

博士論文

損傷力学に基づくニオブ合金材の機械特性モデリングと
クリープ疲労解析

升岡 正

損傷力学に基づくニオブ合金材の機械特性モデリングと
クリープ疲労解析

指導教員 都井裕 教授

平成 27 年 12 月

東京大学大学院 工学系研究科 システム創成学専攻

升岡 正

はしがき

本研究は、著者が東京大学大学院工学系研究科システム創成学専攻博士課程在学中(2012年10月から2016年3月まで)に、東京大学生産技術研究所機械・生体系部門の都井裕教授の指導のもとに行ったものである。

本文中における式番号，図表番号および参考文献番号は各章ごとに定義している。なお，図表および参考文献の一覧は本論文の末尾に掲載している。

2015年12月

目 次

第 1 章 序 論	1
1.1 研究の背景	2
1.2 研究の目的	3
1.3 研究の概要	5
第 2 章 損傷力学モデルの定式化	8
2.1 はじめに	9
2.2 二液式スラストおよびニオブ合金材について	9
2.3 連続体損傷力学に基づく構成方程式	12
2.3.1 連続体損傷力学の概要	12
2.3.2 弾性構成方程式	15
2.3.3 塑性構成方程式	16
2.3.4 クリープ構成方程式	17
2.3.5 損傷発展方程式	17
2.4 まとめ	19
第 3 章 ニオブ合金材の低サイクル疲労寿命評価	21
3.1 はじめに	22
3.2 試験方法および試験装置	22
3.3 試験片	24

3.4	静的引張試験結果および機械特性同定	26
3.4.1	静的引張試験結果および機械特性同定	26
3.4.2	材料定数同定手順について	29
3.4.3	損傷進展評価	31
3.5	低サイクル疲労試験結果および疲労寿命解析	36
3.5.1	材料定数同定および検証	36
3.5.2	損傷進展評価	43
3.5.3	破断面観察結果および解析結果との対応について	46
3.5.4	低サイクル疲労寿命評価	49
3.6	まとめ	50
第 4 章	ニオブ合金材のクリープ疲労寿命評価	52
4.1	はじめに	53
4.2	試験方法および試験装置	53
4.3	試験片	57
4.4	超高温環境における材料試験結果および機械特性同定	59
4.4.1	クリープ試験	59
4.4.2	静的引張試験	62
4.4.3	破断面観察	68
4.5	クリープ疲労試験結果およびクリープ疲労寿命解析	75
4.5.1	クリープ疲労試験結果およびクリープ疲労解析	75
4.5.2	損傷進展評価	78
4.5.3	クリープ疲労寿命評価	80
4.6	まとめ	83

第 5 章 衛星用スラスタ燃焼器のクリープ疲労解析	86
5.1 はじめに	87
5.2 小推力二液式スラスタについて	87
5.3 部分連成解析について	89
5.4 材料定数の温度依存性	94
5.5 衛星用スラスタ燃焼器のクリープ疲労解析	99
5.5.1 連続噴射条件	99
5.5.2 パルス噴射条件	112
5.5.3 小推力二液式スラスタのクリープ疲労寿命評価	116
5.6 まとめ	120
第 6 章 結 論	123
図表リスト	129
参考文献	135
本研究に関する発表実績	142
謝辞	144

第 1 章

序 論

- 1.1 研究の背景
- 1.2 研究の目的
- 1.3 研究の概要

1.1 研究の背景

静止衛星や宇宙ステーション補給機等の軌道変換および姿勢制御に使用される二液式スラスタの燃焼器に対し、スラスタに対する高性能、長寿命化および高信頼性への要求から、従来品より耐熱温度が高く長寿命な材料の適用が進んでいる。燃焼器には従来から表面にシリサイドコーティングを施したニオブ合金材 (C103) [1]が広く使用されているが、欧米では超耐熱合金としてイリジウム/レニウム[2]や白金ロジウム[3]を使用したスラスタがすでに市場に投入されている。国内においても、窒化珪素系セラミクスを使用したスラスタ[4]が実用化されている他、JAXAでは従来のニオブ合金材の表面に耐熱性および耐酸化性を向上させた新しいコーティング[5]を使用したスラスタの開発が進められている。このような超高温環境で長時間使用されるスラスタ燃焼器について、設計段階から寿命を精度よく予測する手法に対する期待は大きい。

スラスタに使用される燃焼器の損傷として想定される、クリープ、疲労を含む材料の弾粘塑性現象を材料内部に発生する損傷や破壊と関連付ける力学体系として、連続体損傷力学[6] [7] (以下、損傷力学と称する) は高いポテンシャルを有している。しかし、構成方程式自体が複雑である点やそれらに使用しようされている複数の材料定数値の同定方法が困難かつ明瞭でないため、実際の工業機器の設計および有限要素法等の構造解析の現場において実用的に使用されているとは言い難い状況である[8]。これは、材料定数値が十分に準備されておらず、実験的な検証が不十分なことも理由の一つとして考えられ、日常的な設計時における解析ツールとして使用されるには課題が多く、しばらくの時間を要すると予測される。

損傷力学に関する既往研究について、金属材料への損傷力学モデルの適用に関しては、Bonora [9] が鉄やアルミ等の複数の合金材について、延性損傷の発展形態を豊富な実験データとともに詳細に報告している。金属材料の高サイクル疲労の損傷については、Lemaitre ら [10]により弾性損傷におけるマイクロ損傷を表現するために Two-Scale Model に基づく定式化により疲労寿命を精度よく解析する手法について詳細な検討が報告されている。

金属材料の高温環境におけるクリープおよびクリープ疲労損傷について損傷力学を適用した研究については、Dunne ら[11]が温度範囲 20-500°Cにおける鋳銅への適用例や、Sermage ら[12]による多軸クリープ疲労損傷への拡張とクロ

第1章 序論

ムモリブデン鋼への適用例がある。また、他の工業用機器材料への適用については、岡ら[13][14]によりディーゼル機関の部品等に使用されるねずみ鋳鉄材について、損傷力学に基づく定式化とクリープ疲労寿命予測が行われている。しかし、著者らの知る限り、二液式スラスタ燃焼器のような超高温環境である1000℃以上の温度で使用される耐熱材料に損傷力学を適用した研究は行われていない。

二液式スラスタ燃焼器の寿命評価手法として、従来は損傷を考慮しない構造解析を実施し、その応力-ひずみ履歴から疲労であれば疲労寿命曲線、クリープであればクリープ寿命曲線等により個別に寿命を評価して要求を満たすか確認する手法が一般的である。しかし、このような評価手法では、各損傷モードの相互作用とその寄与度、損傷による応力再配分を評価できないという問題がある。また、最終的にはミッションおよび衛星システム側の要求を満足しているか評価するために、一般的に地上での長秒時燃焼試験等が行われている。しかし、これらの実施には大量の燃料および酸化剤を使用する他、設備に対して占有期間が長く大きな負荷もかかるため、多大な費用をかけて実施しているのが現状である。さらに、コストおよびスケジュールの制約から、必要な条件を振った寿命評価ができないという問題がある。

1.2 研究の目的

本研究では、二液式スラスタの寿命評価で重要となる燃焼器について、設計段階から解析によって精度よく寿命を予測する手法を確立することを目的とする。二液式スラスタの寿命評価に損傷力学を用いることで、想定される各損傷モードの相互作用やその寄与度、損傷による応力再配分を評価可能な手法を確立する。対象材料は、現在の二液式スラスタに広く使用されているニオブ合金(C103)とする。現状、ニオブ合金を使用した二液式スラスタの寿命は、ニオブ合金製燃焼器の表面に施された耐酸化用のシリサイドコーティング[15]の寿命で決定されるが、より高い耐熱性をもつコーティングがJAXAにおいて開発中である[5]。新コーティングが適用された場合、スラスタ燃焼器の使用温度環境が1250℃から1500℃まで引き上げられることが想定される。このような場合、表面の耐酸化コーティングの寿命が要求を満たしたとしても、基材であるニオブ合金製燃焼器が寿命の律速となる可能性が発生する。よって、1250℃

