されていなかった長時間保持領域の特性も取得した。最小破断サイクルが定義され、より幅広い範囲での寿命評価を支持する結果となった。また、規格化応力と保持時間は破断延性および破壊形態に違いをもたらすことも確認された。低応力・短時間保持条件では破断延性は小さく疲労損傷主体の破面形態であり、高応力・長時間保持条件では破断延性は大きくクリープ損傷主体の破面形態であった。加えて、ひずみ変化挙動に関する知見も得た。保持中の非弾性ひずみ変化挙動は一般的な高温クリープにて生じる 1 次クリープ、2 次クリープ、3 次クリープのような領域を描いた。最小ひずみ速度は規格化応力だけでなく、応力比、保持時間にも依存することを確認した。

以上のように CDF 試験によって得られた結果をもとに、高温クリープ疲労における実績のある線形累積損傷則の適用を試み、その適用可能性を示した。その結果、クリープ損傷の算出方法 (時間消耗則、延性消耗則) による寿命評価領域の変化についての知見を得た。実験結果から破断延性には上限があると示唆されていたことから、特に延性消耗則による評価が実態に即した寿命評価となっている可能性を示した。また、本研究にて提案された式によって、規格化応力、応力比、保持時間に応じた CDF 試験における最小ひずみ速度を高精度で予測することができた。最終的には、試験条件をもとに、Blackburn の式をベースとした CDF 試験の保持中のひずみ変化挙動を定式化し、回帰が可能となった。このことは損傷度の定量化にもつながり、線形累積損傷則の考え方とひずみ変化挙動の予測を組み合わせることで、クリープ損傷を考慮した CDF 寿命予測が達成された。本研究にて提案した手法では、従来の考え方よりも試験条件に応じた柔軟な寿命評価ができるようになり、幅広く実用的な適用が期待できる。

## Abstract

Ti alloys have excellent specific strength and are used in a variety of structural materials including aero engines. Although creep deformation occurs at high temperatures ( $0.3-0.4 T_m$ ,  $T_m$ : melting point) in general metallic materials, creep deformation of Ti alloys occurs even at room temperature ( $0.15 T_m$ ). Therefore, fatigue life decreases at room temperature in the case of introducing stress dwell. This phenomenon is called Cold Dwell Fatigue (CDF), and is particularly affected by stress, microstructure, and dwell time. Until now, there have been few reports discussing the interpretation of deformation behavior in detail. In addition, creep damage has not been taken into account in the lifetime evaluation. Therefore, the purpose of this study was to clarify and formulate the deformation behavior in CDF. In addition, the purpose of this study was also to examine the applicability of the linear cumulative damage and construct a life evaluation method by incorporating the deformation behavior considering the effect of creep.

As for the effect of stress, the effect of stress and microstructure were simultaneously investigated by using the normalized stress with 0.2% proof stress. The results showed that the effect of the volume fraction between equiaxed  $\alpha$  and needle  $\alpha$  was negligible, and the grain size of equiaxed  $\alpha$  had a slight effect on the CDF life. As for the dwell time, some properties were obtained in the long retention region, which had not been verified so far. The minimum rupture cycle was defined, and the results supported a broader range of life evaluations. It was also confirmed that normalized stress and dwell time made a difference in fracture ductility and fracture mode. The fracture surface morphology showed mainly fatigue damage with a little fracture ductility under low stress and short dwell time condition, and mainly creep damage with a large fracture ductility under high stress and long dwell time condition. In addition, the knowledge about strain change behavior was obtained. The inelastic strain change behavior during stress dwell depicted the primary creep, secondary creep, and tertiary creep regions that occur in general high temperature creep. It was confirmed that the minimum strain rate depended not only on the normalized stress but also on the stress ratio and dwell time.

Based on these results obtained from the CDF tests, the applicability of the proven linear cumulative damage rule in high temperature creep-fatigue was attempted and demonstrated. The knowledge about the change in the evaluation area depending on the creep damage calculation method (time exhaustion rule or ductility exhaustion rule)

was also obtained. It was indicated that the evaluation by the ductility exhaustion rule, in particular, may be a realistic life assessment. One of the reasons is that experimental results suggested that there is an upper limit to fracture ductility. Furthermore, the equation proposed in this study can predict the minimum strain rate in the CDF test with high accuracy depending on the normalized stress, stress ratio, and dwell time. Finally, the strain change during stress dwell of the CDF test based on Blackburn's equation was formulated and the deformation behavior could be regressed only from the test conditions. This leads to the quantification of the damage degree, and the life prediction considering creep damage was achieved by combining the concept of the linear cumulative damage rule and strain change prediction. The life evaluation method proposed in this study enables more flexible life evaluation according to the test conditions than the conventional approach and is expected to have a wide range of practical applications.

# Ti-6Al-4V の Cold-Dwell-Fatigue における変形挙動解明および寿命推定

## 目次

<b>第 1 章 序論</b> .....	<b>1</b>
1.1 研究の背景.....	1
1.2 Ti 合金の特徴 .....	4
1.2.1 Ti 合金の基本特性.....	4
1.2.1 Ti 合金の室温クリープ.....	7
1.3 Ti 合金の Cold Dwell Fatigue .....	10
1.3.1 CDF 特性に影響を与える因子 .....	10
1.3.2 寿命評価.....	14
1.4 高温クリープ疲労と損傷則 .....	16
1.4.1 高温クリープ疲労現象 .....	16
1.4.2 線形累積損傷則 .....	17
1.5 研究の目的.....	20
1.6 本論文の構成 .....	21
第 1 章の参考文献 .....	23
<b>第 2 章 CDF 寿命への負荷応力の影響</b> .....	<b>27</b>
2.1 緒言 .....	27
2.2 実験方法 .....	29
2.2.1 供試材 .....	29
2.2.2 強度試験.....	30
2.2.3 破面およびマイクロ組織観察 .....	32

2.3	規格化応力による整理 .....	33
2.3.1	引張試験結果.....	33
2.3.2	CDF 試験結果.....	35
2.3.3	き裂の発生とマイクロ組織.....	40
2.3.4	負荷サイクルに伴うひずみ変化 .....	45
2.4	CDF 寿命への応力比の影響.....	49
2.4.1	CDF 試験結果 .....	49
2.4.2	負荷サイクルに伴うひずみ変化 .....	51
2.5	結言 .....	53
	第 2 章の参考文献 .....	54
<b>第 3 章</b>	<b>CDF 寿命への保持時間の影響 .....</b>	<b>56</b>
3.1	緒言 .....	56
3.2	実験方法 .....	57
3.3	CDF 試験結果.....	58
3.4	負荷サイクルに伴うひずみ変化.....	64
3.5	結言 .....	67
	第 3 章の参考文献 .....	68
<b>第 4 章</b>	<b>CDF 寿命への線形累積損傷則の適用 .....</b>	<b>69</b>
4.1	緒言 .....	69
4.2	疲労損傷 .....	70
4.3	クリープ損傷.....	73
4.3.1	時間消耗則 .....	73
4.3.2	延性消耗則 .....	76
4.4	線形累積損傷則の適用 .....	79
4.5	結言 .....	81

第4章の参考文献 .....	82
<b>第5章 CDFにおける負荷中のクリープ変形.....</b>	<b>84</b>
5.1 緒言 .....	84
5.2 クリープ回帰式によるフィッティング .....	85
5.3 変形予測 .....	89
5.3.1 Blackburn の式の係数が曲線形状に与える影響 .....	89
5.3.2 最小ひずみ速度の予測 .....	91
5.3.3 クリープ変形予測結果 .....	95
5.4 結言 .....	98
第5章の参考文献 .....	99
<b>第6章 線形累積損傷則を用いた CDF 寿命予測 .....</b>	<b>100</b>
6.1 緒言 .....	100
6.2 疲労損傷の算出.....	101
6.3 クリープ損傷の算出.....	103
6.4 クリープ疲労損傷の算出.....	105
6.5 寿命予測 .....	106
6.6 結言 .....	109
第6章の参考文献 .....	110
<b>第7章 結論.....</b>	<b>111</b>
7.1 本研究のまとめ.....	111
7.2 今後の課題.....	115
<b>関連業績.....</b>	<b>117</b>
<b>謝辞 .....</b>	<b>119</b>

# 1 章 序論

## 1.1 研究の背景

グローバル化の進行に伴う航空機需要の増加から、世界の民間航空機は2019年の試算において年率4.5%で増加していくと予測されていた<sup>1-1)</sup>。2020年に世界的に大流行したCOVID-19の影響を受けこの試算は図1-1のように見直されたが、数年のうちに元のトレンドに戻り、需要は再び増加する見込みである<sup>1-2)</sup>。また、一方で、環境に対する意識も年々高まり、航空機の増加する中でもCO<sub>2</sub>排出を抑制することが求められている。すなわち、ジェットエンジンの燃費向上が求められている。これまでの様々な取り組みの結果、図1-2に示すように最新のジェットエンジンの燃料消費率は1940年代比で約60%削減されている<sup>1-3)</sup>。燃費向上に大きく寄与する取り組みの一つとして材料の軽量化と高温化が挙げられる。そこで、比強度に優れるチタン(Ti)合金が注目されてきた。Ti合金はアルミニウム合金、鉄鋼材と比較しても高い比強度を有する<sup>1-4)~1-6)</sup>。また、773K程度までその比強度は他の材料よりも高く、耐熱性にも優れる<sup>1-4)~1-6)</sup>。以上のことから、航空機需要の増加に対応しつつCO<sub>2</sub>排出を抑制するという社会的要請を実現するために、航空機材料としてTi合金の適用が進められている。

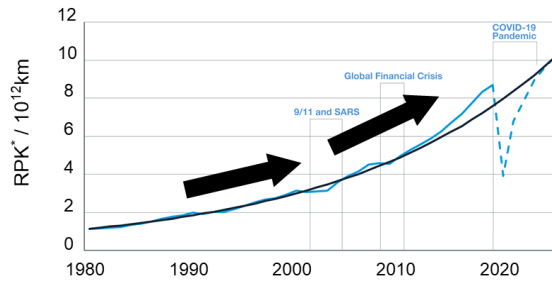


図 1-1 航空機需要の実績と予測

(RPK: 料金を支払って航空機に搭乗した旅客の総数に飛行距離を乗じた値) <sup>1-1)</sup>

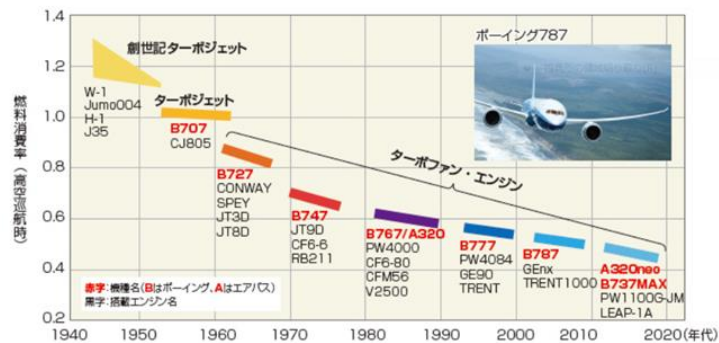


図 1-2 航空機エンジンの燃料諸費率の変遷 <sup>1-3)</sup>

Ti 合金の航空機への適用例として図 1-3 にエアバス社製 A380 のチタン合金適用部位を示す<sup>1.7)</sup>。ランディングギアをはじめ、多くの部分に Ti 合金が適用されている。また、ジェットエンジンだけに着目してもファンディスク、低圧コンプレッサー、高圧コンプレッサーなどの重要な部位に Ti 合金が適用されている（図 1-4）<sup>1.8)</sup>。多くの部位に適用されているゆえに、温度や負荷形態が異なり、それに伴い種々の損傷が生じるため、様々な機械的特性の検討はもとより、その複合的な影響についても検討の要請がある。図 1-5 には温度や負荷形態による複合的な損傷要因の例を示す。温度単独の影響では酸化のみを生じるが、平均応力の影響が付与されることで高温クリープ現象、または、負荷振幅の影響が付与されることで高温疲労や熱疲労といった現象による損傷を生じる。温度、平均応力、負荷振幅、いずれも作用する場合には高温クリープ疲労を生じるが、クリープと疲労の重畳効果だけでなく、酸化、拡散、ミクロ組織および析出物の変化等、多種多様な因子を含むため、現象の根本理解は非常に困難である。一方で、近年、特定の材料においては室温クリープを生じ、かつ、疲労との重畳効果のある室温クリープ疲労現象が確認されている。ジェットエンジン部材には室温クリープ疲労（Cold Dwell Fatigue）が重要となる部位もあり、その特性解明が求められている。加えて、室温クリープ疲労現象の解明は高温クリープ疲労のさらなる現象理解にも資すると期待されている。

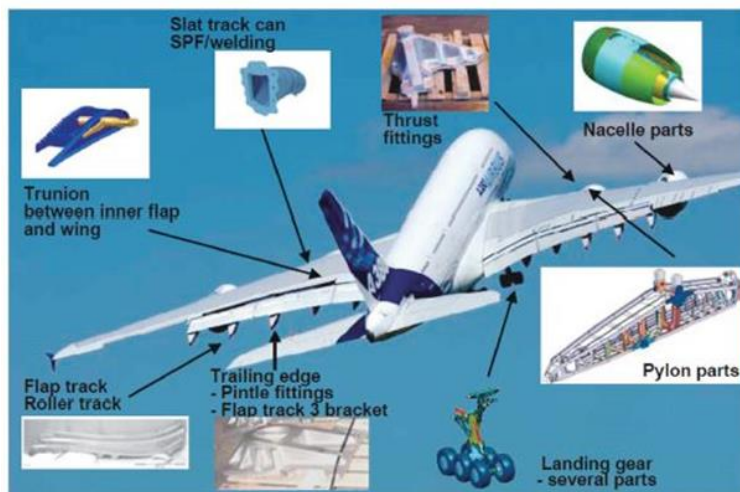


図 1-3 Ti 合金の航空機への適用例<sup>1.7)</sup>

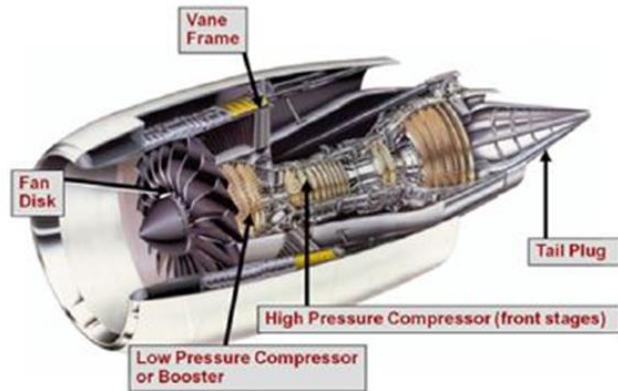


図 1-4 ジェットエンジンに適用される Ti 合金<sup>1-8)</sup>

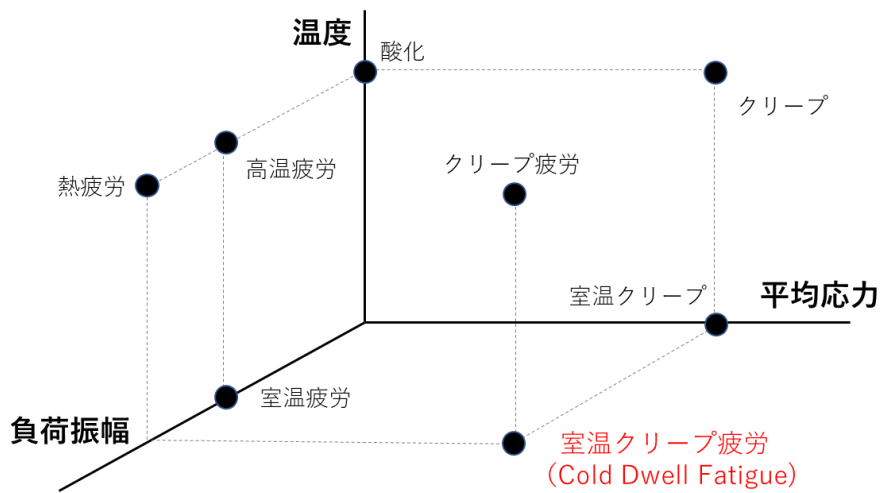


図 1-5 温度や負荷形態による複合的な損傷要因の例

## 1.2 Ti合金の特徴

### 1.2.1 Ti合金の基本特性

図 1-3 および図 1-4 でも示したように、Ti 合金は航空機の様々な部位に適用されている。その理由の一つは、Ti 合金が成分および熱処理によって多様な特性を示すことにある。本項では Ti 合金の基本的な特性について述べる。

純 Ti の室温における安定相は六方最密構造 (hexagonal closed packed, hcp) の  $\alpha$  相であり、変態温度以上の高温における安定相は体心立方構造 (body centered cubic, bcc) の  $\beta$  相である。図 1-6 にはそれぞれの結晶構造を示す。純 Ti では室温で  $\beta$  相を得ることはできないが、Ti 合金として添加元素の種類と量を適切に選択することで、室温でも  $\beta$  相もしくは残留  $\beta$  相を得ることができる。添加元素の特徴として、 $\alpha$  相を安定化させる効果の強い元素、 $\beta$  相を安定化させる効果の強い元素、中立的元素の 3 種類に大別できる。代表的な  $\alpha$  安定化元素は Al, O, N, C, 中立的元素は Zr, Sn である。 $\beta$  安定化元素はほとんどの金属元素を含み、全率固溶型となる Mo, V, Ta, Nb, 共析型となる Fe, Mn, Co, Cr, Ni, Cu, Si, H である<sup>1-8)</sup>。それぞれを添加した場合の特徴的な状態図を図 1-7 に示す。添加元素を調節し、状態図を変化させることで、使用温度域における  $\alpha$  相と  $\beta$  相の体積率を調節することができる。 $\alpha$  相と  $\beta$  相のそれぞれの特徴には一長一短があり、構造部材として適用するためには、部位・部材によってそのバランスを調節できることが理想的であると考えられる。そのため、これまで様々な Ti 合金が開発されてきた。室温におけるマイクロ組織によって  $\alpha$  型, Near  $\alpha$  型,  $\alpha+\beta$  型, Near  $\beta$  型,  $\beta$  型の 5 種類に大別でき、それぞれの代表的な合金成分と特性の傾向を表 1-1 に示す。hcp 構造の  $\alpha$  相は bcc 構造の  $\beta$  相に比べてすべり系が少なく、拡散が遅いことからクリープ強度に優れる。一方で、 $\beta$  相の体積率の増加にしたがい、熱処理性、加工性などが向上するが、比重の増加およびクリープ強度の低下、溶接性の低下にもつながる。ジェットエンジン向けとしては、バランスの優れる Near  $\alpha$  型と  $\alpha+\beta$  型の需要が特に多い。

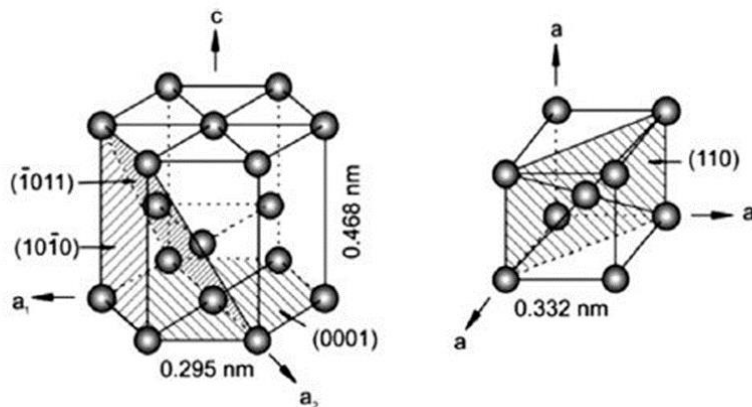


図 1-6 Ti 合金において特徴的な結晶構造<sup>1-8)</sup>。(左)hcp 構造, (右)bcc 構造。

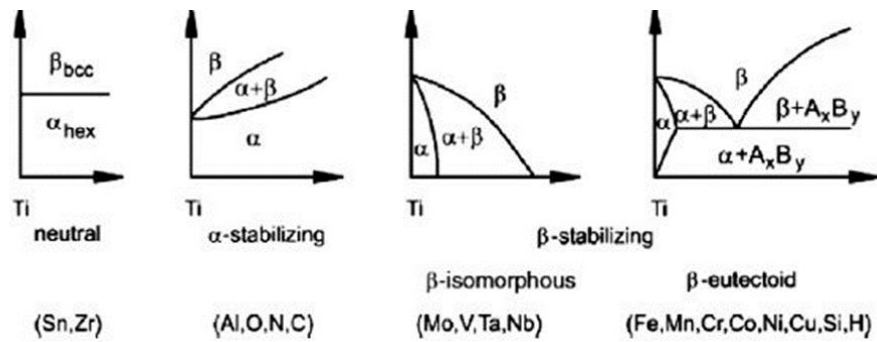


図 1-7 Ti 合金に各種添加元素を添加した場合の状態図<sup>1-8)</sup>

表 1-1 Ti 合金のマイクロ組織による分類と代表的な合金組成およびその特性<sup>1-7),1-9),1-10)</sup>

α安定化元素 (Al, O, N等)	α型	Ti	小	小	小	小	大	大
		Ti-5Al-2.5Sn	↑	↑	↑	↑	↓	↓
	near-α型	Ti-5Al-6Sn-2Zr-1Mo-0.2Si	↑	↑	↑	↑	↓	↓
		Ti-8Al-1Mo-1V	↑	↑	↑	↑	↓	↓
		Ti-6Al-2Sn-4Zr-2mo	↑	↑	↑	↑	↓	↓
β安定化元素 (V, Mo, Fe等)	α+β型	Ti-6Al-4V	↑	↑	↑	↑	↓	↓
		Ti-6Al-6V-2Sn	↑	↑	↑	↑	↓	↓
		Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo	↑	↑	↑	↑	↓	↓
		Ti-8Mn	↑	↑	↑	↑	↓	↓
	β型	Ti-13V-11Cr-3Al	↑	↑	↑	↑	↓	↓
Ti-8Mo-8V-2Fe-3Al		↑	↑	↑	↑	↓	↓	
Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr		↑	↑	↑	↑	↓	↓	
Ti-11.5Mo-6Zr-4.5Sn		↑	↑	↑	↑	↓	↓	
			比重	熱処理性	塑性加工性	ひずみ速度感受性	クリープ強度	溶接性
			大	良	良	大	小	小

本研究で対象とする合金は Ti-6Al-4V であり, Ti 合金の中でも汎用性の優れた合金の一つである。Ti-6Al-4V はα+β型に分類され, 熱処理によってマイクロ組織形態に大きな変化を生じる。図 1-8 にはα+β型 Ti 合金の熱処理後のマイクロ組織の例を示す。図 1-8 は反射電子像のためα相は黒く, β相は白く表現されている。熱処理の際に重要となるのは温度と冷却速度である。温度の目安となるのはβ変態点 (β-transus) であり, Ti-6Al-4V では 1000°C 近傍である。β-transus を超える温度で熱処理された場合, 図 1-8(a)示すような針状のα相組織と粒界のβ相組織が得られる。β-transus 以下のα+β温度域にて熱処理された場合には冷却速度によってマイクロ組織が変化する。炉冷等の遅い冷却速度の場合には図 1-8(b)に示すように等軸のα相組織と粒界のβ相組織が得られる。一方で, 空冷以上の速い冷却速度の場合

合には、図 1-8(c)に示すように針状の $\alpha$ 相組織と等軸の $\alpha$ 相組織および粒界の $\beta$ 相組織から成る複合組織が得られる。この針状 $\alpha$ 相は冷却過程において等軸 $\alpha$ 相間の残留 $\beta$ 相に形成されたものである。針状組織は等軸組織に比べてクリープ強度、破壊靱性に優れるが、引張延性、高温低サイクル疲労強度に劣り、引張強さもわずかに劣る。針状の $\alpha$ 相組織と等軸の $\alpha$ 相組織を有するマイクロ組織は **Bimodal** 組織と呼ばれ、針状の $\alpha$ 相組織と等軸の $\alpha$ 相組織の体積率を制御することで機械的特性のバランスを調整することができる。

以上のように、Ti 合金は添加元素によって構成相に大きな変化を生じ、その特性に大きな影響を与える。また、同組成であっても熱処理温度と冷却速度により、マイクロ組織、特に $\alpha$ 相の形態に違いを生じ、特性にも影響を与える。

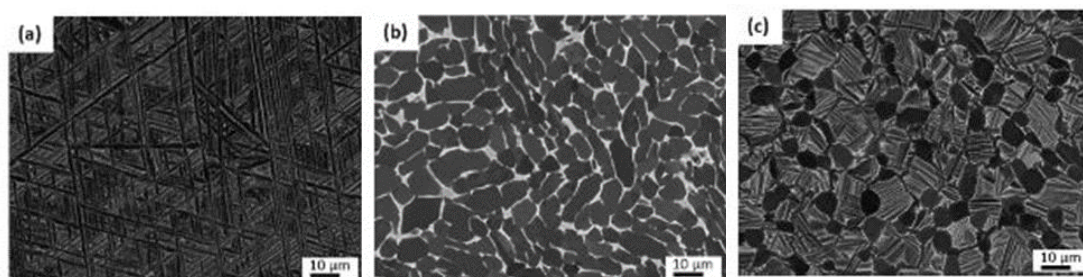


図 1-8  $\alpha+\beta$ 型 Ti 合金の熱処理後のマイクロ組織. (a)針状 $\alpha$ 組織, (b)等軸 $\alpha$ 組織, (c)Bimodal 組織.

## 1.2.2 Ti合金の室温クリープ

Ti-6Al-4Vは $\alpha+\beta$ 型の合金であるが、大部分は $\alpha$ 相が占めている。そのため、 $\alpha$ 相の変形が主となると考えられる。 $\alpha$ 相はhcp構造であり、bcc構造、fcc構造と比較して等価なすべり系が少なく対称性の低いことが特徴である<sup>1-7,1-8</sup>)。したがって、 $\alpha$ 相はクリープ変形抵抗に優れる。図1-9にhcp構造のすべり面とすべり方向を示す。hcp構造のすべり系は $\{0001\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ での底面a転位すべり、 $\{\bar{1}100\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ での柱面a転位すべり、 $\{\bar{1}\bar{1}01\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ での錐面a転位すべり、 $\{\bar{1}\bar{1}01\}\langle \bar{1}2\bar{1}3\rangle$ での一次錐面a+c転位すべり、および $\{11\bar{2}2\}\langle \bar{1}2\bar{1}3\rangle$ での二次錐面a+c転位すべりに大別される<sup>1-11</sup>)。また、すべりの生じやすいすべり系については、臨界分断せん断応力(Critical Resolved Shear Stress, CRSS)によって説明することができる。図1-10にTi-6.6Al合金における各すべり系のCRSSを示す<sup>1-12),1-13</sup>)。室温では、柱面すべりと底面すべりのCRSS値が約200MPaであるのに対し、錐面すべりのCRSS値は約800MPaのため、錐面すべりが生じにくい。よって、室温では柱面すべりもしくは底面すべりから優先的に生じると考えられている。

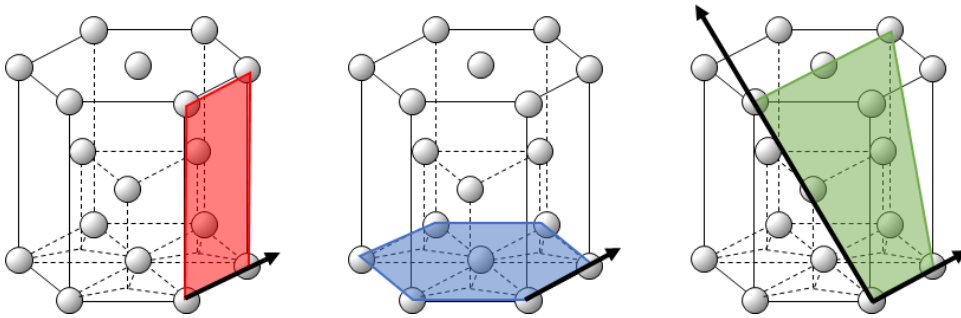


図1-9 hcp構造のすべり面とすべり方向. 左から、柱面のa転位、底面のa転位、錐面のa+c転位を表す.

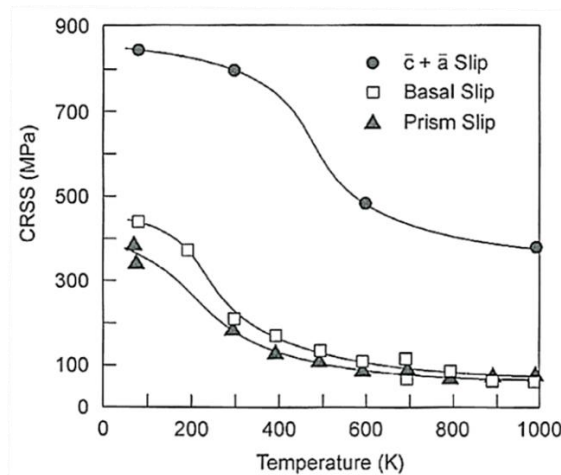


図1-10 Ti-6.6Alの各すべり系の臨界分断せん断応力<sup>1-13</sup>)

一般的な金属材料では室温域において耐力以下の応力を付与し続けても変形は進行しない。しかしながら、 $0.3\sim 0.4T_m$  ( $T_m$ : 融点) 以上の温度域では、耐力以下の応力であっても一定応力下で変形が進行していく<sup>1-17),1-18)</sup>。これをクリープ現象と呼び、高温域での現象であるため室温で生じることほとんどない。ただし、わずかながら室温クリープの報告例は存在しており、純 Ti, Ti 合金, Mg, Zr, SUS304, アルミニウム合金, 鉛を供試材とした結果である<sup>1-16),1-19)-1-22)</sup>。このうち、SUS304 は短時間の結果であり、加工硬化挙動を計測した可能性も考えられている。また、松永らの報告によると、fcc 金属のクリープに関しては 0.2%耐力以上という条件付きで生じるとされており、耐力以下での室温クリープは生じない<sup>1-23)</sup>。アルミニウム合金, 鉛については、融点が低いため、室温であっても  $0.3T_m$  以上となる。したがって、これらは室温であっても高温域とみなされる。一方で、純 Ti, Ti 合金, Mg, Zr といった hcp 構造の金属では  $0.3T_m$  未満での室温クリープ現象が明確に報告されており、特異な室温クリープ現象は結晶構造、すなわちすべり系の少ない hcp 構造の  $\alpha$  相由来と考えられる<sup>1-16)</sup>。純 Ti の室温クリープは 1949 年に Adenstedt によって初めて報告され<sup>1-14)</sup>、Ti-6Al-4V の室温クリープについては 1974 年に Odegard らによって報告されている<sup>1-15)</sup>。その後、日本でも佐藤らによって hcp 構造の室温クリープ現象が報告され、その中でも特に Ti 合金は顕著な室温クリープ挙動を示すと報告された<sup>1-16)</sup>。Ti 合金に関して、室温での相対温度は約  $0.15T_m$  である。図 1-11 に室温クリープの検討結果として、最小クリープ速度とヤング率で規格化した応力との関係を示す。佐藤らは Ti-6Al-4V 合金の 0.2%耐力以下で生じた室温クリープ変形において応力指数が 30 という大きな値となることを報告している<sup>1-16)</sup>。これは他の hcp 構造の金属よりも大きく、Ti 合金の特徴の一つである。また、出口らの報告では応力指数は 111 であった<sup>1-24)</sup>。一般的な金属材料の高温クリープにおける応力指数が 3~5 であることから、Ti-6Al-4V 合金の室温クリープに与える応力依存性は非常に大きい。

室温クリープの変形機構は複数提唱されており、統一見解は現状見当たらない。一つは、粒界近傍に堆積した転位がシャッフリングによって粒界に吸収されるという回復律速型の変形機構で説明されている<sup>1-25)</sup>。固溶元素として Al を含む Ti 合金については加工硬化率の低下による説明もなされている<sup>1-26),1-27)</sup>。Ti と Al の短範囲規則相のせん断および後続転位に対する強化能の低下の 2 つの要因から、局在化した平面すべりを生じ加工硬化率が著しく低くなるというメカニズムである。さらには、双晶変形が関与する報告もある<sup>1-28)</sup>。

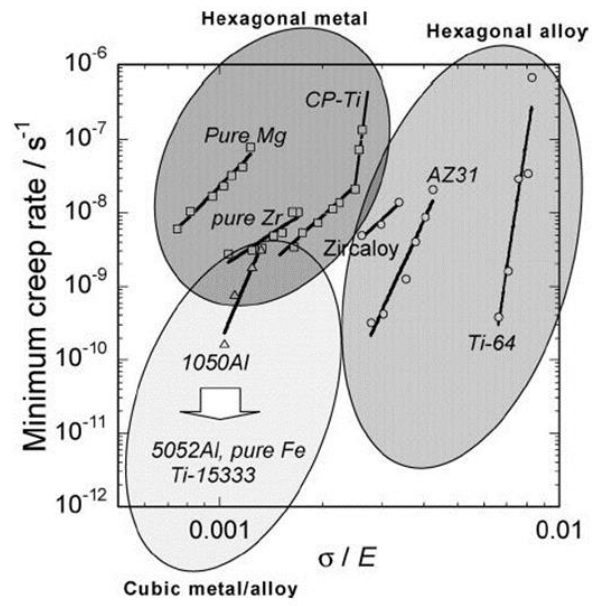


図 1-11 最小クリープ速度とヤング率で規格化した応力との関係<sup>1-16)</sup>

## 1.3 Ti合金の Cold-Dwell-Fatigue

### 1.3.1 CDF 特性に影響を与える因子

Cold Dwell Fatigue は文字通り低温保持疲労のことを示す。Ti 合金は航空機体のみならずジェットエンジンの Disk 材および Blade 材にも多く使用されているが、1フライト中で付与される応力は変化する。典型的な模式図を図 1-12 に示す。部位によってその応力分布等も大きく異なるが、Ti 合金の適用される部位には巡行中の高応力負荷状態が続く箇所もある<sup>1-29)</sup>。すなわち、フライト毎の最大応力のみを考えた単純疲労だけではなく、保持による寿命低下についても検討しておく必要がある。初めて Ti 合金の疲労特性に関する保持感受性を認めたのは、1972年に生じた Rolls-Royce 社の RB211 のエンジンにおけるファンディスクの損傷事例である<sup>1-30),1-31)</sup>。以降、単純な低サイクル疲労 (Low Cycle Fatigue, LCF) だけでなく、図 1-13 に示すような台形波、すなわち CDF に関する検討も進められてきた。

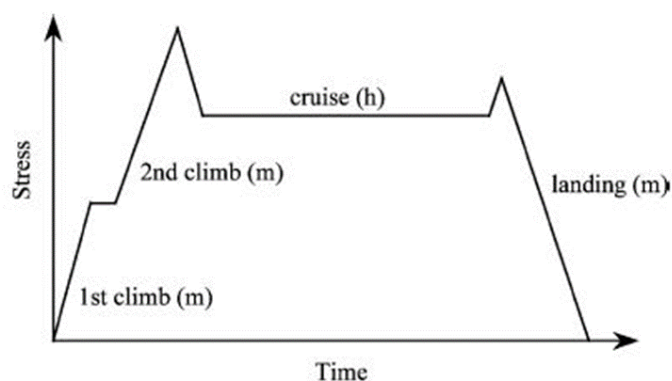


図 1-12 フライト中に付与される応力例<sup>1-29)</sup>

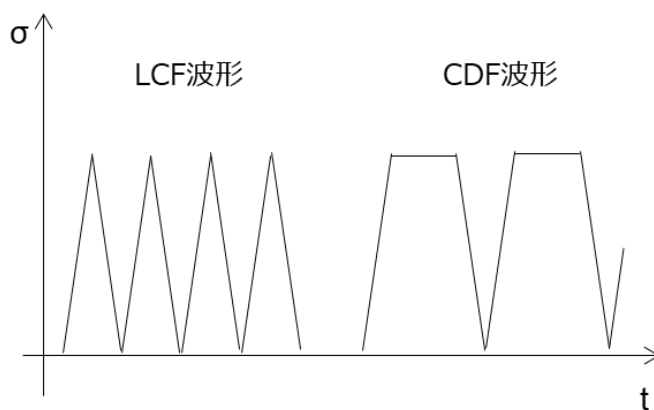


図 1-13 典型的な LCF 波形と CDF 波形の概略図

前項にて述べたように、純 Ti および Ti 合金は顕著な室温クリープ挙動を示す。CDF 特性にも $\alpha$ 相の hcp 構造に由来する室温クリープ挙動が影響を与えていると考えられる。先述のように、hcp 構造においてはすべり系の少なさゆえに粒内で転位の切り合いを生じないため、応力付与中に転位が粒内から粒界へ比較的移動しやすい状態にある。CDF の保持中にも転位の移動が生じ、このときの応力再分配が早期のクラック発生につながり早期破断に至るといふ報告がある<sup>1-29),1-32),1-33)</sup>。一方で、これまでの報告例からも $\beta$ 相の bcc 構造が室温クリープ現象に寄与する可能性は小さい。CDF の報告例においてもほぼすべてが $\alpha$ 相-rich な合金系における結果である。

CDF による破断サイクルの低下には、最大引張応力、保持時間、マイクロ組織が大きく影響するとされている<sup>1-29),1-32)~1-43)</sup>。最大引張応力の影響について、Wang らによって報告されている最大引張応力と破断サイクルの関係を図 1-13 に示す<sup>1-34)</sup>。最大引張応力が大きいほど LCF と比較して CDF のサイクル寿命の低下幅は大きく、1/10~1/100 程度の低下を示す。一方で、最大引張応力が小さくなるにしたがって、LCF と CDF のサイクル寿命の差は小さくなっていく。ある一定水準の応力以下では CDF によるサイクル寿命の低下が生じなくなる。純 Ti においても Ti 合金と同様の傾向が確認されており、Peng らによって報告されている純 Ti における最大引張応力と Dwell life debit の関係を図 1-14 に示す<sup>1-35)</sup>。ただし、Dwell life debit は LCF 破断サイクルに対する CDF 破断サイクルの比である。ここでは LCF 破断サイクルを CDF 破断サイクルで除すことで算出しており、値が大きいほど CDF によるサイクル寿命の低下が大きいことを意味する。図 1-14 でも最大引張応力 280MPa 以上の場合には Dwell life debit は増加する一方で、270MPa 以下の場合には Dwell life debit は 1 であり、LCF と CDF の破断サイクルに差は生じていなかった。

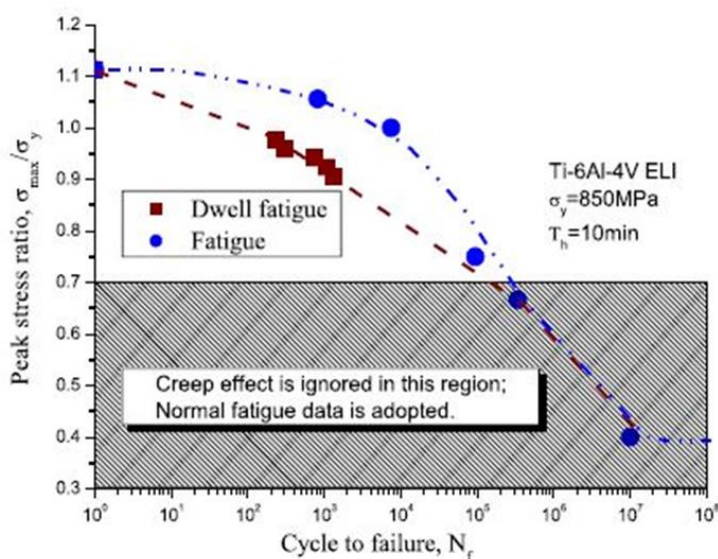


図 1-13 最大引張応力と破断サイクルの関係<sup>1-34)</sup>

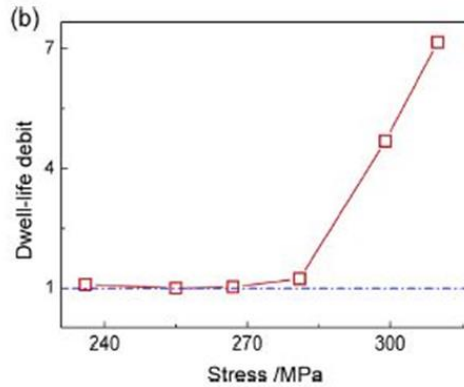


図 1-14 純 Ti における CDF 試験の最大引張応力と破断サイクルの関係 1-35)

保持時間に関しては、長時間保持ほど寿命低下が大きいとされている 1-29),1-34),1-36)・1-38)。例えば、Bache の報告を図 1-15 に示す 1-29)。数秒から数分の保持によって急激にサイクル寿命の低下が生じていた。LCF 破断サイクルと比較して、CDF 試験の破断サイクルが保持時間 15s では 1/3 以下に、保持時間 120s では 1/10 以下に減少していた。120s 以上の長時間保持によっても破断サイクルの減少は確認されるが、その低下幅は小さいと考えられている。Wang らの報告では、保持時間を 1200s とした場合には 120s 保持のときとほぼ同様の破断サイクルであったとされている 1-34)。しかしながら、後述する高温クリープ疲労の検討と比較しても、CDF における保持時間の検討は短時間側にとどまっております、真の長時間保持の影響を考察した例はない。また、それに伴い、破断サイクルの下限値が存在するか否かも明確にはされていない。