第1章 序論

から 1500°Cへの使用温度環境の上昇によるニオブ合金材の寿命への影響を評価する手法が求められている。

このような状況から本論文では、以下の3点を目的として研究を進める。

(1) ニオブ合金材の低サイクル疲労寿命評価

損傷力学をニオブ合金材に適用した研究は、著者らの知る限りこれまで行われていない。さらには、ニオブ合金材(C103)の応力・ひずみ曲線などの機械特性データについて詳述された文献もないのが現状である。二液式スラスタ燃焼器の使用温度範囲は、燃焼の始動から停止までを考慮すれば室温レベルから超高温環境まで幅広いため、室温での機械特性も把握すべきデータとなる。さらには、室温環境における機械特性データはニオブ合金材の基礎的な特性を把握するためにも重要である。そこで本研究では、まずは室温における静的引張試験および低サイクル疲労試験を実施し、得られた実験データを利用してこれを精度よく再現する構成方程式モデルの定式化および構成式に使用される材料定数の同定を行なう。さらに、低サイクル疲労試験についてはひずみ振幅の異なる2種類の試験を実施し、1つの試験結果について応力・ひずみ曲線を良好に再現する材料定数を同定する。次に、同定した材料定数をそのまま用いて、残りの試験について同様の解析を実施し、応力・ひずみ曲線、損傷進展曲線および疲労寿命について実験結果と解析結果を比較することで、損傷力学モデルで使用される構成方程式および同定された材料定数値の妥当性があるか評価する。さらに、各機械特性試験後に試験片の破面観察を実施し、破面と解析から得られる損傷変数との対応について評価することで物理現象を確認する。

(2) ニオブ合金材のクリープ疲労寿命評価

著者の知る限り、使用環境が1000°Cを超えるような超耐熱性を有する材料に損傷力学が適用された事例はない。さらに、ニオブ合金材について温度環境が1500°Cの条件での機械特性に関する研究事例はクリープ等の一部のデータを除けば見当たらないのが現状である。そこで本研

第1章 序論

究では、ニオブ合金材について低サイクル疲労寿命評価で得た損傷力学モデルを、1000°C以上の超高温環境で顕著になることが予想されるクリープ損傷変形を考慮したモデルへ拡張する。スラスタの高性能化への要求を踏まえ、使用温度環境を従来よりも高い 1500°Cと想定し、クリープ試験、静的引張試験およびクリープ疲労試験を実施しデータを取得する。クリープ試験および静的引張試験については、これを精度よく再現する構成方程式の定式化および使用される材料定数の同定を行う。さらに、同定した材料定数をそのまま用いて、実施したクリープ疲労試験と同様のクリープ疲労解析を実施し、実験結果と解析結果を比較することで、損傷力学モデルで使用される構成方程式および材料定数の妥当性を評価する。さらに、クリープ疲労試験後に試験片の破面観察を実施し、破面と解析から得られる損傷変数との対応について評価することで、物理現象との対応を確認する。

(3) 衛星用スラスタ燃焼器のクリープ疲労解析

前述の室温および超高温環境の試験および解析から得られた損傷力学モデルを衛星用二液式スラスタ燃焼器へ適用し、クリープ疲労解析を行う手法について検討する。本研究では解析の対象として、姿勢制御としてパルス噴射、軌道変換エンジンのバックアップとして連続噴射など多様な噴射モードを要求される 22N 級小推力二液式スラスタを選択し解析を実施する。解析手法として、数十万回の作動寿命を評価できる方法について検討を行う。

1.3 研究の概要

本論文は6章で構成されており、以下に各章の概要を示す。

1章

本研究の背景と既往研究について述べ、目的および概要について示す。

2章

本研究の対象である二液式スラスタの特徴と作動原理について説明する。ま

第1章 序論

た、対象材料となるニオブ合金材（C103）に関して概要を説明する。さらに、本研究で用いる損傷力学について学術的な概略と専門用語について説明を述べ、ニオブ合金に対し損傷力学を適用する際に使用および導出した構成方程式について示す。

3章

本章では、室温環境における機械特性試験およびこれに対応する損傷力学を用いた解析について具体的に示す。機械特性試験として実施した静的引張試験および低サイクル疲労試験について、まず使用した試験片および試験方法について述べる。また、構成方程式の定式化および使用される材料定数の同定結果について、材料定数同定の過程を含め論じる。本章最後には、得られた損傷力学モデルを低サイクル疲労解析に適用し、実験および解析で得られた損傷および寿命について比較・評価を行う。また、試験片破断面と解析結果との関係を考察し、物理現象との対応について評価を行う。

4章

本章では、1500°Cの超高温環境に対応する機械特性試験およびクリープ疲労解析について示す。機械特性試験として実施した、1500°Cの環境におけるクリープ試験、静的引張試験およびクリープ疲労試験について、使用した試験片および試験方法について述べる。また、構成方程式の定式化および使用される材料定数の同定結果について、材料定数同定の過程を含め論じる。本章最後には、得られた損傷力学モデルをクリープ疲労解析に適用し、試験片破断面との対応関係を含め実験および解析で得られた損傷および寿命について比較・評価を行う。

5章

室温および1500°Cの環境で得た損傷力学モデルをベースとした、衛星用二液式スラスタ燃焼器のクリープ疲労解析手法について示す。まず、本解析で用いる部分連成解析の適用範囲について評価するために、評価としてシンプルな応力範囲:0-90MPa の試験結果を元にクリープ疲労解析を実施する。次に、700°Cの静的引張試験および977°Cのクリープ試験について材料定数を同定し、構成方程式で使用される材料定数の温度依存性について評価する。本章後半では、

第1章 序論

スラスタの連続噴射時およびパルス噴射時におけるスラスタ燃焼器の三次元熱伝導-弾粘塑性解析の有限要素解析およびポスト処理による三次元弾粘塑性損傷解析を実施するとともに、スラスタの噴射モードおよび燃焼器温度の寿命への影響を評価する。

6章

本論文のまとめを示す。損傷力学をニオブ合金への適用する有用性や課題などについて再度考察し、今後の展望について述べる。

第 2 章

損傷力学モデルの定式化

- 2.1 はじめに
- 2.2 二液式スラスタおよびニオブ合金材について
- 2.3 連続体損傷力学に基づく構成方程式
 - 2.3.1 連続体損傷力学の概要
 - 2.3.2 弾性構成方程式
 - 2.3.3 塑性構成方程式
 - 2.3.4 クリープ構成方程式
 - 2.3.5 損傷発展方程式
- 2.4 まとめ

2.1 はじめに

宇宙機の軌道変換および姿勢制御に使用される二液式スラスタは、自己着火性を持つ燃料と酸化剤を混合し、燃焼ガスを噴射して推力を得る機器である。また、本研究で対象としているニオブ合金材は二液式スラスタの構成部品の中で最も高温となる燃焼器に用いられている材料である。本章ではこれら原理や特徴について述べる。次に、本論文の主要項目である損傷力学についてその概要を述べる。損傷力学において重要な、代表体積要素とひずみ等価性仮説を中心に説明しこれらと物理現象の対応について述べる。さらに、損傷力学をニオブ合金材に適用した構成方程式について示す。

2.2 二液式スラスタおよびニオブ合金材について

現在、実用化されているスラスタは大きく化学推進と電気推進の2種類に分類され[1]、化学推進によるスラスタには高圧の窒素ガス等を噴射するコールドガススラスタ、ヒドラジンを触媒で分解してガスを発生し推力を得る一液式スラスタ、固体燃焼を使用する固体ロケットモーター、そして本研究が対象とする二液式スラスタなどが主流である[2]。

二液式スラスタが使用されている宇宙機器の一例として、図 2-1 に宇宙ステーション補給機こうのとり (HTV3 号機) [3]および使用されている推力 500N 級国産スラスタ[4]の写真を示す。二液式スラスタには推力に関していくつかの種類があり、こうのとりでは軌道変換用に推力 500N 級スラスタ(Main thruster)、姿勢制御用に推力 120N 級スラスタ(RCS thruster)が用いられているが、通信衛星等の静止衛星では軌道変換用に推力 500N 級スラスタ、姿勢制御には小推力の 20 あるいは 10N 級スラスタが使用されるのが一般的である。低軌道の地球観測衛星等の姿勢制御にはさらに推力が小さい 1 もしくは 4N の一液式スラスタが用いられている。

本研究で対象とする二液式スラスタは主に燃料および酸化剤を噴射・混合する噴射器(Injector)、燃焼反応を発生させ燃焼ガスを収縮・膨張により増速させる燃焼器(Combustion Chamber)および燃焼ガスを燃焼器からさらに膨張・増速させるノズル(Nozzle)で構成される。二液式スラスタの模式図を図 2-2 に示す。二液式スラスタは一般的に自己着火性をもつ燃料(Fuel)と酸化剤(Oxidizer)を混合

して燃焼ガスを放出し推力を発生させる[5]。燃料には主にヒドラジン(N_2H_4)あるいはモノメチルヒドラジン (MMH: Monomethylhydrazine) が用いられ、酸化剤には四酸化二窒素(N_2O_4)に 3wt% の一酸化窒素を含有する MON-3 が用いられる[2]。燃料の一部は燃焼器壁面に噴射され冷却 (フィルム冷却) に使用される。フィルム冷却で使用される燃料は、最終的には燃焼器断面の面積が最も小さくなるスロート付近ではすべて燃焼し燃焼ガスとして噴射される。燃焼器壁面温度は、燃焼ガスやフィルム冷却による影響を大きく受ける。燃焼ガスにより燃焼器壁面に流入する熱流束が軸方向に温度分布を持つことや、フィルム冷却により噴射器付近が冷却されるなどの影響により、壁面温度は噴射器側からノズル側まで軸方向におよそ 300~1300°C の広範囲で分布を持つ。また、スラスタの始動から停止に至る過程を繰り返すことで、燃焼器壁面には熱サイクルによる負荷がかかる。さらに、燃焼ガスの圧力の影響により燃焼器内壁には内圧が付加される環境となる。

表 2-1 に二液式スラスタ燃焼器の材料として広く使用されているニオブ合金 (C103) の化学組成を示す。本材料の特徴として、ニオブ(Nb)に 10%のハフニウム(Hf)が添加されており、純ニオブより機械加工性が向上している。本材料は融点が約 2350°C と高く耐熱性に優れるため、二液式スラスタ燃焼器のような超高温環境で使用されている。しかし、本材料は耐酸化性が低いという特徴がある。このため、スラスタ燃焼器として使用される場合は、表面に厚さ 100 μ m のシリサイドコーティング[6]が施工され耐酸化性を向上させている。現在 JAXA では、従来のシリサイドコーティングに対し、耐熱性を向上させたレニウムをベースとしたコーティング[7]の適用を検討している。従来の二液式スラスタであれば、スラスタ燃焼器の寿命はシリサイドコーティングで律速されるが、新しいコーティングが適用されることにより、寿命の向上が期待できる。しかし、性能向上を目的として新しいコーティングを適用するため、使用温度が 1500°C 程度に上昇させることが検討されており、この場合には燃焼器の基材であるニオブ合金が寿命の評定となるため、これらの寿命を予測する手法が期待されている。

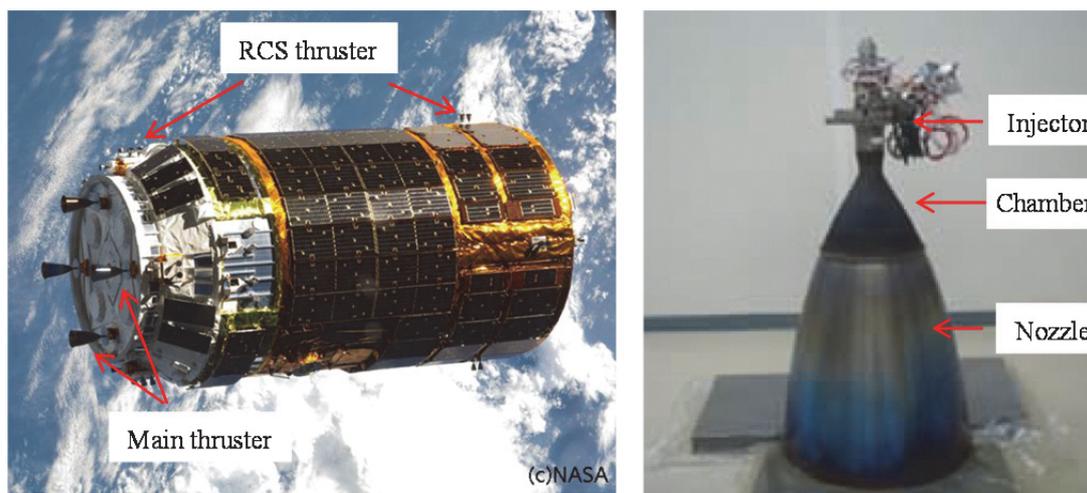


図 2-1 宇宙ステーション補給機こうのとり (HTV3 号機, 図左, (C)NASA/JAXA) [3]および使用されている推力 500N 級国産スラスタ (図右) [4]の写真 ((C)JAXA)

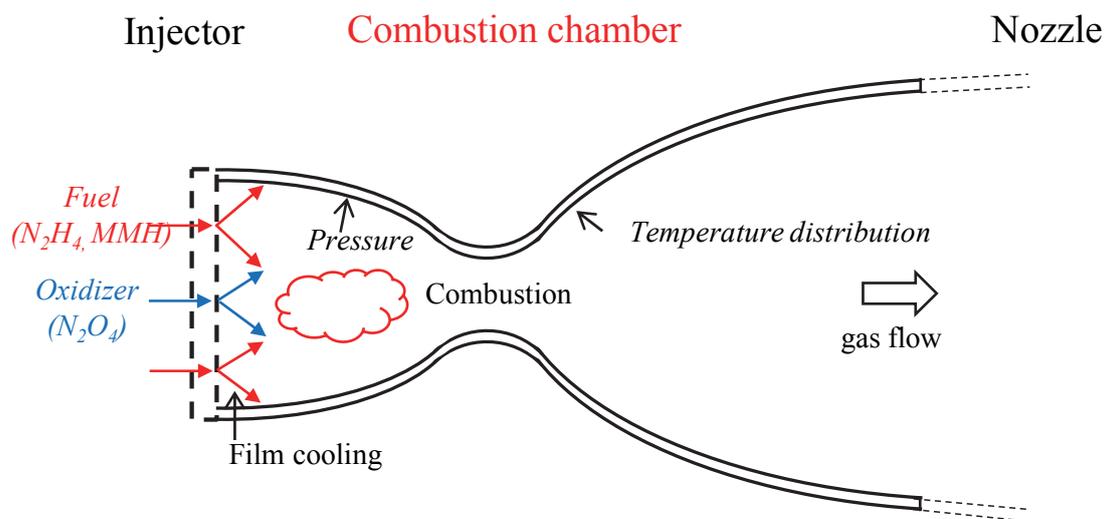


図 2-2 二液式スラスタの模式図

表 2-1 ニオブ合金 (C103) の化学組成[%]

Nb	Hf	Ti	Zr	Ta
Bal.	10	1.2	0.4	0.1

2.3 連続体損傷力学に基づく構成方程式

2.3.1 連続体損傷力学の概要

連続体損傷力学（以下，損傷力学）は，マイクロクラックやマイクロボイド等の微視的の発生・成長とその力学的効果を損傷の程度を表す状態変数である損傷変数を導入することにより，連続体近似の枠組みの中で考慮する力学理論である[8]．損傷力学が対象とする微視的損傷の物理的メカニズムとしては，金属の場合であれば以下のような例が挙げられる[9]．

- ① 塑性変形の進行によって引き起こされるマイクロボイドの発達
- ② クリープ変形による結晶粒界上あるいは粒界三重点におけるマイクロクラックあるいはマイクロボイドの発生・発達
- ③ 荷重の繰り返し（疲労）による，材料内の局所的な粒内すべりの発生とそれに伴うすべりの集積やすべり面分離によるマイクロクラックの成長

このような微視的損傷について，ある領域の範囲内で十分な数が含まれ，その力学的効果が均質であるとみなせるとき，その最小限の体積要素を代表体積要素（RVE: Representative Volume Element）と呼ぶ．損傷力学はこの代表体積要素を扱う範囲でのみ精度の高い解析が可能となる．