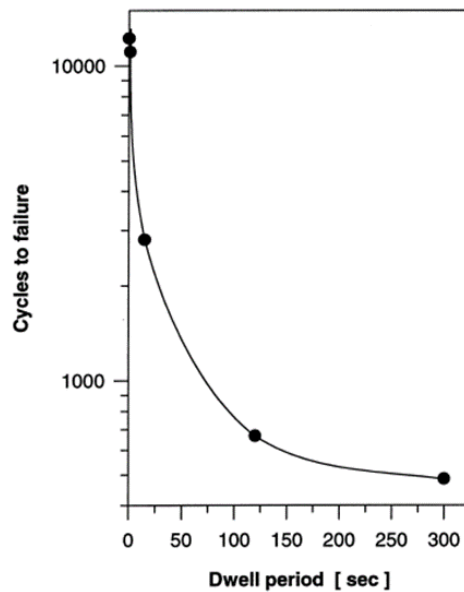


図 1-15 CDF 試験における保持時間と破断サイクルの関係 1-29)

CDF へのマイクロ組織の影響に関しては、粒径の影響、集合組織の影響、成分の影響が複合的に作用している<sup>1-39)-1-41)</sup>。Dwell life debit と Ti-6Al-2Sn-4Zr-xMo の関係を図 1-16 に示す。Dwell life debit は Mo 量の増加に伴い減少している。すなわち、Mo 量の増加に伴い、CDF における破断サイクルの低下量が小さくなったことを意味する。CDF における寿命低下の生じやすさは粒径、または、集合組織の影響が大きいとされている。例えば、図 1-16 に示す EBSD (Electron BackScatter Diffraction) 像から、Mo 量の増加に伴い粒径が小さくなる。粒径が小さくなることにより、スリップバンドの間隔を狭くし、保持疲労時の累積ひずみの減少につながり、そのことがクラック発生を抑制すると考察されている<sup>1-39)</sup>。また、Mo 量の増加に伴い集合組織が減少していることもわかる。Ti6242 に見られるような数 100 $\mu\text{m}$  サイズの集合組織は MTR (Micro Texture Region) と呼ばれ、CDF 寿命を大きく低下させると報告されている<sup>1-39)-1-41)</sup>。MTR による CDF 寿命の低下は数多く研究されており、MTR の検出方法についても様々な取り組みがなされている。一方で、CDF 寿命へ与えるマイクロ組織の影響としては MTR に着目したものがほとんどであり、針状 $\alpha$ 相、等軸 $\alpha$ 相の違いを報告した例は少ない。

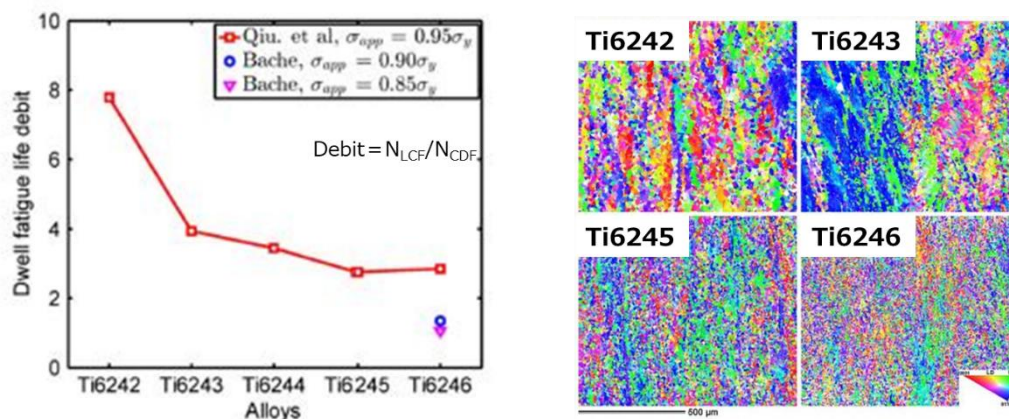


図 1-16 Ti624x の Dwell fatigue life debit とそれぞれの EBSD 測定結果<sup>1-39)</sup>

### 1.3.2 寿命予測

CDF 破断サイクルの予測に関してはいくつかのアプローチが検討されている。一つはき裂進展挙動から破断サイクルを予測する手法である。図 1-17 に示すようにき裂進展モデルを構築し、き裂進展挙動をよく再現することが報告されている<sup>1-42)</sup>。応力条件、保持時間の条件を振った場合にも寿命予測がある程度できているため、汎用性の高い手法であると考えられる。しかしながら、先述のような CDF におけるクリープの影響を考慮しているわけではなく、疲労成分によるき裂進展挙動にのみ着目しているため、破断サイクルの予測は不完全な点もある。条件によっては実験値と予測値が倍半分以上の誤差を生じていた。また、安全側と危険側の両方にばらつく可能性を有しているため、設計に直接活用する際には留意が必要である。き裂進展の観点では、結晶塑性解析からき裂発生を予測する報告もある。破断サイクルを予測するものではないが、近年、微小き裂の発生を予測する手段として、結晶塑性解析を用いることも増えてきた<sup>1-43)</sup>。

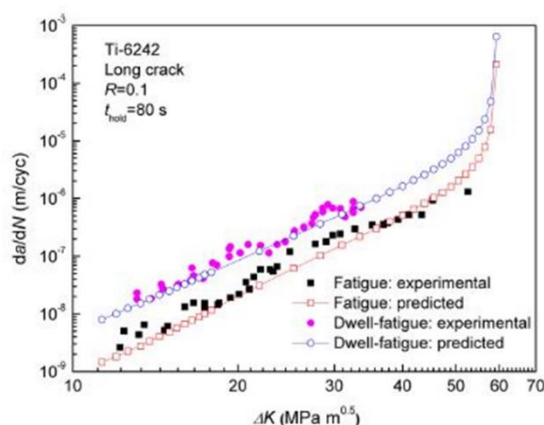


図 1-17 LCF, CDF におけるき裂進展挙動の予測結果<sup>1-42)</sup>

もう一つの寿命予測の手法にはエネルギー論を用いたものがある。図 1-18(左)に示すように、1 サイクル中における応力-ひずみのヒステリシスループからエネルギーを算出し寿命予測を試みている<sup>1-35)</sup>。弾性ひずみのエネルギー、ラチェット成分のエネルギー、クリープ成分のエネルギーとわけて、エネルギーの総和と破断サイクルの関係を探っている。しかしながら、応力条件、サイクル数などで制約が多く寿命予測は困難であった。例えば、図 1-18(右)に示すように寿命比が大きくなるとモデル値と実験値の乖離が大きくなっている。

式(1.1)に示すように除荷負荷による疲労成分とクリープ成分、それぞれの逆数の和から破断サイクルの逆数を算出する手法も取られている<sup>1-35)</sup>。

$$\frac{1}{N_f} = \frac{1}{N_{ff}} + \frac{1}{N_{fp}} \quad (1.1)$$

ただし、 $N_f$ は破断サイクル、 $N_{ff}$ は除荷負荷による疲労成分、 $N_{fp}$ は塑性変形成分である。図1-19に示すように、1~5sまでの非常に短い保持時間の領域であれば十分な予測ができることが示されている。しかしながら、長時間保持の影響は明らかになっていない。長時間保持領域ほどクリープの影響がより顕著になると考えられるため、検討の余地がある。また、この結果は純Tiを用いた場合の結果であった。先述のように、Ti合金の応力指数は純Tiと大きく異なるため、塑性変形成分としてのクリープ特性の考え方にも再考の余地がある。

以上のことから、Ti合金のCDF寿命予測についての現状としては、クリープの影響を反映させたうえでの幅広い応力域と保持時間に対応した手法は存在しない。

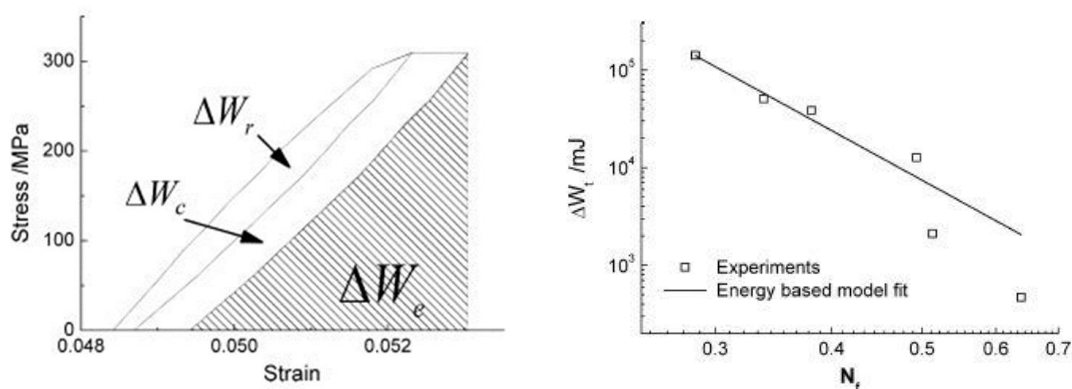


図 1-18 (左)1 サイクル中のヒステリシスループ，(右) ヒステリシスループから算出したエネルギーと寿命比の関係<sup>1-35)</sup>

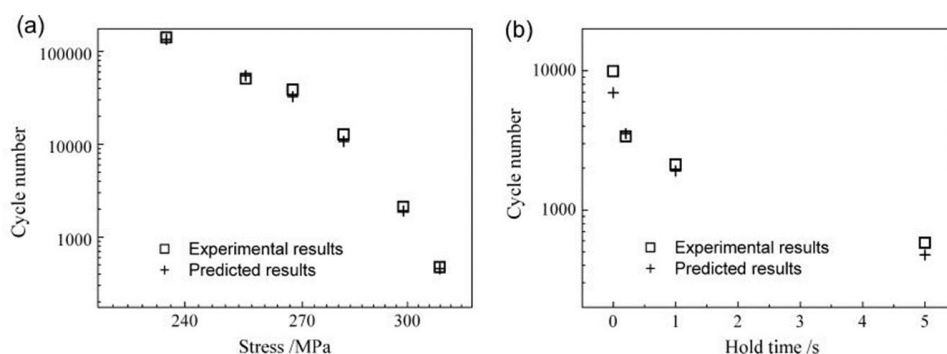


図 1-19 式(1.1)をもとに算出された破断サイクルの予測値と実験値。(a)応力と破断サイクルの関係，(b)保持時間と破断サイクルの関係<sup>1-35)</sup>。

## 1.4 高温クリープ疲労と損傷則

### 1.4.1 高温クリープ疲労現象

CDFのように保持を導入することでサイクル寿命の低下を生じる現象は、ステンレス鋼、Ni 基合金の高温クリープ疲労においても確認されている<sup>1-18),1-44)-1-50)</sup>。0.5%-Mo 鋼を用いたときの高温クリープ疲労においては、ひずみ範囲の増加に伴い破断サイクルが減少することが報告されている。さらに、保持を導入することで保持無しの場合と比較して破断サイクルが約半分となった<sup>1-18)</sup>。高温クリープ疲労の分野ではひずみ制御の試験が多いため直接の比較は難しいが、最大引張応力の増加に伴い破断サイクルが減少する CDF と類似していることがわかる。また、保持時間の影響について、3600s 以上の長時間保持までの結果が示されている<sup>1-44),1-49)</sup>。例えば、改良 9Cr 鋼の 700°Cでのクリープ疲労時（ひずみ範囲 1.0%）の破断サイクルは、保持時間 600s の場合に LCF と比較して約 0.7 倍、保持時間 1800s の場合に約 0.5 倍であった。SUS316 で同様の条件の場合は、保持時間 600s のとき LCF の約 0.2 倍、保持時間 1800s のとき約 0.15 倍であった。保持時間を 3600s としたときに、さらなる寿命低下を示す鋼種もあるが、1800s 保持と変化しない鋼種もあり、長時間保持の影響は鋼種の差異が大きいとされている。高温クリープ疲労については、10h (=36,000s) 以上の保持の影響も検討されており、長時間保持のデータが豊富である。120s 保持の報告がほとんどである CDF における従来の検討と比較して、高温クリープ疲労の分野ではより長時間の影響まで検証が進んでいると言える。

## 1.4.2 線形累積損傷則

高温クリープ疲労の分野では、発電プラントをはじめ、高温クリープ疲労特性の寿命評価・寿命予測の需要が高く、報告も多い<sup>1-45)-1-50)</sup>。寿命評価方法の一つである線形累積損傷則は現象論として簡便にクリープ疲労寿命を評価でき、疲労損傷とクリープ損傷の線形和で表される。算出のためのフローを図 1-20 に示す<sup>1-45)</sup>。本手法は ASME Code Case N-47, ASME BPVC Section III-1 NH などにも採用され、設計基準としても確立されている<sup>1-46),1-47)</sup>。式(1.2)に線形累積損傷則を表す。

$$D_{\text{Total}} = D_F + D_C \quad (1.2)$$

$D_{\text{Total}}$  はクリープ疲労損傷度、 $D_F$  は疲労損傷度、 $D_C$  はクリープ損傷度である。疲労損傷度を表す  $D_F$  は破断サイクル比である。すなわち、保持のない疲労試験における破断サイクル ( $N_{f0}$ ) を基準とし、保持を導入したクリープ疲労試験における破断サイクル ( $N_f$ ) を比で表した結果である。式(1.3)に  $D_F$  の算出式を示す。

$$D_F = \frac{N_f}{N_{f0}} \quad (1.3)$$

クリープ損傷度を表す  $D_C$  の算出方法は時間消耗則と延性消耗則に大別される。時間消耗則は式(1.4)に示されるようにクリープ破断時間と保持時間の総和との比で表される。

$$D_C = N_f \int_0^{t_H} \frac{dt}{t_r} \quad (1.4)$$

ここで、 $t_H$  は保持時間、 $t_r$  はクリープ破断時間である。ただし、ひずみ保持中は応力緩和を生じるため、応力の変化に応じて基準となるクリープ破断時間が経時変化する。したがって、予め応力とクリープ破断時間の関係を得ておく必要がある。時間消耗則によって算出されるクリープ損傷度は、ひずみ保持中の任意時間における応力に対応するクリープ破断時間を基準とした微小時間の比を保持時間の間隔で積分し、サイクル数を乗じた結果である。一方で、延性消耗則は式(1.5)に示されるようにクリープ破断延性と保持中の累積クリープひずみの比で表される。

$$D_C = N_f \int_0^{t_H} \frac{d\varepsilon_c}{\varepsilon_f} \quad (1.5)$$

ここで  $\varepsilon_f$  はクリープ破断延性である。ただし、クリープ破断延性はひずみ速度によって変化する。したがって、ひずみ速度と破断延性の関係を予め得ておく必要がある。また、 $d\varepsilon_c$  は微小時間における微小ひずみ変化であり、保持中の応力緩和挙動から算出される。延性消耗則によって算出されるクリープ損傷度は、ひずみ保持中の任意の時間におけるひずみ速度に対応するクリープ破断延性を基準とした微小ひずみ変化を保持時間の間隔で積分し、サイクル数を乗じた結果である。以上のように、 $D_C$  の算出方法は複数あるが、時間消耗則の方が延性消耗則よりもクリープ損傷を過小評価するという報告もなされている<sup>1-45)</sup>。

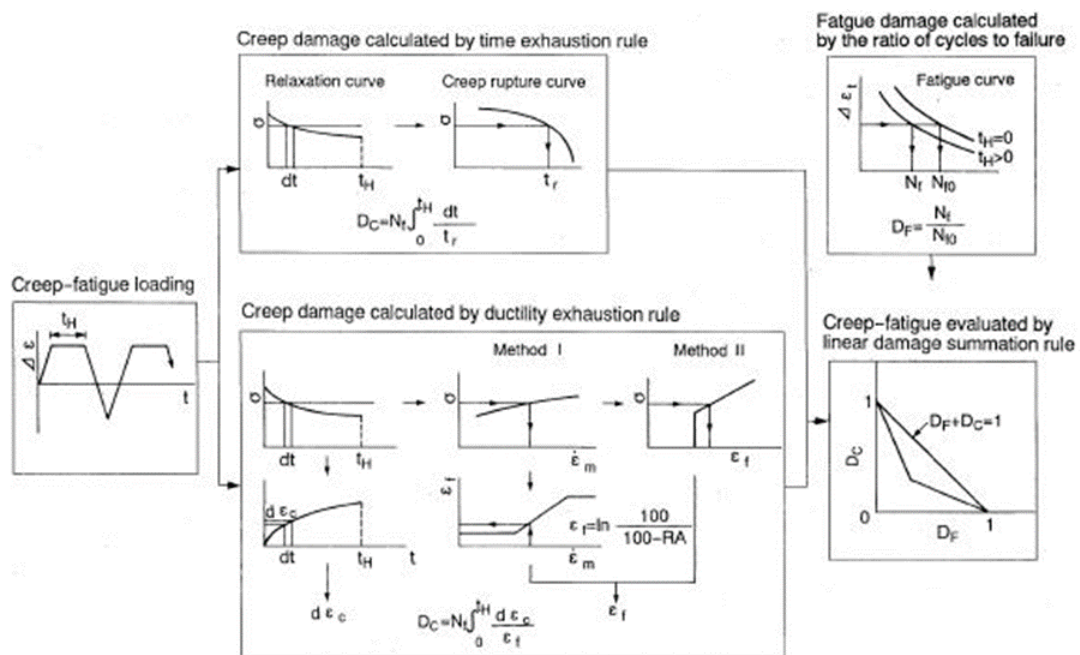


図 1-20 線形累積損傷則における各損傷度の算出フロー (1-45)

以上の計算から得られた疲労損傷度  $D_F$  とクリープ損傷度  $D_C$  をプロットし寿命評価を行う。一例を図 1-21 に示す (1-49)。各条件に応じた  $D_F$  と  $D_C$  をプロットしていくと、損傷度を許容できる領域を定義できる。試験条件もしくは実機の稼働状況から  $D_C$  を見積もった場合に、許容領域内にて  $D_F$  が算出可能となる。一般的に  $D_C$  の大きい領域では  $D_F$  は小さくなり、 $D_C$  の小さい領域では  $D_F$  は大きくなる。したがって、単純な疲労試験での寿命低下量だけでなく、クリープ損傷度を考慮したうえでの繰り返し回数の許容回数を状況に応じて算出できる。

Ti 合金の CDF では Debit, すなわち疲労損傷度のみの考え方が主流となっている。一方で、クリープ損傷度によって繰り返し回数の許容値を設定できる線形累積損傷則を適用できれば、繰り返し回数をより大きく許容できる可能性が高い。したがって、CDF においても線形累積損傷則は有用であると考えられる。しかしながら、Ti 合金の CDF では検討実績がなく、未知の部分が多い。また、制御モードだけでなく拡散や酸化を生じない点でも厳密には CDF は高温クリープ疲労と異なっている。そのため、CDF の線形累積損傷則については、適用可能性の有無から検討しなければならない。

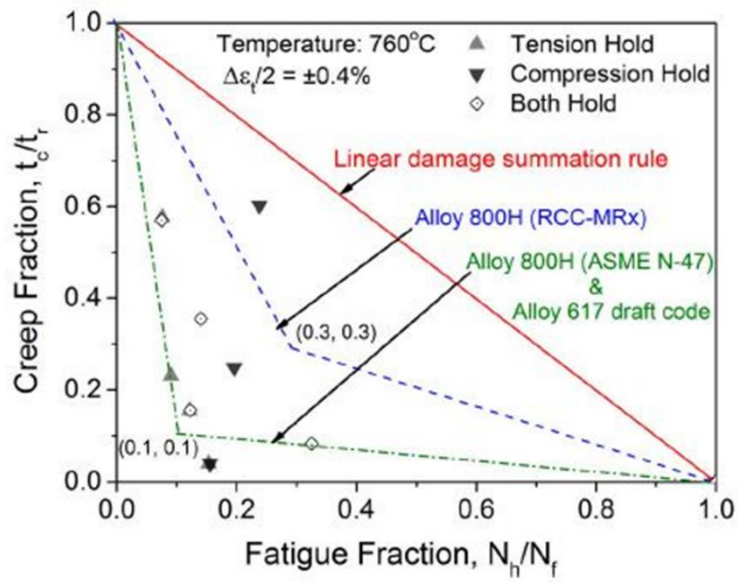


図1-21 Ni基合金の高温クリープ疲労における疲労損傷度 $D_F$ とクリープ損傷度 $D_C$ のプロット結果<sup>1-49)</sup>

## 1.5 研究の目的

Ti 合金は  $0.15T_m$  の低温領域においてもクリープ変形し、保持による疲労寿命の低下を生じる。この保持疲労（CDF）に関しては、最大引張応力、保持時間、マイクロ組織の影響を大きく受けることが知られている。各因子に起因した破断サイクルの低下に関する研究は多くなされており、マイクロなひずみ導入などの検討はなされているものの、CDF 試験におけるマクロな変形挙動の解釈について詳細を議論した報告はほとんどない。そのため、本研究では CDF における変形挙動を解明し定式化することを目的とする。

また、CDF の寿命評価に関しても報告例は少なく、特にクリープの影響を考慮した寿命評価方法は非常に少ない。加えて、高温クリープ疲労の分野における寿命評価にはクリープの影響を考慮した手法もあり、適用の検討が望まれている。そこで、本研究では線形累積損傷則を用いてクリープの影響を考慮した CDF の寿命評価方法を提案することも目的とする。

## 1.6 本論文の構成

本論文は以下の全 7 章から構成される。

- 1 章 序論
- 2 章 CDF 寿命への負荷応力の影響
- 3 章 CDF 寿命への保持時間の影響
- 4 章 CDF 寿命への線形累積損傷則の適用
- 5 章 CDF における負荷中のクリープ変形
- 6 章 線形累積損傷則を用いた CDF 寿命予測
- 7 章 結論

2 章では Ti-6Al-4V の Cold-Dwell-Fatigue 特性に影響を与える因子として、応力が与える影響を把握する。破断サイクルと応力影響をはじめ、そのときのひずみ変化についても検証する。また、マイクロ組織の影響として特に針状 $\alpha$ と等軸 $\alpha$ にも着目し、規格化応力を用いることで一様な整理を試みる。3 章では保持時間が CDF 特性に与える影響を把握する。これまで検証されていなかった長時間保持領域の特性も取得する。4 章では線形累積損傷則の適用を試みる。加えて、クリープ損傷度の算出方法についても検討する。5 章では CDF 中のひずみ変化をクリープ回帰式にて整理する。クリープ回帰式のベースには Blackburn の式を用い、係数と試験条件の関係を得ることで、逆回帰も試みる。最終的にはひずみ変化を定式化し、クリープ損傷予測につなげる。6 章では 5 章で得られたひずみ回帰式を用いることでクリープ損傷が算出し、クリープ損傷とサイクル寿命の関係を得る。その結果と 4 章で検討した線形累積損傷則をもとに、サイクル寿命を予測する。本論文の構成の模式図を図 1-22 に示す。

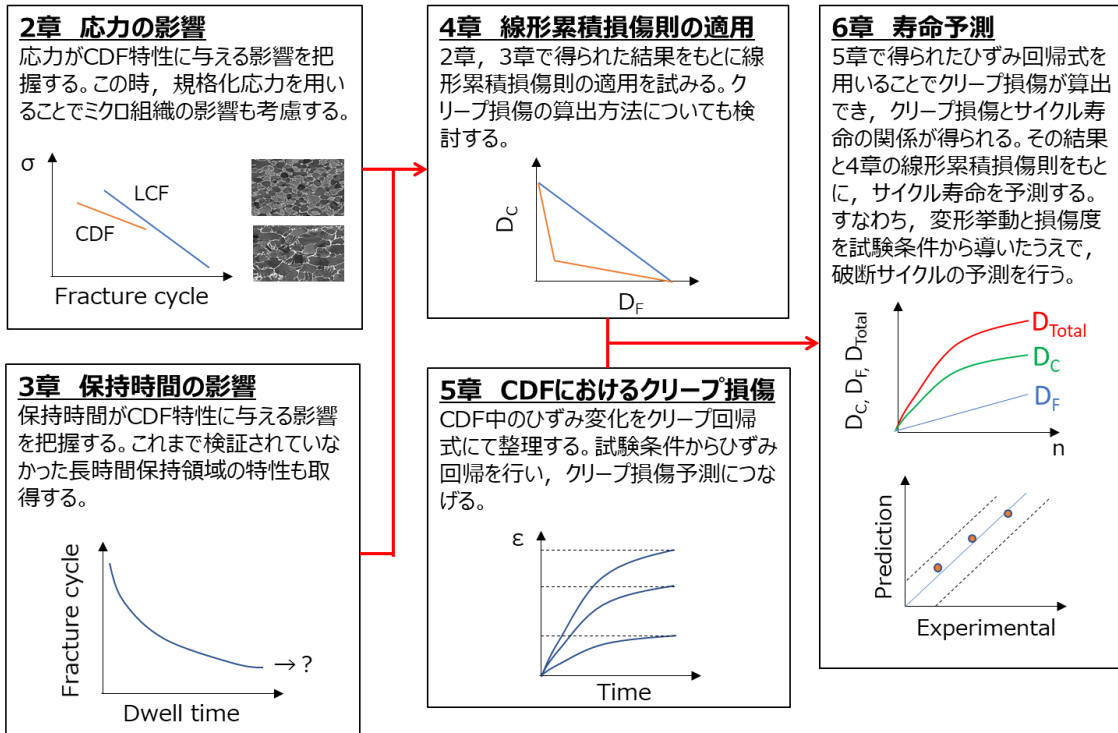


図 1-22 本論文の構成

## 1 章の参考文献

- 1-1) BOEING: Commercial market outlook 2018-2037, (2018).
- 1-2) BOEING: Commercial market outlook 2020-2039, (2020).
- 1-3) 日本航空協会: 最近の民間エンジンの特徴と技術動向, (2020).
- 1-4) Y. M. Ahmed, K. S. M. Sahari, M. Ishak, B. A. Khidhir: Titanium and its Alloy, International Journal of Science and Research (IJSR), (2014).
- 1-5) F. Klockea, M. Zeisa, A. Klinka, D. Veselovaca: Experimental research on the electrochemical machining of modern titanium- and nickel-based alloys for aero engine components, Procedia CIRP 6, pp.368-372, (2013).
- 1-6) H. Clemens, S. Mayer: Design, Processing, Microstructure, Properties, and Applications of Advanced Intermetallic TiAl Alloys, ADVANCED ENGINEERING MATERIALS, Vol.15, No.4, pp.191-215, (2013).
- 1-7) 北嶋具教, 御手洗容子: 航空機用チタン合金の材料特性および開発指針, まてりあ, Vol.55, No.8, pp.370-376, (2016).
- 1-8) D. Banerjee, J.C. Williams: Perspectives on Titanium Science and Technology, Acta Materialia, Vol.61, pp. 844-879, (2013).
- 1-9) 木村啓造: チタン合金の組織と性質, 鉄と鋼, Vol.72, No.1, pp.113-122, (1986).
- 1-10) 村上陽太郎: チタン合金の相変態と熱処理, 鉄と鋼, Vol.73, No.3, pp.420-426, (1987).
- 1-11) S. Zaeferrer: A study of active deformation systems in titanium alloys: dependence on alloy composition and correlation with deformation texture, Materials Science and Engineering A, Vol.344, pp.20-30, (2003).
- 1-12) E. D. Levine: Trans. Metall. Soc. AIME, Vol.216, pp.1558, (1966).
- 1-13) G. Lütjering, J.C. Williams: Titanium second ed., Springer 21, (2007).
- 1-14) H. Adenstedt: Creep of titanium at room temperature, Metal Progress, Vol.56, pp.658-660, (1949).
- 1-15) B. C. Odegard, A.W. Thompson: Low temperature creep of Ti-6Al4V, Metallurgical Transactions A, Vol.5, pp.1207-1213, (1974).
- 1-16) 佐藤英一, 山田智康, 田中寿宗, 神保至: 結晶構造による金属・合金の室温クリープ現象の分類, 軽金属, Vol.55, No.11, pp.604-609, (2005).
- 1-17) 丸山公一, 中島英治: 高温強度の材料科学, 内田老鶴圃, (2002).
- 1-18) 日本材料学会高温強度部門委員会編: 高温強度の基礎・考え方・応用, 日本材料学会, (2008).
- 1-19) E. Krempl: An experimental study of room-temperature rate-sensitivity, creep and relaxation of AISI type 304 stainless steel, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol.27, pp.363-375, (1979).

- 1-20) A. Oehlert, A. Atrens: Room temperature creep of high strength steels, *Acta Metallurgica et Materialia*, Vol.42, 1493-1508, (1994).
- 1-21) K. Ishikawa, H. Okuda, Y. Kobayashi: Creep behaviors of highly pure aluminum at lower temperatures, *Materials Science and Engineering A*, Vol.234, pp.154-156, (1997).
- 1-22) K. V. Hanffstengel, H. Hanemann: Kriechvorgang und Dauerstandfestigkeit untersucht an Blei und Bleilegerungen, *Zeits fur Metallkunde*, Vol.29, pp.50-52, (1937).
- 1-23) 松永哲也 : 室温における六方晶金属特有の新たなクリープ機構の解明, 博士論文, (2010).
- 1-24) M. Deguchi, S. Yamasaki, M. Mitsuyuhara, H. Nakashima, Y. Ota: Evaluation of room temperature creep deformation behavior of Ti-6Al-4V alloy, Japan Institute of Light Metals poster presentation (2019).
- 1-25) 松永哲也, 亀山達也, 上田章二, 佐藤英一: HCP 金属の低温クリープ領域の再評価, *まてりあ*, Vol.50, pp.105-111, (2011).
- 1-26) T. Neeraj, D.-H. Hou, G. S. Daehn and M. J. Mills: *Acta mater.*, Vol.48, pp.1225-1238, (2000).
- 1-27) S. Suri, T. Neeraj, G.S. Daehn, D.-H. Hou, J.M. Scott, R.W. Hayes, and M.J. Mills: *Mater. Sci. Eng. A*, Vol.234, pp.996-999, (1997).
- 1-28) S. Ankem, C.A. Greene, and S. Singh: *Scr. Mater.*, Vol.30, pp.803-808, (1994).
- 1-29) M. R. Bache: A review of dwell sensitive fatigue in titanium alloys: the role of microstructure, texture and operating conditions, *International Journal of Fatigue*, Vol.25, pp.1079-1087, (2003).
- 1-30) Ruffles P: *Materials world*, 3. London, Institute of Materials, pp.469-470, (1995).
- 1-31) Pugh P. The magic of a name: the Rolls-Royce story, part 2 the power behind the jets 1945-1987. UK/USA: Icon Books/Totem Books, (2001).
- 1-32) M. R. Bache, M. Cope, H.M. Davies, W.J. Evans, G. Harrison: Dwell sensitive fatigue in a near alpha titanium alloy at ambient temperature, *International Journal of Fatigue*, Vol.19, No.1, pp.S83-S88, (1997).
- 1-33) Z. Zheng, D. Balint, F. P. E. Dunne: Dwell fatigue in two Ti alloys: An integrated crystal plasticity and discrete location study, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol.96, pp.411-427, (2016).
- 1-34) F. Wang, W. Cui: Experimental investigation on dwell-fatigue property of Ti-6Al-4V ELI used in deep-sea manned cabin, *Materials Science & Engineering A*, Vol.642, pp.136-141, (2015).
- 1-35) J. Peng, C-Y. Zhou, Q. Dai, X-H. He: Dwell fatigue and cycle deformation of CP-Ti at

- ambient temperature, *Materials and Design*, Vol.71, pp.1-16, (2015).
- 1-36) 大田祐太郎, 久布白圭司, 山崎泰広: Ti-6Al-4V の Cold Dwell Fatigue に対する線形累積損傷則による寿命評価, *材料*, Vol.69, No.8, pp.599-604, (2020).
- 1-37) 大田祐太郎, 久布白圭司, 山崎泰広: Ti-6Al-4V の Cold Dwell Fatigue 特性および寿命評価に与える試験応力とマイクロ組織の影響, *材料*, Vol.70, No.1 巻, (2021).
- 1-38) J. Everaerts, D. Gontcharov, B. Verlinden, M. Wevers: The influence of load holds on the fatigue behaviour of drawn Ti-6Al-4V wires, *International Journal of Fatigue*, Vol.98, pp.203-211, (2017).
- 1-39) J. Qiu, Y. Ma J. Lei, Y. Liu, A. Huang, D. Rugg, R. Yang: A comparative study on dwell fatigue of Ti-6Al-2Sn-4Zr-xMo (x=2to6) alloys on a microstructure-normalized basis, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol.45, pp.6076-6087, (2014).
- 1-40) Adam L. Pilchak: A simple model to account for the role of microtexture on fatigue and dwell fatigue lifetimes of titanium alloys, *Scripta Materialia*, Vol.74, pp.68-71, (2014).
- 1-41) Peter O. Tynpel: Mechanics and micro-mechanisms of LCF and dwell fatigue in Ti-6Al-4V, University of London Imperial College of Science, Technology and Medicine Department of Materials (2016).
- 1-42) K. Wang, F. Wang, W.-C. Cui, A.-L. Tian: Prediction of cold dwell-fatigue crack growth of titanium alloys, *Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.)*, Vol. 28, No.5, pp. 619-627, (2015).
- 1-43) D. Ozturk, A.L. Pilchak, S. Ghosh: Experimentally validated dwell and cyclic fatigue crack nucleation model for  $\alpha$ -titanium alloys, *Scripta Materialia*, Vol.127, pp.15-18, (2017).
- 1-44) K. Kubushiro et al., *Proceedings of CREEP8*, (2007).
- 1-45) 野中勇, 北川正樹, 鳥畑政二: 延性消耗則による高速炉用 316FR 鋼のクリープ疲労評価検討, *材料*, Vol.44, No.496, pp.41-45, (1995).
- 1-46) ASME Boiler and Pressure Vessel Code, “Section III division 1 - subsection NH class 1 components in elevated temperature service rules for construction of nuclear facility components” (2003).
- 1-47) Nuclear Electric, “An assessment procedure for high temperature response of structures, R5”, Issue 1, (1991).
- 1-48) 八木晃一, 田中千秋, 久保清: クリープ疲労複合荷重を受けた SUS316 鋼のクリープ疲労相互作用とクリープ破壊様式との関連, *材料*, Vol.33, No.375, pp.89-95, (1984).
- 1-49) J. Zrník, J. Semen, V. Vrchovinsky, P. Wangyao: Influence of hold period on creep-fatigue deformation behavior of nickel base superalloy, *Materials Science and Engineering A*, Vol.319, pp.637-642, (2001).

1-50) R. K. Singh, J. K. Sahu: Influence of hold type and duration on cyclic deformation behaviour of IN740H, MATERIALS SCIENCE AND TECHNOLOGY, (2019).

## 2章 CDF 寿命への試験応力の影響

### 2.1 緒言

疲労現象において最大荷重の増加は破断サイクルの低下につながる。一般的に、S-N 曲線と呼ばれる応力振幅と破断サイクルの関係では、応力振幅の増加に伴い破断サイクルが低下する<sup>2-1),2-2)</sup>。10<sup>6</sup>~10<sup>7</sup>程度の高サイクル領域ではSN 曲線の傾向が変化する場合もあるが、本研究で取り扱う 10<sup>5</sup> サイクル以下の領域では、応力振幅と破断サイクルの関係は一様に整理できる。一方で、保持を導入した CDF 現象の場合においても、保持時間を一定としたときに最大引張応力 (= 応力振幅) の増加に伴う破断サイクルの減少が確認されている<sup>2-3)-2-6)</sup>。しかしながら、LCF と CDF の応力感受性は異なる。最大引張応力の増加に伴い、LCF と CDF の破断サイクルはいずれも低下するが、CDF 破断サイクルの方がより大きく低下する。反対に、最大引張応力を減少させると CDF 破断サイクルは顕著に増加する。すなわち、LCF と CDF の破断サイクルの差分は、高応力ほど大きくなり、低応力ほど小さくなる。一定の応力レベル以下では LCF と CDF の破断サイクルには差異生じなくなると報告されている。例えば、最大引張応力が耐力と同程度の場合には 1 桁~2 桁近く破断サイクルが低下するのに対し、最大引張応力が耐力の約 70% となると CDF と LCF の破断サイクルには差異を生じないという報告もある<sup>2-6)</sup>。こうした CDF 破断サイクルへの応力感受性には、クリープ現象が大きく影響していると考えられる。純 Ti および Ti 合金の室温クリープにおいて、高応力時は 1 次クリープ、2 次クリープ、3 次クリープといった明らかなクリープ変形挙動を示し破断に至る<sup>2-7)-2-10)</sup>。一方で、低応力になるにつれ変形量は小さくなり、破断しない応力域も存在する。すなわち、クリープの影響が大きな応力域では CDF 破断サイクルが大きく低下し、クリープの影響が小さな応力域では CDF 破断サイクルが LCF とほぼ同等となると考えられる。以上のように、破断サイクルと応力については、数多くの報告がある。しかしながら、応力の変化によるクリープの影響、特にクリープ変形の観点から CDF 現象を論じた例は少ない。CDF 試験中のひずみ変化が LCF 試験時のひずみ変化よりも大きいことを示す報告はあるものの、クリープの影響については考察されていない。また、応力の変化が破壊形態に及ぼす影響についても未知である。

また、応力の影響としては R 比の検証も十分になされていない。一般的に CDF では、使用環境模擬の側面もあり、引張-ゼロ荷重の R=0 (もしくは 0.01) の条件で実施されることが大半である。しかしながら、学術的には、最大引張応力だけでなく平均応力の影響や除荷の影響を考察するために R 比の影響も検証する必要がある。

また、1 章で述べたように CDF 寿命にはマイクロ組織も影響を及ぼす。マイクロ組織については、集合組織の影響および成分の影響に言及した報告が多い。集合組織としては MTR(Micro texture Region)と呼ばれる局所的な集合組織がファセットの起点となり破断

サイクルを大きく低下させる要因となるとされている<sup>2-11)・2-13)</sup>。化学組成に関しては、Ti6242 から Ti6246 へ Mo 量が増加するにつれて CDF 感受性が小さくなるとされている<sup>2-14)</sup>。一方で、 $\alpha$ 相の形態に着目したうえで針状 $\alpha$ 、等軸 $\alpha$ の影響を述べた例は少ない。マイクロ組織は引張特性にも影響を与えるため、引張強度、耐力といった指標によって最大引張応力を規格化することで、CDF 特性に与えるマイクロ組織の影響を一様に整理できる可能性がある。

以上のように、CDF による破断サイクルの低下量と最大応力は相関を持って変化するが、破壊形態およびひずみ変化も一定の変化にも一定の相関関係があるのかは未知である。そこで本章では、応力が破断サイクルに与える影響を再検証したうえで、ひずみ変化および破壊形態へのクリープの影響を考察する。これに加え、R 比の影響、マイクロ組織の影響も応力の影響として取扱い、CDF 特性への影響を検証および考察する。

## 2.2 実験条件

### 2.2.1 供試材

供試材には Ti-6Al-4V (wt.%) を用いた。2 種類のビレット材の化学成分を表 2-1 に示す。ビレット I は 973K×7,200s→空冷の熱処理のみ実施しビレット形状のまま使用した。マイクロ組織観察結果を図 2-1(a)に示す。電子顕微鏡の反射電子像の結果であり、組成や方位によってコントラストが変化する。ここでは、黒い相および灰色の相が $\alpha$ 相、白い相が $\beta$ 相である。ビレット I のマイクロ組織の大部分は等軸 $\alpha$ 相で構成されており、粒界に少量の $\beta$ 相が存在している。等軸 $\alpha$ 相の粒径は約 20 $\mu\text{m}$ であった。ビレット II は熱間鍛造によって板状に成形した。高さ 190mm ビレットを 1,123K に加熱し、高さ 30mm になるよう熱間鍛造し板状に成形した。熱間鍛造後には熱処理を施し、等軸 $\alpha$ 相と針状 $\alpha$ 相の体積率を制御した。1,223K×7,200s→炉冷、973K×7,200s→空冷の条件で熱処理した場合のマイクロ組織を図 2-1(b)に示す。ビレット I とほぼ同様に等軸 $\alpha$ 相と粒界 $\beta$ 相で構成されているが、わずかに針状 $\alpha$ 相も存在している。しかしながら、大部分は等軸 $\alpha$ 相であり、その粒径は約 10 $\mu\text{m}$ であった。次に、1,223K×7,200s→空冷、973K×7,200s→空冷の条件で熱処理した場合のマイクロ組織を図 2-1(c)に示す。等軸 $\alpha$ 相と針状 $\alpha$ 相の体積率がほぼ同等であり、粒界には $\beta$ 相が存在している。等軸 $\alpha$ 相の粒径は約 10 $\mu\text{m}$ 、針状 $\alpha$ 相の幅は約 0.5 $\mu\text{m}$ であった。以上のように、3 種類の粒径および等軸 $\alpha$ 相と針状 $\alpha$ 相の体積率の異なる組織を有する素材を用意した。以降、これらを区別するために、図 2-1(a)の素材を「Equiaxis A」、図 2-1(b)の素材を「Equiaxis B」、図 2-1(c)の素材を「Bimodal」と呼ぶこととする。

表 2-1 供試材の化学成分 (wt.%)

	Ti	Al	V	Fe	O	N	C
ビレット I	Bal.	6.43	4.02	0.16	0.19	0.006	0.014
ビレット II	Bal.	6.40	4.12	0.16	0.17	0.025	0.028

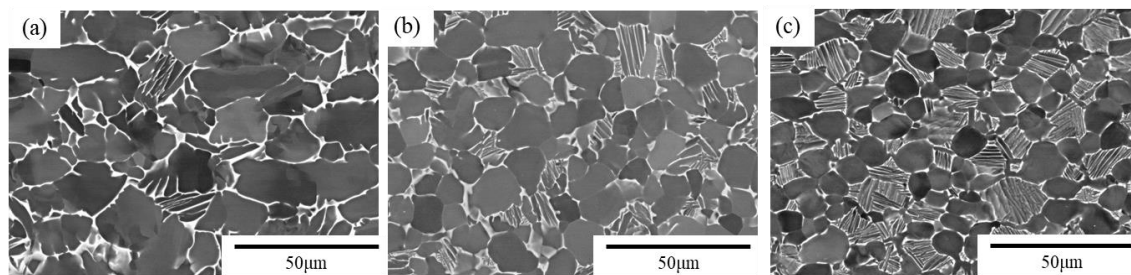


図 2-1 供試材のマイクロ組織。(a)ビレット I : Equiaxis A 材, (b)ビレット II 鍛造後炉冷熱処理 : Equiaxis B 材, (c)ビレット II 鍛造後空冷熱処理 : Bimodal 材。

## 2.2.2 強度試験

強度試験では引張試験、疲労試験、クリープ試験を実施した。引張試験の試験片形状は図 2-2 に示すように  $\phi 6$ 、ゲージ長さ 30mm とした。試験温度は室温（約 25℃）、ひずみ速度は  $3.3 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$  で実施した。試験機には島津製オートグラフ試験機を用いた。疲労試験の試験片形状は図 2-3 に示すように平行部  $\phi 6$ 、ゲージ長さ 40mm とした。負荷波形は図 2-4 に示す。保持のない単純な繰り返し波形の LCF 試験と、保持のある台形波の CDF 試験を実施した。LCF 試験、CDF 試験ともに制御モードは荷重制御とし、除荷負荷時間はそれぞれ 2s であり、最大引張応力は 779MPa~876MPa とした。これは後述する各マイクロ組織の 0.2%耐力に対する 85%~96%の応力に相当する。CDF 試験時の保持時間は本章では 120s で統一した。また、R 比は 0, 0.33, 0.67 の 3 条件を実施した。いずれの試験も大気中で行い、試験温度は室温（約 25℃）であった。なお、試験機には MTS 社製の油圧サーボ試験機を用いた。また、伸び計に関しては、全体の変形量が大きく測定範囲外となる点、かつ、破断時に最後まで追従できずにガラス棒が毎回破損してしまう点を考慮し、本試験では取り付けなかった。そのため、ひずみ量は試験機のストローク変化を試験片平行部長さで除すことで算出した。クリープ試験の試験片形状は図 2-5 に示すように平行部  $\phi 6$ 、ゲージ長さ 30mm とした。室温（約 25℃）にて 876MPa の応力を付与してクリープ試験を行った。

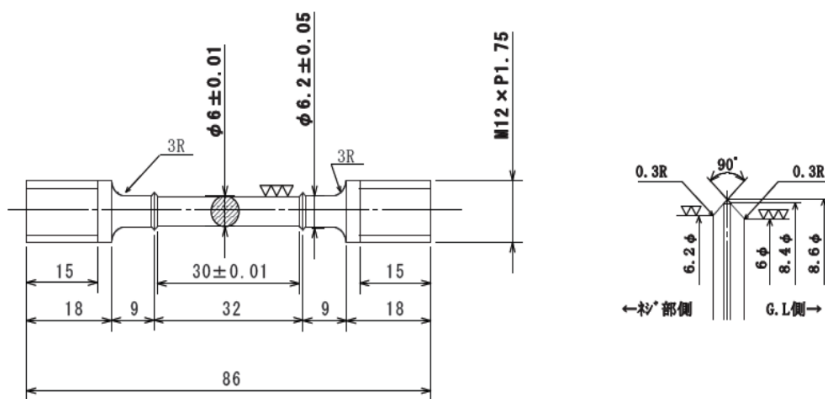


図 2-2 引張試験片図面

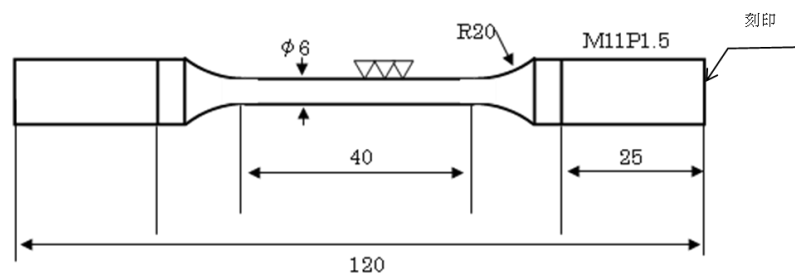


図 2-3 疲労試験片図面

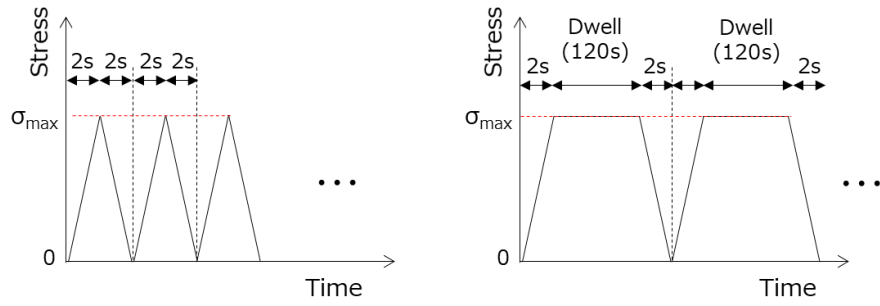


図 2-4 疲労試験時の負荷波形. (左)保持無しの LCF 試験, (右)保持有りの CAF 試験.