例として，固体中の任意点 M に，図 2-3 に示すような微小な立方体の代表体積要素を考える．ある方向ベクトルを \vec{n} としたとき，それに対する代表体積要素の断面積 δS を，その断面積内に発生している損傷の面積を δS_D とすれば，損傷変数 D は次のように定義される[8][10]．

$$D(M, \vec{n}) = \frac{\delta S}{\delta S_D} \quad (2.1)$$

この定義により、次式が成立することは自明である。

$$0 \leq D \leq 1 \quad (2.2)$$

すなわち、損傷変数は理論上 0 以上 1 以下の値を取る。

損傷変数の方向依存性を考慮する場合は、式 (2.1) の $D(M, \vec{n})$ はテンソル変数として扱う必要がある。このような損傷理論を異方性理論と呼び、損傷変数を位置のみに依存するスカラー変数として扱う損傷理論を等方性理論と呼ぶ。

さらにモデルを簡略化し、図 2-4 に示すような断面積 S の丸棒が荷重 F で単軸引張荷重を受け、損傷面積が S_D である損傷体を仮定する。このとき、損傷変数は次式のようにになる。

$$D = \frac{S_D}{S} \quad (2.3)$$

この断面における通常の応力（公称応力）は次式により定義される。

$$\sigma = \frac{F}{S} \quad (2.4)$$

さらに、断面積 S のうち損傷していない実質部における応力は次式のように計算される。

$$\bar{\sigma} = \frac{F}{S - S_D} = \frac{F}{S(1 - \frac{S_D}{S})} = \frac{F}{S(1 - D)} = \frac{\sigma}{1 - D} \quad (2.5)$$

このように定義される応力 $\bar{\sigma}$ を有効応力と呼ぶ。

損傷を考慮した構成方程式を導く際の指針として、「損傷材料に対する構成方程式は、非損傷材の構成方程式における応力を有効応力に置換することにより導かれる」という仮説が用いられる。この仮説は、ひずみ等価性仮説と呼ばれる。

すなわち、非損傷材の構成方程式が、

$$\varepsilon = f(\sigma, \dots) \quad (2.6)$$

と与えられるとき、損傷材料の構成方程式は

$$\varepsilon = f(\bar{\sigma}, \dots) \quad (2.7)$$

と導かれる。

本章で示す構成方程式は、このひずみ等価性仮説を前提とし導出される。

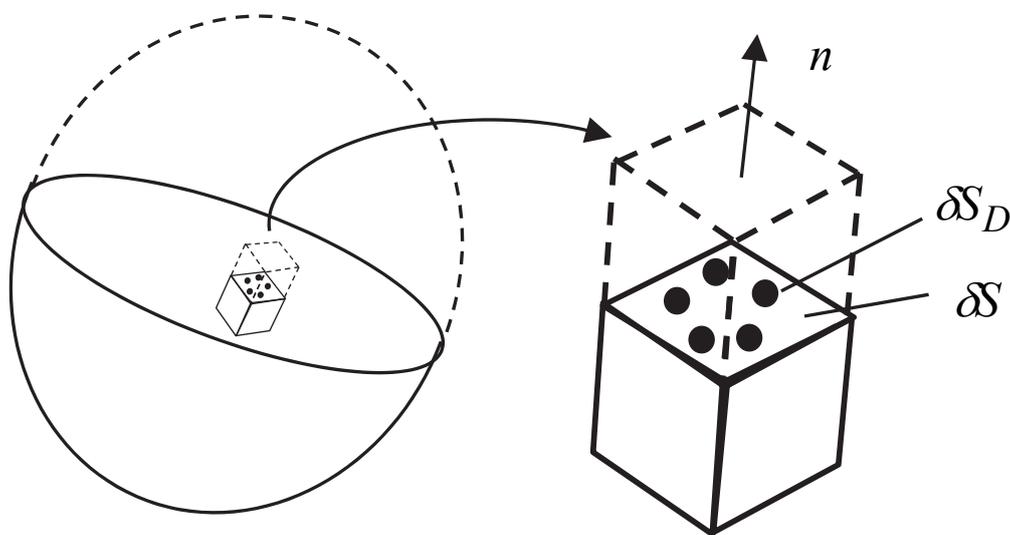


図 2-3 代表体積要素

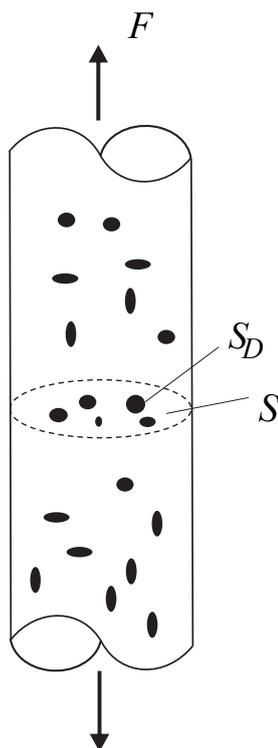


図 2-4 単軸荷重を受ける損傷体

2.3.2 弾性構成方程式

損傷力学においては、マイクロクラックあるいはマイクロポイドなどの微視的損傷の影響について、損傷の程度を表す状態変数である損傷変数を導入することにより、連続体力学の枠組みの中で考慮される。弾性構成方程式は、ニオブ合金材を等方性損傷体と仮定し、ひずみ等価性仮説を適用した式 (2.8) により与えられる[8].

$$\dot{\sigma}_{ij} = (1 - D) D_{ijkl}^e (\dot{\epsilon}_{kl} - \dot{\epsilon}_{kl}^p - \dot{\epsilon}_{kl}^c - \dot{\epsilon}_{kl}^t) - \dot{D} \frac{\sigma_{ij}}{1 - D} \quad (2.8)$$

式中、 $\dot{\sigma}_{ij}$ は応力変化率、 D_{ijkl}^e は弾性体の応力・ひずみマトリックス、 $\dot{\epsilon}_{kl}^e$ は全ひずみ速度、 $\dot{\epsilon}_{kl}^p$ は塑性ひずみ速度、 $\dot{\epsilon}_{kl}^c$ はクリープひずみ速度、 $\dot{\epsilon}_{kl}^t$ は熱ひ

ずみ速度， D はスカラー損傷変数である．本解析では，材料パラメータ同定の容易さとひずみ速度依存性を考慮できる等の拡張性の高さから，Lemaitre[10]の手法を参考に塑性ひずみ速度を時間依存の式として表現した．また，本構成方程式では，材料定数同定の容易さから非弾性ひずみ速度を塑性ひずみ速度とクリープひずみ速度に分ける分離型モデルを使用した．これにより，クリープ試験および静的引張試験の結果それぞれについて個別に，非弾性ひずみ速度に関する材料定数の同定が可能となる．

2.3.3 塑性構成方程式

塑性構成方程式は，ミーゼスの降伏条件を適用した式 (2.9)を用いた [8][10][11]．

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^p = \frac{3}{2} \left\langle \frac{f}{K} \right\rangle^n \frac{\sigma_{ij}^D - X_{ij}^D}{(\sigma_{ij} - X_{ij})_{eq}} = \frac{3}{2} \dot{p} \frac{\sigma_{ij}^D - X_{ij}^D}{(\sigma_{ij} - X_{ij})_{eq}} \quad (2.9)$$

ここに，

$$f = \left(\frac{\sigma_{ij}}{1-D} - X_{ij} \right)_{eq} - R - \sigma_y \quad (2.10)$$

式中， ε_{ij}^p は塑性ひずみ速度， f はミーゼスの降伏関数， $\langle \rangle$ は Macauley の括弧， K, n は材料定数， p は累積相当塑性ひずみ， X_{ij} は移動硬化による背応力， R は等方硬化による応力， σ_y は降伏応力である．上添字 ^{D} は偏差成分，下添字_{eq}は相当量であることを示す．

等方硬化による応力 R ，背応力 X_{ij} について，繰り返し载荷への適用を考慮し，以下の式を用いた． [8][9][10]．

$$R = R_\infty [1 - \exp(-bp)] \quad (2.11)$$

$$\dot{X}_{ij} = \gamma (X_\infty \dot{\varepsilon}_{ij}^p - X_{ij} \dot{p}) \quad (2.12)$$

式中, R_{∞} , b , X_{∞} , γ は材料定数である. ここでは, 移動硬化による背応力は引張および圧縮の繰り返し荷重を計算するために増分形として与えている.