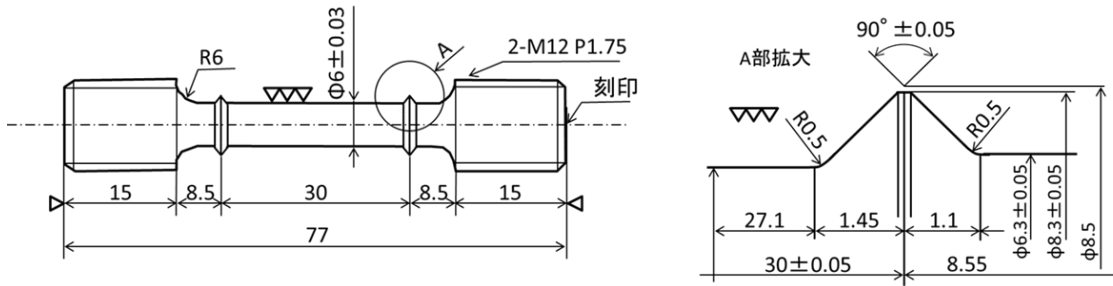


図 2-5 クリープ試験片図面

### 2.2.3 破面およびマイクロ組織観察

破面観察は、試験片をアセトン、エタノール、純水の順でそれぞれ 15min ずつ超音波洗浄した後に実施した。破面の SEM 観察には SU-5000 を用い、加速電圧 15kV、WD=15~20mm の条件で観察した。マイクロ組織観察時の研磨条件としては、サンプルをエメリー紙にて #320, #800, #1200, #2000 まで湿式研磨を施したのち、コロイダルシリカの研磨液（コロイダルシリカ:H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>:H<sub>2</sub>O=60:10:50）を用いて、13.35N の面圧にて 40min 以上最終仕上げを行った。マイクロ組織観察の SEM には JSM-7100F を用い、加速電圧 25kV、WD=3.5mm の条件で反射電子像を観察した。EBSD(Electron Back Scattering Diffraction)は OIM data collection ver.6.0 にて測定を行い、加速電圧 20kV、測定ピッチ 0.5 $\mu$ m の条件とした。また、解析には OIM analysis ver.7.3.1 を用いた。

## 2.3 規格化応力による整理

### 2.3.1 引張試験結果

引張試験で得られた応力-ひずみ線図を図 2-6 に示す。材質によらず、ほぼ同様の挙動であることが確認された。Equiaxis B 材の弾性域がわずかに他の曲線と異なって見えるが、これは試験開始時の治具のゆるみの影響等と考えられる。また、CDF 試験時に付与する最大引張応力の設定が室温クリープを議論するうえで適当であるかを評価する必要がある。hcp 構造の材料ではマクロな降伏応力ではひずみ速度の影響が大きく、かつ、降伏応力域では様々なすべり系が働いており、室温クリープ現象とは異なる変形機構であると考えられる。したがって、室温クリープを議論するには転位の活動を伴う応力以上、かつ降伏応力以下であることが求められる。亀山らは転位の活動し始める応力として、応力-ひずみ曲線において  $d\sigma/d\varepsilon$  が一定値から減少に転じるときの応力を **Micro yielding stress** ( $\sigma_{my}$ ) と定義した<sup>2-15)</sup>。そのため、本研究においても転位活動開始応力 $\sigma_{my}$ と降伏応力 $\sigma_y$ を確認しておくべきである。ただし、 $d\sigma/d\varepsilon$ の算出時にはデータのばらつきを考慮して 10 区間の移動平均とした。各供試材の応力-ひずみ曲線、ならびに  $d\sigma/d\varepsilon$ を図2-7に示す。図2-7から得られた 0.2%耐力 ( $\sigma_{0.2}$ )、降伏応力 ( $\sigma_y$ ) **Micro yielding stress** ( $\sigma_{my}$ )、破断延性、破断絞りの結果を表 2-2 に示す。0.2%耐力および降伏応力は Equiaxis A 材, Equiaxis B 材, Bimodal 材の順に大きくなった。0.2%耐力と降伏応力はほとんど同等であり、10MPa 以内の差異であった。降伏応力は 0.2%耐力の 99%程度の応力と定義することができる。転位活動開始応力 $\sigma_{my}$ は必ずしも 0.2%耐力や降伏応力と同様の序列とはならず、小さい方から Equiaxis B 材, Equiaxis A 材, Bimodal 材となった。いずれも 0.2%耐力の 82~83%程度の応力であった。すなわち、本研究における CDF 試験での最大引張応力は  $0.82\sigma_{0.2}\sim 0.99\sigma_{0.2}$  の範囲とすることで、室温クリープ現象の影響を正確に反映させられると考えられる。また、破断延性と破断絞りに関しては、多少のばらつきは認められるものの、素材間の明確な差異は確認されなかった。

表 2-2 供試材の引張試験結果

Microstructure	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	$\sigma_y$ (MPa)	$\sigma_{my}$ (MPa)	Elongation (%)	Reduction area (%)
Equiaxis A	917	910	765 (0.83 $\sigma_{0.2}$ )	14.5	40.4
Equiaxis B	921	918	757 (0.82 $\sigma_{0.2}$ )	15.6	43.8
Bimodal	944	938	773 (0.82 $\sigma_{0.2}$ )	14.3	45.8

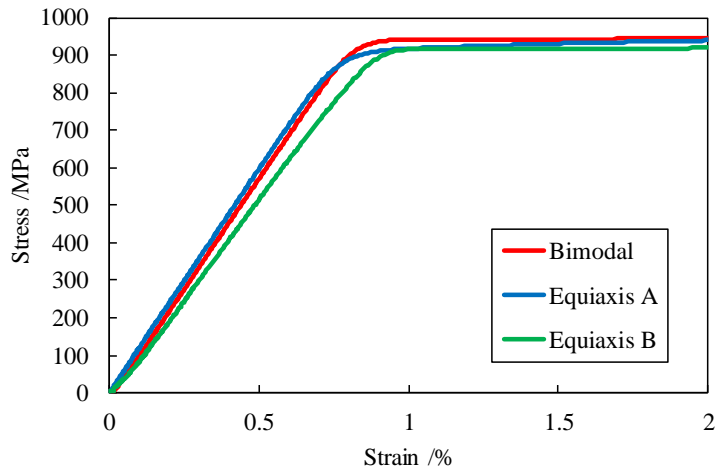


図 2-6 引張試験によって得られた応力-ひずみ線図

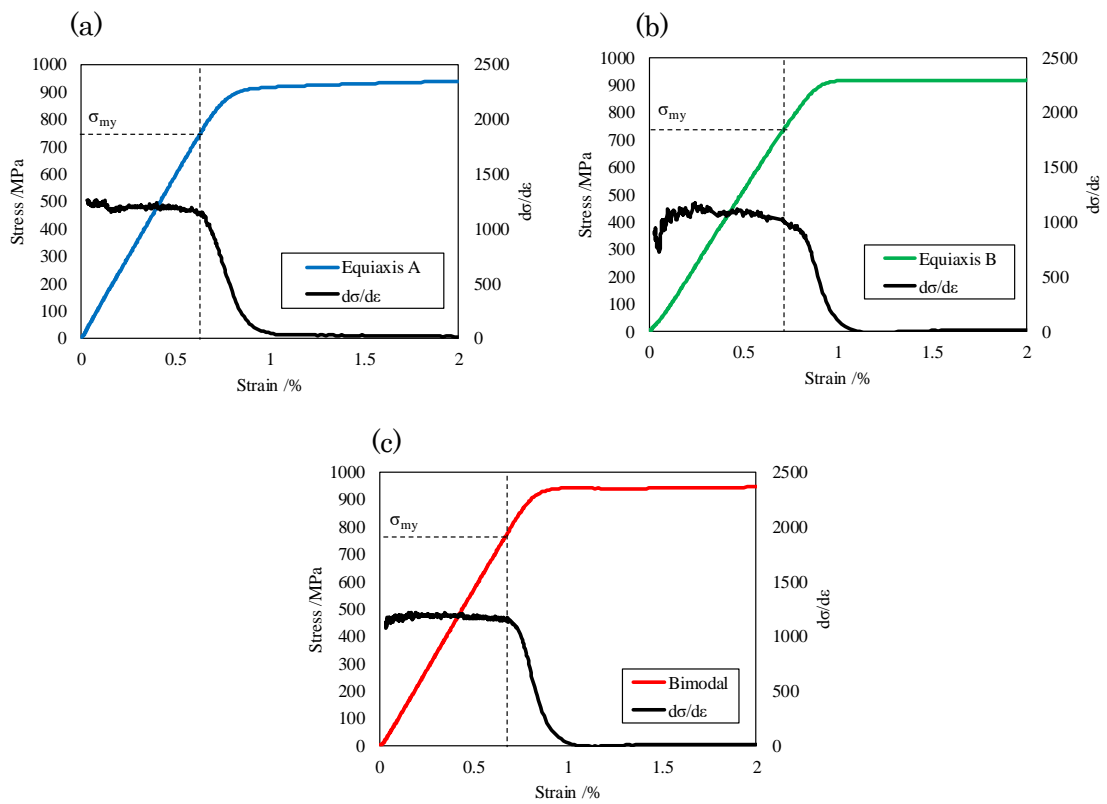


図 2-7 各供試材の応力-ひずみ曲線と  $d\sigma/d\varepsilon$  の関係. (a) Equiaxis A 材, (b) Equiaxis B 材, (c) Bimodal 材.

### 2.3.2 CDF 試験結果

先述のようにマイクロ組織の違いに由来して 0.2%耐力が異なる。そこで、応力の影響としての比較を一律に行うために、LCF もしくは CDF 試験時の最大引張応力を $\sigma_{0.2}$ により規格化した規格化応力を定義した。LCF 試験と CDF 試験 (R=0) の破断サイクル数と規格化応力の関係を図 2-8 に示す。LCF 試験, CDF 試験いずれも規格化応力の低下に伴い破断サイクルは減少した。それぞれの傾向を比較すると、LCF 試験に比べて CDF 試験では高応力側での破断サイクルの低下が著しかった。例えば、規格化応力 0.85 と 0.95 の結果を比較すると、LCF 試験では高応力時に破断サイクルが約 1/5 に低下するのに対し、CDF 試験では約 1/20 に低下していた。この傾向は他の Ti 合金において報告されている結果とも一致し、応力感受性については LCF よりも CDF の方が大きいと示された。また、LCF 試験ではマイクロ組織の影響はほぼ確認されず、片対数グラフ上における同一線上での整理が可能であった。一方で、CDF 試験においてもマイクロ組織の影響はあまり大きくないものの、わずかに Equiaxis A 材の方が同一規格化応力時に長寿命であった。等軸 $\alpha$ 相の粒径が同様に針状 $\alpha$ 相の体積率の異なる Equiaxis B 材と Bimodal 材の結果がほぼ同等であったことから、規格化応力で整理することにより等軸 $\alpha$ 相と針状 $\alpha$ 相の体積率の影響は無視できると推察される。一方で、等軸 $\alpha$ 相の粒径はわずかであるが CDF 寿命へ影響を与えていると考えられる。先行研究において、CDF 特性にはクリープの影響が大きいと報告されていることから (2-4.2-16)、等軸 $\alpha$ 相の粒径がクリープ特性に影響していることが示唆される。

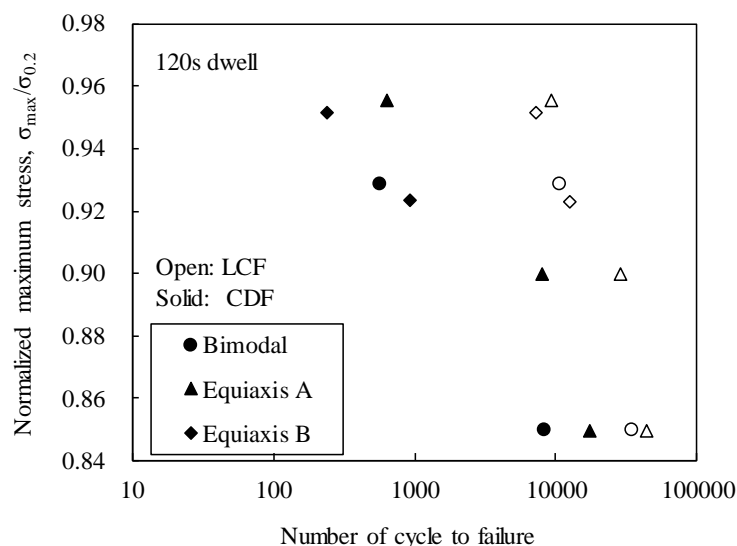


図 2-8 LCF 試験と CDF 試験 (R=0) の破断サイクルと規格化応力の関係

LCF 試験と CDF 試験における破断延性と規格化応力の関係を図 2-9 に示す。LCF 試験後の破断延性は規格化応力にわずかに影響を受けており、規格化応力の減少に伴い緩やかに減少した。一方、CDF 試験後の破断延性は規格化応力に大きく影響を受けており、規格化応力約 0.92 以下から破断延性は急激に減少した。低応力であるほど CDF の破断延性は LCF の破断延性に漸近していた。規格化応力 0.92 以上では CDF の破断延性に大きな変化はないことから、破断延性の上限の存在が示唆される。除荷負荷を伴わない単純なクリープ試験の結果でも、このような破断延性の傾向は報告されている。Dutton の報告では、純 Ti の室温クリープ試験結果であるが、引張強度の 78%以上の応力での破断延性はほぼ一定となり、それ以下の応力域では急激に破断延性が低下していた<sup>2-7)</sup>。したがって、このことから、CDF 特性にはクリープ特性が大きく影響していると推察される。

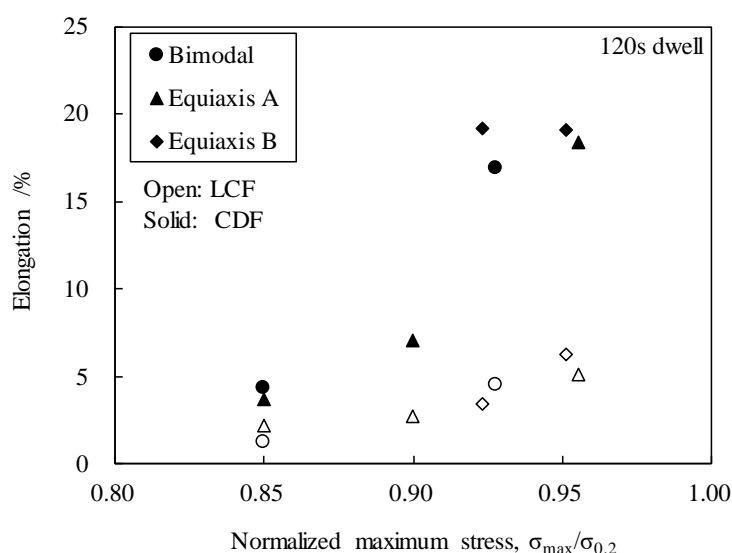


図 2-9 LCF 試験と CDF 試験における破断延性と規格化応力の関係

次に、破面観察結果を図 2-10 に示す。Bimodal 材と Equiaxis A 材の CDF 試験後の破面観察結果であり、図 2-10(a)~(e)は CDF 試験後、図 2-10(f)~(j)は LCF 試験後の破面である。Bimodal 材にて規格化応力 0.93 としたときの CDF 破面では、起点は不明瞭で全体が絞れており、引張試験後のような延性破壊の破面形態であった (図 2-10(a))。一方で、Bimodal 材にて規格化応力 0.85 としたときの CDF 破面では矢印で示した箇所のように起点が明確であり、き裂進展領域と判断される部分が確認された (図 2-10(b))。Equiaxis A 材においても傾向は同様であり、高応力側の規格化応力 0.96 の CDF 破面では起点は不明瞭であり、低応力側の規格化応力 0.85 の CDF 破面ではき裂の発生が明確でき裂進展領域も試験片中央部に向かって広がっていることがわかった (図 2-10(c), (e))。規格化応力 0.90 の CDF 破面では、起点は確認されたものの、き裂進展領域は規格化応力 0.85 の場合と比較して小さ

く、全体としては延性破壊の破面に近い様相を呈していた（図 2-10(d)）。LCF 破面に関しては、図 2-10 中に矢印で示したように条件に依らず起点は明確であり、き裂進展領域も試験片中央に向かって広がっていた。Equiaxis A 材の規格化応力 0.96 の条件の場合には起点が複数確認された（図 2-10(h)）。また、これらの破面の拡大観察結果を図 2-11 に示す。図 2-11(a)~(e)は CDF 試験後、図 2-11(f)~(j)は LCF 試験後の破面である。Bimodal 材にて規格化応力 0.93 としたときの CDF 破面には起点が無かったため、中央部の任意箇所を観察した。全面がディンプル破面となっており、延性ボイドも確認された（図 2-11(a)）。Bimodal 材にて規格化応力 0.85 としたときの CDF 破面に対しては起点部近傍の拡大観察を行った。き裂進展によるストライエーションが確認され、規格化応力 0.93 の場合よりも脆性的な破面形態であった（図 2-11(b)）。Equiaxis A 材にて規格化応力 0.96 としたときの CDF 破面は中央の任意箇所を拡大しており、Bimodal 材の規格化応力 0.93 の場合と同様に全面ディンプル破面であった（図 2-11(c)）。規格化応力 0.90 と 0.85 の CDF 破面は起点部近傍を拡大観察した。規格化応力 0.90 の場合にはき裂進展によるストライエーションが確認され、さらに一部でディンプルも確認された（図 2-11(d)）。規格化応力 0.85 の場合にはき裂進展によるストライエーションが確認され、き裂進展部分全体が同様の破面形態であった（図 2-11(e)）。LCF 破面に関しては、いずれの条件においてもき裂進展によるストライエーションが確認され、脆性的な破面形態であった。以上の破面観察結果による破面形態の一覧を表 2-3 に示す。LCF 試験では規格化応力およびマイクロ組織によらず、き裂進展を主とした脆性的な破壊であった。一方で、CDF 試験においては、マイクロ組織の影響は認められないが、規格化応力 0.92 以上の高応力域では全面ディンプルを呈する延性破壊を生じており、規格化応力 0.85 の低応力域では LCF 試験時と同様にき裂進展を主とした脆性的な破壊であった。すなわち、高応力域ではクリープ損傷が主体であり、低応力域では疲労損傷が主体であると推察される。規格化応力 0.90 程度の応力域ではき裂進展によるストライエーションとディンプルの両方が観察されたことから、破壊形態および主たる損傷要因の遷移域であると考えられる。

表 2-3 破面形態のまとめ

$\sigma_{\max}/\sigma_{0.2}$	0.85	0.85	0.90	0.93	0.96
Material	Bimodal	Equiaxis A	Equiaxis A	Bimodal	Equiaxis A
CDF	Brittle	Brittle	Ductile-Brittle	Ductile	Ductile
LCF	Brittle	Brittle	Brittle	Brittle	Brittle

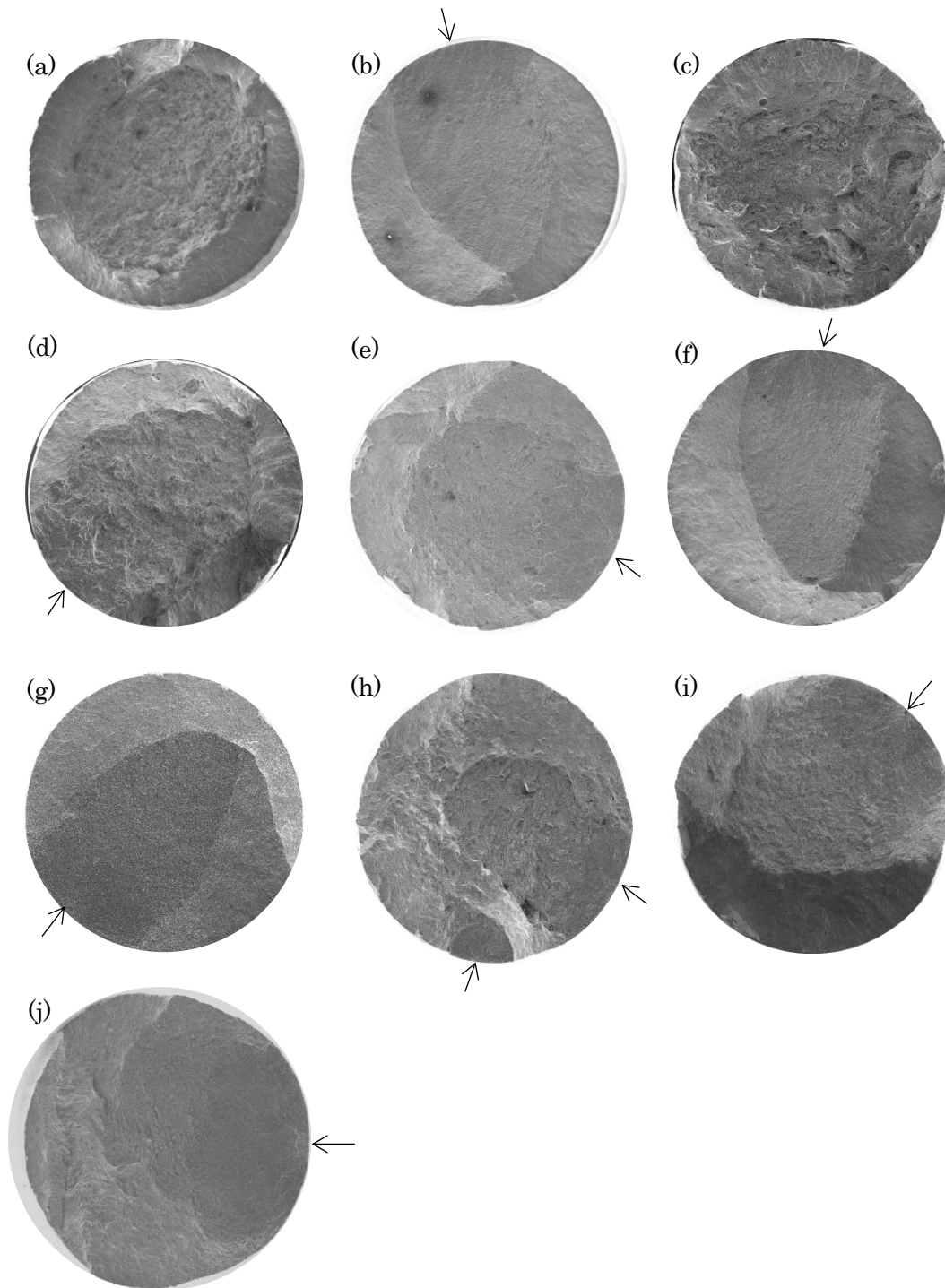


圖 2-10 破面觀察結果. (a)Bimodal 材, 規格化応力 0.93, CDF 試験後, (b)Bimodal 材, 規格化応力 0.85, CDF 試験後, (c)Equiaxial A 材, 規格化応力 0.96, CDF 試験後, (d)Equiaxial A 材, 規格化応力 0.90, CDF 試験後, (e)Equiaxial A 材, 規格化応力 0.85, CDF 試験後, (f)Bimodal 材, 規格化応力 0.93, LCF 試験後, (g)Bimodal 材, 規格化応力 0.85, LCF 試験後, (h)Equiaxial A 材, 規格化応力 0.96, LCF 試験後, (i)Equiaxial A 材, 規格化応力 0.90, LCF 試験後, (j)Equiaxial A 材, 規格化応力 0.85, LCF 試験後.

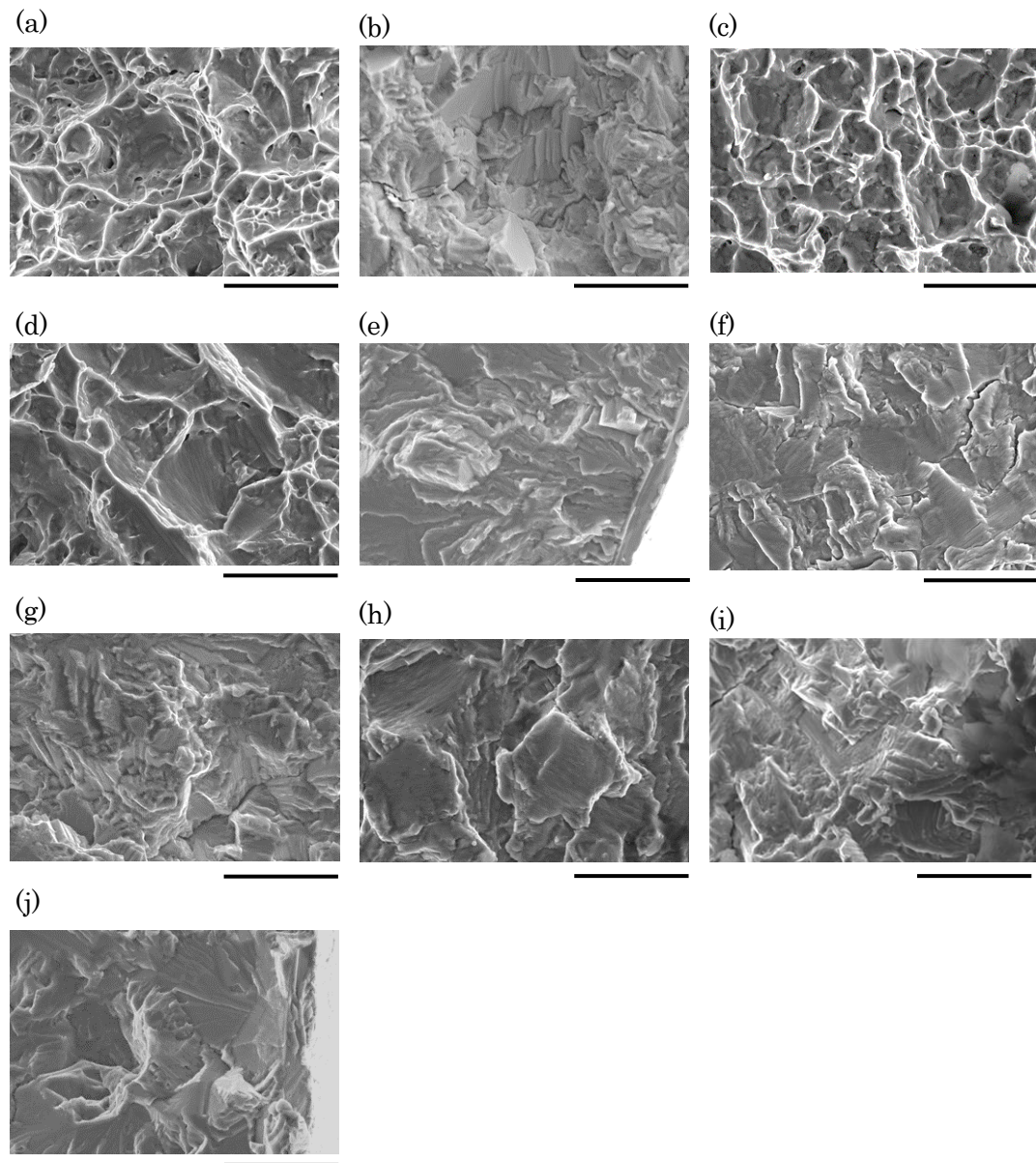


図 2-11 破面拡大観察結果. (a)Bimodal 材, 規格化応力 0.93, CDF 試験後, (b)Bimodal 材, 規格化応力 0.85, CDF 試験後, (c)Equiaxis A 材, 規格化応力 0.96, CDF 試験後, (d)Equiaxis A 材, 規格化応力 0.90, CDF 試験後, (e)Equiaxis A 材, 規格化応力 0.85, CDF 試験後, (f)Bimodal 材, 規格化応力 0.93, LCF 試験後, (g)Bimodal 材, 規格化応力 0.85, LCF 試験後, (h)Equiaxis A 材, 規格化応力 0.96, LCF 試験後, (i)Equiaxis A 材, 規格化応力 0.90, LCF 試験後, (j)Equiaxis A 材, 規格化応力 0.85, LCF 試験後. スケールバーは  $20\mu\text{m}$ .

### 2.3.3 き裂の発生とマイクロ組織

規格化応力によって CDF 試験時の破壊形態が異なることを前項で述べた。延性破壊型と脆性破壊型に大別されたが、どういったマイクロ組織の部分で破壊が生じやすいか、破壊の生じる起点となりやすい部分はどこか、など詳細を検証する必要がある。そこで、中断試験と断面観察によって、損傷の発達する過程を調査した。破壊の傾向は規格化応力によって整理できたため、本項では Equiaxis A 材を代表として、高応力域（規格化応力 0.96）と低応力域（規格化応力 0.85）での中断試験を実施した。中断サイクルは破断サイクルの 25%、50%、75%に相当するサイクルとし、それぞれの中断材を準備した。中断材の平行部中央を切断し、断面の反射電子像の取得および EBSD 測定を行った。それぞれの規格化応力と中断サイクルにおける反射電子像を図 2-12 に示す。規格化応力 0.85 のとき、25%破断サイクルですでに内部の微小き裂は発生していた。き裂は $\alpha$ 相粒内に発生しており、直線的な形状であった。50%破断サイクルでは粒内き裂が粒界に達しており、75%破断サイクルでは隣接する結晶粒へ微小き裂が伝播していた。伝播したき裂は偏向していたことから、結晶粒ごとにき裂の生じやすい方位を持つことが考えられる。破断サイクルを迎えた試験片に関しては、主き裂は破面を形成しているが、本観察は破面から離れたゲージ内部を観察した結果である。微小き裂は 3 結晶粒以上にわたって伝播していた。これらは異なる試験片で中断材を作製した結果であるが、微小き裂の長さには寿命比との相関関係が認められ、寿命比の増加に伴い微小き裂が増加していた。一方で、規格化応力 0.96 の場合にも、微小き裂の発生自体は同様に 25%破断サイクルの時点で粒内に確認された。しかしながら、その後のき裂成長は確認されず、1 結晶粒内の微小き裂のみ点在していた。このことは、微小き裂の発生自体は早期に生じるものの、主たる破壊要因は微小き裂ではない可能性を示唆する。図 2-10、2-11 のように規格化応力 0.96 の場合の破壊形態が延性破壊であったことから、微小き裂の進展が主要因でないと考えられる。

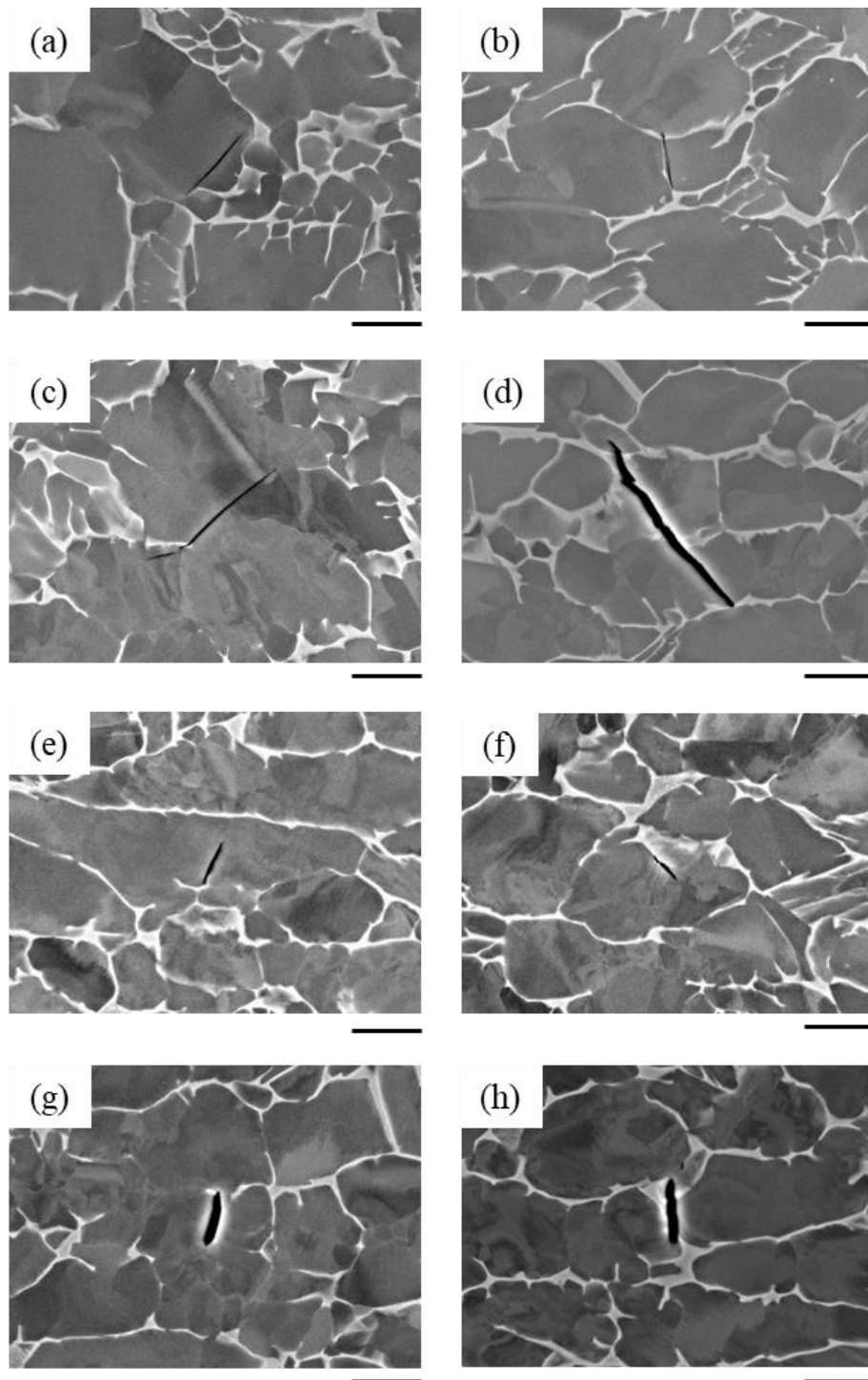


図 2-12 Equiaxis A 材を用いた中断材の断面反射電子像. (a)規格化応力 0.85, 25%破断サイクル, (b)規格化応力 0.85, 50%破断サイクル, (c)規格化応力 0.85, 75%破断サイクル, (d)規格化応力 0.85, 100%破断サイクル, (e)規格化応力 0.96, 25%破断サイクル, (f)規格化応力 0.96, 50%破断サイクル, (g)規格化応力 0.96, 75%破断サイクル, (h)規格化応力 0.96, 100%破断サイクル. スケールバーは 10 $\mu$ m.

次に、微小き裂の生じやすい結晶粒の特徴について考える。EBSD 測定によって、図 2-13 に示すようにき裂はいずれも hcp 構造の底面に沿う形で発生していた。また、図 2-14, 2-15 には EBSD 測定から得られたシュミット因子の算出結果を示す。シュミット因子はすべり系に働く分解せん断応力への負荷応力の寄与割合を表す指標である。分解せん断応力は式 (2.1)によって算出される。

$$\tau = \sigma \cdot \cos\varphi \cdot \cos\theta \quad (2.1)$$

ここで、 $\tau$ は分解せん断応力、 $\sigma$ は垂直断面に加わる応力、 $\varphi$ はすべり面の法線方向と引張方向とのなす角、 $\theta$ はすべり面内のすべり方向と引張方向のなす角である。シュミット因子は $\cos\varphi \cdot \cos\theta$ の部分指す。シュミット因子が大きいほど、すべり変形が生じやすく、その最大値は 0.5 である ( $\varphi = \theta = 45^\circ$  のとき)。図 2-14, 2-15 においては、シュミット因子を 0 から 0.1 刻みで色分けして示した。図 2-14 には柱面の $\langle a \rangle$ 転位、すなわち $\{\bar{1}100\}\{11\bar{2}0\}$ のシュミット因子結果を示した。ただし、負荷方向は紙面横方向である。また、き裂の生じていた部分を白枠で示した。微小き裂の発生していた部分は $\{\bar{1}100\}\{11\bar{2}0\}$ のシュミット因子の比較的低い部分に一致した。しかしながら、シュミット因子の低い粒全てに微小き裂が入るわけではなかった。図 2-15 には図 2-14 と同一箇所における底面の $\langle a \rangle$ 転位、すなわち $\{0001\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$ のシュミット因子の結果を示した。微小き裂の発生箇所は $\{0001\}\{11\bar{2}0\}$ のシュミット因子の高い部分と概ね一致していた。また、図 2-14 において $\{\bar{1}100\}\{11\bar{2}0\}$ のシュミット因子が低いにも関わらず微小き裂が生じていなかった粒は、 $\{0001\}\{11\bar{2}0\}$ のシュミット因子が比較的小さかった。したがって、微小き裂の発生しやすい粒の特徴として、 $\{\bar{1}100\}\{11\bar{2}0\}$ のシュミット因子が低く、かつ、 $\{0001\}\{11\bar{2}0\}$ のシュミット因子が高いことが挙げられる。また、その差分も影響している可能性がある。加えて、このような特徴を有する粒が集合している場合には、微小き裂が連続して発生し、早期に連結することで大規模なき裂となる懸念も想定される。

$\{\bar{1}100\}\{11\bar{2}0\}$ のシュミット因子の低い粒で底面に沿って微小き裂が発生することは Quiらの報告にもある Ti6242 の結果とも一致する<sup>2-14),2-17)</sup>。Ti-6Al-4V に関する報告はこれまでになかったものの、同様の傾向が上記の検証の結果から得られた。

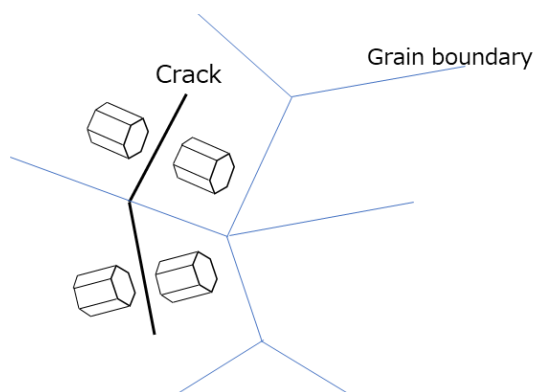


図 2-13 内部の微小き裂と結晶方位の模式図

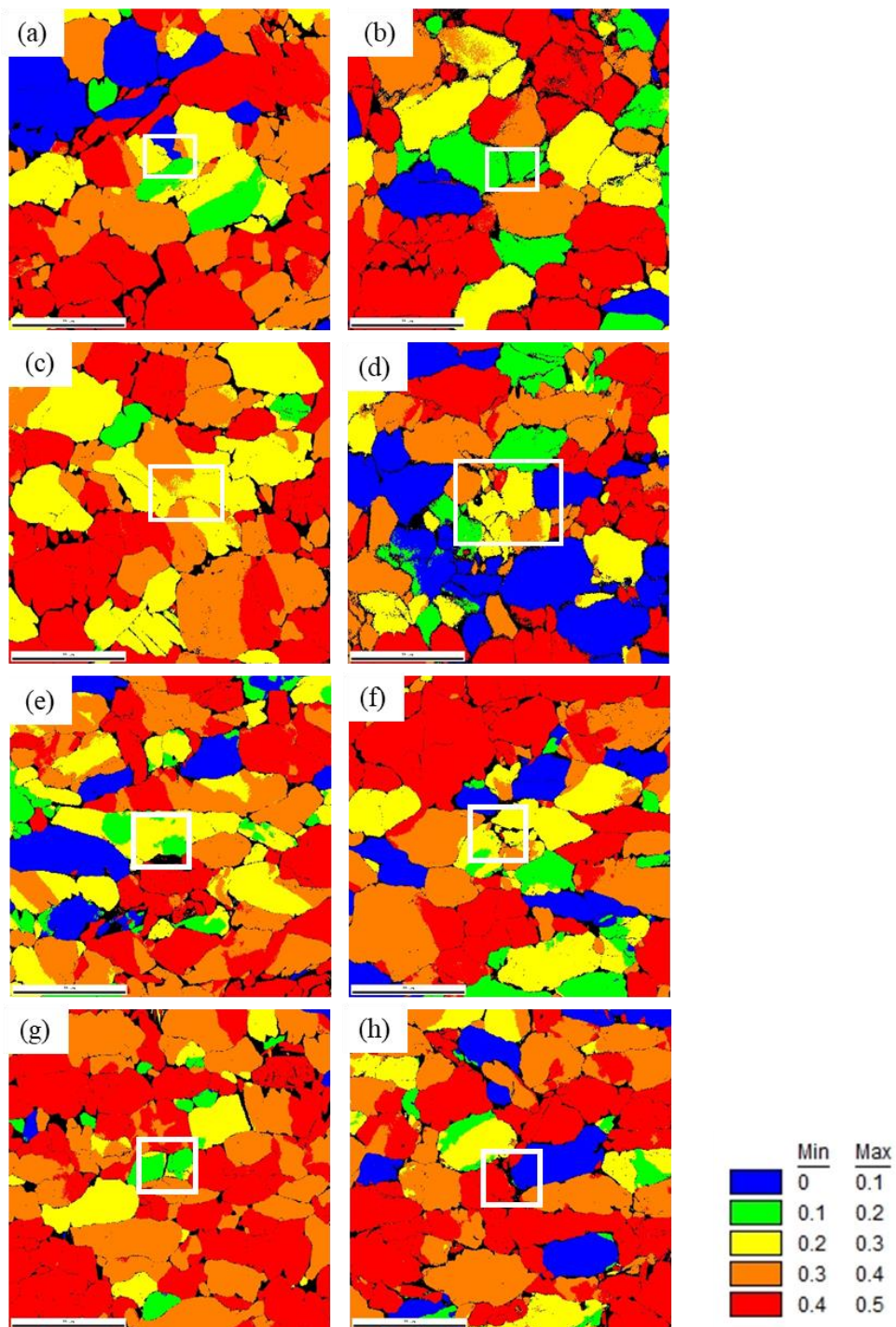


図 2-14 Equiaxis A 材を用いた中断材の $\{110\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ のシュミット因子。負荷方向は紙面横方向であり、き裂発生部は白枠部と一致。(a)規格化応力 0.85, 25%破断サイクル, (b)規格化応力 0.85, 50%破断サイクル, (c)規格化応力 0.85, 75%破断サイクル, (d)規格化応力 0.85, 100%破断サイクル, (e)規格化応力 0.96, 25%破断サイクル, (f)規格化応力 0.96, 50%破断サイクル, (g)規格化応力 0.96, 75%破断サイクル, (h)規格化応力 0.96, 100%破断サイクル。

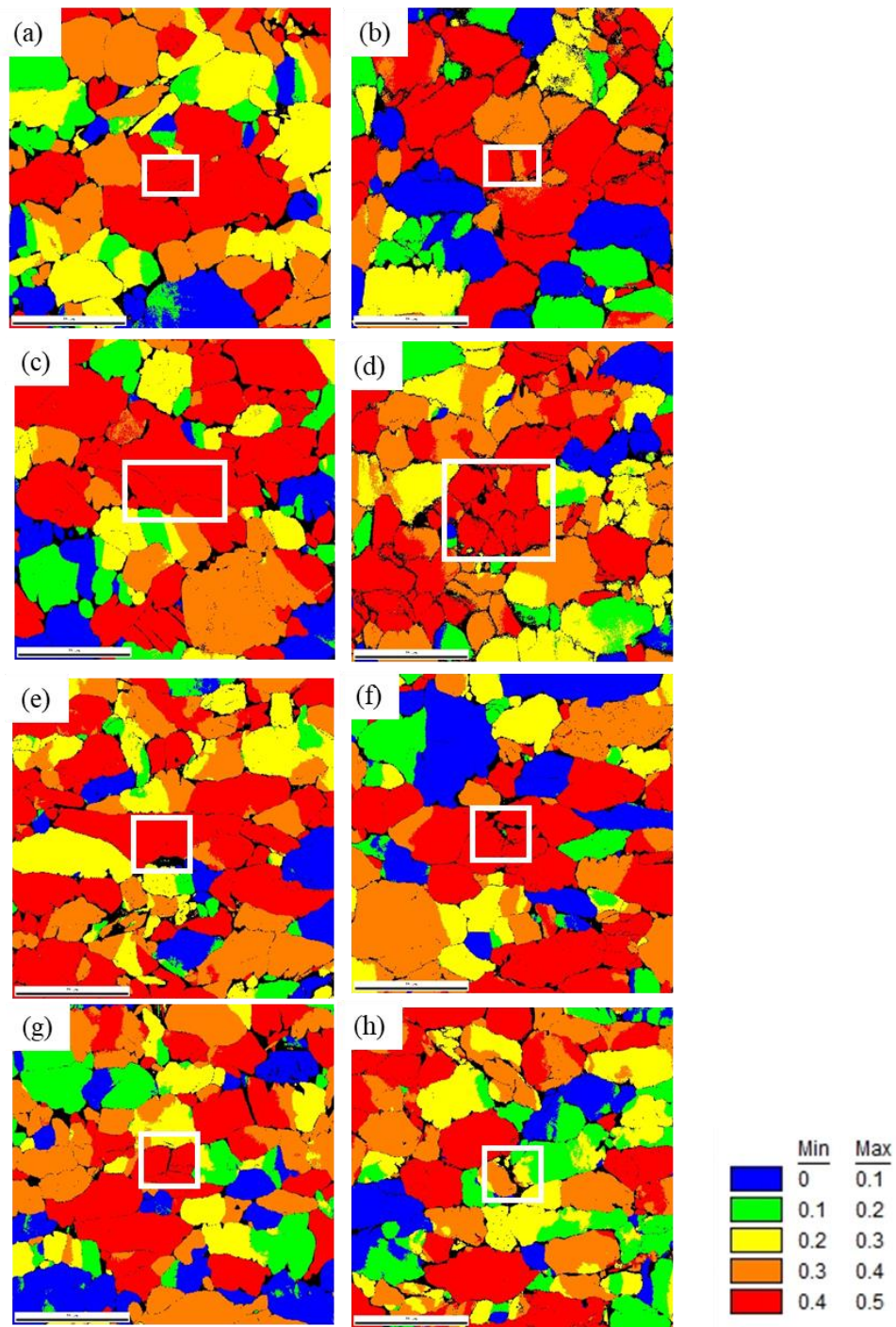


図 2-15 Equiaxis A 材を用いた中断材の $\{0001\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$ のシュミット因子。負荷方向は紙面横方向であり、き裂発生部は白枠部と一致。(a)規格化応力 0.85, 25%破断サイクル, (b)規格化応力 0.85, 50%破断サイクル, (c)規格化応力 0.85, 75%破断サイクル, (d)規格化応力 0.85, 100%破断サイクル, (e)規格化応力 0.96, 25%破断サイクル, (f)規格化応力 0.96, 50%破断サイクル, (g)規格化応力 0.96, 75%破断サイクル, (h)規格化応力 0.96, 100%破断サイクル。

### 2.3.4 負荷サイクルに伴うひずみの変化

CDF 試験では図 2-9 にて示されたように、破断した試験片は LCF 試験と比較して大きく変形していた。既出論文の中でも CDF 試験中の負荷サイクルに伴うひずみの変化が LCF 試験時のそれよりも大きいことを示す報告はあるものの、クリープの影響については明確に考察されていない。また、図 2-10, 2-11 の破面形態では延性破壊も確認されている。加えて、中断試験においてもき裂進展以外の要因が破壊の主要因となっている可能性が示唆されている。CDF 試験へのクリープの影響が大きいことは明白であり、本項では CDF 試験中の負荷サイクルに伴うひずみの変化をクリープ変形の観点から考察する。

CDF 試験におけるひずみ変化の大部分は保持中に導入されている。CDF 試験中に生じるひずみ変化は、非弾性ひずみの変化であり、塑性ひずみ成分とクリープひずみ成分の和である。そこで、図 2-16 の赤線で示すように、保持中の非弾性ひずみ変化を抽出し（各サイクルの塑性ひずみも含まれる）累積していくことで累積の保持時間と非弾性ひずみ変化の関係を探った。なお、規格化応力条件を 3 条件実施している Equiaxis A 材を代表例として議論することとする。

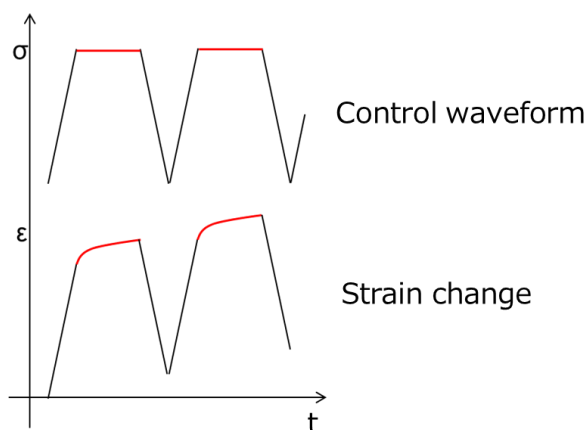


図 2-16 保持中のひずみ変化の抽出の概念図。上側のように応力制御中に下側のようなひずみ変化が得られる。

累積保持時間と非弾性ひずみ変化の関係を図 2-17 に示す。また、破断時間に大きな差があるため、それぞれの破断時間を基準として累積保持時間を規格化した結果、すなわち寿命比で表した結果を図 2-18 に示す。保持中の非弾性ひずみ変化は一般的な高温クリープにて生じる 1 次クリープ、2 次クリープ、3 次クリープを有する曲線を描いた。また、非弾性ひずみは高応力ほど短時間で増加する傾向にあり、破断時のひずみ量も大きかった。また、3 次クリープ領域はごく短時間であり、局所絞りの影響によるものと考えられた。局所絞り

の発生するひずみ量を見積もるため、破断後の試験片の均一変形部分の直径を測定した。その結果、均一変形部分の絞りから算出されるひずみ量が、2次クリープ領域までのひずみ量に一致した。したがって、CDF試験中に確認される3次クリープは、局所絞りによる真応力増加に起因すると推察される。この傾向は規格化応力が大きいほど顕著であった。

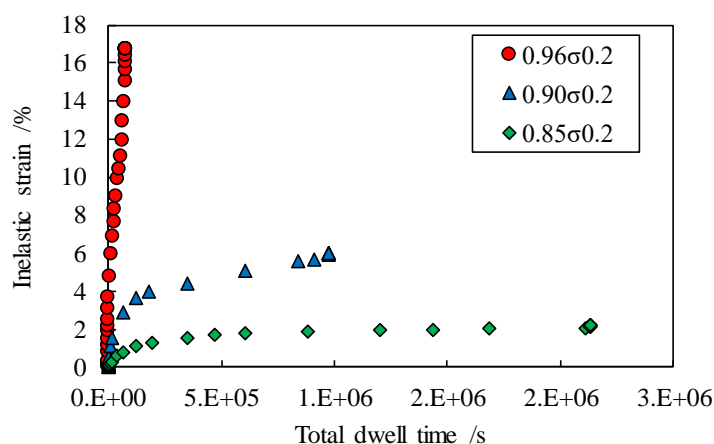


図 2-17 累積保持時間と非弾性ひずみ変化の関係

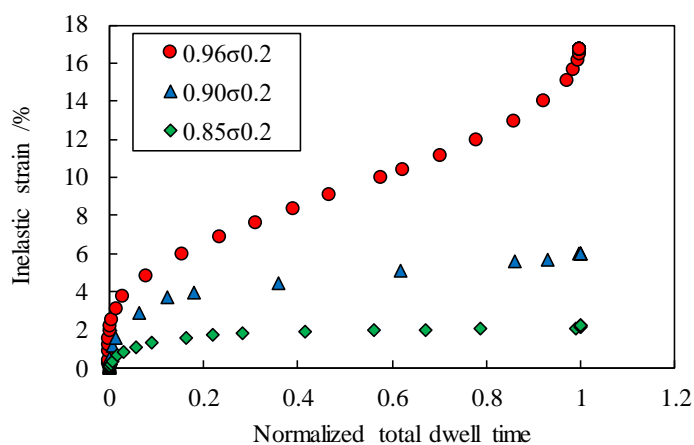


図 2-18 寿命比と非弾性ひずみ変化の関係

次に、ひずみ変化を時間微分したひずみ速度と累積保持時間の関係を図 2-19 に示す。また、累積保持時間を規格化したときのひずみ速度の関係を図 2-20 に示す。ひずみ速度の絶対値は規格化応力の増加に伴い増加した。10<sup>4</sup>s 程度まではひずみ速度は単調に減少し、その減少傾向は規格化応力にほとんど依存しない一方、10<sup>4</sup>s 以降では、規格化応力が大きいほど早期に最小ひずみ速度を示し、ひずみ速度は増加に転じた。最小ひずみ速度を示す寿命比は規格化応力に依存せず、寿命比 0.5~0.6 程度のとき最小ひずみ速度を示した。一方で、最小ひずみ速度自体は規格化応力に大きく依存しており、規格化応力の増加に伴い大きく

なった。その関係を図 2-21 に示す。規格化応力が 0.85 の場合の最小ひずみ速度は  $1.5 \times 10^{-7} \text{s}^{-1}$  であったのに対し、規格化応力が 0.96 の場合の最小ひずみ速度は  $1.1 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$  であった。CDF 試験の規格化応力の範囲内で約 3 桁の最小ひずみ速度の変化を伴うことが示された。応力と最小ひずみ速度の関係としては Norton 則が一般的である<sup>2-18)</sup>。Norton 則では最小ひずみ速度が応力の指数関数で表されるが、このときの指数を応力指数と呼ぶ。多くの金属材料の高温クリープでは応力指数が 3~5 である一方で、図 2-21 のプロットから算出される応力指数は 56 であった。この非常に高い応力指数は Ti 合金の室温クリープ特有のものである。佐藤らの報告と出口らの報告では Ti-6Al-4V の室温クリープにおける応力指数は 30~110 と幅を持つが<sup>2-19),2-20)</sup>、CDF 試験の保持中のひずみ変化における応力指数はそれらのほぼ中間であった。以上のことから、CDF 試験の保持中のひずみ変化について、室温クリープの影響を大きく受けていることが示唆された。

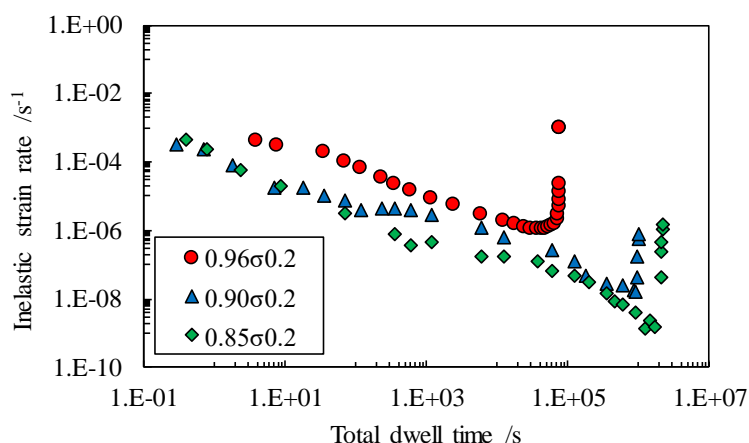


図 2-19 ひずみ速度と累積保持時間の関係

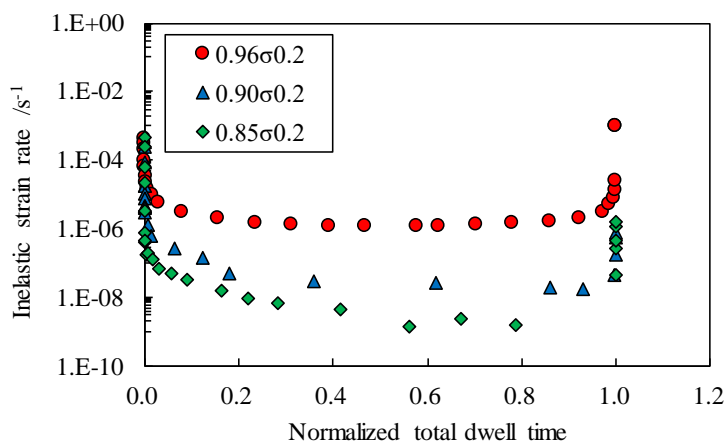


図 2-20 寿命比とひずみ速度の関係

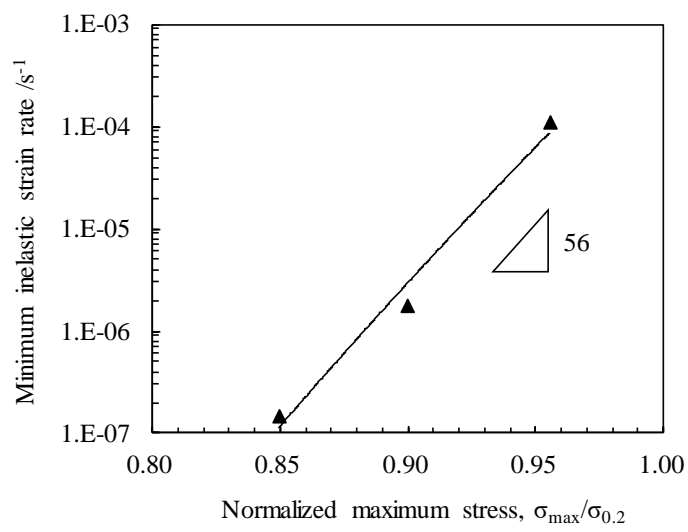


図 2-21 規格化応力と最小ひずみ速度の関係

## 2.4 CDF 寿命への応力比の影響

### 2.4.1 CDF 試験結果

一般的に CDF 試験は  $R=0$  もしくは  $R=0.01$  で行われており、 $R$  比の検討例は少ない。しかしながら、 $R$  比の変化により平均応力および応力振幅も変化するため、応力状態の検討としては必要な項目の一つである。Bimodal材を用いて規格化応力 0.93 にて、 $R=0, 0.33, 0.67$  の 3 水準の 120s 保持の CDF 試験と保持の無い LCF 試験を実施した。 $R$  比と破断サイクルの関係を図 2-22 に示す。 $R$  比の増加に伴い破断サイクルは増加した。 $R$  比の増加によって応力振幅が小さくなるが、応力振幅と破断サイクルには相関関係があることを竹内らは報告している<sup>2-21)</sup>。この報告の中では応力振幅の低下に伴い破断サイクルは増加しており、本研究の結果とも傾向が一致する。LCF 試験も CDF 試験も  $R$  比の増加に伴い破断サイクルが増加しているものの、LCF と比べて CDF の方がその増加量は小さかった。 $R=0$  のときの LCF 破断サイクルと CDF 破断サイクルの比は約 0.05 であったのに対し、 $R=0.67$  のときは約 0.01 であった。 $R$  比の増加により CDF 感受性はより大きくなったことを意味するが、その理由としては平均応力の増加と除荷負荷回数の増加が考えられる。特に除荷負荷回数増加の影響が大きいと考えられる。Ti 合金の室温クリープ試験において、除荷および再負荷により、遷移クリープが再度大きく現れることとクリープ速度の上昇が報告されている<sup>2-22),2-23)</sup>。このことから、除荷と再負荷が短寿命化につながることを示される。したがって、 $R$  比が大きく応力振幅の小さな条件では除荷回数が必然的に多くなるゆえに、除荷によるクリープ加速の影響がより顕著に現れ、相対的に CDF 感受性を高めていたのではないかと推察される。次に、 $R$  比と破断延性の関係を図 2-23 に示す。また、 $R=1$  の条件に相当するとして、クリープ試験の結果も併記した。CDF 試験だけでなくクリープ試験の結果も合わせて、 $R$  比の変化によらず破断延性は一定であった。したがって、破断延性は最大引張応力に依存し、一定の延性に到達することで破断に至るとも考えられる。

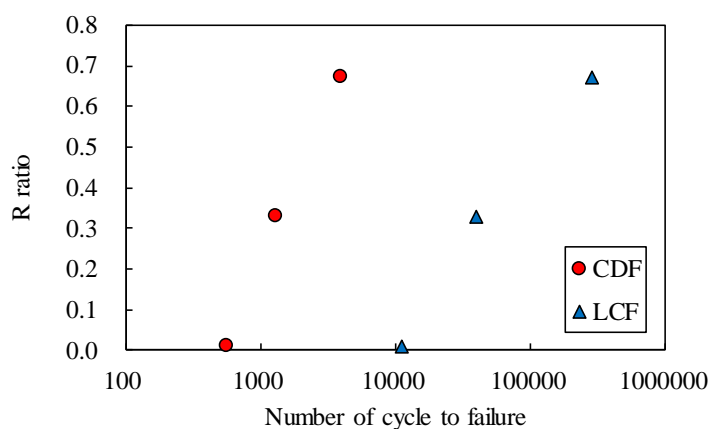


図 2-22 R 比と破断サイクルの関係

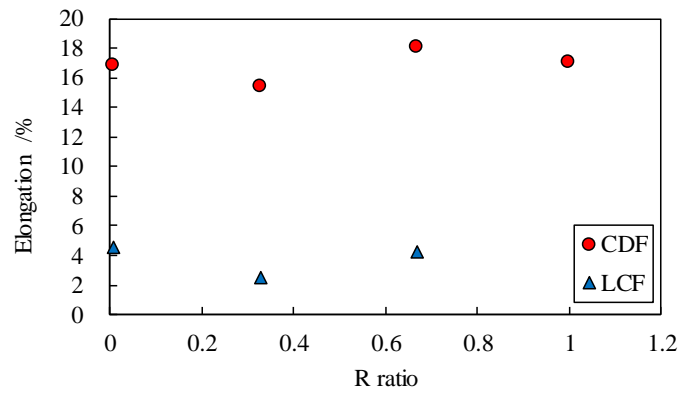


図 2-23 R 比と破断延性の関係

## 2.4.2 負荷サイクルに伴うひずみの変化

2.3.4 項と同様に、 $R$  比を変化させた場合においても CDF 試験の保持中のひずみ変化を検討した。累積保持時間と累積ひずみの関係を図 2-24 に示す。 $R$  比の増加に伴い破断時間は増加した。これは破断サイクルの増加と同様の要因であると考えられる。また、 $R$  比の変化によらず、いずれの曲線も 1 次クリープ、2 次クリープ、3 次クリープを描いた。各クリープ領域を示すひずみ量が同等であり、1 次クリープは約 0~5%、2 次クリープは約 5~11%、3 次クリープは約 11%以上のときに一致していた。すなわち、図 2-23 の結果も含めて、ひずみ量の関係は  $R$  比に影響せず、1 サイクルあたりのひずみ蓄積量のみが  $R$  比に影響すると推察される。次に、最小ひずみ速度について考察する。最小ひずみ速度に到達する寿命比と  $R$  比の関係を図 2-25 に示す。最小ひずみ速度に到達する累積時間自体は  $R$  比によって異なるが、寿命比で比較した際にはいずれも 0.45~0.6 程度であり、 $R$  比に依らなかった。最小ひずみ速度と  $R$  比の関係を図 2-26 に示す。 $R$  比の増加に伴い最小ひずみ速度は低下し、 $R=1$  となるクリープ試験で最も小さくなった。クリープ試験を基準としたときに、除荷量の程度によって最小クリープ速度を上昇させると考えることもできる。先述の破断サイクルと  $R$  比の関係についての考察と同様の傾向を示すこととなり、除荷量という観点からは CDF 試験において重要な因子であると示唆される。

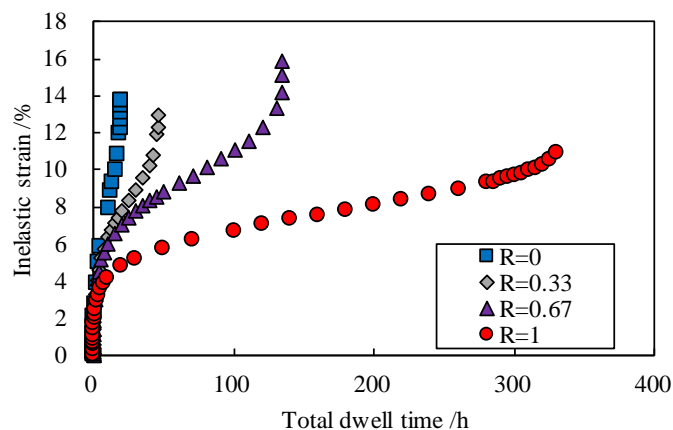


図 2-24 累積保持時間と非弾性ひずみ変化の関係

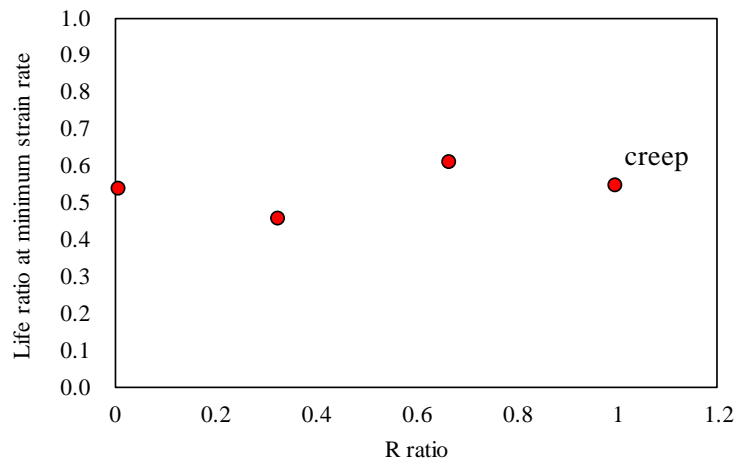


図 2-25 累積保持時間と非弾性ひずみ変化の関係

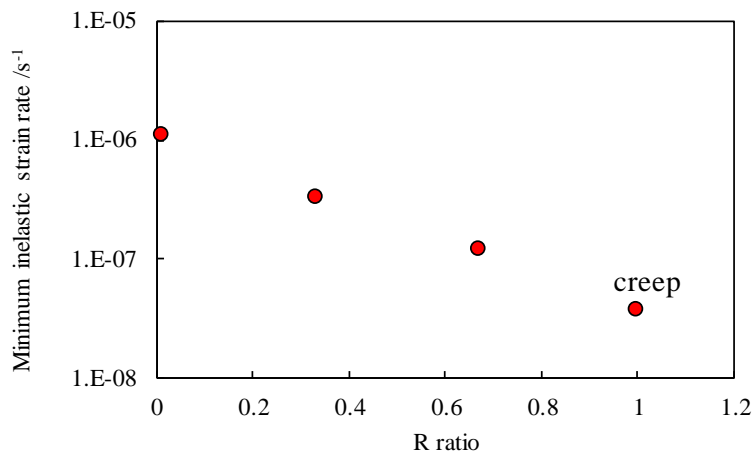


図 2-26 最小ひずみ速度と R 比の関係

## 2.5 結言

本章では応力が Ti 合金の CDF 破断サイクルに与える影響を再検証したうえで、ひずみ変化および破壊形態へのクリープの影響を考察した。これに加え、R 比の影響、マイクロ組織の影響も応力の影響として取扱い、CDF 特性への影響を検証および考察した。

得られた知見を以下に示す。

- 規格化応力で整理すると等軸 $\alpha$ 相と針状 $\alpha$ 相の体積率の影響はほぼ無視できた。一方で、等軸 $\alpha$ 相の粒径はわずかであるが CDF 寿命へ影響を与えていると考えられる。CDF 試験後の破断延性は規格化応力に大きく影響を受けており、規格化応力約 0.92 以下から破断延性は急激に減少した。低応力であるほど CDF の破断延性は LCF の破断延性に漸近していた。規格化応力 0.92 以上では CDF の破断延性に大きな変化はないことから、破断延性の上限の存在が示唆される。
- 破面形態の観察結果から、高応力域ではディンプルに代表されるクリープ損傷が主体であり、低応力域ではストライエーションに代表される疲労損傷が主体であると推察される。規格化応力 0.90 程度の応力域ではき裂進展によるストライエーションとディンプルの両方が観察され、破壊形態の遷移域であると考えられる。
- 微小き裂は hcp 構造の底面に沿って発生しており、発生しやすい粒の特徴として、 $\{1\bar{1}00\}\{11\bar{2}0\}$ のシュミット因子が低く、かつ、 $\{0001\}\{11\bar{2}0\}$ のシュミット因子が高いことが挙げられる。また、その差分も影響している可能性がある。また、低応力域では微小き裂が寿命比の増加に伴い長くなった一方で、高応力域では微小き裂の成長は認められなかった。
- 保持中の非弾性ひずみ変化は一般的な高温クリープにて生じる 1 次クリープ、2 次クリープ、3 次クリープのような領域を描いた。最小ひずみ速度は規格化応力に大きく依存しており、Norton 則における応力指数は 56 であった。
- R 比の増加に伴い破断サイクルは増加したが、CDF 感受性は大きくなった。除荷負荷回数の増加が影響している可能性が考えられる。R 比の変化によらず破断延性は一定であった。したがって、破断延性は最大引張応力に依存し、一定の延性に到達することで破断に至るとも考えられる。R 比の増加に伴い最小ひずみ速度は低下し、R=1 となるクリープ試験で最も小さくなった。クリープ試験を基準としたときに、除荷量の程度によって最小クリープ速度を上昇させると考えることもできる。

## 2章の参考文献

- 2-1) 日本材料学会高温強度部門委員会編：高温強度の基礎・考え方・応用，日本材料学会，(2008).
- 2-2) 山本義秋，河本実，：疲労試験結果における S-N 曲線の数式的表示について，材料，Vol.29, No.316, (1979).
- 2-3) M. R. Bache: A review of dwell sensitive fatigue in titanium alloys: the role of microstructure, texture and operating conditions, *International Journal of Fatigue*, Vol.25, pp.1079-1087, (2003).
- 2-4) M. R. Bache, M. Cope, H.M. Davies, W.J. Evans, G. Harrison: Dwell sensitive fatigue in a near alpha titanium alloy at ambient temperature, *International Journal of Fatigue*, Vol.19, No.1, pp. S83-S88 (1997).
- 2-5) J. Peng, C-Y. Zhou, Q. Dai, X-H. He: Dwell fatigue and cycle deformation of CP-Ti at ambient temperature, *Materials and Design*, Vol.71, 1-16, (2015).
- 2-6) F. Wang, W. Cui: Experimental investigation on dwell-fatigue property of Ti-6Al-4V ELI used in deep-sea manned cabin, *Materials Science & Engineering A*, Vol.642, pp.136-141, (2015).
- 2-7) R. Dutton: A Review of the Low-Temperature Creep Behaviour of Titanium, Atomic Energy of Canada Limited, (1996).
- 2-8) W.J.Harrison, M.T.Whittaker, R.J.Lancaster: A model for time dependent strain accumulation and damage at low temperatures in Ti-6Al-4V, *Materials Science and Engineering A*, Vol.574, pp.130-136, (2013).
- 2-9) W. H. Miller. Jr., R.T. Chen, E. A. Starke, Jr.: METALLURGICAL TRANSACTIONS A, pp.1451-1467, (1987).
- 2-10) B. C. Odegard, A.W. Thompson: Low temperature creep of Ti-6Al4V, *Metallurgical Transactions A*, Vol.5, pp.1207-1213, (1974).
- 2-11) Adam L. Pilchak: A simple model to account for the role of microtexture on fatigue and dwell fatigue lifetimes of titanium alloys, *Scripta Materialia*, Vol.74, pp.68-71, (2014).
- 2-12) Peter O. Tympel: Mechanics and micro-mechanisms of LCF and dwell fatigue in Ti-6Al-4V, University of London Imperial College of Science, Technology and Medicine Department of Materials, (2016).
- 2-13) Z. Zhang: Micromechanistic study of textured multiphase polycrystals for resisting cold dwell fatigue, *Acta Materialia*, Vol.156, pp.254-265, (2018).
- 2-14) J. Qiu, Y. Ma J. Lei, Y. Liu, A. Huang, D. Rugg, R. Yang: A comparative study on dwell fatigue of Ti-6Al-2Sn-4Zr-xMo (x=2to6) alloys on a microstructure-normalized

- basis, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol.45, pp.6076-6087, (2014).
- 2-15) 亀山達也, 松永哲也, 上田章二, 佐藤英一, 栗林一彦:  $\alpha$ -Ti における室温クリープの構成方程式, 軽金属, Vol.60, No.3, pp.111-116, (2010).
- 2-16) P.D. Littlewood, A.J. Wilkinson: Local deformation patterns in Ti-6Al-4V under tensile, fatigue and dwell fatigue loading, International Journal of Fatigue, Vol.43, pp.111-119, (2012).
- 2-17) L. Yang, J. Liu, J.Tan, Z. Chen, Q. Wang, R. Yang: Dwell and Normal Cyclic Fatigue Behaviours of Ti60 Alloy, J. Mater. Sci. Technol., Vol.30, No.7, pp.706-709, (2014).
- 2-18) F. N. Norton: The Creep of Steel at High Temperature, McGraw-Hill, (1929).
- 2-19) 佐藤英一, 山田智康, 田中寿宗, 神保至: 結晶構造による金属・合金の室温クリープ現象の分類, 軽金属, Vol.55, No.11, pp.604-609, (2005).
- 2-20) M. Deguchi, S. Yamasaki, M. Mitsuyhara, H. Nakashima, Y. Ota: Evaluation of room temperature creep deformation behavior of Ti-6Al-4V alloy, Japan Institute of Light Metals poster presentation (2019).
- 2-21) 竹内悦男, 古谷佳之, 長島伸夫, 松岡三郎: Ti-6 Al-4 V 合金の疲労特性に及ぼす応力比の影響, 鉄と鋼, Vol.93, No.4 号, pp.45-52, (2007).
- 2-22) M.F. Savage, T. Neeraj, and M.J. Mills, "Observations of room-temperature creep recovery in titanium alloys", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol.33A, pp.891-898, (2002).
- 2-23) W.H. Miller, R.T. Chen, and E.A. Starke, "Microstructure, creep, and tensile deformation in Ti-6Al-2Nb-1Ta-0.8Mo", Metall. Trans. A, Vol.18A, pp.1451-1468, (1987).