2.3.4 クリープ構成方程式

クリープ変形に対しては, Perrin, Hayhurst [12]および Mustata[13]らがフェライト鋼(0.5 Cr-0.5Mo-0.25V)に適用した式 (2.13)を用いた.

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^c = \frac{3}{2} A \sinh \left[\frac{B \sigma_{eq} (1-H)}{(1-\Phi)(1-D)} \right] \frac{\sigma_{ij}^D}{\sigma_{eq}} \quad (2.13)$$

式中, $\dot{\varepsilon}_{ij}^c$ はクリープひずみ速度, A , B は材料定数である. H は硬化変数, Φ は軟化変数であり, それぞれ式 (2.14), 式 (2.15)で与えた.

$$\dot{H} = \frac{h_c \dot{\varepsilon}_{eq}^c}{\sigma_{eq}} \left(1 - \frac{H}{H^*} \right) \quad (2.14)$$

$$\dot{\Phi} = \frac{K_c}{3} (1 - \Phi^4) \quad (2.15)$$

硬化変数 H は第一期クリープ領域のひずみ硬化を表し, クリープひずみの蓄積とともに零から H^* まで増加する. 軟化変数 Φ は時効軟化を表し, 第三期クリープ領域に影響を及ぼす. ε_{eq}^c は相当クリープひずみ, h_c , H^* , K_c は材料定数である.

2.3.5 損傷発展方程式

弾粘塑性損傷解析において, 材料損傷は延性損傷, 疲労損傷およびクリープ損傷の和であると仮定し, 式 (2.16)を用いて算出した.

$$\dot{D} = \dot{D}_p + \dot{D}_f + \dot{D}_c \quad (2.16)$$

式中、 \dot{D}_p は延性損傷変化率、 \dot{D}_f は疲労損傷変化率、 \dot{D}_c はクリープ損傷変化率である。

延性損傷および疲労損傷における損傷発展方程式は、ニオブ合金を塑性損傷体と仮定し式 (2.17)および式 (2.18)を用いた。ここでは、延性損傷について、現在の相当塑性ひずみの値がそれまでに履歴した同ひずみの最大値を超えた場合のみ損傷が進展すると仮定する。

$$\dot{D}_p = \left(-\frac{Y}{S_{p1}} \right)^{S_{p2}} \dot{\epsilon}_{eq}^p \quad \left(\epsilon_{eq}^p \geq \epsilon_{eq}^p MAX \text{ の場合} \right) \quad (2.17)$$

$$\dot{D}_f = \left(-\frac{Y}{S_{f1}} \right)^{S_{f2}} \dot{p} \quad (2.18)$$

ここに、

$$Y = \frac{1}{2E(1-D)^2} \left[\frac{2}{3}(1+\nu)\sigma_{eq}^2 + 3(1-2\nu)\sigma_H^2 \right] \quad (2.19)$$

式中 S_{p1} 、 S_{p2} は延性損傷強度材料パラメータ、 S_{f1} 、 S_{f2} は疲労損傷強度材料パラメータ、 $\epsilon_{eq}^p MAX$ はそれまでの履歴における相当塑性ひずみの最大値、 Y はひずみエネルギー密度解放率、 E はヤング率、 ν はポアソン比、 σ_H は静水圧応力である。

クリープ損傷における損傷発展方程式は、Perrin, Hayhurs[12]およびMustata[13]らがフェライト鋼(0.5 Cr-0.5Mo-0.25V)に適用した式 (2.20)を用いた。

$$\dot{D}_c = CN\dot{\epsilon}_{eq}^c \left(\frac{\sigma_1}{\sigma_{eq}} \right)^\lambda \quad (2.20)$$

ここに,

$$N = 1, \quad (\sigma_1 \geq 0) \quad (2.21)$$

$$N = -1, \quad (\sigma_1 \leq 0) \quad (2.22)$$

すなわち, 最大主応力 σ_1 が引張と圧縮の場合ともに式 (2.20) に従いクリープ損傷は進展すると仮定した. 式中, C と λ は材料定数である.

損傷変数に関して, 損傷進展における解析結果検証用の実験データを取得するために, クリープ疲労試験データからサイクルごとに損傷変数 D を算出した. 算出方法として, 各サイクルのヤング率を求め, 式 (2.23) を用いて計算した.

$$D = 1 - \frac{\tilde{E}}{E_{ini}} \quad (2.23)$$

式中, \tilde{E} は損傷を受けた材料のみかけのヤング率, E_{ini} は損傷を受けていない初期のヤング率である. なお, 本研究においては, 損傷を受けた材料のみかけのヤング率は, クリープ疲労試験結果が得られる応力・ひずみ曲線において, 各サイクルにおける荷重負荷後の除荷時の傾きから算出した.

2.4 まとめ

本章では, 宇宙機の軌道変換および姿勢制御に使用される二液式スラスタについて, スラスタにおける位置づけ, 種類および作動原理について示した. また, 二液式スラスタの構成部品の中で最も高温となる燃焼器に用いられている材料であるニオブ合金材について, その特徴を示した. 次に, 本論文の主要項

第2章 損傷力学モデルの定式化

目である損傷力学について、代表体積要素とひずみ等価性仮説を中心に説明しこれらと物理現象の対応について述べた。さらに、超高温環境におけるニオブ合金材に適用可能な損傷力学をベースとした構成方程式について示した。損傷発展方程式については、材料損傷は延性損傷、疲労損傷およびクリープ損傷の和であると仮定した式を導出した。

第 3 章

ニオブ合金材の低サイクル疲労寿命評価

- 3.1 はじめに
- 3.2 試験方法および試験装置
- 3.3 試験片
- 3.4 静的引張試験結果および機械特性同定
 - 3.4.1 静的引張試験結果および機械特性同定
 - 3.4.2 材料定数同定手順について
 - 3.4.3 損傷進展評価
- 3.5 低サイクル疲労試験結果および疲労寿命解析
 - 3.5.1 材料定数同定および検証
 - 3.5.2 損傷進展評価
 - 3.5.3 破断面観察結果および解析結果との対応について
 - 3.5.4 低サイクル疲労寿命評価
- 3.6 まとめ

3.1 はじめに

本章では、ニオブ合金材を対象とした損傷力学による室温環境での機械特性モデリングと低サイクル疲労寿命評価を実施した結果について示す。まず、機械特性試験として実施した静的引張試験および低サイクル疲労試験について、使用した試験片および試験方法について概略を述べる。次に、静的引張試験および低サイクル疲労試験の試験データを用いて、構成方程式の定式化および使用される材料定数の同定を実施する。ここでは、材料定数の同定の過程について手順ごとに詳しく論じる。さらに、上記で得られた材料定数をそのまま用いて、材料定数同定に用いていない他の条件での低サイクル疲労試験結果に対応する低サイクル疲労解析を実施し、実験結果と解析結果の比較を行うことで用いた材料定数の妥当性を評価する。最後に、各種機械特性試験に供した試験片について、破断面を走査型電子顕微鏡により観察し、物理現象と解析結果を比較することで損傷力学モデルの妥当性について評価する。

3.2 試験方法および試験装置

ニオブ合金材から平板および丸棒試験片を製作し、室温環境での機械特性試験を実施した。試験は静的引張試験および2種類のひずみ振幅による低サイクル疲労試験を実施した。なお、室温に関する機械特性試験は(株)IHI 検査計測において実施された。

静的引張試験について、試験装置は島津製作所 オートグラフ万能試験装置 (AG-IS 型) を用いた。試験温度は室温、外気環境は大気中で実施した。試験において取得するデータについて、試験装置近傍に設置されたビデオ伸び計を利用して試験中の試験片標点間の変位を計測した。これらのデータと試験装置のロードセルで検出する荷重により、試験中の応力・ひずみ曲線を取得した。また、取得した応力・ひずみ曲線から、材料モデリングの基礎データとなるヤング率、降伏応力および引張強さを算出した。さらに、試験後の試験片について、破断面を走査型電子顕微鏡 (Scanning Electron Microscope: SEM) を用いて撮影した。これらの静的引張試験の内容をまとめた概要を表 3-1 に示す。

低サイクル疲労試験について、試験装置は島津製作所製サーボパルサー疲労試験機 (AG-D 型) を使用した。低サイクル疲労試験の試験セットアップを図

第3章 ニオブ合金材の低サイクル疲労寿命評価

3-1 に示す．試験温度は室温，外気環境は大気中である．制御方式はひずみ制御とし，引張過程と圧縮過程を含む両振りで試験を実施した．ひずみ振幅は $4.0 \times 10^{-2} \sim -4.0 \times 10^{-2}$ ($\Delta\varepsilon = 0.08$) および $2.0 \times 10^{-2} \sim 0$ ($\Delta\varepsilon = 0.02$) の2種類の条件について試験を実施した．ひずみ量およびひずみ速度は試験中に試験片に取り付けたクリップゲージを用いて制御した．ひずみ速度は $0.1 \times 10^{-2}/\text{sec}$ とし，試験波形は三角波で与えた．試験中に取得したデータについて，各サイクルの応力・ひずみ曲線および試験片が破断に至るサイクル数を取得した．なお，各サイクルにおける損傷変数については，応力・ひずみ曲線において各サイクルにおける荷重負荷後の除荷過程の傾きから，損傷を受けた材料のみかけのヤング率を算出し，損傷を受けていない初期のヤング率と合わせて，2章の式(2.23)を用いて算出した．低サイクル疲労試験の内容をまとめた概要を表3-2に示す．

表 3-1 静的引張試験概要

試験環境	室温大気中
試験装置	島津製作所製サーボパルサー疲労試験機 (AG-D型)
データ取得方法	ロードセル，ビデオ伸び計
取得データ	応力・ひずみ曲線，ヤング率，降伏応力
試験後データ	SEMによる破断面写真

表 3-2 低サイクル疲労試験概要

試験環境	室温大気中
試験装置	島津製作所製オートグラフ万能試験装置 (AG-IS型)
制御方式	ひずみ制御
ひずみ振幅	$4.0 \times 10^{-2} \sim -4.0 \times 10^{-2}$ ($\Delta\varepsilon = 0.08$) および $2.0 \times 10^{-2} \sim 0$ ($\Delta\varepsilon = 0.02$)
ひずみ速度	$0.1 \times 10^{-2}/\text{sec}$
ひずみ波形	三角波
データ取得方法	ロードセル，クリップゲージ
取得データ	応力・ひずみ曲線，破断サイクル数
試験後データ	SEMによる破断面写真

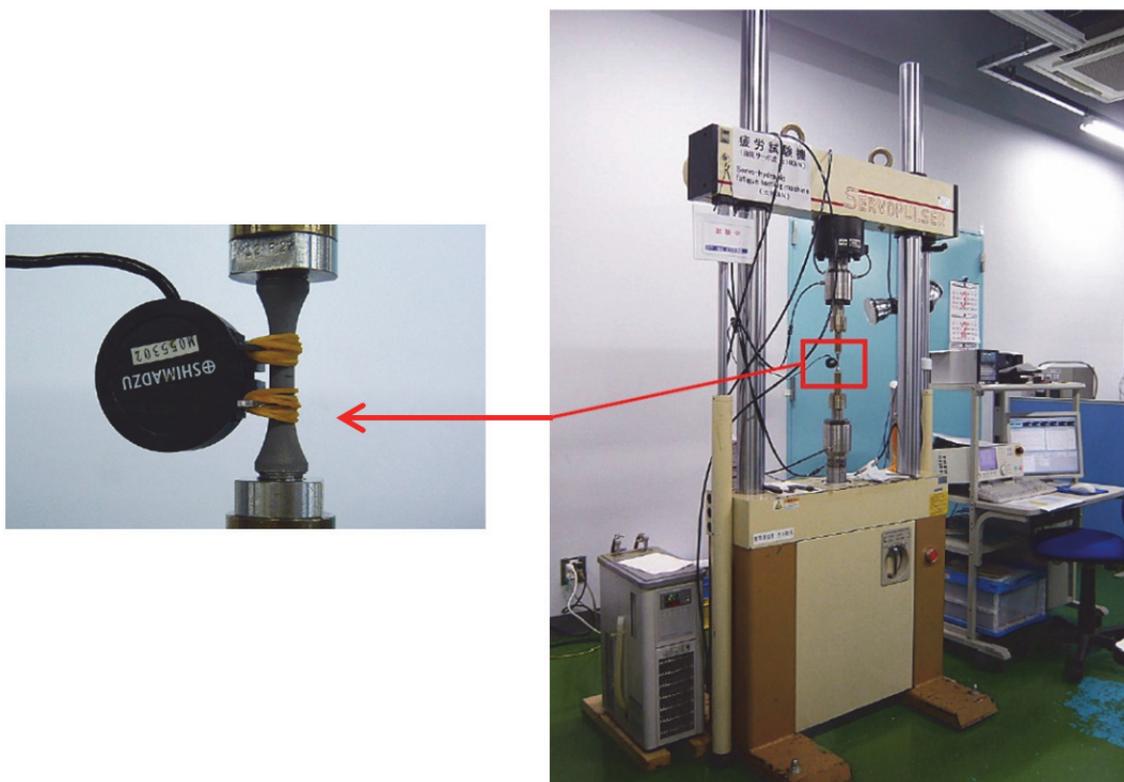


図 3-1 低サイクル疲労試験の試験セットアップ

3.3 試験片

ニオブ合金材 (C103) から各種試験片を採取し、静的引張試験および低サイクル疲労試験に供した。静的引張試験については、平板の引張試験片 (幅: 20 mm, 厚さ: 3 mm, 評点間距離: 60 mm) を製作し試験に供した。静的引張試験に用いた試験片 (JIS Z2241 [1]) の概要を図 3-2 に写真を図 3-3 に示す。低サイクル疲労試験については、丸棒の疲労試験片 (平行部直径: 6 mm, 標点距離: 18 mm) を製作し試験に供した。疲労試験に用いた試験片 [2] の概要を図 3-4 に示す。

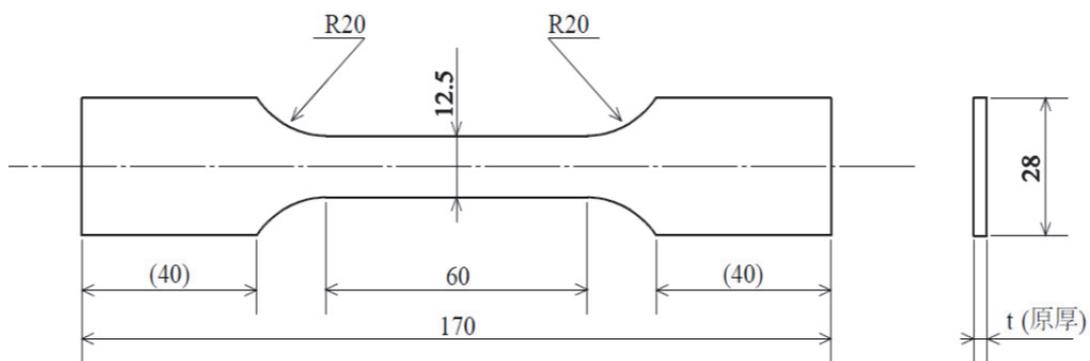


図 3-2 静的引張試験に用いた試験片概要
(JIS Z2241, 厚さ $t=3$ mm)