## 3 章 CDF 寿命への保持時間の影響

### 3.1 緒言

一般的な高温クリープ疲労においては、保持時間の増加に伴い破断サイクルが減少するとされている<sup>3-1)3-3)</sup>。例えば、改良 9Cr 鋼の 700℃でのクリープ疲労時(ひずみ範囲 1.0%)の破断サイクルは、保持時間 600s の場合に LCF と比較して約 0.7 倍、保持時間 1800s の場合に約 0.5 倍であった。SUS316 で同様の条件の場合は、保持時間 600s のとき LCF の約 0.2 倍、保持時間 1800s のとき約 0.15 倍であった。さらに長時間保持としたときにも、寿命低下は確認されるが、その低下量は小さくなると報告されている<sup>3-4)</sup>。このように、保持時間の増加に伴い破断サイクルが減少する傾向は一致するものの、減少量および保持時間との相関関係は材質によって大きく異なる。

Ti 合金の CDF における保持時間の影響については、高温クリープ疲労と同様に保持時間の増加に伴い破断サイクルは減少する報告がある<sup>3-5)3-8)</sup>。2 章にて述べたように最大引張応力の影響もあるが、LCF と比較したときに保持時間 120s の CDF 試験の破断サイクルが 1/10 (0.1 倍) 以下となる。一方で、120s 以上の保持を導入しても、破断サイクルの減少は確認されないとの報告もある<sup>3-9)</sup>。ただし、これらの報告は保持時間 1200s 以下における検証結果であり、長時間保持の傾向を明確に示しているとは言い難い。例えば、先述の高温クリープ疲労では 36,000s の長時間保持についても検証が重ねられており、CDF においても長時間保持の検証は必要であると考えられる。加えて、CDF による破断サイクルの下限値が存在するかについても検証された例はなく、寿命低下量を議論する上では知見を得る必要がある。

応力の影響を考えた際と同様に、負荷サイクルに伴うひずみの変化の挙動についても未知の部分が多い。Wang らの報告では、保持時間 120s と 600s の条件を比較したとき、試験時間の累計が同等であれば累積ひずみ量も同等であった<sup>3-9)</sup>。一方で、同サイクル数の時には 600s 保持のひずみ量の方が大きかった。このことは、1 サイクルあたりに導入されるひずみ量は保持時間の増加に伴い上昇することを示す。しかしながら、この傾向がどこまで適用され、クリープの影響範囲がどの程度であるかに関しては、保持時間の条件が少なく判断できない。また、保持時間によってクリープの影響の程度が変化する場合に、破壊形態等、マクロな損傷形態の変化も生じるかについても定かではない。

以上より、本章では Ti 合金の CDF 寿命に与える保持時間の影響について、従来よりも広い保持時間の範囲で検証する。また、そのときの負荷サイクルに伴うひずみの変化および破壊形態へのクリープの影響を考察する。

## 3.2 実験方法

2章にて用いた Bimodal 材を本章での供試材とした。化学組成およびマイクロ組織は 2章にて記載の通りである。疲労試験に用いた試験片形状および試験機も 2章と同様である。制御モードは荷重制御であり、大気環境、室温（約 25℃）の条件にて試験した。負荷波形は図 3-1 に示す。最大引張応力を 876MPa（規格化応力 0.93）として、保持時間を 0s~1800s まで変化させた。保持時間 0s の場合は LCF であり、その他の保持時間を有するものは CDF である。また、このときの最大引張応力は Bimodal 材の 0.2%耐力の 93%に相当する。除荷負荷時間はそれぞれ 2s とした。さらに、クリープ試験も 876MPa×25℃の大気中で実施した。

破面観察も 2章と同様の条件で実施した。

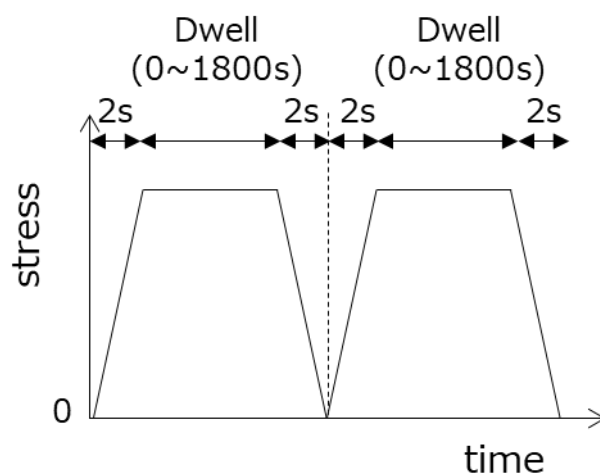


図 3-1 本章における疲労試験の負荷波形

### 3.3 CDF 試験結果

本章では Bimodal 材を用いて規格化応力 0.93 としたときの保持時間の影響を検討する。図 3-2 に保持時間と破断サイクルの関係を示す。ただし、疲労試験は保持時間 0s としてプロットした。保持時間の増加に伴い破断サイクルは単調減少した。保持時間 0s の LCF 試験では 11,023 サイクルにて破断したのに対し、保持時間 120s の CDF 試験の破断サイクルは 578 サイクル、保持時間 1800s の破断サイクルは 117 サイクルであった。Wang らの報告とは異なり、保持時間 120s 以上の保持でも明らかに破断サイクルが減少することが示された。

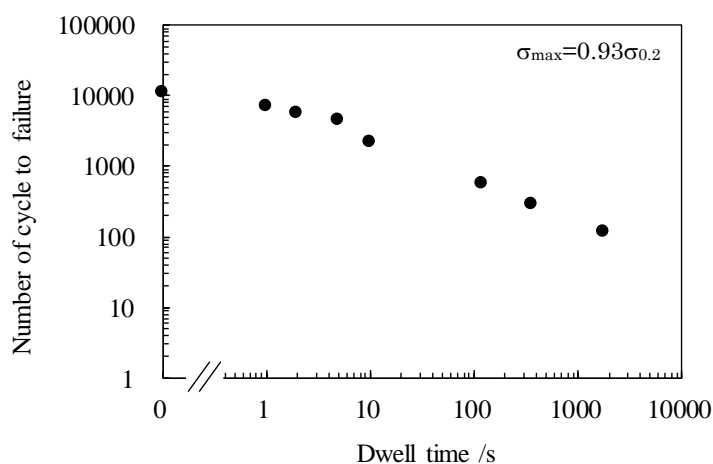


図 3-2 保持時間と破断サイクルの関係

長時間保持による破断サイクルの減少傾向が 1800s 保持まで確認されたが、より長時間保持とした場合の影響は未知である。非常に長い保持時間の場合に、破断サイクルが減少し続けるのか、もしくは下限値が存在するのか、といった検討は従来なされていなかった。そこで、本研究ではクリープ試験を実施した。クリープ試験は荷重一定であり、载荷後は CDF 試験の保持と同義である。876MPa×25°C（疲労試験と同温度）のクリープ試験では 334.5h (1.2×10<sup>6</sup>s) にて破断した。クリープ曲線を図 3-3 に示す。遷移域、定常域、加速域を示した後破断に至り、破断延性は 17.0%、破断絞りは 47.1%であった。これを引張応力保持の CDF 試験と仮定し、他の試験結果同様に破断したサイクルを破断寿命と定義すると、保持時間 1.2×10<sup>6</sup>s における 1 サイクル破断とみなすことができる。1 サイクル破断の CDF 試験（クリープ試験）における LCF 破断サイクルからの寿命低下率を算出すると 9.1×10<sup>-5</sup>であった。すなわち、これが寿命低下率の下限とできる。このようにクリープ試験を

CDF 試験と仮定したときの結果も含めたときの、保持時間と破断サイクルの関係を図 3-4 に示す。全体としては保持時間の増加に伴い破断サイクルが減少する傾向であったが、保持時間 10s までの短時間保持領域と、保持時間 10s 以上の長時間保持領域では異なる直線関係を示した。短時間保持領域では LCF 試験の結果も含めて CDF 試験結果が同一直線で整理でき、長時間保持ではクリープ試験の結果を含めて CDF 試験結果が同一直線で整理できた。このことから、10s 以下の短時間保持の CDF 試験は LCF、すなわち疲労の影響が大きいことが示唆される。一方で、10s 以上の長時間保持の CDF 試験ではクリープの影響が大きいことが示唆される。図 3-5 には保持時間と破断延性の関係を示す。破断延性は 0s 保持の LCF 試験において約 4.5%であった。CDF 試験においては 1s~10s 保持まで破断延性は増加傾向にあり、10s 以上の保持で破断伸びは約 17%を示し、ほぼ一定となった。この傾向はクリープ破断伸びの結果を加えても同様であった。また、破断絞りの変化に関しても破断伸びの変化と同様の傾向を示した。図 3-4 の結果と同様に、破断延性と保持時間の関係についても、保持時間 10s を境界として傾向に違いが生じることが明らかとなった。

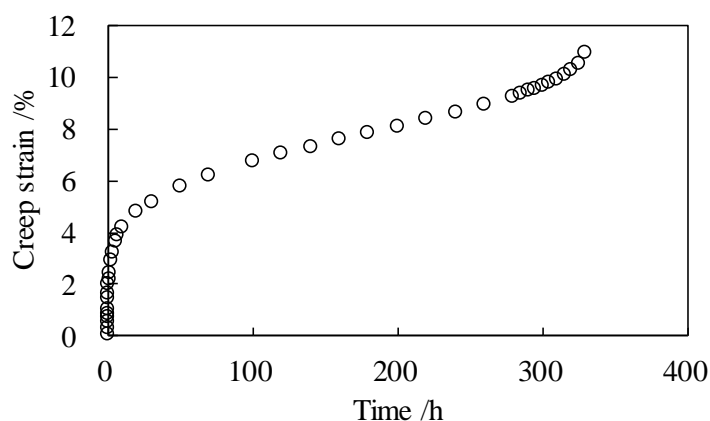


図 3-3 876MPa×25°C試験時のクリープ曲線

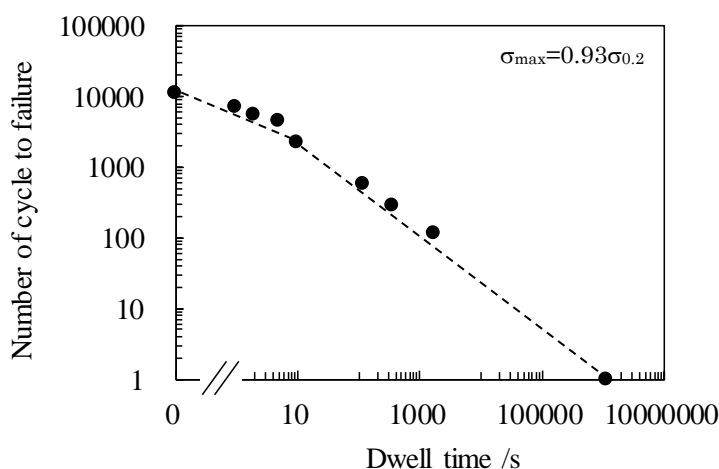


図 3-4 クリープ試験結果を1サイクル破断とみなした時の保持時間と破断サイクルの関係

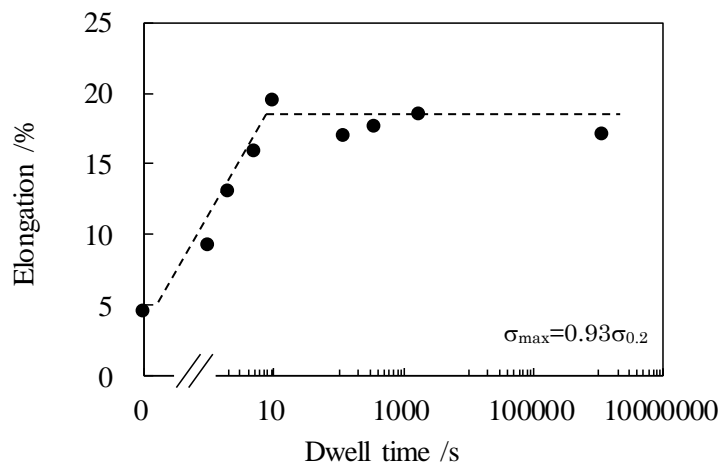


図 3-5 保持時間と破断延性の関係

次に破面観察結果を図 3-6 に示す。図 3-6(a)は LCF 試験後の破面，図 3-6(b)~(g)は CDF 試験後の破面，図 3-6(h)はクリープ試験後の破面である。LCF 試験後の破面および 1s, 2s, 5s 保持の CDF 試験後の破面は全体的に平坦であり，かつ，矢印で示した箇所のように起点が明確であり，き裂進展領域と判断される部分が確認された（図 3-6(a)~(d)）。一方，10s, 120s, 1800 保持の CDF 試験後の破面およびクリープ試験後の破面は絞りが顕著であり，疲労き裂の起点部を確認することができなかつた（図 3-6(e)~(h)）。前者は 2 章での低応力域における破面形態と一致しており，後者は高応力域における破面形態と一致していた。したがって，保持時間を変化させた場合の破壊形態も 2 章と同様に，疲労き裂進展を主体とした脆性的な破壊と，全面ディンプル破面を有する延性的な破壊とに大別できた。5s 以下の短時間保持では LCF 試験も含めて脆性破壊となり，10s 以上の長時間保持ではクリープ試験も含めて延性破壊となることが示された。次に，これらの拡大観察結果を図 3-7 に示す。図 3-7(a)は LCF 試験後の破面，図 3-7(b)~(g)は CDF 試験後の破面，図 3-7(h)はクリープ試験後の破面である。LCF 試験後の破面および 1s, 2s, 5s 保持の CDF 試験後の破面にはき裂進展によるストライエーションが確認された（図 3-7(a)~(d)）。一方で，10s, 120s, 1800 保持の CDF 試験後の破面およびクリープ試験後の破面は全面ディンプル破面であり，延性ボイドも確認された（図 3-7(e)~(h)）<sup>3-10,3-11</sup>。10s 保持の破面には，ごくわずかにき裂進展によるストライエーションも確認された。そのため，10s 保持の場合はほぼ延性破壊であるが，破面形態の遷移域であるとも考えられる。以上の結果より，規格化応力 0.93 の応力域においては，5s 以下の短時間保持では疲労損傷が主体であり，10s 以上の長時間保持ではクリープ損傷が主体であると推察される。また，保持時間 5~10s が破面形態および主たる損傷要因の遷移域と考えられる。

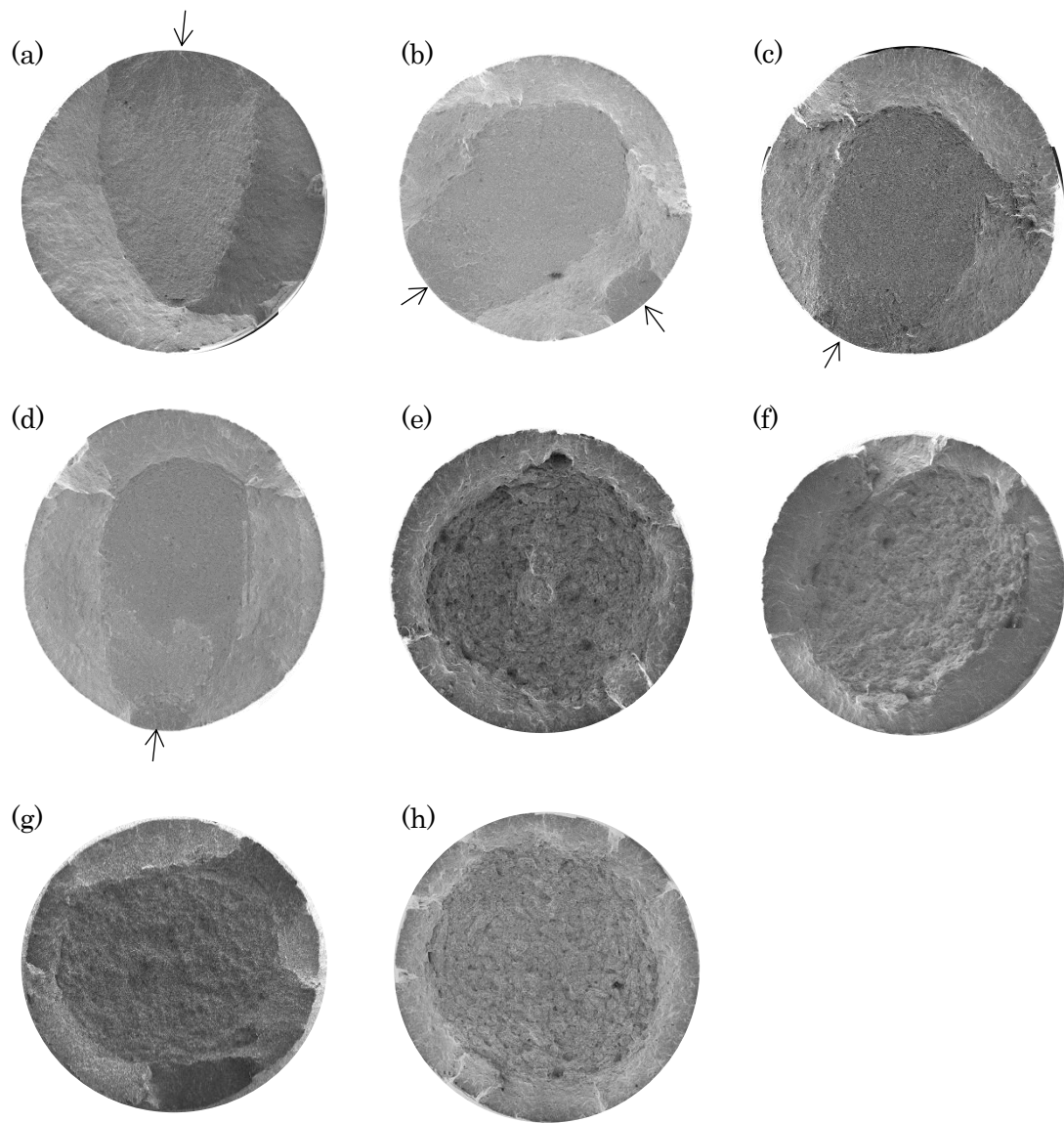


図 3-6 破面観察結果. (a)保持時間 0s, LCF 試験後, (b)保持時間 1s, CDF 試験後, (c)保持時間 2s, CDF 試験後, (d)保持時間 5s, CDF 試験後, (e)保持時間 10s, CDF 試験後, (f)保持時間 120s, CDF 試験後, (g)保持時間 1800s, CDF 試験後, (h)破断時間 (保持時間)  $1.2 \times 10^6$ s, クリープ試験後.

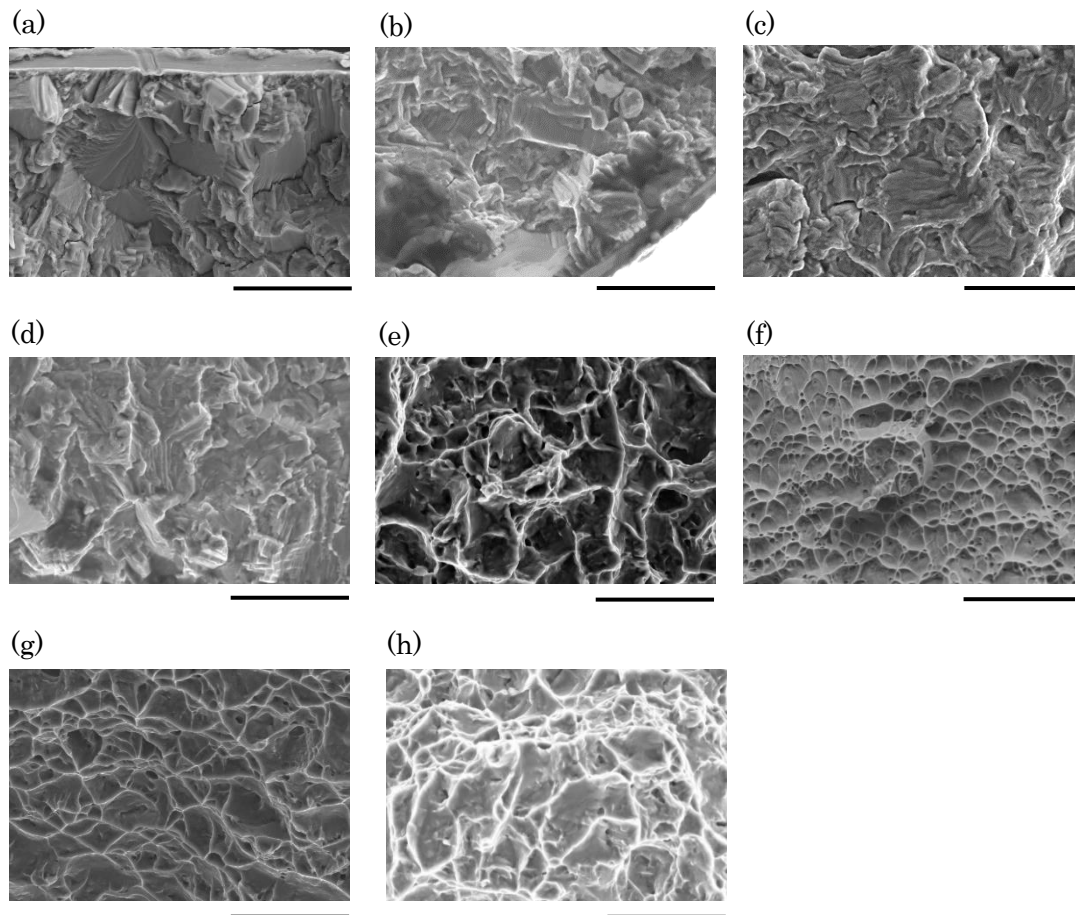


図 3-7 破面拡大観察結果. (a)保持時間 0s, LCF 試験後, (b)保持時間 1s, CDF 試験後, (c)保持時間 2s, CDF 試験後, (d)保持時間 5s, CDF 試験後, (e)保持時間 10s, CDF 試験後, (f)保持時間 120s, CDF 試験後, (g)保持時間 1800s, CDF 試験後, (h)破断時間 (保持時間)  $1.2 \times 10^6$ s, クリープ試験後. スケールバーは  $20\mu\text{m}$ .

2 章の結果も合わせて、破面形態の傾向について考察する。図 3-8 に試験応力と保持時間による破壊形態の違いを示す。2 章の結果と本章の結果から、短時間保持、低応力であるほど破面形態は脆性破壊型であり、長時間保持、高応力であるほど破面形態は延性破壊型であった。同じ保持時間で比較したときに、規格化応力  $0.9 \sim 0.92$  が破壊形態の遷移域であった。また、同じ試験応力で比較したときに、 $5 \sim 10$ s が破壊形態の遷移域であった。破断延性についても破面形態の遷移域を境に傾向が大きく変化していた。図 2-9 に示したように、規格化応力  $0.9 \sim 0.92$  の領域で破断延性は大きく変化していた。また、図 3-5 に示したように、保持時間  $5 \sim 10$ s までは破断延性が保持時間の増加に伴って増加する領域であり。保持時間  $10$ s 以上では破断延性はほぼ一定であった。以上のように、破面形態と破断延性は密接に関係していると考えられる。

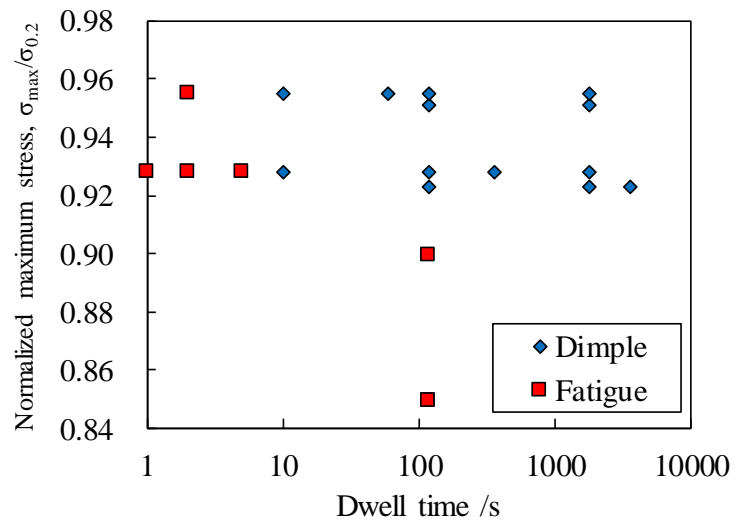


図 3-7 試験応力と保持時間による破壊形態の分類

### 3.4 負荷サイクルに伴うひずみの変化

2章と同様に CDF 試験の保持中の負荷サイクルに伴うひずみの変化を抽出し累積していくことで、累積の保持時間と非弾性ひずみ変化の関係を探った。累積保持時間と非弾性ひずみ変化の関係を図 3-9 に示す。また、破断に至るまでの累積保持時間に大きな差があるため、各条件での破断時間によって累積保持時間を規格化した結果、すなわち寿命比によって表した結果も図 3-10 に示す。保持中の非弾性ひずみ変化は、保持時間によらず 1 次クリープ、2 次クリープ、3 次クリープの領域を描いた。累積保持時間を規格化した場合には、条件によらず、ほぼ同様の曲線を描いた。したがって、破断に至るまでのマクロな変形挙動は保持時間の影響を受けないが、ひずみの蓄積には保持時間の影響があると考えられる。図 3-9 に示されたように、1 サイクルの保持時間が短いほど早期に非弾性ひずみの蓄積が進行し破断に至った。短時間保持条件の方が破断サイクル、すなわち除荷負荷回数が多かったため、非弾性ひずみの蓄積には除荷負荷の影響も大きいと考えられる。保持時間の増加に伴い破断に至るまでの累積保持時間が長くなり、クリープ試験にて最長となった。

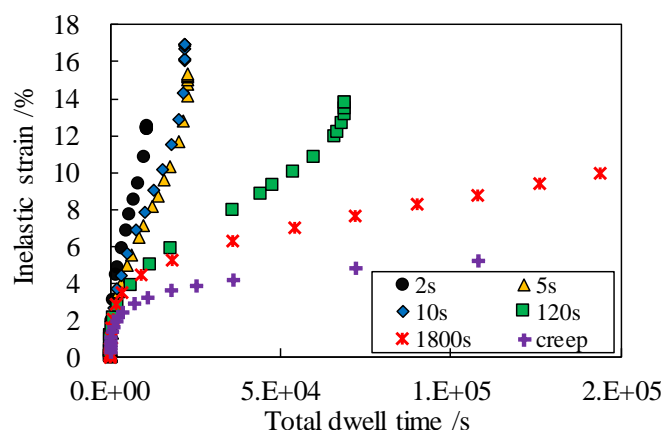


図 3-9 累積保持時間と非弾性ひずみ変化の関係

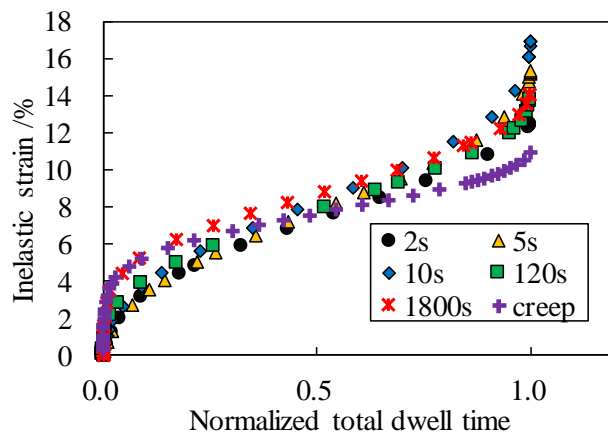


図 3-10 寿命比と非弾性ひずみ変化の関係

ひずみ速度と累積保持時間の関係を図 3-11 に示す。試験初期から  $5 \times 10^3$ s 程度までは保持時間によらずほぼ同様の曲線を描いた。例えば、保持時間 2s の条件では  $5 \times 10^3$ s までに 800 回以上の除荷負荷を繰り返しているが、保持時間 1800s 保持では 2 回しか除荷負荷を繰り返しておらず、クリープ試験に至っては除荷負荷を伴わない。それにも関わらず同様の曲線を描くことは、除荷負荷の有無が初期の変形に影響を与えないことを示唆する。最小ひずみ速度については、保持時間が短いほど大きくなった。保持時間 2s の条件では最小ひずみ速度が  $6.9 \times 10^{-6} \text{s}^{-1}$  であるのに対し、保持時間 1800s 保持では  $3.1 \times 10^{-7} \text{s}^{-1}$ 、さらにクリープ試験では  $3.7 \times 10^{-8} \text{s}^{-1}$  であった。最小ひずみ速度は 2 章でも述べたように一般的に Norton 則に従うが、本章における最大引張応力は一定である。最大引張応力一定であるにも関わらず最小ひずみ速度が変化するのは、除荷負荷が大きく影響していると考えられる。クリープ試験における最小ひずみ速度を基底ひずみ速度と仮定すると、保持時間の増加、すなわち除荷負荷回数の増加によって最小ひずみ速度が押し上げられたと推察される。したがって、CDF 試験における除荷負荷は初期のひずみ変化にはあまり影響しないが、最小ひずみ速度および 2 次クリープには大きく影響することが明らかとなった。最小ひずみ速度を示した後、いずれの条件でも急激にひずみ速度は増加し、3 次クリープ領域は早期に終了し破断に至った。また、累積保持時間を規格化し、寿命比とひずみ速度の関係を表した結果を図 3-12 に示す。寿命比で比較した際には、保持時間の増加に伴いひずみ速度の絶対値は小さくなった。そして、最小ひずみ速度を示す寿命比は保持時間によらず 0.5~0.6 であった。以上のことから、先述のように破断に至るまでのマクロな変形挙動自体に保持時間の影響はないものの、その蓄積挙動には保持時間の影響が大きいと示唆された。

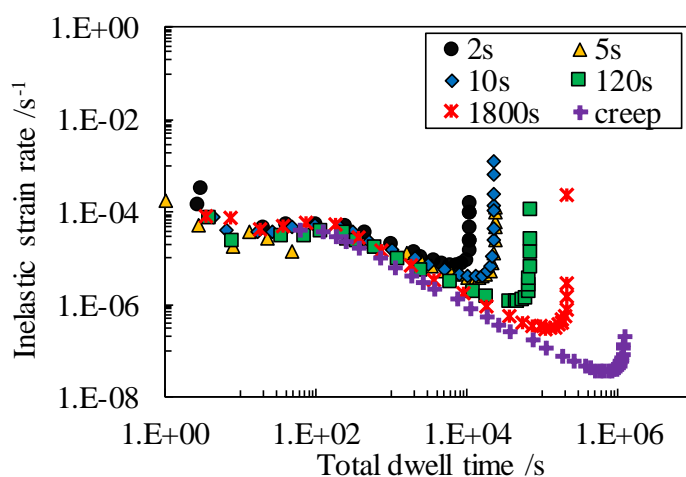


図 3-11 ひずみ速度と累積保持時間の関係

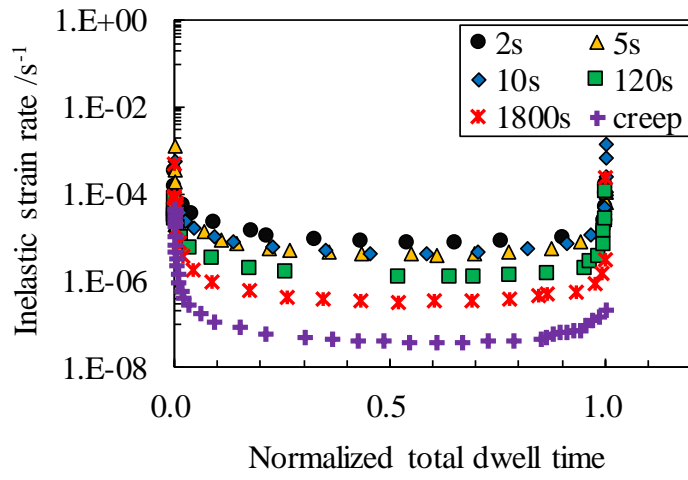


図 3-12 寿命比と累積保持時間の関係

### 3.5 結言

本章では Ti 合金の CDF 寿命に与える保持時間の影響について、従来よりも広い保持時間の範囲で検証することを目的とした。加えて、そのときの負荷サイクルに伴うひずみの変化および破壊形態へのクリープの影響を考察した。

得られた知見を以下に示す。

- 保持時間の増加に伴い破断サイクルは単調に減少し、保持時間 120s 以上でも減少傾向は続いた。
- クリープ試験では 1 次クリープ、2 次クリープ、3 次クリープを示し破断に至った。破断時間は 334.5h ( $1.2 \times 10^6$ s) であり、これを引張応力保持の CDF 試験と仮定し、他の試験結果同様に破断したサイクルを破断寿命と定義すると、保持時間  $1.2 \times 10^6$ s における 1 サイクル破断とみなすことができた。また、保持時間と破断サイクルの傾向にこのクリープ試験の結果も一致した。1 サイクル破断の CDF 試験（クリープ試験）における LCF 破断サイクルからの寿命低下率は  $9.1 \times 10^{-5}$  であり、寿命低下の下限値を見出すこともできた。
- 保持時間 1s~10s まで破断延性は増加傾向にあり、保持時間 10s 以上では破断伸びは約 17%を示し、ほぼ一定となった。
- 破面形態の観察結果から、5s 以下の短時間保持では疲労損傷が主体であり、10s 以上の長時間保持ではクリープ損傷が主体であると推察された。また、保持時間 5~10s が破面形態および主たる損傷要因の遷移域であった。
- ひずみ変化挙動を比較すると、マクロな変形挙動自体に保持時間の影響はないものの、その蓄積挙動には保持時間の影響が大きいと示唆された。また、最大引張応力一定であるにも関わらず保持時間によって最小ひずみ速度が変化した。クリープ試験における最小ひずみ速度を基底ひずみ速度と仮定すると、保持時間の増加、すなわち除荷負荷回数の増加によって最小ひずみ速度が押し上げられたと推察される。

### 3 章の参考文献

- 3-1) 日本材料学会高温強度部門委員会編：高温強度の基礎・考え方・応用，日本材料学会，(2008).
- 3-2) 清水茂樹，池本喜和：Hastelloy X の高温低サイクル疲労特性に関する研究，材料，Vol.26，No.282，pp.255-261，(1976).
- 3-3) 野中勇，北川正樹，鳥畑政二：延性消耗則による高速炉用 316FR 鋼のクリープ疲労評価検討，材料，Vol.44，No.496，pp.41-45，(1995).
- 3-4) K. Kubushiro et al., Proceedings of CREEP8 (2007).
- 3-5) 大田祐太郎，久布白圭司，山崎泰広：Ti-6Al-4V の Cold Dwell Fatigue に対する線形累積損傷則による寿命評価，材料，Vol.69，No.8，pp.599-604，(2020).
- 3-6) 大田祐太郎，久布白圭司，山崎泰広：Ti-6Al-4V の Cold Dwell Fatigue 特性および寿命評価に与える試験応力とマイクロ組織の影響，材料，Vol.70，No.1，(2021).
- 3-7) M. R. Bache: A review of dwell sensitive fatigue in titanium alloys: the role of microstructure, texture and operating conditions, International Journal of Fatigue, Vol.25, pp.1079-1087, (2003).
- 3-8) J. Everaerts, D. Gontcharov, B. Verlinden, M. Wevers: The influence of load holds on the fatigue behaviour of drawn Ti-6Al-4V wires, International Journal of Fatigue, Vol.98, pp.203-211, (2017).
- 3-9) F. Wang, W. Cui: Experimental investigation on dwell-fatigue property of Ti-6Al-4V ELI used in deep-sea manned cabin, Materials Science & Engineering A, Vol.642, pp.136-141, (2015).
- 3-10) S. Gatea, H. Ou, B. Lu, G. McCartney: Modelling of ductile fracture in single point incremental forming using a modified GTN model, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 186, pp.59-79 (2017).
- 3-11) M. Aarii and K. Tajima: Consideration on fracture mechanism and fractography of various cast iron, Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol. 26, No.287, pp.767-773 (1977).

## 4章 CDF 寿命への線形累積損傷則の適用

### 4.1 緒言

2章および3章にて示されたように、Ti合金のCDF寿命には応力と保持時間が大きく影響する。最大応力の増加、保持時間の増加が破断サイクルの低下につながる点において高温クリープ疲労現象とも類似していた。ステンレス鋼、Ni基合金の高温部材としての信頼性を確保した適用のために、高温クリープ疲労の寿命評価方法は長くにわたって研究されてきた<sup>4-1)-4-9)</sup>。寿命評価方法の一つである線形累積損傷則は現象論として簡便にクリープ疲労寿命を評価でき、疲労損傷とクリープ損傷の線形和で表される。詳細は1章に記載の通りである。ASME Code Case N-47, ASME BPVC Section III-1 NHなどにも採用され、設計基準としても確立されている<sup>4-10),4-11)</sup>。一方で、Ti合金のCDF寿命評価では、き裂進展特性を基準にしたものや、エネルギーを手掛かりにしたものは報告されているが、線形累積損傷則のように疲労損傷とクリープ損傷を個別に評価した例はない<sup>4-12),4-13)</sup>。CDFに室温クリープが大きく影響しているのであれば、高温クリープ疲労と同様に線形損傷則で整理できる可能性がある。一方で、高温クリープ疲労に関しては、従来ひずみ制御によるひずみ保持のモードが大多数であり、荷重制御での検討は少なかった。また、CDFは室温を含む低温領域ゆえに、拡散、酸化、組織変化等を生じることがない。このように、破断サイクルの低下傾向に関しては高温クリープ疲労とCDFには類似点があるものの、制御モードや生じている詳細な現象は異なる。以上のように、線形累積損傷則がCDF寿命評価にも適用できるかは明らかになっていない。そこで本章では、線形累積損傷則によるTi合金のCDF寿命評価を検討する。

## 4.2 疲労損傷

線形累積損傷則の適用可能性を検討する上で、CDF 寿命に大きな影響を与える応力、ミクロ組織、保持時間について幅広く考慮する必要がある。そこで、本章では Equiaxis A 材 Equiaxis B 材、Bimodal 材の結果を用いて議論する。試験条件としては、規格化応力 0.85~0.96 の範囲、保持時間 1~1800s の範囲の結果であり、先述のように破面形態の遷移領域も含んでいる。したがって、破壊形態の観点から、疲労支配領域とクリープ支配の両方の結果を線形累積損傷則にて検討することになる。

疲労損傷度は繰り返し除荷負荷回数 (=破断サイクル) から算出される。保持の無い LCF 破断サイクルに対する保持のあるクリープ疲労試験における繰り返し除荷負荷回数の比によって、破断サイクルの消費率としての疲労損傷度が求められる。疲労損傷度  $D_F$  の算出に関しては、先述の式(1.3)と同義であるが、式(4.1)に示す。最大引張応力が同じ場合の LCF 破断サイクルと CDF 破断サイクルの比を計算し、疲労損傷度と定義する。

$$D_F = \frac{N_{CDF}}{N_{LCF}} \quad (4.1)$$

ただし、 $N_{LCF}$ は LCF 試験時の破断サイクル、 $N_{CDF}$ は CDF 試験時の破断サイクルであり、このときの最大引張応力は同じでなければいけない。また、破断サイクルの傾向を表す模式図を図 4-1 に示す。既往研究および本研究の 2 章の結果より、最大引張応力が大きいほど LCF 破断サイクルと CDF 破断サイクルの差異は大きくなる。反対に、最大引張応力が小さいほど LCF と CDF の破断サイクルの差異は小さくなる。また、このことに加えて、保持時間が長いほど破断サイクルは低下するため、CDF 破断サイクルは規格化応力で整理したときに幅をもつこととなる。さらに、高応力域ではクリープ試験での破断、すなわち 1 サイクル破断も考慮する必要がある。

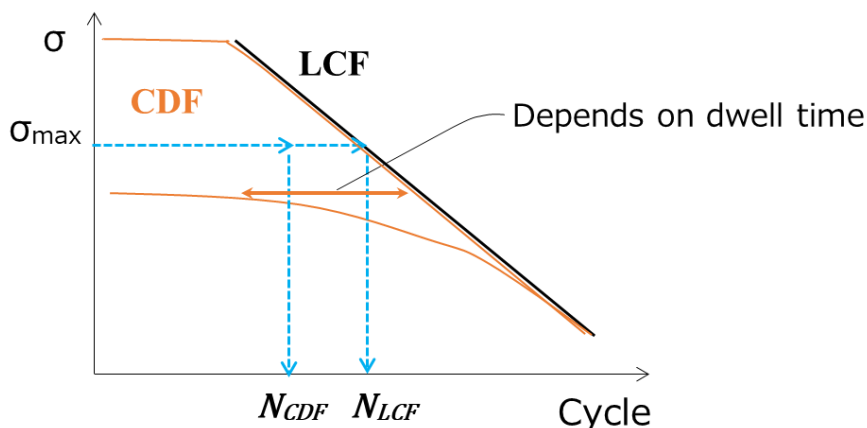


図 4-1 破断サイクルの傾向および  $N_{LCF}$  と  $N_{CDF}$  の目安を表す模式図

Equiaxis A 材において規格化応力 0.96, Bimodal 材において規格化応力 0.93 のときの, 保持時間と疲労損傷度の関係を図 4-2 に示す。保持時間の増加に伴い疲労損傷度  $D_F$  は減少した。また, ミクロ組織による違いは確認されなかった。加えて, クリープ試験における破断を 1 サイクル目の CDF 破断とみなすこともできる。その場合, 疲労損傷度の下限値と考えることもでき, Equiaxis A 材では  $1.3 \times 10^{-4}$ , Bimodal 材では  $9.1 \times 10^{-5}$  であった。疲労損傷度はいわゆる Debit の考え方と同義であるが, これまでその下限値は示されていなかった。本研究での長時間保持 CDF 試験およびクリープ試験から, 疲労損傷度 (=Debit) が保持時間の増加に伴い単調減少し, かつ, 下限値が存在することも明らかになった。

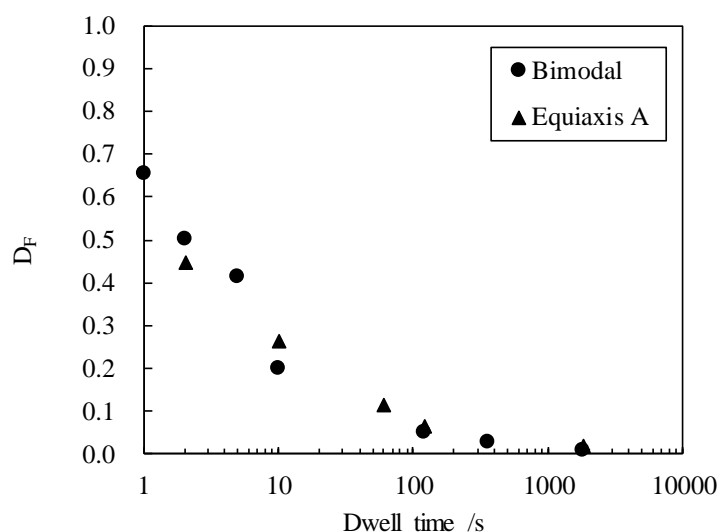


図 4-2 保持時間と疲労損傷度  $D_F$  の関係

次に, 規格化応力と疲労損傷度の関係を図 4-3 に示す。規格化応力 (最大引張応力) の増加に伴い  $D_F$  は減少した。また, ミクロ組織の影響については, Bimodal 材と Equiaxis B 材の傾向はほぼ一致した。一方で, Equiaxis A 材と Equiaxis B 材を比較すると, わずかに Equiaxis A 材の方が長寿命であった。このことから, 針状  $\alpha$  相と等軸  $\alpha$  相の体積率によるミクロ組織の影響は小さいが, 等軸  $\alpha$  相の粒径の影響はわずかに認められた。一般的に, 粒径が大きくなるほどクリープ強度は向上する<sup>4-14)</sup>。粒径の違いに由来するクリープ強度差が CDF 感受性に影響を与えていると推察される。