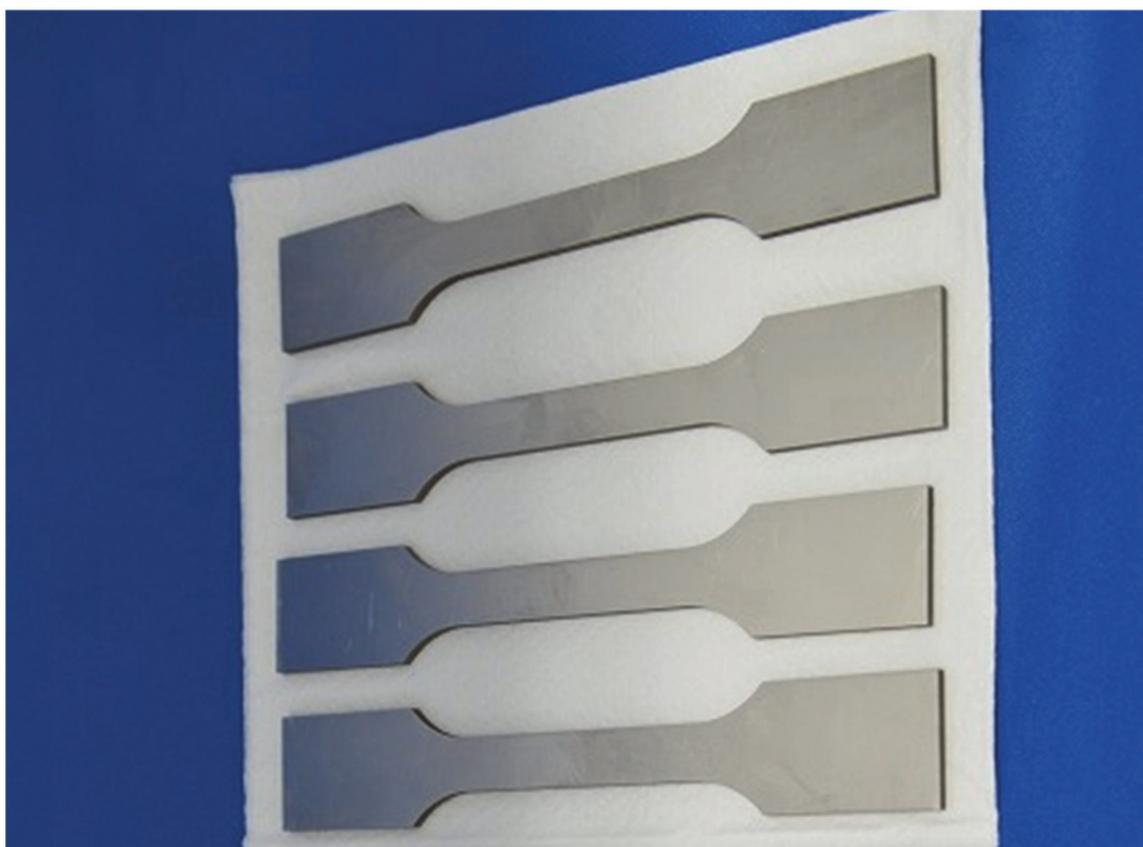


図 3-3 静的引張試験に用いた試験片の写真

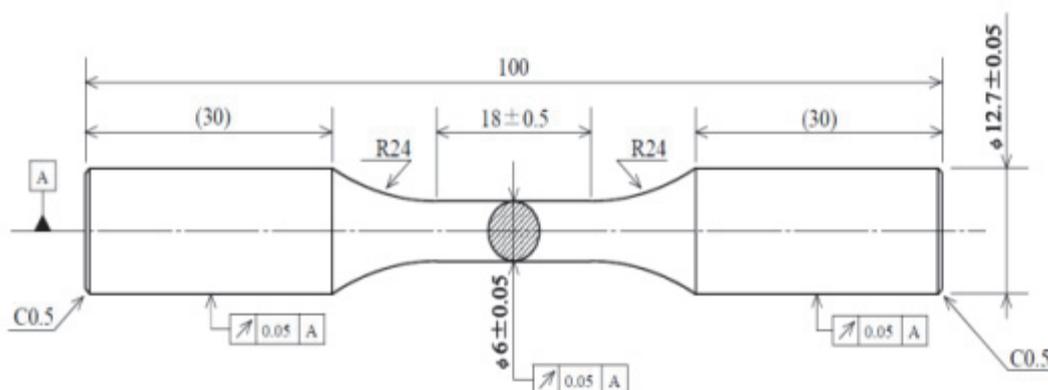


図 3-4 低サイクル疲労試験に用いた試験片の概要

3.4 静的引張試験結果および機械特性同定

3.4.1 静的引張試験結果および機械特性同定

材料の機械特性モデリングの第一段階として、ニオブ合金材 (C103) から平板の引張試験片 (幅: 20 mm, 厚さ: 3 mm, 評点間距離: 60 mm) を製作し、静的引張試験を実施した。試験温度は室温、外気環境は大気中で試験を実施した。次に、実施した試験データを用いて、これに対応する数値解析を2章に示す構成方程式に基づき実施し、実験結果と解析結果が良好に対応する材料定数を同定した。

応力・ひずみ曲線 (横軸: 公称ひずみ, 縦軸: 公称応力) について、実験により得られた結果 (図中 Experiment と記載) および2章の構成方程式を用いて得られた解析結果 (図中 Model と記載) を図 3-5 に示す。構成方程式で 사용되는材料定数の同定に際しては、応力・ひずみ曲線に関する計算結果と実験結果が良好に一致するように、試行錯誤的の反復を行い、表 3-3 に示す材料定数を決定した。式 (2.17) に含まれる損傷強度材料パラメータ S_{p1} , S_{p2} についても、応力・ひずみ曲線に関する計算結果と実験結果が良好に一致するように材料定数を決定した。材料定数は簡易な定数値が望ましいため、損傷強度材料パラメータについてもある単一の定数値による同定を試みたが、応力・ひずみ曲線を良好に再現しなかった。このため、損傷強度材料パラメータを相当塑性ひずみ ϵ_{eq}^p の関数として、表 3-4 に示す3点による折れ線近似とすることにより同定し

た。これにより、実験結果と十分良好に対応する解析結果が得られた。

このように、損傷強度材料パラメータを3点による折れ線近似として表現することの妥当性について考察する。図3-5に示す応力・ひずみ曲線において、静的引張試験における試験片の破断付近（公称ひずみ 30×10^{-2} 付近）では、実験値は急速な応力低下を示している。これは平松ら[3]の引張試験における途中止めの破面データ等を参考にすれば、塑性変形により成長したマイクロボイドを起点とし、試験終盤において発生した延性き裂の進展による急速な損傷の進展による影響が現れたと考えられる。解析結果は、相当塑性ひずみ ϵ_{eq}^p の関数として破断付近の損傷変数を増加させることにより、応力低下を実験結果と良好に対応させた。このことは、物理現象としての延性き裂の進展による急速な損傷の進展に対応していると考えられる。

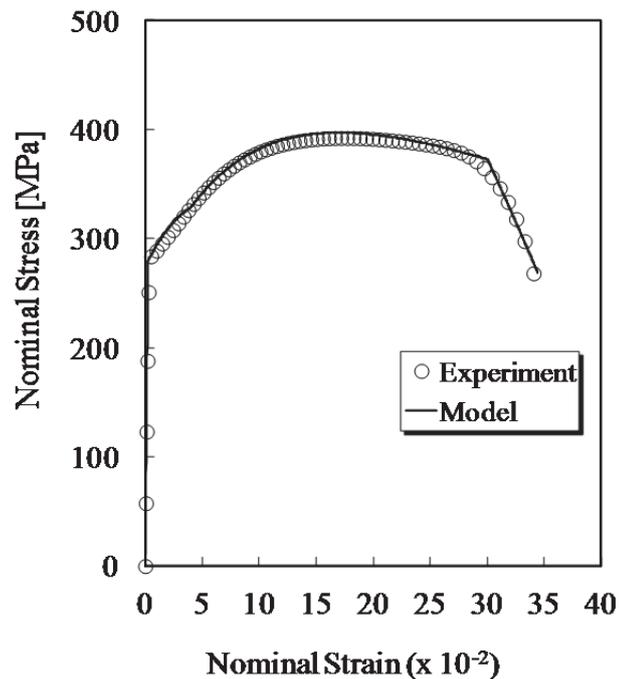


図 3-5 静的引張試験の応力・ひずみ曲線
(実験結果: Experiment, 解析結果: Model)

表 3-3 静的引張試験から同定された材料定数

E [GPa]	107	R_{∞} [MPa]	90
ν	0.3	b	3
σ_y [MPa]	260	X_{∞} [MPa]	180
K [GPa]	100	γ	12
n	1		

表 3-4 静的引張試験から同定された損傷強度材料パラメータ

ε_{eq}^p	S_{p1} [MPa]	S_{p2}
0 - 0.037	0.018	0.2
0.037 - 0.295	1.3	1
0.295 -	0.3	1