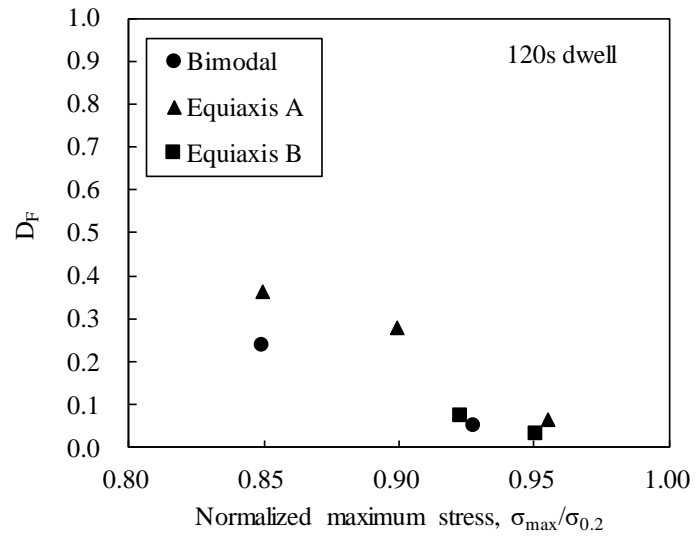


図 4-3 規格化応力と疲労損傷度  $D_F$  の関係

## 4.3 クリープ損傷

### 4.3.1 時間消耗則

クリープ損傷に関しては、1章でも述べたようにクリープ破断時間を基準とする時間消耗則とクリープ破断延性を基準とする延性消耗則に大別される。ひずみ制御におけるクリープ疲労試験では、保持中に応力緩和が生じる。クリープ破断時間は応力によって変化するため、基準となるクリープ破断時間が経時変化することを意味する。一方で、本研究のような荷重制御の場合には、保持中の応力変化は生じない。したがって、基準となるクリープ破断時間は経時変化せず一定値とできる。CDF 最大引張応力時のクリープ破断時間に対して、CDF 試験における保持時間の総和がクリープ損傷度であると定義し、算出式を式(4.2)に示す。

$$D_C = \frac{N_{CDF} \times t_H}{t_{Creep}} \quad (4.2)$$

ただし、 $N_{CDF}$ は CDF 試験における破断サイクル、 $t_H$ は保持時間、 $t_{Creep}$ は CDF 試験時の最大引張応力のときのクリープ破断時間である。また、試験応力がクリープ破断時間と CDF 試験時の累積保持時間に与える影響の関係を図 4-4 に示す。CDF 試験の累積保持時間については、保持時間と破断サイクルの積によって算出される。先述のようにクリープ試験を 1 サイクル破断と定義する場合も考えると、高応力域ではクリープ破断時間と CDF 試験の累積保持時間が一致する領域ももつ。一方で、3章にて述べたように、高応力域であっても保持時間の減少に伴い疲労き裂進展による破壊挙動を示す。そのような場合には累積保持時間は短くなる。したがって、破断サイクルと同様に CDF 試験の累積保持時間も応力との関係においてはある程度の幅を有する。また、低応力側では Ti 合金がクリープ破断しないことも報告されている。松本らの報告では、耐力の 80%以下の応力のとき、室温クリープでは 1 次クリープを示した後変形が停止し破断を示さなかった<sup>4-15)</sup>。そのため、低応力側では必ずしも 1 サイクル破断を示さず、クリープ破断時間と CDF 累積保持時間が一致することはないと考えられる。

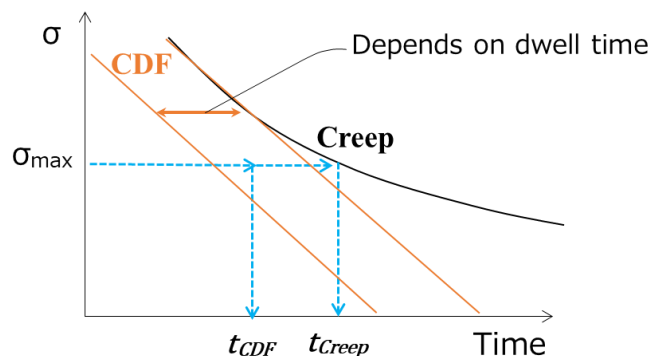


図 4-4 試験応力がクリープ破断時間と CDF 試験時の累積保持時間に与える影響

このように、時間消耗則の基準となるクリープ破断時間は、応力の低下に伴い非常に長くなる、もしくは破断しなくなる可能性もあった。そこで、クリープ破断時間は高応力域での結果から低応力域を外挿することとした。クリープ試験において、最小クリープ速度と破断時間には Monkman-Grant 則が成り立つ<sup>4-14,4-16</sup>。Monkman-Grant 則の一般式を式(4.3)に示す。

$$\log t_r - m_{M-G} \log \dot{\epsilon}_m = \text{const.} \quad (4.3)$$

ただし、 $t_r$ は破断時間、 $\dot{\epsilon}_m$ は最小クリープ速度、 $m_{M-G}$ は定数である。本研究におけるクリープ破断試験での最小クリープ速度と破断時間の関係を図 4-5 に示す。マイクロ組織によらず、最小クリープ速度と破断時間は Monkman-Grant 則によって整理することができ、このときの  $m_{M-G}$  は 0.87、式(4.3)の右辺の定数は-0.4 であった。

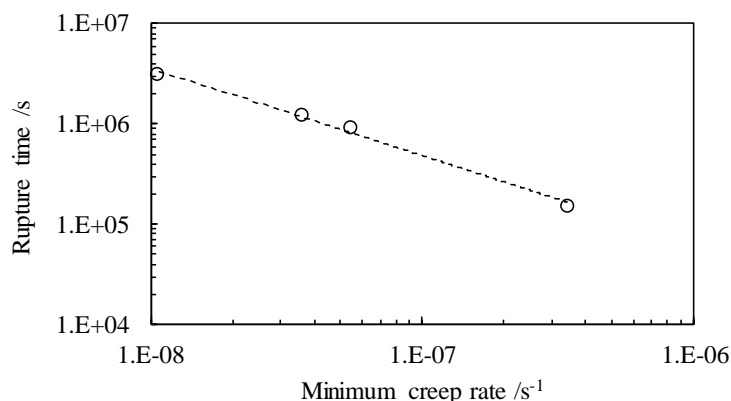


図 4-5 クリープ破断試験での最小クリープ速度と破断時間の関係

さらに、応力と最小クリープ速度の関係は Norton 則によって整理できるとされている<sup>4-16</sup>。Norton 則を式(4.4)に示す。

$$\dot{\epsilon}_m = A\sigma^n \quad (4.4)$$

ただし、 $A$ は定数、 $n$ は応力指数である。一般的な金属材料における高温クリープでは、応力指数  $n$  は 3~4 である<sup>4-14</sup>。また、純 Ti の室温クリープでも  $n$  が 3 程度であるとされている<sup>4-17</sup>。しかしながら、Ti 合金の室温クリープにおいては  $n$  が非常に大きくなることを佐藤らは報告している<sup>4-17</sup>。Ti-6Al-4V の応力指数  $n$  は 30~111 とばらつきがあるものの<sup>4-17,4-18</sup>、一般的な金属材料のクリープと比較して非常に大きな値となることはいずれの報告でも一致する傾向である。本章では、Ti-6Al-4V 合金全般の (Equiaxis A 材, Equiaxis B 材, Bimodal 材も全て含めた) 低応力側の最小クリープ速度を見積もる一般式として、応力指数  $n$  について、既報の最小値 30 から最大値 111 の平均値である 70.5 を用いた。

以上より、Norton 則を用いて規格化応力から最小クリープ速度の計算値を得たのちに、Monkman-Grant 則によってクリープ破断試験の予測を試みた。クリープ破断時間の予測式を式(4.5)に示す。

$$t_r = 0.40 \times [1.45 \times 10^{-6} \times (\sigma/\sigma_{0.2})^{70.5}]^{-0.87} \quad (4.5)$$

式(4.5)によって得られた破断時間を時間消耗則におけるクリープ破断時間とし、式(4.2)を用いて時間消耗則による CDF 試験のクリープ損傷度の評価を行った。D<sub>C</sub> と規格化応力の関係を図 4-6 に示す。最大応力の増加に伴い D<sub>C</sub> は増加する傾向にあった。また、D<sub>C</sub> と保持時間の関係を図 4-7 に示す。保持時間の増加に伴い D<sub>C</sub> は増加する傾向にあった。ひずみ変化の結果や破面形態の結果から規格化応力の増加、保持時間の増加に伴いクリープの影響が大きくなることが示唆されていたが、図 4-6、図 4-7 から D<sub>C</sub> が増加する傾向とも一致した。破面形態の推移と D<sub>C</sub> の関係については、D<sub>C</sub> が 0.05 を一つの境界と定めることができた。D<sub>C</sub> が 0.05 以下の条件では疲労き裂進展による脆性破壊、D<sub>C</sub> が 0.05 以上の条件では延性破壊の結果と一致した。しかしながら、傾向は一致したものの算出された D<sub>C</sub> は比較的小さく、例えば、1s 保持、2s 保持の条件では、D<sub>C</sub> は 0.01 以下であった。

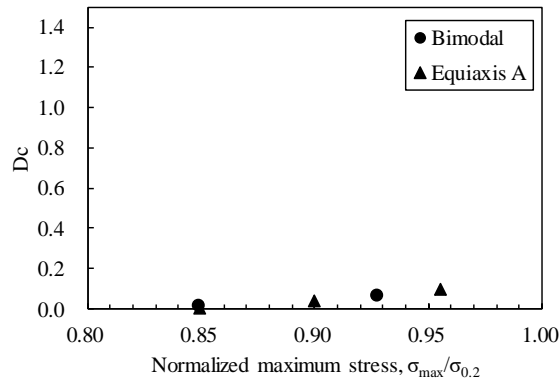


図 4-6 時間消耗則によって算出した D<sub>C</sub> と規格化応力の関係

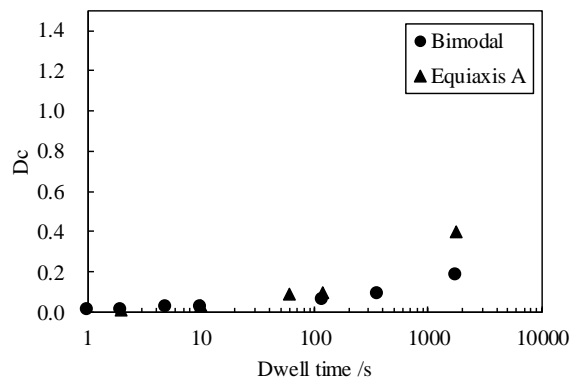


図 4-7 時間消耗則によって算出した D<sub>C</sub> と保持時間の関係

### 4.3.2 延性消耗則

前項で検討したクリープ破断時間を基準とする時間消耗則に対して、クリープ破断延性を基準とする延性消耗則によるクリープ損傷度評価も高温クリープ疲労の分野では検討されてきた。クリープ破断延性にはひずみ速度依存性があり、ひずみ速度には応力依存性がある。したがって、ひずみ制御の場合には保持中に応力が経時変化することによって、クリープ破断延性も変化することを意味する。一方で、荷重制御の場合には、保持中の応力変化は生じない。したがって、基準となるクリープ破断延性は一定値とできる。算出式を式(4.6)に示す。

$$D_c = \frac{\varepsilon_{f\_CDF}}{\varepsilon_{f\_Creep}} \quad (4.6)$$

$\varepsilon_{f\_CDF}$ は CDF 試験における破断延性であり、 $\varepsilon_{f\_Creep}$ はクリープ試験における破断延性である。また、破断延性 $\varepsilon_f$ は式(4.7)のように破断絞りから算出される。

$$\varepsilon_f = \ln \frac{100}{100 - R.A.} \quad (4.7)$$

ただし、R.A.は絞りである。 $\varepsilon_{f\_Creep}$ の導出に関して、クリープ破断延性は試験応力の影響を大きく受けることを考慮する必要がある。CP-Ti, Ti 合金 (Ti-6Al-4V, Ti-1.6Al) の室温クリープ試験について、先行研究のデータから応力と破断延性の関係を調査した<sup>4-19)・4-22)</sup>。破断延性の絶対値は合金種、熱処理によりばらつくが、ある一定以上の応力もしくは引張試験では一定値となる傾向があった。そのため、最大破断延性にて規格化した規格化延性を用いることで、合金種および熱処理条件によらず一様に整理することができる。クリープ試験の規格化延性と規格化応力の関係をまとめた結果を図 4-8 に示す。規格化応力 0.8~0.85 にて規格化延性が急激に増加する傾向にあった。本研究の CDF 試験結果もクリープ試験時の応力-破断延性の関係に一致していた。

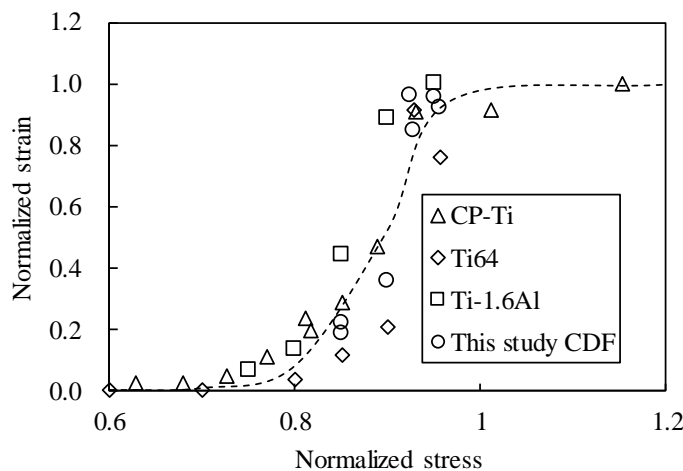


図 4-8 規格化延性と規格化応力の関係一覧

さらに、規格化応力と規格化延性の関係について、式(4.8)に示す Johnson-Mehl-Avrami の一般式を適用することにより相関関係を得ることができた<sup>4-23)</sup>。

$$\varepsilon_s = 1 - \exp [-C(\sigma/\sigma_{0.2})^p] \quad (4.8)$$

$\varepsilon_s$ は規格化した破断延性であり、C と p は材料定数である。最小二乗法でフィッティングした結果、C と p はそれぞれ 5.28, 18.67 であった。以上の結果から、 $\varepsilon_{f\_Creep}$ は式(4.9)にて応力の関数として表される。

$$\varepsilon_{f\_Creep} = \varepsilon_{max} \times \varepsilon_s = \varepsilon_{max} \times \{1 - \exp (-5.28(\sigma/\sigma_{0.2})^{18.67})\} \quad (4.9)$$

ここで、 $\varepsilon_{max}$ は最大破断延性であり、一定以上の応力におけるクリーブ破断延性もしくは引張試験における延性である。加えて、最大破断延性についてはひずみ速度依存性を考慮する必要がある。クリーブ破断延性はひずみ速度によって変化すると報告されており、本研究のひずみ速度範囲における影響を検証した。 $5 \times 10^{-7} \sim 1 \times 10^{-1} \text{s}^{-1}$  のひずみ速度における破断延性を図 4-9 に示す。ただし、 $5 \times 10^{-7} \text{s}^{-1}$ の結果は 876MPa でのクリーブ試験時のひずみ速度と破断延性であり、その他は引張試験の結果である。本研究のひずみ速度範囲では破断延性は変化せず、絞りの平均値は 45.85%であった。CDF 試験のひずみ速度はいずれの条件でもこのひずみ速度の範囲内であった。したがって、本研究における $\varepsilon_{max}$ の値は絞り値 45.85%として式(4.9)にて計算した値を用いることができる。したがって、延性消耗則による Dc の算出式は式(4.10)となる。

$$D_C = \frac{\varepsilon_{f\_CDF}}{\varepsilon_{f\_Creep}} = \frac{\ln \{100/(100 - R.A._{(CDF)})\}}{\ln \{100/(100 - 45.85)\} \times [1 - \exp \{-5.28(\sigma/\sigma_{0.2})^{18.67}\}]} \quad (4.10)$$

ただし、R.A.<sub>(CDF)</sub>は CDF 試験後の破断絞りである。

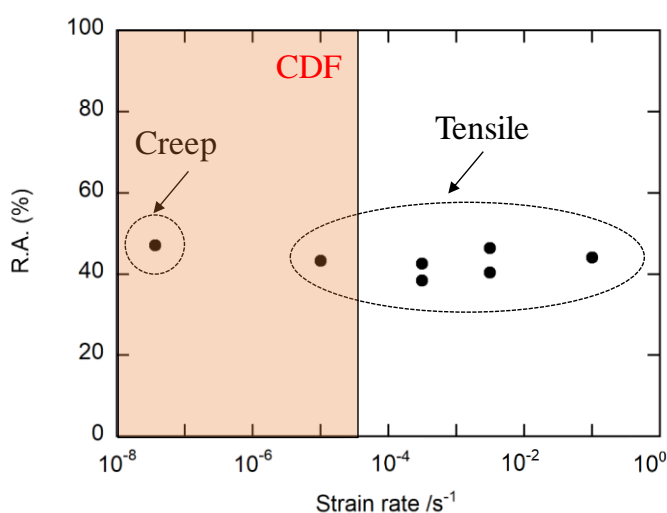


図 4-9 ひずみ速度と破断延性の関係。ただし、本研究の CDF 試験における最小ひずみ速度は赤の領域内。

次に、式(4.10)を用いて延性消耗則による CDF 試験のクリープ損傷度の評価を行った。D<sub>c</sub> と規格化応力の関係を図 4-10 に示す。最大応力の増加に伴い D<sub>c</sub> は増加する傾向にあった。また、時間消耗則によって算出された D<sub>c</sub> と比較して値が大きくなっており、クリープ損傷を十分に考慮できる可能性をもつ。また、D<sub>c</sub> と保持時間の関係を図 4-11 に示す。保持時間 10s までは D<sub>c</sub> は増加傾向であり、それよりも長い保持時間ではほぼ一定であった。また、破面形態の推移と D<sub>c</sub> の関係については、D<sub>c</sub> が 0.5 を一つの境界と定めることができた。D<sub>c</sub> が 0.5 以下の条件では疲労き裂進展による脆性破壊、D<sub>c</sub> が 0.5 以上の条件では延性破壊の結果とほとんど一致した。

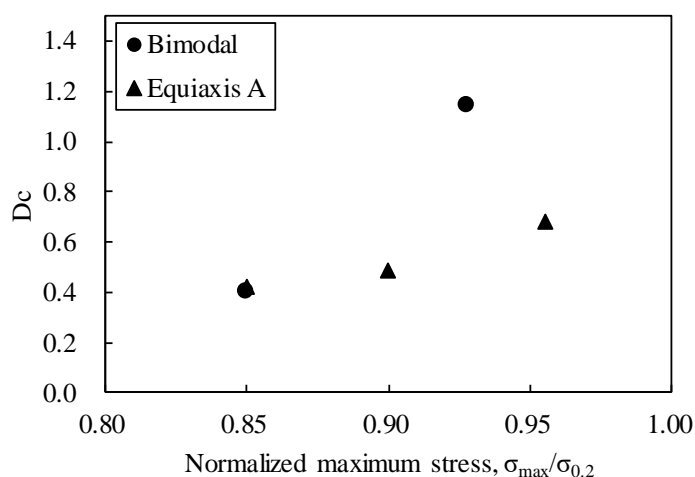


図 4-10 延性消耗則によって算出した D<sub>c</sub> と規格化応力の関係

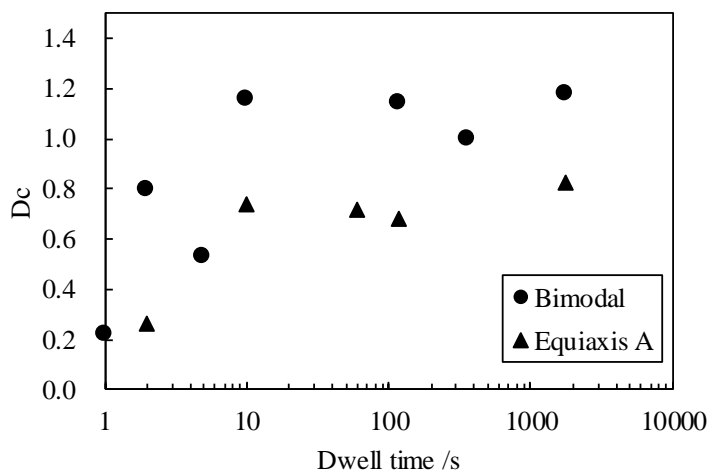


図 4-11 延性消耗則によって算出した D<sub>c</sub> と保持時間の関係

#### 4.4 線形累積損傷則の適用

前節までに疲労損傷度  $D_F$  とクリープ損傷度  $D_C$  の算出をそれぞれ行った。本節では  $D_F$  -  $D_C$  線図にプロットし寿命評価を行う。時間消耗則によって  $D_C$  を算出した場合の  $D_F$  -  $D_C$  線図を図 4-12 に示す。これらのプロットは CDF 試験の破断時の疲労損傷度とクリープ損傷度の和（CDF 損傷度： $D_{Total}$ ）を表している。したがって、プロットよりも  $D_F$  ないしは  $D_C$  の小さな領域では破損しないことを意味する。その結果、 $D_{Total}=(D_F, D_C) \leq (0.01, 0.003)$  の範囲で安全であると判断される。従来の Debit の考え方では、いわゆる疲労損傷度のみを考慮するため、様々な条件の中で最小の  $D_F$  値を基準とする必要があった。一方で、線形累積損傷則ではクリープ損傷度も考慮されるため、一律に最小の  $D_F$  値を採用する必要がなく、条件によって許容できる  $D_F$  値が変化する。

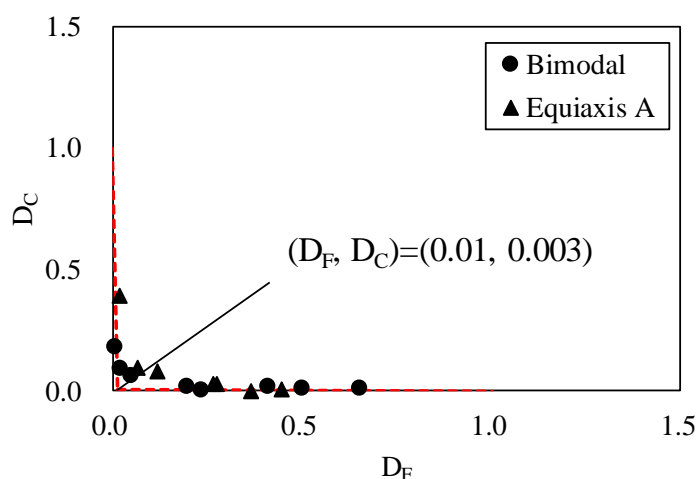


図 4-12 時間消耗則によって  $D_C$  を算出した場合の  $D_F$  -  $D_C$  線図

次に延性消耗則によって  $D_C$  を算出した場合の  $D_F$  -  $D_C$  線図を図 4-13 に示す。その結果、安全と判断される領域は  $D_{Total}=0.6$  の直線で表すことができ、Equiaxis A 材に限れば  $D_{Total}=0.7$  の直線でも安全となる領域を定義できた。したがって、時間消耗則の場合よりも明らかに許容範囲が大きくなっていた。図 4-12 に示した時間消耗則と比較して、延性消耗則では  $D_C$  を大きく見積もられているために許容領域が拡大したと考えられる。言い換えると、時間消耗則ではクリープ損傷を過小評価している可能性があった。保持時間の総和だけでクリープ損傷の蓄積を考えると、十分なクリープ損傷が入ったとみなされなくても実際には破断に至っていた。すなわち、時間の累積以外の要因が破断につながっていると考えられる。最も大きな要因として推察されるのは延性であり、2 章および 3 章のいずれの

CDF 条件においても一定水準以上の破断延性となることはなかった。これは臨界ひずみが存在し、ある一定の延性を超えると破断に至ることを示唆する。したがって、延性を基準とする方が実際の破断により則した評価方法であると考えられる。以上のことから、延性消耗則では時間消耗則よりも適正にクリープ損傷を評価できていると推察される。

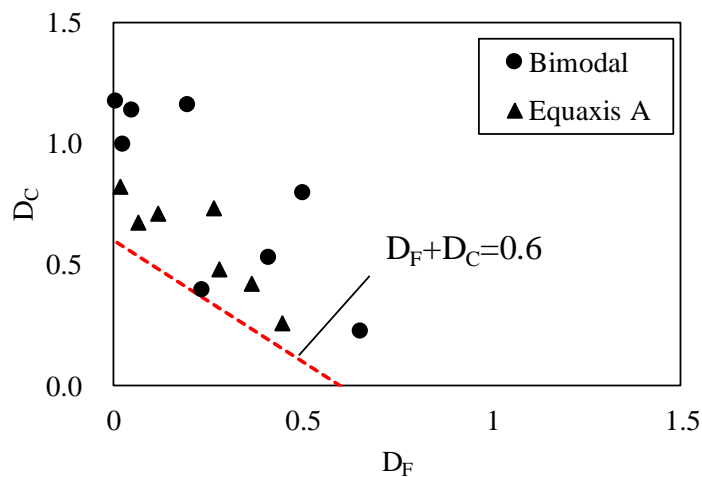


図 4-13 延性消耗則によって  $D_C$  を算出した場合の  $D_F$ – $D_C$  線図

また、延性消耗則での評価を行った場合における破面形態と損傷度の関係を検討した。 $D_F$ – $D_C$  線図に破面形態の情報を合わせた結果を図 4-14 に示す。 $D_F$  の値が約 0.2 を境界として全面ディンプルを呈する延性破壊と疲労き裂進展による脆性破壊を区分することができた。すなわち、疲労損傷度として 0.2 以下の領域ではクリープの影響が大きく支配的であることを意味する。一方で、クリープ損傷度の観点では、 $D_C$  の値が約 0.5 を境界として破面形態の遷移を定義することができた。これは延性としてのクリープ損傷が 0.5 以上となる時にクリープの影響が大きく支配的となることを意味する。以上のように、破壊形態とクリープ損傷度の関係が示された。

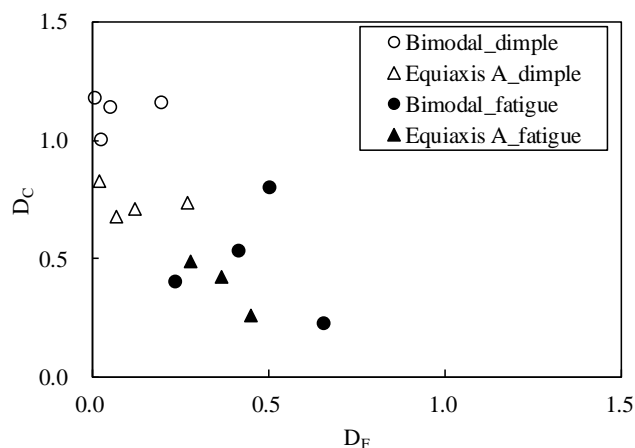


図 4-14 破面形態の情報を付した  $D_F$ – $D_C$  線図

## 4.5 結言

本章では、これまで高温クリープ疲労にのみ適用されていた線形累積損傷則を Ti 合金の CDF へ適用することを試みた。適用可能性を検討し、かつ、クリープ損傷度の算出方法の違いを検証した。

得られた知見を以下に示す。

- 時間消耗則の基準となるクリープ破断時間については、Monkman-Grant 則と Norton 則から算出できた。一方で、延性消耗則の基準となるクリープ破断延性は応力の影響を大きく受けるが、Johnson-Mehl-Avrami の一般式を応用することで、応力の影響を組み込むことができた。
- 時間消耗則を用いた場合の CDF 損傷度は  $D_{\text{Total}}=(D_F, D_C) \leq (0.01, 0.003)$  の範囲で安全であると判断された。一方、延性消耗則を用いた場合の CDF 損傷度は  $D_{\text{Total}}=0.6$  の直線で安全と判断される領域を表すことができた。
- 時間消耗則と比較して、延性消耗則では  $D_C$  を大きく見積もられているために許容領域が拡大したと考えられる。時間消耗則ではクリープ損傷を過小評価している可能性があった。破断延性の関係を鑑みても、延性を基準とする方が実際の破断により則した評価方法であると考えられる。
- 延性破壊と脆性破壊を損傷度によって区分することができた。疲労損傷度として 0.2 以下の領域ではクリープの影響が大きく支配的であった。一方で、クリープ損傷の観点では、 $D_C$  の値が約 0.5 を境界として破面形態の遷移を定義することができた。これは延性としてのクリープ損傷が 0.5 以上となるときにクリープの影響が大きく支配的となることを意味する。
- Ti 合金の CDF への線形累積損傷則の適用は十分に可能であると示された。線形累積損傷則ではクリープ損傷度も考慮されるため、一律に最小の  $D_F$  値を採用する必要がなく、条件によって許容できる  $D_F$  値が変化する。したがって、従来の Debit による考え方よりも、より許容できる負荷繰返し数を増加させることができる。

## 4章の参考文献

- 4-1) 日本材料学会高温強度部門委員会編：高温強度の基礎・考え方・応用，日本材料学会，(2008).
- 4-2) 野中勇，北川正樹，鳥畑政二：延性消耗則による高速炉用 316FR 鋼のクリープ疲労評価検討，材料，Vol.44, No.496, pp.41-45, (1995).
- 4-3) 八木晃一，田中千秋，久保清：クリープ疲労複合荷重を受けた SUS316 鋼のクリープ疲労相互作用とクリープ破壊様式との関連，材料，Vol.33, No.375 号, pp.89-95, (1984).
- 4-4) J. Zrník, J. Semen, V. Vrchovinsky, P. Wangyao: Influence of hold period on creep-fatigue deformation behavior of nickel base superalloy, Materials Science and Engineering A, Vol.319, pp.637-642, (2001).
- 4-5) R. K. Singh, J. K. Sahu: Influence of hold type and duration on cyclic deformation behaviour of IN740H, MATERIALS SCIENCE AND TECHNOLOGY, (2019).
- 4-6) 緒方隆志：改良 9Cr-1Mo 鋼のクリープ疲労寿命に及ぼす長時間ひずみ保持の影響，材料，Vol.46, No.1, pp.25-31, (1997).
- 4-7) 屋口正次，朝田泰英：破壊機構に基づくクリープ疲労寿命評価則，日本機械学会論文集 A, Vol.62, No.598 号, pp.23-28, (1996).
- 4-8) 和田雄作，青砥紀身，上野文義：SUS 304 の破損機構を考慮した新概念延性消耗則，材料，Vol.44, No.496, pp.29-34, (1995).
- 4-9) 清水茂樹，池本喜和：Hastelloy X の高温低サイクル疲労特性に関する研究，材料，Vol.26, No.282, pp.57-63, (1976).
- 4-10) ASME Boiler and Pressure Vessel Code, “Section III division 1 - subsection NH class 1 components in elevated temperature service rules for construction of nuclear facility components” (2003).
- 4-11) Nuclear Electric, “An assessment procedure for high temperature response of structures, R5”, Issue 1, (1991).
- 4-12) K. Wang, F. Wang, W.-C. Cui, A.-L. Tian: Prediction of cold dwell-fatigue crack growth of titanium alloys, Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.), Vol. 28, No.5, pp.619-627, (2015).
- 4-13) J. Peng, C-Y. Zhou, Q. Dai, X-H. He: Dwell fatigue and cycle deformation of CP-Ti at ambient temperature, Materials and Design, Vol.71, pp.1-16, (2015).
- 4-14) 丸山公一，中島英治：高温強度の材料科学，内田老鶴圃，(2002).
- 4-15) 松本年男，安井健一，津森芳勝，西村孝：Ti-6Al-4V ELI の常温クリープ特性，日本鐵鋼協會々誌，Vol.72, No.5, pp.S703, (1986).
- 4-16) F. N. Norton: The Creep of Steel at High Temperature, McGraw-Hill, (1929).
- 4-17) 佐藤英一，山田智康，田中寿宗，神保至：結晶構造による金属・合金の室温クリープ

- 現象の分類, 軽金属, Vol.55, No.11, pp.604-609, (2005).
- 4-18) M. Deguchi, S. Yamasaki, M. Mitsuyhara, H. Nakashima, Y. Ota: Evaluation of room temperature creep deformation behavior of Ti-6Al-4V alloy, Japan Institute of Light Metals poster presentation (2019).
- 4-19) R. Dutton, "A review of the low-temperature creep behaviour of titanium", Atomic Energy of Canada Limited, (1996).
- 4-20) B. C. Odegard and A.W. Thompson, "Low temperature creep of Ti-6Al4V", Metallurgical Transactions A, Vol.5, pp.1207-1213 (1974).
- 4-21) W.J.Harrison, M.T.Whittaker and R.J.Lancaster, "A model for time dependent strain accumulation and damage at low temperatures in Ti-6Al-4V", Materials Science and Engineering A, Vol.574, pp.130-136, (2013).
- 4-22) A.K. AIYANGAR, B.W. NEUBERGER, P.G. OBERSON, S. ANKEM: The Effects of Stress Level and Grain Size on the Ambient Temperature Creep Deformation Behavior of an Alpha Ti-1.6 Wt Pct V Alloy, METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A, Vol.36A, pp.637, (2005).
- 4-23) M. Avrami: Kinetics of phase change. II. transformation-time relations for random distribution of nuclei, Journal of Chemical Physics. Vol.8, No.2, pp.212-224 (1940).

## 5章 CDF における負荷中のクリープ変形

### 5.1 緒言

2章および3章では、CDF試験の保持中のひずみ変化がクリープ変形のような挙動であることを示した。繰り返し除荷負荷が与えられているにも関わらず、ひずみ変化は1次クリープ、2次クリープ、3次クリープといった典型的なクリープ曲線を描いた。また、破壊形態としては、延性破壊型とき裂進展型に大別された。延性破壊型となる条件におけるひずみ変化挙動は特に典型的なクリープ曲線を描く傾向にあった。一方で、き裂進展型となる条件においても、ひずみ変化挙動は明らかに1次クリープおよび2次クリープを示していた。3次クリープに関しても、延性破壊型の場合ほど顕著ではないが、わずかに確認された。加えて、CDF試験における破断延性はいかなる条件においてもLCF試験と比較して大きかった。以上のことから、CDFでは試験条件による程度の差はあれども、保持中にクリープ変形が生じており、寿命低下にも大きく影響を与えていると推察される。すなわち、CDF寿命を把握するうえでは、保持中のひずみ変化挙動を理解し、再現することが重要となる。

4章では線形累積損傷則による寿命評価を試みた。時間消耗則によって算出されたCDFにおけるクリープ損傷度は非常に小さかった。先述のように、CDFにはクリープの影響が大きいと考えられるため、クリープ損傷が過小評価されている可能性があった。一方で、延性消耗則によってクリープ損傷度を算出した場合には、クリープ損傷はより大きく見積もられた。その結果、疲労損傷度と延性消耗則によって算出されたクリープ損傷度の線形和は試験条件に依らず一定値を示した。また、このことから、クリープひずみの生じている時間の蓄積よりも、クリープひずみによって蓄積された実際のひずみ量の方がCDFにおける寿命評価として実態に即していることも示唆された。以上のように、線形累積損傷則による寿命評価においても延性、すなわちひずみ変化挙動が重要であると考えられる。

保持中のクリープ変形が重要である一方で、既往研究においてクリープの影響をはじめマクロな変形を考察したものは少なく、変形挙動の全容が解明されているとは言い難い。そこで、本章では、CDF試験の保持中のひずみ変化挙動をクリープ回帰し、変形挙動を予測することを試みた。

## 5.2 クリープ回帰式によるフィッティング

図 5-1 に示す概念図のように、クリープ変形は主に 1 次クリープ、2 次クリープ、3 次クリープから構成される<sup>5-1)</sup>。クリープ強度の観点ではクリープ破断時間と試験条件の関係を議論することも多いが、ひずみ変化と時間の関係を数式表示し、より詳細なクリープ変形の解明が行われることもある。1 次クリープ、2 次クリープ、3 次クリープはそれぞれ特徴が異なるため、各領域に適した回帰式（クリープ変形モデル）が提案されている。その一例を表 5-1 に示す<sup>5-2)-5-7)</sup>。

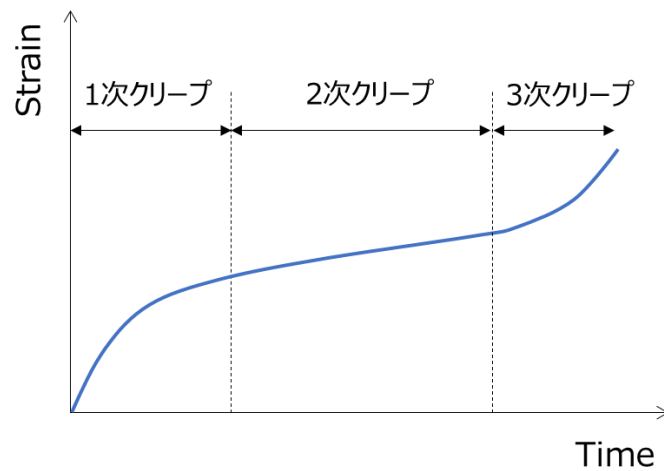


図 5-1 一般的なクリープ曲線

表 5-1 クリープ回帰式の代表例<sup>5-1)-5-7)</sup>

Model	Stage	Formula
Norton	2	$\dot{\epsilon}_m = a \cdot \exp(Q/RT) \cdot \sigma^n$
Norton-Bailey	1, 2	$\epsilon_{Creep} = a \cdot \sigma^n \cdot t^m$
Blackburn	1, 2	$\epsilon_{Creep} = \epsilon_1[1 - \exp(-\alpha_1 \cdot t)] + \epsilon_2[1 - \exp(-\alpha_2 \cdot t)] + \dot{\epsilon}_m \cdot t$
Garofalo	1, 2	$\epsilon_{Creep} = \epsilon_t[1 - \exp(-\alpha \cdot t)] + \dot{\epsilon}_m \cdot t$
$\theta$ method	1, 2, 3	$\epsilon_{Creep} = \theta_1[1 - \exp(-\theta_2 \cdot t)] + \theta_3[\exp(-\theta_4 \cdot t) - 1]$
Modified $\theta$ method	1, 2, 3	$\epsilon_{Creep} = A \cdot [1 - \exp(-\alpha \cdot t)] + B \cdot [\exp(-\alpha \cdot t) - 1]$

2章および3章で示したように、CDF試験の保持中のひずみ変化については1次クリープ、2次クリープ、3次クリープの各領域が確認されている。しかしながら、3次クリープに関しては局所絞りを生じた真応力増加に由来すると考えられる。そのため、3次クリープ領域に入ると早期に破断しており、高温クリープにおけるマイクロ組織変化由来の3次クリープとは現象が異なる。したがって、従来の回帰式によって提案されているモデルではCDF試験のひずみ変化挙動を正確に表現することはできないと考えられる。また、3次クリープ領域では早期に破断するため、実用上は2次クリープまでの回帰でも十分に寿命予測として成立すると想定される。以上のことから、本研究では1次クリープと2次クリープの領域を正確に再現できる回帰式をベースモデルとして用いることとした。Norton-Baileyの式やGarofaloの式とは異なり、Blackburnの式では①擬弾性ひずみを表す項、②1次クリープを表す項、③2次クリープを表す項、とそれぞれの現象が個別に項分けされている。言い換えると、試験条件がどのようなクリープ成分に寄与するか、より詳細に検討できる可能性を有していた。そこで、本研究ではBlackburnの式を回帰式のベースとして採用した。

対象とするのは幅広い実験条件を検討したEquiaxis A材とBimodal材である。Origin 2018b 64Bitを用いて、実験結果から得られたCDF試験の保持中のひずみ変化挙動についてBlackburnの式によるフィッティングを試みた。反復アルゴリズムはLevenberg-Marquard法、反復回数は400回とした。Levenberg-Marquard法は目的関数の勾配の情報を利用した反復法の一つである。このフィッティングによってBlackburnの式に含まれる各係数( $\varepsilon_1$ ,  $\alpha_1$ ,  $\varepsilon_2$ ,  $\alpha_2$ ,  $\varepsilon_m$ )の値が導出された。その後、得られた各係数と試験条件の関係を検討した。

まず、フィッティングによって得られた係数と規格化応力の関係を図5-2に示す。擬弾性ひずみを表す $\varepsilon_1$ と $\alpha_1$ は規格化応力の増加に伴い増加する傾向にあった。すなわち、擬弾性ひずみが規格化応力の増加に伴って増加することがフィッティングによって導出された係数からも確認された。また、1次クリープを表す $\varepsilon_2$ と $\alpha_2$ も規格化応力の増加に伴い増加する傾向にあった。したがって、擬弾性ひずみと同様に1次クリープひずみも規格化応力の増加に伴い増加することが確認された。最小ひずみ速度 $\varepsilon_m$ は規格化応力の増加に伴い増加しており、2次クリープひずみもまた規格化応力の増加に伴い増加することが確認された。2章におけるひずみ変化の結果とも整合する結果であると言える。

次に、フィッティングによって得られた係数と保持時間の関係を図5-3に示す。擬弾性を表す $\varepsilon_1$ と $\alpha_1$ は保持時間の変化による増減は明確には確認されなかった。すなわち、擬弾性ひずみは保持時間の影響をほとんど受けず、最大引張応力の影響のみ考慮すべきであることが推察される。1次クリープの項に関して、 $\varepsilon_2$ は保持時間の増加に伴い増加したが、 $\alpha_2$ は保持時間の増加に伴い減少した。導入され得る1次クリープひずみ量は保持時間の増加に伴い増加する一方で、時間変化への感受性は減少すると考えられる。したがって、両者の影響が相殺されるために、保持時間が1次クリープへ与える影響も小さいと推察される。最小ひずみ速度 $\varepsilon_m$ は保持時間の増加に伴い減少した。これは3章におけるひずみ変化の結

果とも整合し、後述するように、除荷負荷回数の影響が大きいと考えられる。

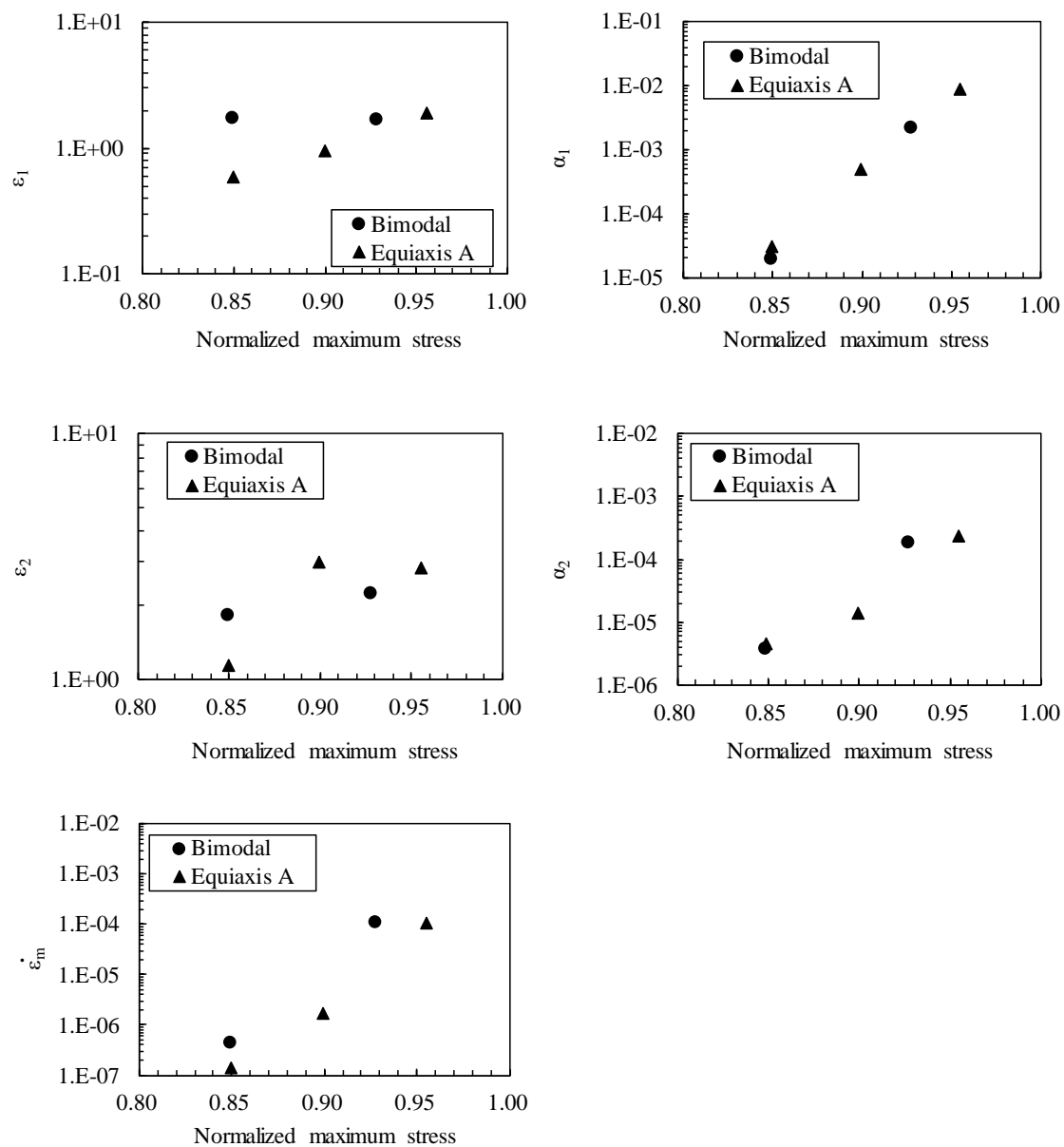


図 5-2 フィッティングによって得られた係数と規格化応力との関係

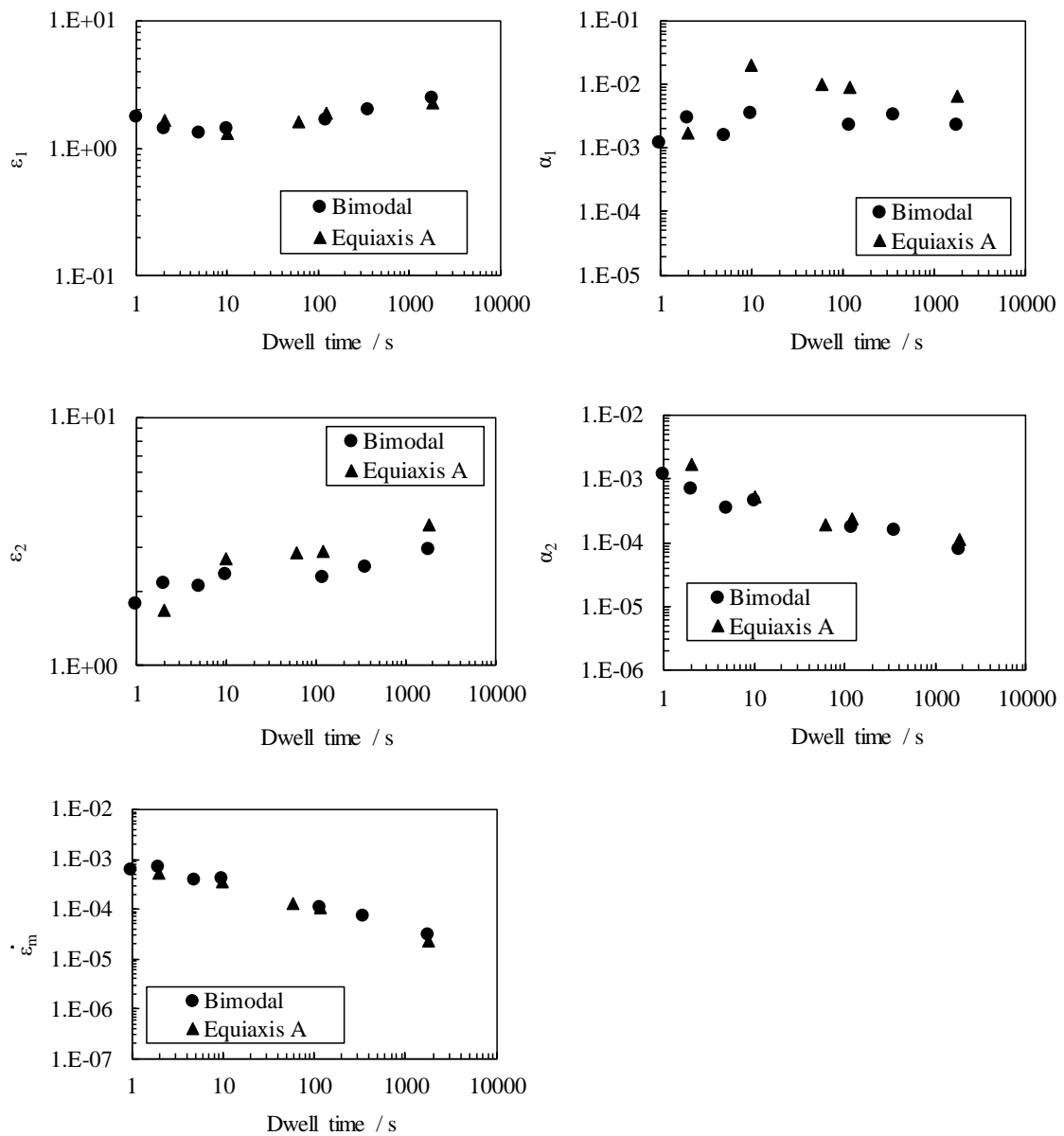


図 5-3 フィッティングによって得られた係数と保持時間との関係

## 5.3 変形予測

### 5.3.1 Blackburn の式の係数が曲線形状に与える影響

前節の結果からフィッティングによって得られた係数と試験条件には相関関係がそれぞれ認められた。一方で、各係数が曲線全体の形状に及ぼす影響についても検討する必要がある。例えば、各係数について試験条件（規格化応力と保持時間）の影響を加味せず、得られた値の平均値を Blackburn の式に代入して回帰曲線を引き直した結果を図 5-4 に示す。代表例として Bimodal 材にて規格化応力 0.93、保持時間 120s の条件の結果を用いて議論する。ただし、横軸は後の寿命予測を見据えてサイクル数とした。サイクル数と累積保持時間の関係は式(5.1)によって表される。

$$t = N_f \times t_H \quad (5.1)$$

ここで、 $t$  は Blackburn の式にも用いられる経過時間であり、累積保持時間と同義である。また、 $N_f$  はサイクル数、 $t_H$  は保持時間である。以上より、表 5-1 中の Blackburn の式の  $t$  を保持時間で除すことによりサイクルの関数としても扱うことができる。図 5-4 では回帰結果は実験値とは大きく異なり、実験値よりも明らかに大きなひずみ変化となった。次に、擬弾性ひずみの項と 1 次クリープの項の係数 ( $\epsilon_1$ ,  $\alpha_1$ ,  $\epsilon_2$ ,  $\alpha_2$ ) は試験条件の影響を考慮して、2 次クリープの項 ( $\epsilon_m$ ) には得られている値の平均値を用いた場合の結果を図 5-5 に示す。全ての係数に平均値を用いた図 5-4 とほとんど同様の結果であり、回帰結果は実験値よりも明らかに大きくなった。次に、擬弾性ひずみの項と 1 次クリープの項の係数 ( $\epsilon_1$ ,  $\alpha_1$ ,  $\epsilon_2$ ,  $\alpha_2$ ) には平均値を用い、最小ひずみ速度のみ試験条件の影響を考慮した結果を図 5-6 に示す。実験値と回帰結果はよく一致した。すなわち、Blackburn の式による CDF 試験の保持中のひずみ変化挙動の回帰に際しては最小ひずみ速度の影響が非常に大きいことが明らかとなった。

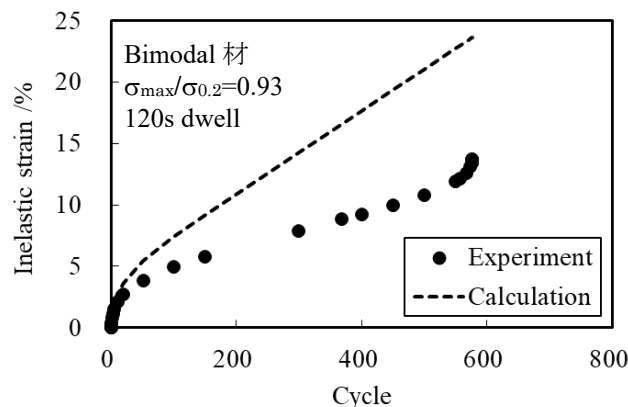


図 5-4 各係数について、得られた値の平均値を Blackburn の式に代入して回帰した結果

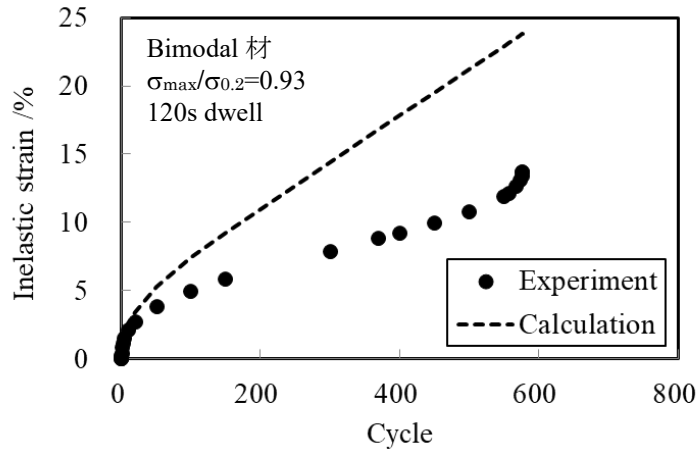


図 5-5 擬弾性ひずみの項と 1 次クリープの項の係数 ( $\epsilon_1, \alpha_1, \epsilon_2, \alpha_2$ ) は試験条件の影響を考慮し、2 次クリープの項 ( $\epsilon_m$ ) には得られている値の平均値を用いて Blackburn の式に代入して回帰した結果

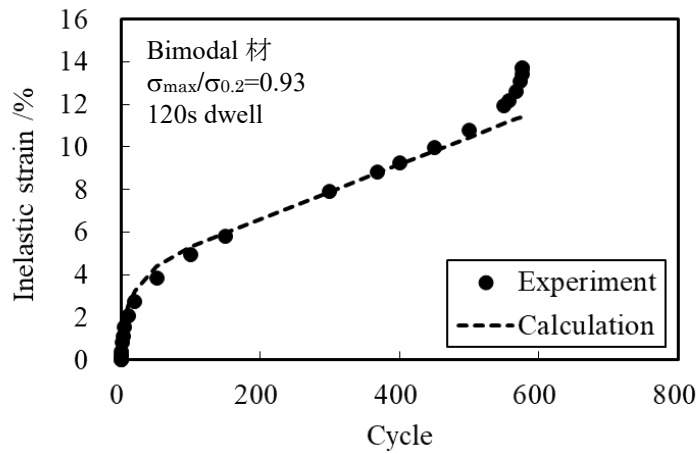


図 5-6 擬弾性ひずみの項と 1 次クリープの項の係数 ( $\epsilon_1, \alpha_1, \epsilon_2, \alpha_2$ ) には平均値を用い、最小ひずみ速度のみ試験条件の影響を考慮し Blackburn の式に代入して回帰した結果

### 5.3.2 最小ひずみ速度の予測

前項では、最小ひずみ速度が CDF 試験の保持中のひずみ変化の回帰に大きな影響を及ぼすことを示した。そのため、より精度の高い変形予測を行うためには最小ひずみ速度を高精度で予測する必要がある。2 章および 3 章の試験結果から、次のことがわかっている。

- ① 最大引張応力の増加に伴い最小ひずみ速度は増加する
- ② R 比の増加に伴い最小ひずみ速度は減少する
- ③ 保持時間の増加に伴い最小ひずみ速度は減少する

このように最小ひずみ速度が変化する理由として、除荷後の再負荷時に導入される遷移クリープが影響していると考えられる。除荷負荷を伴わない単純なクリープ試験時のひずみ変化と比較して、CDF 試験では除荷後の再負荷時に遷移クリープが毎回生じており蓄積される。そのため、除荷負荷がない場合よりもひずみの蓄積が大きく、試験全体としての最小ひずみ速度が増加すると考えられる。再負荷時の遷移クリープ量は最大引張応力と除荷量によって決まると仮定できる。さらに、除荷負荷回数が増加するほど遷移クリープの蓄積機会も増加し、加速因子になると仮定できる。以上の仮定から、最小ひずみ速度は式(5.2)に示すように、最大引張応力の関数、R 比の関数、除荷負荷回数の関数によって表現できると考えられる。

$$\dot{\epsilon}_m = \epsilon_0 \times f(\sigma_{max}/\sigma_{0.2}) \times g(R \text{ ratio}) \times h(N_{min}) \quad (5.2)$$

ただし、 $\epsilon_0$ は基準として定義されるひずみ速度である。以下で、各関数が最小ひずみ速度とどのような関係を持つか検討していく。

$f(\sigma_{max}/\sigma_{0.2})$ に関しては、規格化応力と最小ひずみ速度の関係、いわゆる Norton 則から詳細を検討することができる。規格化応力と最小ひずみ速度の関係は式(5.3)によって表される。

$$\dot{\epsilon}_m = A \times (\sigma_{max}/\sigma_{0.2})^\alpha \quad (5.3)$$

ただし、A および  $\alpha$  は定数である。最大引張応力の与える傾向のみを考慮すると  $f(\sigma_{max}/\sigma_{0.2})$  は式(5.4)によって表される。

$$f(\sigma_{max}/\sigma_{0.2}) = (\sigma_{max}/\sigma_{0.2})^\alpha \quad (5.4)$$

ここで、 $\alpha$  は本研究における実験結果から算出することとし、Equiaxis A 材と Bimodal 材の結果の平均から 63 とした。

R 比の影響については、吉田らが黄銅およびニッケルクロムモリブデン鋼を用いたサイク

リッククリープの検討時に式(5.5)の関係を報告している<sup>5-8)</sup>。

$$\varepsilon \propto e^{-\gamma R} \quad (5.5)$$

ただし、 $R$  は  $R$  比、 $\gamma$  は定数である。ひずみ速度はひずみの微分によって算出されるため、ひずみ速度と  $R$  比の相関関係  $g(R \text{ ratio})$  は式(5.6)によって表される。

$$g(R \text{ ratio}) = e^{-\gamma R} \quad (5.6)$$

除荷負荷回数（最小ひずみ速度に到達するサイクル）と最小ひずみ速度には図 5-6 に示すように相関関係が成り立っていた。したがって、経験則として式(5.7)のような累乗の関係が成り立つ。CDF 試験および 1 サイクル破断と定義できるクリープ試験結果を一様に整理することができる。

$$\varepsilon_m = B \times N_{min}^\beta \quad (5.7)$$

ただし、 $B$  と  $\beta$  は定数、 $N_{min}$  は最小ひずみ速度に到達するサイクルである。 $N$  は図 5-7 に示すように保持時間との相関関係が大きかった。保持時間の増加に伴い最小ひずみ速度に至るサイクルは減少した。クリープ試験では最小ひずみ速度に至った時間を保持時間として 1 サイクル目に最小ひずみ速度に到達したと仮定してプロットした。その結果、CDF 試験だけでなく、クリープ試験も同様の相関関係上にあることが示された。以上のことから、 $N_{min}$  は保持時間の関数とすることができ、式(5.8)によって表される。

$$N_{min} = C \times t_H^m \quad (5.8)$$

ただし、 $C$  と  $m$  は定数、 $t_H$  は保持時間である。式 5-6 と式 5-7 から  $h(N)$  は除荷負荷回数の回数ではなく保持時間の関数  $h(t_H)$  として、最小ひずみ速度の傾向を式(5.9)のように表すことができる。

$$h(N_{min}) = h(t_H) = (t_H^m)^\beta \quad (5.9)$$

以上より、式(5.2)は式(5.4)、式(5.6)、式(5.9)を用いて式(5.10)のように表すことができる。

$$\varepsilon_m = \varepsilon_0 \times (\sigma_{max}/\sigma_{0.2})^\alpha \times (t_H^m)^\beta \times e^{-\gamma R} \quad (5.10)$$

この式は規格化応力、 $R$  比、保持時間の関数、すなわち試験条件の関数である。フィッティング結果から、各定数は表 5-2 に示すものを用いる。

表 5-2 式(5.10)の定数一覧

$\varepsilon_0$	$\alpha$	$\beta$	$\gamma$	$m$
$2.8 \times 10^{-6}$	63	0.67	3.50	-0.60

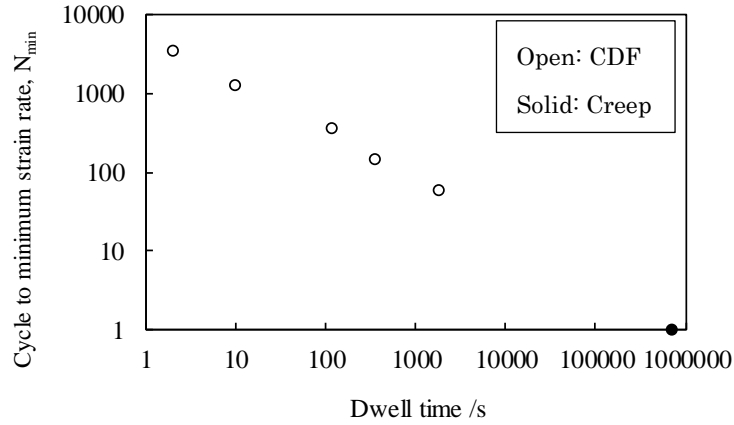


図 5-7 最小ひずみに至るサイクル数と保持時間の関係

式 5-9 および表 5-2 を用い，試験条件を代入して最小ひずみ速度を予測した結果を図 5-8 に示す。規格化応力が異なる場合，R 比が異なる場合，保持時間が異なる場合，いずれの条件が変化しても CDF 試験の保持中のひずみ変化における最小ひずみ速度を高精度で予測することができた。また，先述の仮説が成立することも示された。したがって，CDF 試験における再負荷時の遷移クリープ量は最大引張応力と除荷量によって決まり，その回数の蓄積によって試験全体としての最小ひずみ速度が増加すると考えることができる。

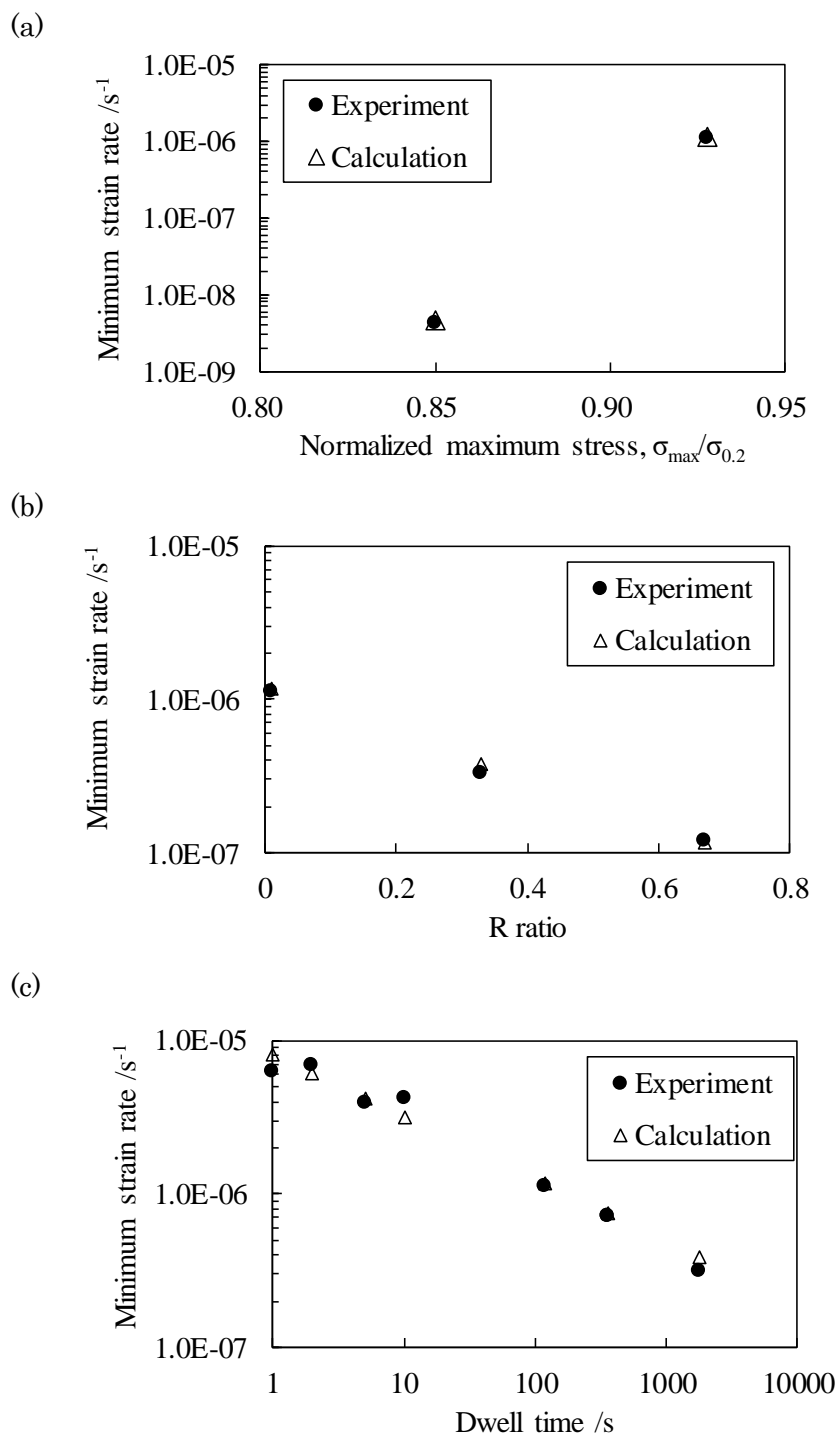


図 5-8 最小ひずみ速度の予測結果. (a)規格化応力の影響, (b)R 比の影響, (c)保持時間の影響.

### 5.3.3 クリープ変形予測結果

前節では試験条件と Blackburn の式で用いられる係数の関係が得られた。また、前項では Blackburn の式の形状に大きな影響を与える最小ひずみ速度と試験条件の関係が得られた。以上より、試験条件から Blackburn の式をベースとした CDF 試験の保持中のひずみ変化の回帰が可能となった。各試験条件における、ひずみ変化挙動の実測値と回帰結果を図 5-9 と図 5-10 に示す。2 次クリープ領域までのひずみ変化挙動について、いずれの条件においても 1%以内で予測できた。低応力、もしくは短時間保持のように、破面形態がき裂進展による脆性破壊であるような疲労成分が支配的な条件においても、クリープ変形をベースとしている本回帰方法によってひずみ変化を正確に表現できた。すなわち、CDF 試験では疲労成分の大きい場合でもクリープの影響を無視できない可能性が示唆される。

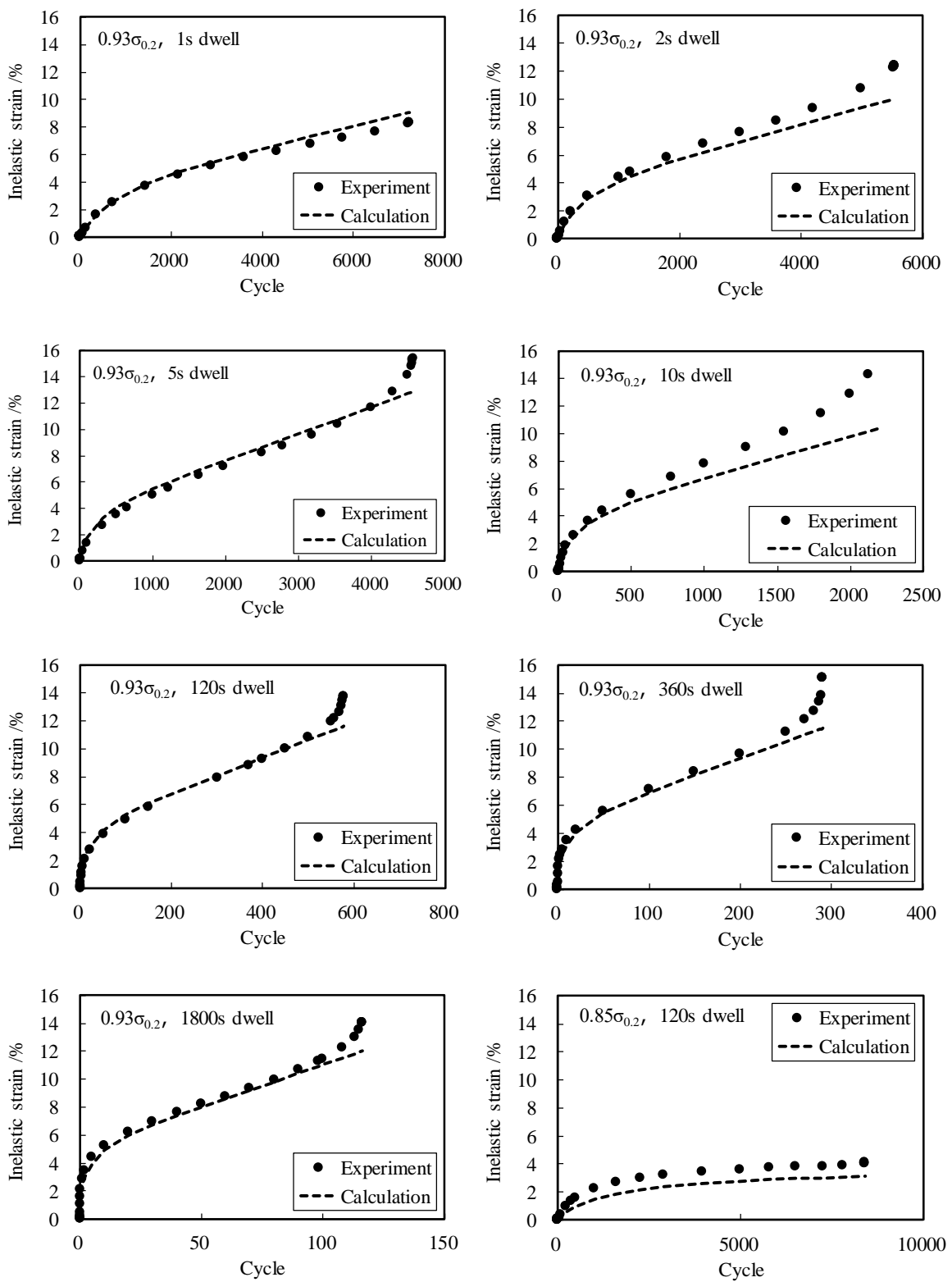


図 5-9 Bimodal 材のひずみ変化の実測値と回帰結果 (試験条件はグラフ内に記載)

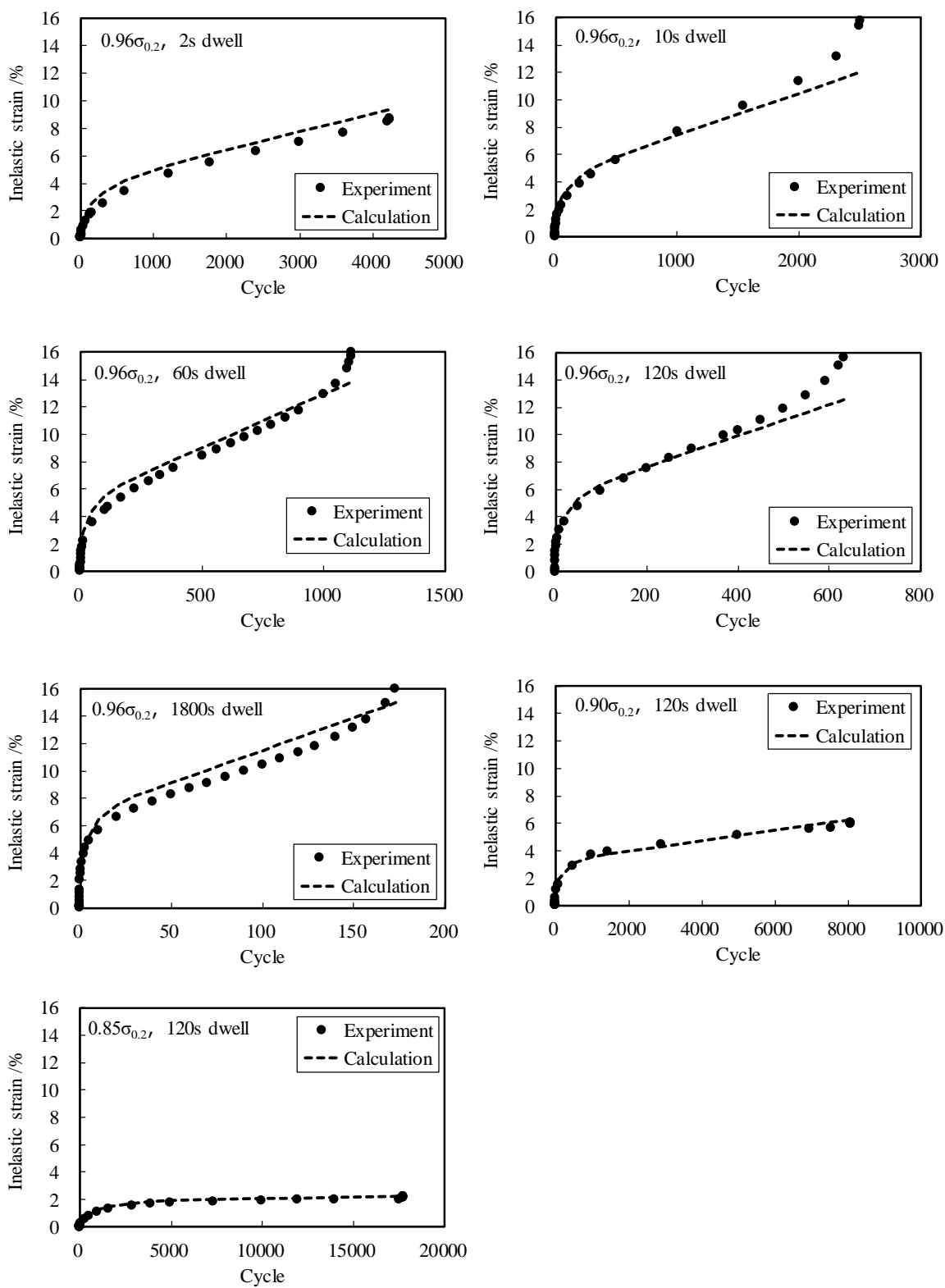


図 5-10 Equiaxis A 材のひずみ変化の実測値と回帰結果 (試験条件はグラフ内に記載)

## 5.4 結言

本章では、CDF 試験の保持中のひずみ変化挙動をクリープ回帰し、変形挙動の考察と試験条件からのひずみ変化挙動の予測を行うことを目的とした。回帰式のベースとしては Blackburn の式を用いた。

得られた知見を以下に示す。

- フィッティングによって Blackburn の式に含まれる各係数 ( $\varepsilon_1, \alpha_1, \varepsilon_2, \alpha_2, \varepsilon_m$ ) の値が導出された。得られた各係数と試験条件には相関関係が認められ、係数の予測が可能となった。
- 保持中のひずみ変化挙動の回帰に対しては、最小ひずみ速度の影響が非常に大きいとわかった。
- 式(5.10)を用いることで、規格化応力が異なる場合、R 比が異なる場合、保持時間が異なる場合、いずれの条件が変化しても CDF 試験の保持中のひずみ変化挙動における最小ひずみ速度を高精度で予測することができた。式(5.10)の考え方に基くと、CDF 試験における再負荷時の遷移クリープ量は最大引張応力と除荷量によって決まり、その回数の蓄積によって試験全体としての最小ひずみ速度が増加する。
- 試験条件をもとに、Blackburn の式をベースとした CDF 試験の保持中のひずみ変化の回帰が可能となった。2 次クリープ領域までのひずみ変化について、いずれの条件においても 1%以内で予測できた。延性破壊もしくは脆性破壊といった破壊形態によらず、いずれの場合においてもひずみ変化に関しては試験条件に依存しており、これを正確に再現できた。

## 5章の参考文献

- 5-1) 丸山公一, 中島英治: 高温強度の材料科学, 内田老鶴圃, (2002).
- 5-2) 木村一弘: 耐熱鋼のクリープ破断寿命予測, 日本金属学会誌, Vol.73, No.5, pp.323-333, (2009).
- 5-3) F. N. Norton: The Creep of Steel at High Temperature, McGraw-Hill, (1929).
- 5-4) F. Garofalo: Fundamentals of Creep and Creep Rupture in Metals, MacMillan, New York, (1965).
- 5-5) L. D. Blackburn (ed. by A. O. Schaefer): The Generation of Isochronous Stress-Strain Curves, ASME, New York, pp.15-48, (1972).
- 5-6) R. W. Evans and B. Wilshire: Creep of Metals and Alloys, Inst.Metals, London, (1985).
- 5-7) K. Maruyama, C. Harada, H. Oikawa: J. The Soc.Mat. Sci. Japan, Vol.34, pp.1289-1295, (1985).
- 5-8) 吉田総仁, 村田圭治, 白鳥英亮: 変動応力下のサイクリッククリープ構成式に関する研究, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.45, No.395 号, pp.769-779, (1979).

## 6章 CDF 寿命への線形累積損傷則を用いた寿命予測

### 6.1 緒言

1章で記したように、従来 CDF 寿命の評価にはき裂進展挙動からのアプローチや、エネルギーの蓄積からのアプローチからの検討は行われているものの、クリープの影響を個別に評価したものはなかった<sup>6-1),6-2)</sup>。2章および3章では、応力および保持時間が CDF 寿命および変形挙動に与える影響を検討した。その結果、CDF 試験の保持中のひずみ変化がクリープ曲線のような挙動を示すことがわかった。これは CDF へのクリープの影響が大きいことを示すものでもあり、4章では、疲労損傷度とクリープ損傷度をそれぞれ算出し、線形累積損傷則の適用可能性を検討した。線形累積損傷則においては、延性消耗則による評価がより実態に即していると考えられ、ひずみ変化挙動の重要性も示された。そこで5章において、ひずみ変化挙動をクリープ回帰し、変形の予測を行った。Blackburn の式をベースとした回帰式によって、CDF における2次クリープ領域までのひずみ変化挙動について、試験条件をもとに予測できることを示した。以上の結果をもとに、本章では CDF 寿命予測を試みた。1サイクルにおける疲労損傷度とクリープ損傷度をそれぞれ予測し、その線形和を求めることで線形累積損傷則としての CDF 損傷度を算出する。CDF 損傷度の蓄積挙動を定式化することで、破断と定義できる損傷度までの負荷サイクル数を導出することができると考えた。ただし、実用上 R 比が変化することはないため、検討する試験条件としては設計時に重要となる規格化応力と保持時間の影響を検討することとした。

## 6.2 疲労損傷の算出

疲労損傷は式(4.1)によって算出されるが、負荷サイクル数を関数とした場合には式(6.1)によって表される。

$$D_F = N/N_{LCF} \quad (6.1)$$

$N_{LCF}$ は試験条件ごとに一定値をとるため、負荷サイクル数  $N$  が増加することで  $D_F$ は単調増加する。 $N_{LCF}$ は保持時間の影響を受けずに、規格化応力の影響のみ受ける。規格化応力と  $N_{LCF}$ の関係を図 6-1 に示す。規格化応力で表現することで LCF 破断サイクルはミクロ組織によらず一様に整理できる。この応力と破断サイクルの関係は S-N 線図と一般的に呼ばれ、式(6.2)、(6.3)のように片対数もしくは両対数の関係を示す<sup>6-3),6-4)</sup>。

$$\sigma = a + m \log N_{LCF} \quad (6.2)$$

$$\log \sigma = a + m \log N_{LCF} \quad (6.3)$$

ただし、 $a$ と  $m$ は定数である。図 6-1 において片対数の関係を適用し、最小二乗法から係数を算出したところ、 $a$ は 1.482、 $m$ は-0.059であった。式変形を加えることで、 $D_F$ 算出の基準となる  $N_{LCF}$ を定式化できる。そのため、式(6.1)は規格化応力と負荷サイクル数の関数によって整理することができ、式(6.4)となる。

$$D_F = \frac{N}{10^{-\left\{\left(\frac{\sigma}{\sigma_{0.2}}\right)^{-1.482}\right\}/0.059}} \quad (6.4)$$

式(6.4)によって CDF 試験時の疲労損傷  $D_F$ の蓄積挙動を負荷サイクル数の関数で表した結果を図 6-2 に示す。規格化応力が高いほど基準となる LCF 寿命が短いため、同サイクルでも疲労損傷度は大きくなる。

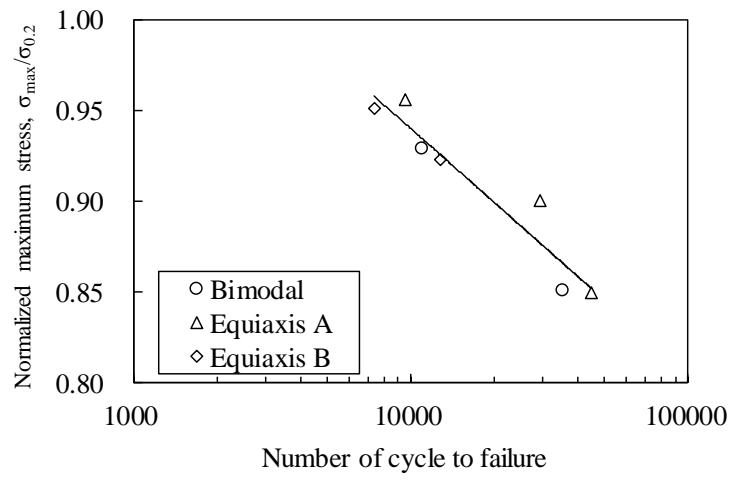


図 6-1 規格化応力と LCF 破断サイクルの関係

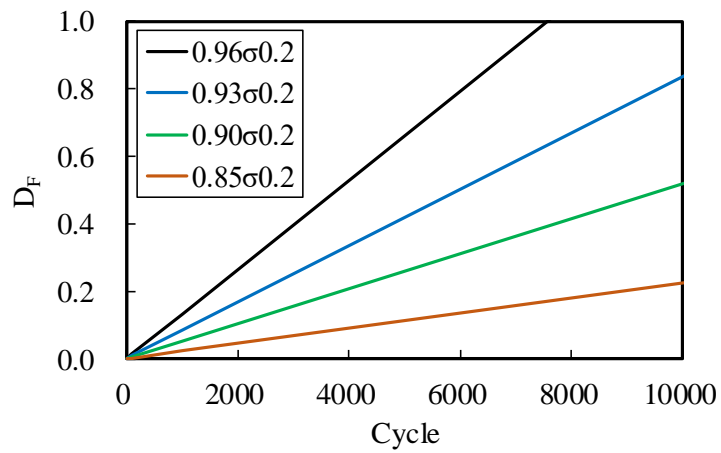


図 6-2 CDF 試験時の疲労損傷  $D_F$  と負荷サイクル数の関係

### 6.3 クリープ損傷の算出

CDF 損傷を定式化するために、前節では疲労損傷度の蓄積挙動を定式化した。本節ではクリープ損傷も同様に負荷サイクル数の関数で表していく。4章では延性を基準にした場合の方が時間を基準にした場合よりも実態に即したクリープ損傷評価が行える可能性を示した。また、それを受けて5章では Blackburn の式をベースとした回帰を試み、試験条件からひずみ変化挙動を予測できることを示した。したがって、負荷サイクル数に応じたひずみ量と破断延性の比からクリープ損傷の蓄積挙動を負荷サイクル数の関数として表すことができる。ただし、式(4.10)によって表されたクリープ損傷度は破断後の絞りから算出しているため、単純なひずみ量としての破断延性を定義する必要がある。破断延性は4章の図4-8で示したように規格化応力に大きく依存する。本研究で使用した供試材にて、引張試験、疲労試験、クリープ試験を実施した中で、最大の破断延性を示したものを式(4.9)における  $\varepsilon_{max}$  と定義した。これにより、規格化応力に対応した破断延性、すなわち臨界破断延性を得ることができた。結果を図6-3に示す。CDF 試験条件である規格化応力 0.85~0.96 の範囲は臨界ひずみが大きく変化する領域であるとわかる。得られた臨界破断延性を組み込み、式(4.10)を修正したものが式(6.5)である

$$D_C = \frac{\varepsilon_1 \{1 - \exp(-\alpha_1 \cdot N \cdot t_H)\} + \varepsilon_2 \{1 - \exp(-\alpha_2 \cdot N \cdot t_H)\} + \varepsilon_m \cdot N \cdot t_H}{19.45 \times [1 - \exp\{-5.28(\sigma/\sigma_{0.2})^{18.67}\}]} \quad (6.5)$$

5章で述べたように、 $\varepsilon_1$ ,  $\alpha_1$ ,  $\varepsilon_2$ ,  $\alpha_2$ ,  $\varepsilon_m$  は全て試験条件の関数によって表すことができる。したがって、式(6.5)は試験条件からクリープ損傷度を負荷サイクル数の関数で定式化できることを意味する。クリープ損傷と負荷サイクル数の関係を保持時間ごとに示した結果を図6-4に示す。保持時間が長いほど1サイクルにおけるクリープ損傷の蓄積量が大きいため、同サイクル時のクリープ損傷度は大きくなった。また、クリープ損傷と負荷サイクル数の関係を規格化応力ごとに示した結果を図6-5に示す。規格化応力が高いほど基準となる破断延性は大きい、1サイクル中のクリープ損傷蓄積も大きい。そのため、同サイクルでも規格化応力の高い条件の方がクリープ損傷度は大きくなった。

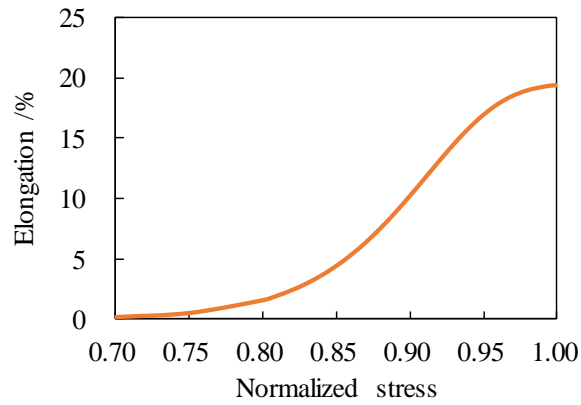


図 6-3 規格化応力と臨界破断延性の関係

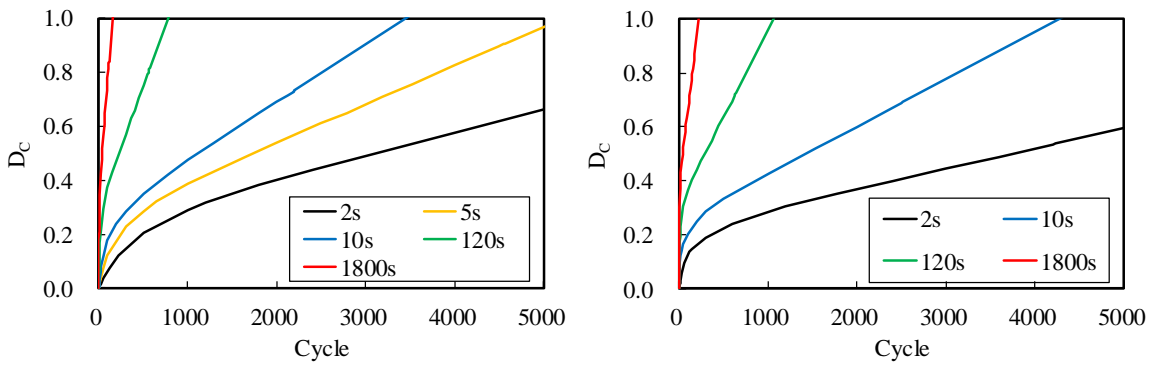


図 6-4 本研究における試験条件に対応させたクリープ損傷と負荷サイクル数の関係 (保持時間の影響). (左)Bimodal 材, (右)Equiaxis A 材.

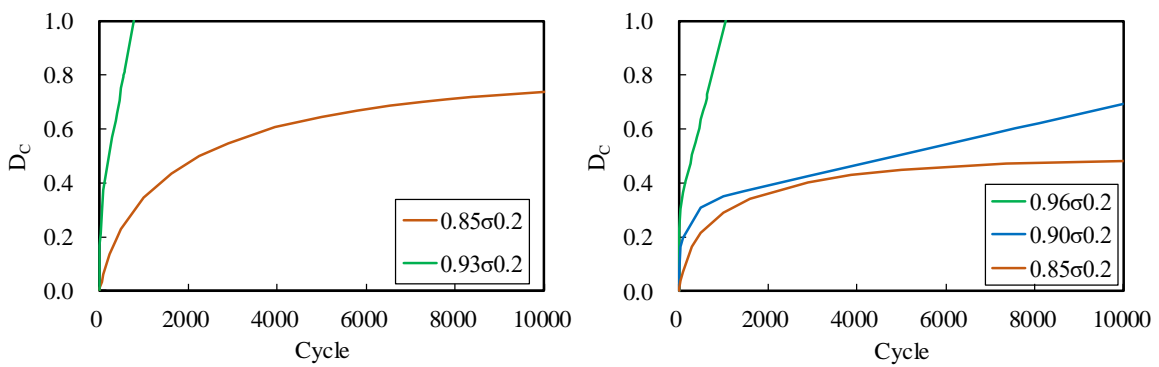


図 6-5 本研究における試験条件に対応させたクリープ損傷と負荷サイクル数の関係 (規格化応力の影響). (左)Bimodal 材, (右)Equiaxis A 材.

## 6.4 クリープ疲労損傷の算出

式(1.2)で示したように CDF 損傷度  $D_{Total}$  は疲労損傷度  $D_F$  とクリープ損傷度  $D_C$  の和によって表現される。それゆえ、負荷サイクル数に応じた  $D_{Total}$  は式(6.4)と(6.5)の線形和に等しい。 $D_{Total}(=D_F+D_C)$  と負荷サイクル数の関係を保持時間ごとに示した結果を図 6-6 に示す。同応力条件では負荷サイクル数と疲労損傷の関係は保持時間に依存しないため、 $D_{Total}$  と  $D_C$  の傾向は同様となる。さらに、120s 保持と 1800s 保持の条件では低サイクル領域での  $D_C$  の蓄積が顕著である。加えて、低サイクル領域では疲労損傷の影響が小さいため、120s 保持と 1800s 保持の条件では  $D_{Total}$  と  $D_C$  の傾向はほとんど同等となる。次に、 $D_{Total}$  と負荷サイクル数の関係を規格化応力ごとに示した結果を図 6-7 に示す。Equiaxis A 材の規格化応力 0.96 の条件、Bimodal 材の規格化応力 0.93 の条件では、疲労損傷の影響が非常に小さく、ほぼクリープ損傷を表すグラフと同じであった。一方で、Equiaxis A 材および Bimodal 材の規格化応力 0.90 と 0.85 の条件では疲労損傷の蓄積も明確に反映されていた。

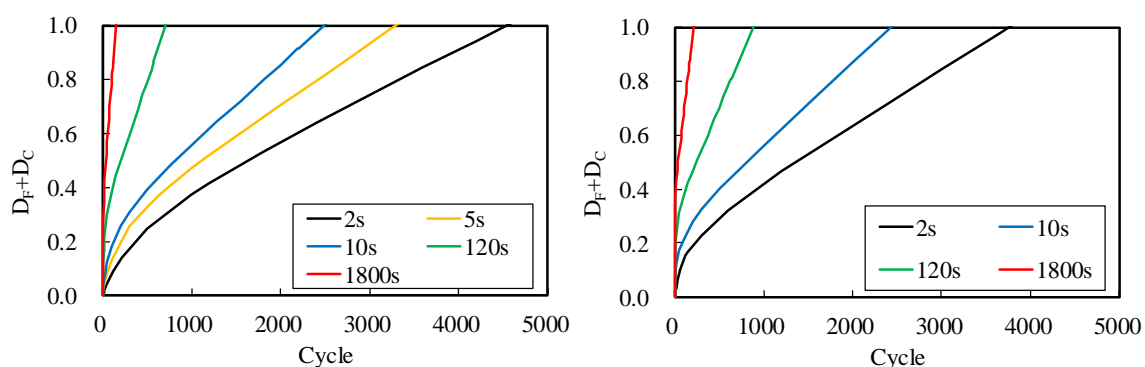


図 6-6  $D_{Total}(=D_F+D_C)$  と負荷サイクル数の関係 (保持時間の影響). (左)Bimodal 材, (右)Equiaxis A 材.

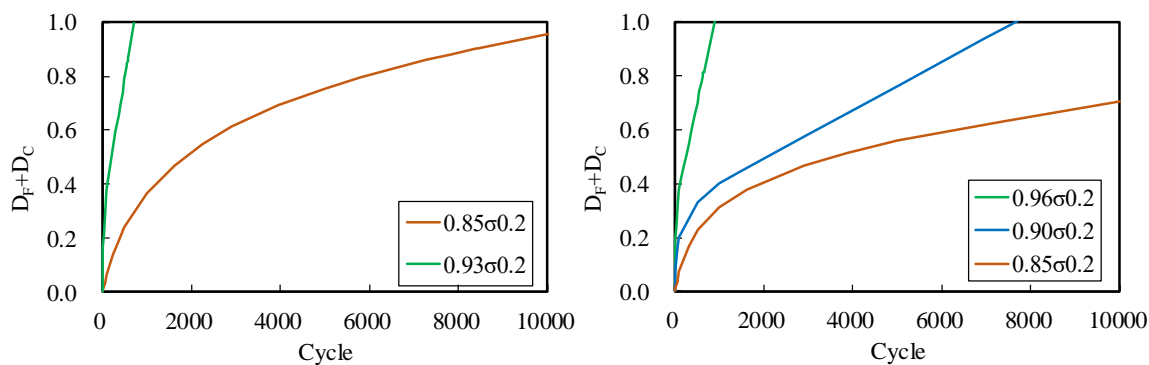


図 6-7  $D_{Total}(=D_F+D_C)$  と負荷サイクル数の関係 (規格化応力の影響). (左)Bimodal 材, (右)Equiaxis A 材.

## 6.5 寿命予測

前節までの結果から、CDF 損傷度  $D_{Total}$  を試験条件に応じた負荷サイクル数の関数にて定式化できることが示された。そこで、任意の  $D_{Total}$  の値に到達する負荷サイクル数と実際の破断サイクルの関係を考察する。ここでは、CDF 試験条件の豊富な Bimodal 材と Equiaxis A 材の予測結果と実際の破断サイクルについて検討する。 $D_{Total}$  が 0.5 に達する予測サイクルと実際の破断サイクルの関係を図 6-8 に示す。全て Factor of 2 の外側にプロットされた。一方で、全ての結果が実際の破断サイクルよりも小さく、かつ Factor of 2 の外側であることから、安全率 2 を乗じた場合の破断サイクル設計に対応しているとの見方もできる。次に、 $D_{Total}$  が 0.6 に達する予測サイクルと実際の破断サイクルの関係を図 6-9 に示す。一部 Factor of 2 の中で予測できたが、Factor of 2 の外側となる結果も存在した。また、いずれのプロットも実際の破断サイクルよりも短寿命側となる予測のため、安全側の予測ができていると判断される。 $D_{Total}$  が 0.8 に達する予測サイクルと実際の破断サイクルの関係を図 6-10 に示す。全てのプロットが Factor of 2 内で予測された。さらに、いずれの予測結果も実際の破断サイクルよりも短寿命側であり、安全側の評価となった。最後に、 $D_{Total}$  が 1.0 に達する予測サイクルと実際の破断サイクルの関係を図 6-11 に示す。予測サイクルが全て Factor of 2 内に収まった。一部のプロットにおいて、実際の破断サイクルよりも予測サイクルの方が長寿命と評価されたが、実際の破断サイクルとの誤差は最も小さかった。4 章の線形累積損傷則では、実験値をもとにした延性消耗則による評価にて  $D_{Total}=0.6$  の直線領域で安全域を設定できた。一方で、本章のようにひずみ予測から寿命評価をした場合には、 $D_{Total}=0.8$  となるまでの破断サイクル予測が安全側であった。

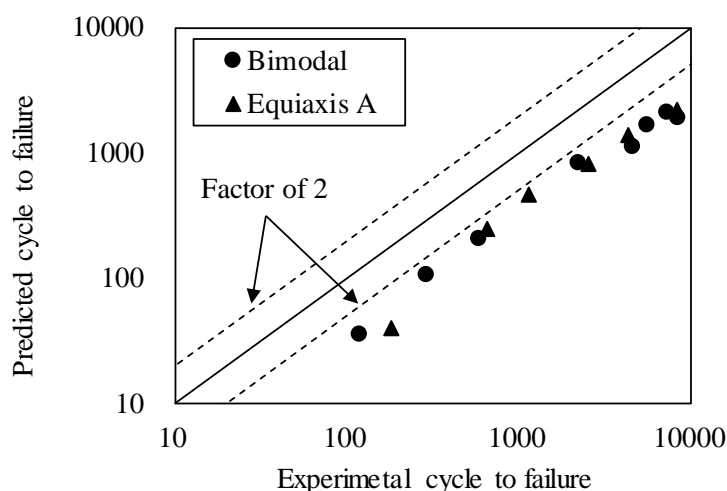


図 6-8  $D_{Total}$  が 0.5 に達する予測サイクルと実際の破断サイクルの関係

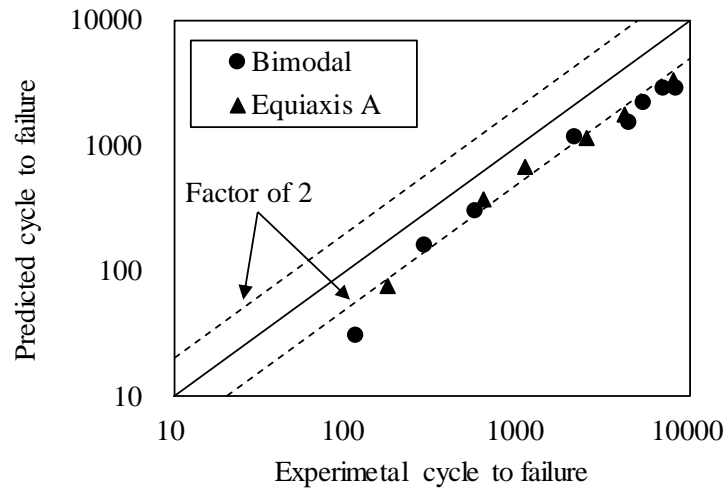


図 6-9  $D_{Total}$  が 0.6 に達する予測サイクルと実際の破断サイクルの関係

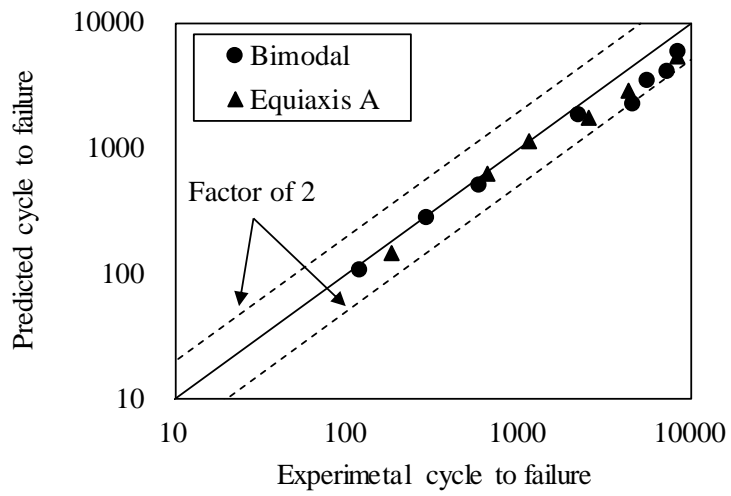


図 6-10  $D_{Total}$  が 0.8 に達する予測サイクルと実際の破断サイクルの関係

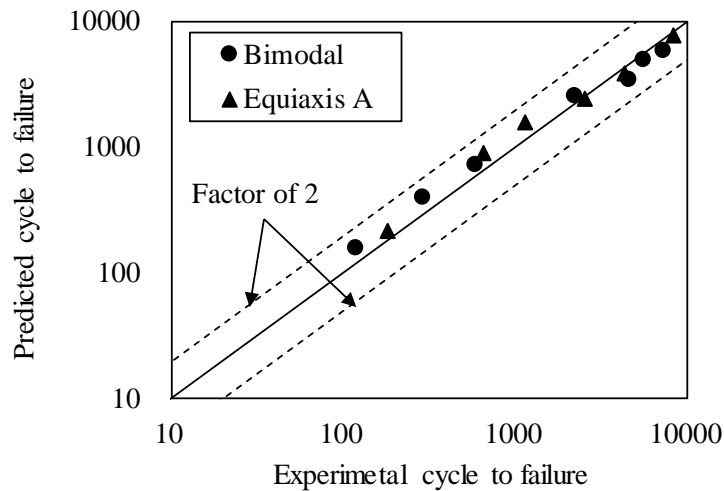


図 6-11  $D_{Total}$  が 1.0 に達する予測サイクルと実際の破断サイクルの関係

単純な寿命低下量によって決まる従来の **Debit** による考え方の場合には、クリープの影響を考慮できておらず、破断サイクルの低下量が最も大きな **CDF** 条件を基準としていた。特に、試験結果として比較的破断サイクルの大きくなる条件、すなわち低応力側および短時間保持といった条件においては、実際の破断サイクルに対して許容サイクルが非常に小さくなってしまふ。一方で、本研究で示したように、クリープの影響、特にクリープひずみの蓄積から損傷度を見積もり、線形累積損傷則をもとにした損傷度評価を行うことで、試験条件ごとの破断サイクルの定義が明確となった。そのことにより、クリープ損傷度を考慮したうえで、許容できる破断サイクルが大きくなった。

したがって、従来は **Design by rule** として、**Debit** による考え方をベースに寿命低下量からのみ許容値の設定がなされていたところ、本研究で提案した手法を用いることで、**Design by analysis** として試験条件に応じた許容値の柔軟な設定が可能となる。

## 6.6 結言

本章では、4章で得られた線形累積損傷則の適用と5章で得られたひずみ予測の結果を用いて寿命予測を行った。1サイクルにおける疲労損傷度とクリープ損傷度をそれぞれ予測し、その線形和から線形累積損傷則としてのCDF損傷度を算出した。CDF損傷度が負荷サイクル数の関数によって表され、適当なCDF損傷度に到達する負荷サイクル数を考察した。

得られた知見を以下に示す。

- LCF破断サイクルを規格化応力の関数によって表現することで、試験応力と負荷サイクル数に応じた疲労損傷度を算出できた。
- 臨界破断延性を定式化し、5章で得られたひずみ予測を用いることで、試験応力および保持時間に対応したクリープ損傷度を負荷サイクル数の関係として定式化することができた。
- 線形累積損傷則として、疲労損傷度とクリープ損傷度の線形和が任意の値になったときの負荷サイクル数と実際の破断サイクルとの関係を検討した。 $D_{Total}=0.5$ とすると、安全率2を乗じた破断サイクルと概ね一致した。一方で、破断とみなす $D_{Total}$ を増加させていくと、 $D_{Total}=0.8$ のときFactor of 2の中で破断サイクルを予測でき、かつ、いずれの予測結果も実際の破断サイクルよりも低サイクルであり安全側の評価となった。 $D_{Total}=1.0$ のときに最も実験値と予測値の差は小さくなった。
- クリープ損傷度を考慮したうえで、各サイクルにおけるCDF損傷度を算出することで、従来の評価よりも許容できる破断サイクルが大きくなった。すなわち、Design by analysisとして試験条件に応じた許容値の柔軟な設定が可能となった。

## 6 章の参考文献

- 6-1) K. Wang, F. Wang, W.-C. Cui, A.-L. Tian: Prediction of cold dwell-fatigue crack growth of titanium alloys, *Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.)*, Vol. 28, No.5, pp. 619-627 (2015).
- 6-2) J. Peng, C-Y. Zhou, Q. Dai, X-H. He: Dwell fatigue and cycle deformation of CP-Ti at ambient temperature, *Materials and Design*, Vol.71, pp.1-16, (2015).
- 6-3) 山本義秋, 河本実: 疲労試験結果における S-N 曲線の数式的表示について, *材料*, Vol.29, No.316, pp.51-56, (1979).
- 6-4) 河本実 : 金属の疲労, 朝倉書店, p.286, (1962).

## 7 章 結論

### 7.1 本研究の成果

Ti 合金の CDF について、破断サイクルの低下に関する研究は多くなされてきたものの、変形挙動の解釈について詳細を議論した報告はほとんどなかった。また、寿命評価・寿命予測に際してクリープ損傷を考慮することは少なく、線形累積損傷則の適用可能性も合わせて検討が望まれていた。そのため、本研究では CDF における変形挙動を解明し定式化することを目的とした。また、線形累積損傷則の適用可能性を検討し、クリープの影響を考慮した変形挙動を組み込むことで、寿命評価方法を構築することも目的とした。

2 章では応力が Ti 合金の CDF 破断サイクルに与える影響を再検証したうえで、ひずみ変化挙動および破壊形態へのクリープの影響を考察した。規格化応力の増加に伴い破断サイクルが増加する傾向は、これまで報告されていた結果と一致し、さらに、マイクロ組織の影響について規格化応力を基準として検討した。その結果、規格化応力で整理すると等軸 $\alpha$ 相と針状 $\alpha$ 相の体積率の影響は無視できること、その一方で、等軸 $\alpha$ 相の粒径はわずかに CDF 寿命へ影響を与えることが明らかとなった。また、CDF 試験後の破断延性は規格化応力に大きく影響を受けており、規格化応力約 0.92 以下から破断延性は急激に減少した。反対に、規格化応力 0.92 以上では CDF の破断延性に大きな変化がなかったことから、破断延性の上限の存在が示唆された。破断延性の応力依存性と破面形態の傾向も一致しており、低応力の破断延性の小さな条件では疲労損傷主体であり、高応力の破断延性の大きな条件ではクリープ損傷主体であった。低応力域と高応力域では微小き裂についても違いがあった。低応力域では微小き裂が寿命比の増加に伴い成長する一方で、高応力域では微小き裂の成長は認められなかった。また、微小き裂は hcp 構造の底面に沿って発生しており、発生しやすい粒の特徴として、 $\{\bar{1}100\}(11\bar{2}0)$ のシュミット因子が低く、かつ、 $\{0001\}(11\bar{2}0)$ のシュミット因子が高いことが挙げられた。さらに、その差分も影響している可能性があった。保持中の非弾性ひずみ変化挙動は一般的な高温クリープにて生じる 1 次クリープ、2 次クリープ、3 次クリープのような領域を描いた。最小ひずみ速度は規格化応力に大きく依存し、応力指数は通常の金属の高温クリープのときと比較して 1 桁以上大きかった。応力の影響としては R 比の検討も行った。R 比の増加に伴い破断サイクルは増加したが、CDF 感受性は大きくなっており、除荷負荷回数増加の影響が考えられた。また、R 比の変化によらず破断延性は一定であった。したがって、破断延性は最大引張応力に依存し、臨界破断延性の存在が示唆された。R 比の増加に伴い最小ひずみ速度は低下し、R=1 となるクリープ試験で最も小さくなった。クリープ変形挙動を基準としたときに、除荷量の程度によって最小クリープ速度を増加させると考えられる。以上のように、2 章では Ti 合金の CDF 特性に与える影響として、破断サイクルだけでなく、延性、破壊形態、ひずみ変化挙動等に関する

知見を得た。

3章ではTi合金のCDF寿命に与える保持時間の影響について、従来よりも広い保持時間の範囲で検証した。加えて、そのときのひずみ変化および破壊形態へのクリープの影響を考察した。保持時間の増加に伴い破断サイクルは単調に減少し、保持時間120s以上でも減少傾向は続いた。加えて、クリープ試験での破断をCDFの1サイクル破断と考えることで、長時間保持による破断サイクル減少の傾向を下限まで確認することができた。破断延性については、保持時間1s~10sまでは増加傾向にあり、保持時間10s以上ではクリープ試験も含めて約17%とほぼ一定の値を示した。このことから、2章のように臨界破断延性の存在が示唆された。また、破面形態の観察結果から、5s以下の短時間保持では疲労損傷が主体であり、10s以上の長時間保持ではクリープ損傷が主体であると推察された。ひずみ変化挙動を比較すると、マクロな変形挙動自体に保持時間の影響は大きくないものの、その蓄積挙動には保持時間の影響が大きいと示唆された。また、最大引張応力一定であるにも関わらず保持時間によって最小ひずみ速度が変化した。クリープ試験における最小ひずみ速度を基底ひずみ速度と仮定すると、保持時間の増加、すなわち除荷負荷回数の増加によって最小ひずみ速度が上昇すると推察される。以上のように、3章では短時間から超長時間領域におよぶ保持時間の検証を行い、破断サイクルの傾向だけでなく、延性、破壊形態、ひずみ変化挙動等に関する知見を得た。

4章では、2章および3章で得られた幅広い試験条件における結果をもとに、これまで高温クリープ疲労のみに適用されていた線形累積損傷則をTi合金のCDFへ適用することを試みた。時間消耗則を用いた場合のCDF損傷度は $D_{Total}=(D_F, D_C) \leq (0.01, 0.003)$ の範囲で安全であると判断された。一方、延性消耗則を用いた場合のCDF損傷度は $D_{Total}=0.6$ の直線で安全と判断される領域を表すことができた。時間消耗則と比較して、延性消耗則では $D_C$ が大きく見積もられているために許容領域が拡大した。言い換えると、時間消耗則ではクリープ損傷を過小評価している可能性があった。この傾向は高温クリープ疲労でも確認されているものである。破断延性の関係を鑑みても、延性を基準とした損傷則の方が実際の破断により則した評価方法であると考えられた。また、延性破壊と脆性破壊を損傷度によって区分することができた。疲労損傷度が0.2以下の領域ではクリープの影響が大きく支配的であった一方で、クリープ損傷の観点からは、 $D_C$ の値が約0.5を境界として破面形態の遷移を定義することができた。これは延性としてのクリープ損傷が0.5以上となるときにクリープの影響が大きく支配的となることを意味する。以上のことから、Ti合金のCDFへの線形累積損傷則の適用は十分に可能であると示された。線形累積損傷則ではクリープ損傷度も考慮されるため、一律に最小の $D_F$ 値を採用する必要がなく、条件によって許容できる $D_F$ 値が変化する。したがって、Design by ruleによる設計基準に相当する従来のDebitによる考え方よりも、より許容できるサイクル数を増加させられる可能性が示された。

延性による評価が実体に則していると考察されたこともあり、5章では、CDF試験の保持中のひずみ変化をクリープ回帰し、変形挙動の考察と試験条件からのひずみ変化挙動の

予測を試みた。回帰式のベースとしては1次クリープと2次クリープを表現する **Blackburn** の式を用いた。CDF 試験の保持中のひずみ変化をフィッティングすることによって **Blackburn** の式に含まれる各係数の値が導出された。得られた各係数と試験条件には相関関係が認められ、係数の予測が可能であると示された。さらに、保持中のひずみ変化挙動の回帰に対しては、特に最小ひずみ速度の影響が非常に大きいことが明らかとなった。ここまでの結果から、CDF 試験における再負荷時の遷移クリープ量は最大引張応力と除荷量によって決まり、その回数の蓄積によって試験全体としての最小ひずみ速度が増加するという仮説が立てられた。この仮説をもとに本研究にて提案された式によって、規格化応力、R 比、保持時間、いずれの条件が変化しても CDF 試験の保持中のひずみ変化挙動における最小ひずみ速度を高精度で予測することができた。最終的には、試験条件をもとに、**Blackburn** の式をベースとした CDF 試験の保持中のひずみ変化を定式化し、その回帰が可能となった。2 次クリープ領域までのひずみ変化挙動について、いずれの条件においても 1%以内の精度で予測できた。

6 章では、4 章で得られた線形累積損傷則の適用と 5 章で得られたひずみ予測式を用いて寿命予測を行った。1 サイクルにおける疲労損傷度とクリープ損傷度をそれぞれ予測し、その線形和から線形累積損傷則としての CDF 損傷度を算出した。CDF 損傷度が負荷サイクル数の関数によって表され、任意の CDF 損傷度に到達するサイクル数を考察した。まず、基準となる LCF 破断サイクルと臨界破断延性の定式化を試みた。LCF 破断サイクルと臨界破断延性はいずれも規格化応力の関数によって表され、定式化することができた。これにより、疲労損傷度とクリープ損傷度をそれぞれサイクル数の関数として表されることを示した。線形累積損傷則として、疲労損傷度とクリープ損傷度の線形和が任意の値になったときのサイクル数と実際の破断サイクルとの関係を検討したところ、 $D_{Total}=0.5$  とすると、安全率 2 を乗じた破断サイクルと概ね一致した。破断とみなす  $D_{Total}$  を増加させていくと、 $D_{Total}=0.8$  のとき Factor of 2 の中で破断サイクルを予測でき、かつ、いずれの予測結果も実際の破断サイクルよりも低サイクルであり安全側の評価となった。 $D_{Total}=1.0$  のときに最も実験値と予測値の差は小さくなった。以上のことから、クリープ損傷度を考慮したうえで各サイクルにおける CDF 損傷度を算出することで、従来の評価よりも許容できる破断サイクルが大きくなった。すなわち、Design by analysis として試験条件に応じた許容値の柔軟な設定が可能となった。

以上のように、本研究では CDF 特性に与える応力と保持時間について、従来よりも広い幅で検証を行った。その結果、破面形態の遷移、ひずみ変化について知見を得た。それらを踏まえたうえで、線形累積損傷則の適用を試みたところ、特に延性消耗則による評価において実態に即した寿命評価ができている可能性を示した。さらに、**Blackburn** の式をベースとして本研究によって提案された変形挙動の定式化によって、試験条件からひずみ変化を予測できるようになった。さらに、線形累積損傷則の考え方とひずみ予測を組み合わせることで、クリープ損傷を考慮した寿命予測を可能とした。本研究にて提案した手法で

は、従来の考え方よりも試験条件に応じた柔軟な寿命評価ができるようになり、幅広く実用的な適用が期待できる。

## 7.2 今後の課題

本研究においては、マイクロ組織も含めた応力ならびに保持時間の影響を検討したうえで、Blackburn の式をベースとしたひずみ変化の予測式を構築し、線形累積損傷則を用いて寿命評価を行った。すなわち、Ti 合金の CDF に対して、クリープの影響を加味した変形挙動の回帰と線形累積損傷則による寿命評価に関して基礎となる知見を得た。以上の結果を踏まえ、今後の課題を挙げる。

一つはより低応力域の検討である。規格化応力 0.85 が本研究における最低応力であるが、より低応力側の検討も大きな意味を持つ。規格化応力のさらなる低下に伴い、クリープの影響および破断延性も一層減少すると考えられる。現状では Blackburn の式をベースとしているが、低応力域では Blackburn の式よりも適したベース式の検討も求められる可能性がある。例えば対数クリープの式などが低応力域でのクリープ変形によく一致すると予想される。また、破断延性の著しい減少によって、延性消耗則による評価が有効とならない懸念もある。本研究にて実施した規格化応力 0.85 の低応力 CDF 試験においては、破面形態はき裂進展主体の破壊形態を示したが、ひずみ変化挙動の回帰や寿命評価には特段影響しなかった。しかしながら、さらに低応力域となり、より疲労損傷主体となったときに、本研究における提案が適用できるかどうかは検討の余地がある。ただし、低応力域における CDF 試験は膨大な時間を要するため注意が必要である。

もう一つは、より詳細なマイクロ組織の検討である。例えば、①結晶粒径の影響、②全面針状 $\alpha$ 相とした場合の影響、③集合組織の影響については、ひずみ予測式および寿命評価に対して大きく寄与する可能性がある。結晶粒径に関しては、本研究においても Equiaxis A 材と Equiaxis B 材の検討はなされたものの、より明確に粒径の変化した場合の傾向を明らかにする必要がある。それに付随して、全面針状 $\alpha$ 相としたときの影響も検討の余地がある。全面針状 $\alpha$ 相とする際には $\beta$ 変態点を超える熱処理を行わなければならない、粒径も急激に粗大となる。100 $\mu\text{m}$  以上の粒径になることが予想され、粒径の寄与度と全面針状 $\alpha$ 相であることの影響をそれぞれ考える必要がある。以上のようなマイクロ組織の影響は、最小ひずみ速度にも寄与すると考えられ、組織因子を追加することも視野に入れなければいけない。また、集合組織の影響としては、1章でも述べたように MTR (Micro texture Region) と呼ばれる局所的な集合組織が極端な寿命低下をもたらす可能性を有する。特に低応力域では、MTR 部分にて大規模なファセットを生じてき裂進展を促進させて、短寿命化につながる懸念がある。したがって、MTR 強度を寿命評価に組み込むことも可能性として考えなければならない。ただし、MTR 強度の測定および定義もまた重要であるため、並行して検討を進めなければならない。

最後に、負荷制御モードの検討についても課題として挙げる。このことは高温クリープ疲労現象への応用にもつながると考えられる。本研究をはじめ、CDF ではほとんどが荷重

制御による引張応力保持試験である。一方で、高温クリープ疲労に関しては、ひずみ制御による引張ひずみ保持試験が大多数を占める。適用部材への負荷モードの違いにもよるため、このような違いが生じている。図 1-5 に示したように、高温クリープ疲労では温度、平均応力、負荷振幅の 3 要素が複雑に作用している。一方で、CDF では温度の影響がなく、平均応力と負荷振幅のみが作用する。すなわち、CDF では力学的作用のみを扱える点で高温クリープ疲労よりも現象理解が容易である。CDF において得られた知見を高温クリープ疲労へ展開することで、高温クリープ疲労現象に与える影響のうち、①平均応力と負荷振幅の影響と②温度の影響を区別できることが期待される。温度の影響を区別し抽出できた場合には、力学的作用としての材料力学の観点とマイクロ組織変化等の材料組織学の観点にわけて、それぞれの学術分野からのより深い考察が適用できると考えられる。具体的には、ひずみ制御での CDF 試験を実施し、そのときの疲労損傷度とクリープ損傷度の蓄積挙動を検証する。これを高温クリープ疲労における疲労損傷度とクリープ損傷度の蓄積と比較し、温度の影響を区別できると考えられる。ただし、クリープ変形機構は温度と応力によって変化する可能性があるため、領域図を確認したうえで考慮に入れる必要もある。以上のように、CDF における負荷制御モードの検討は、複雑な高温クリープ疲労現象の理解にも大きく貢献すると考えられる。

本研究におけるクリープ変形を加味した変形挙動の再現と寿命評価手法が考え方の基本となり得る一方で、今後、上記のような詳細検討を加えていくことで、より高精度な寿命評価および高温クリープ疲労現象の理解につながることを期待される。

## 関連業績

### 本研究に関連する発表論文

1. 大田祐太郎, 久布白圭司, 山崎泰広 : Ti-6Al-4V 合金の Cold-Dwell-Fatigue における長時間保持の影響, 材料, 69 巻, 8 号, pp.599-604 (2020 年 8 月)
2. 大田祐太郎, 久布白圭司, 山崎泰広 : Ti-6Al-4V の Cold Dwell Fatigue に対する線形累積損傷則による寿命評価, 材料, 70 巻, 1 号, pp. 35-40 (2021 年 1 月)
3. 大田祐太郎, 久布白圭司, 山崎泰広 : Ti-6Al-4V の Cold Dwell Fatigue 特性および寿命評価に与える試験応力とマイクロ組織の影響, 材料, 70 巻, 4 号, pp.323-329 (2021 年, 4 月)

上記に加え, 今後以下の論文の投稿を予定している (2021 年 7 月現在)

1. Y. Ota, K. Kubushiro, Y. Yamazaki: The life evaluation by linear cumulative damage rule for Cold Dwell Fatigue of Ti-6Al-4V alloy, Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures.

### 本研究に関連する講演発表

1. Y. Ota, T. Ozaki, K. Kubushiro: The rupture life prediction in cold dwell fatigue of Ti-6Al-4V based on the creep deformation, MATEC Web Conf. Vol. 321, 11071, (October 2020), The 14th World Conference on Titanium (Ti 2019), (France)
2. 大田祐太郎, 山崎泰広 : Ti 合金の Cold Dwell Fatigue 特性に与える保持時間の影響, 第 57 回高温強度シンポジウム (ベストプレゼンテーション賞), (仙台)
3. 大田祐太郎, 山崎泰広 : Ti-6Al-4V の Cold-Dwell-Fatigue 特性と保持中のクリープ変形に及ぼす最大引張応力の影響, 日本材料学会第 69 期学術講演会, (オンライン)
4. 大田祐太郎, 山崎泰広 : Ti-6Al-4V の Cold-Dwell-Fatigue 試験における変形回帰, 第 58 回高温強度シンポジウム, (和歌山/オンライン)
5. 大田祐太郎, 山崎泰広 : Ti-6Al-4V の Cold Dwell Fatigue に対する線形累積損傷則による寿命評価, 日本材料学会第 70 期学術講演会, (オンライン)

## その他の著者による発表論文

1. Y. Yamazaki, R. Sugaya, U. Kobayashi, Y. Ohta: Effects of thermal cycling and microstructure on the fatigue crack propagation in forged titanium–aluminide alloys under thermomechanical fatigue conditions, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 797, 140248 (October 2020)
2. S. Yamasaki, M. Deguchi, M. Mitsuhashi, H. Nakashima, Y. Ota, K. Kubushiro: Evaluation of depth of dislocation visibility in SEM electron channeling contrast imaging in Ti 6Al 4V alloy using serial sectioning method, *Microscopy*, dfaa060, (October 2020)
3. 出口 岬, 山崎 重人, 光原 昌寿, 中島 英治, 大田 祐太郎: Ti-6Al-4V 合金における室温クリーブ中の転位の運動様式と変形組織の発達過程, *軽金属*, 70 巻, 9 号 p. 405-414 (2020, 9 月)
4. [Poster presentation] T. Ozaki, Y. Ota, K. Kubushiro, K. Sano: The fracture behavior transitions in cold dwell fatigue of Ti-6Al-4V, *MATEC Web Conf.* Vol. 321, 11085, (October 2020), The 14th World Conference on Titanium (Ti 2019)

## 謝辞

本研究を遂行し、各種発表・学位論文のまとめを行うにあたり、多くのご支援とご指導をいただきました指導教員の千葉大学大学院融合理工学府 山崎泰広 准教授に心より感謝いたします。また、山崎研究室の学部および修士課程の皆様におかれましても、社会人の身である私を温かく迎え入れて下さり誠にありがとうございました。

また、本論文の作成にあたり、審査も含めご助言を賜りました、千葉大学大学院融合理工学府 糸井貴臣 教授，魯云 教授，平島岳夫 教授に感謝申し上げます。

本研究の遂行ならびに論文作成の機会を与えて頂きました株式会社 IHI 技術開発本部材料研究部（入学当時名称）部長 佐藤彰洋 博士，同グループ長 遊佐覚 氏にも御礼申し上げます。加えて、株式会社 IHI（現 IHI ASIA PACIFIC(Thailand) Co., Ltd 所属）の久布白圭司 博士には、投稿論文作成の際に数多くのご助言を頂きまして心より御礼申し上げます。

最後に、金銭的な面でも時間的な面でも我慢を強いることが多い中、理解をもって献身的にサポートしてくれた妻 はるかに深く感謝いたします。

2021年8月  
大田祐太朗