3.4.2 材料定数同定手順について

ここで、室温環境における単軸での静的引張試験結果から材料定数を同定した手順についてまとめる。本解析では、材料定数の同定は以下の手順により実施された。

- ① 応力・ひずみ曲線における弾性ひずみ範囲からのヤング率 E 同定
- ② 応力・ひずみ曲線における弾性ひずみ範囲と塑性ひずみ範囲から降伏応力 σ_y 同定
- ③ 応力・ひずみ曲線における引張および圧縮の降伏応力と累積相当塑性ひずみ p から背応力に関する材料乗数である X_∞ および γ 同定
- ④ 応力・ひずみ曲線における引張強さ付近を目安に等方硬化パラメータに関する材料定数である R_∞ および b 同定
- ⑤ 応力・ひずみ曲線における塑性領域を目安に K および n を同定
- ⑥ 損傷進展曲線や限界損傷変数および応力・ひずみ曲線に一致するように損傷強度材料パラメータ S_{p1}, S_{p2} を同定

但し、実際の同定では上記①～⑥について1回の手順を実施するだけでは、良好な結果は得られず、試行的反復を繰り返すことにより徐々に材料定数が決定された。さらに、異なる条件の試験データがあれば、それらにも対応するよう材料定数を微修正していくことで材料定数値の精度を高めることが可能となる。

①について、応力・ひずみ曲線において線形と判断される領域を選択してその傾きを算出することで、ヤング率 E を決定する。ここで、ポアソン比 ν を算出する場合は2軸のひずみデータが必要となる。本研究では2軸のひずみデータを取得していないため、値を0.3と仮定しその後の計算を実施した。

②について、弾性領域と塑性領域の境を応力・ひずみ曲線から見極め、その時の応力値を降伏応力 σ_y として決定した。これは、圧縮過程においても同様の方法で決定する。

③について、移動硬化現象の背応力に関する材料データを同定するためには、引張過程と圧縮過程における降伏応力と相当塑性ひずみ ϵ_{eq}^p に対する関係についてのデータが必要となる。よって、背応力に関する材料定数を同定するためには、通常の静的引張試験だけでなく途中で圧縮過程を与えて圧縮の降伏応力

を確認するような試験が必要となる。本解析では、次項に示す低サイクル疲労試験の際の引張過程と圧縮過程における降伏応力のデータと相当塑性ひずみとの関係を使用し材料定数を同定した。具体的には、短軸試験における背応力を X とすれば、以下の式で計算が可能となる。

$$X = \frac{\sigma_y^+ + \sigma_y^-}{2} \quad (3.1)$$

ここで、 σ_y^+ は引張過程における降伏応力、 σ_y^- は圧縮過程における降伏応力である。これらを相当塑性ひずみ ε_{eq}^p の関数としてそれぞれ計算し、材料定数は決定する。Lemaitre[4]によれば、これら相当塑性ひずみ ε_{eq}^p の絶対値が大きくなると、それ以上背応力が大きくなならない値が飽和した領域が現れるが、その時の背応力が X_∞ となる。また、相当塑性ひずみに対し、背応力 X の増加量に関係する材料定数が γ となる。

④について、移動硬化による背応力を求めた後に、等方硬化パラメータに関する材料定数を決定する。背応力の場合と同様に、累積相当塑性ひずみ p が大きくなると、それ以上等方硬化パラメータが大きくなならない領域が現れるが、その時の値が R_∞ となる。静的引張試験の応力・ひずみ曲線において、応力が最大となる引張強さ付近について、移動硬化の背応力および等方硬化の等方硬化パラメータが飽和した状態であると仮定すれば、等方硬化に関する材料定数 R_∞ の値は、引張強さから、降伏応力 σ_y および移動硬化に関する材料定数 X_∞ を除した値となる。よって、これを目安に R_∞ を決定し、その後応力・ひずみ曲線に対応するよう材料定数 b を決定する。

⑤について、塑性域初期付近を目安に材料定数 K, n を決定する。実際は、損傷発展方程式で使用される材料定数の同定とも関連するため、試行的反復を繰り返して決定する。

⑥について、損傷変数が損傷進展曲線および限界損傷変数に合うように損傷強度材料パラメータ S_{p1}, S_{p2} を決定する。但し、応力・ひずみ曲線と良好な対応を得るためには、本解析で実施したように、これらの材料定数を相当塑性ひずみの関数として表現する必要があった。これは、後述する損傷モードの違いにより損傷進展量が変化することが要因である。

以上、材料定数同定の手順をまとめたものを図 3-6 に示す。

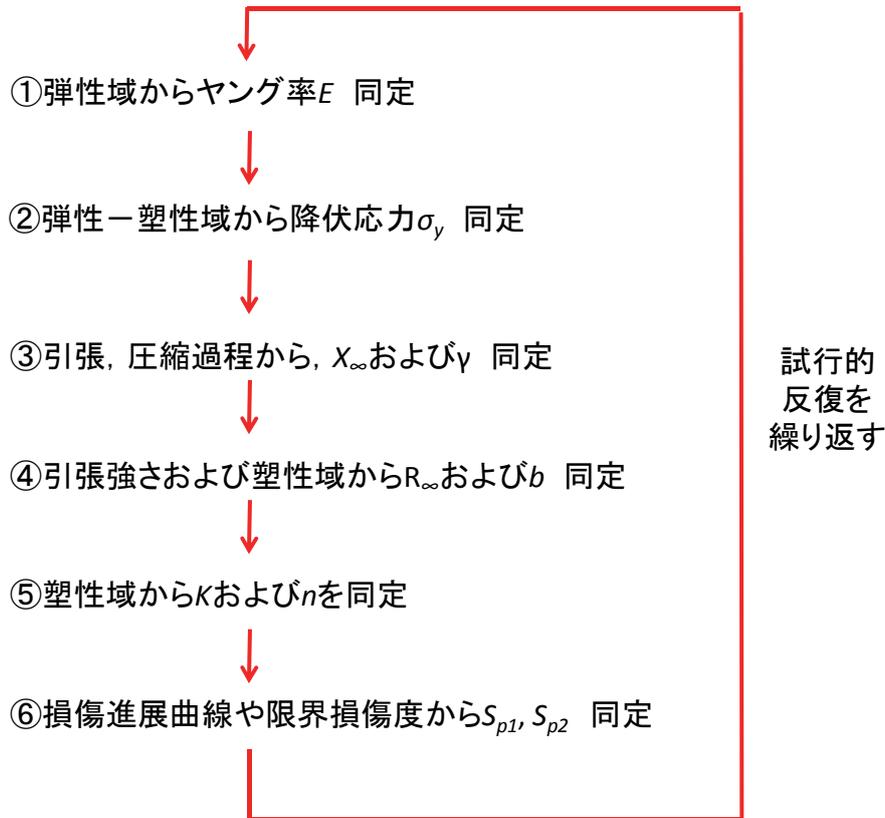


図 3-6 室温環境データを用いた材料定数同定の手順

3.4.3 損傷進展評価

損傷進展曲線（横軸：公称ひずみ，縦軸：損傷変数）について，実験および解析から得られた結果を図 3-7 に示す．損傷変数に関する実験結果としての 3 点のデータについて，変形初期の損傷変数に関するデータ 2 点については，次項に示す低サイクル疲労試験（ $\Delta\varepsilon = 0.08$ および 0.02 の 2 試験）において，疲労損傷の影響がない 1 サイクル目の荷重負荷後の除荷時における応力・ひずみ曲線の傾きからヤング率を計算し，その時の損傷変数を，2 章の式 (2.23) を用いて計算した．静的引張試験終了付近の試験片破断時の損傷変数については，Lemaitre [4] に従い材料の引張強さと破断時の応力の比より以下の式を用いて算出した．

$$D_{cr} = 1 - \frac{\sigma_r}{\sigma_{\infty}} \quad (3.2)$$

式中、 D_{cr} は材料の破断時の損傷変数、 σ_r は破断時の応力、 σ_{∞} は引張強さである。

図3-7において、実験データ数は少ないものの解析結果は塑性変形初期の損傷変数増加と破断時の損傷変数に良好に対応している。解析結果について、損傷変数はひずみ増加初期と破断時付近で大きく増加し、ひずみ中間域では増加は小さくなっている。これは表3-4に示す3点による折れ線近似(3区間分割)にそのまま対応して算出された結果である。このようなモデル化における損傷強度材料パラメータの設定方法は、前述の応力・ひずみ曲線について実験結果と解析結果が良好に対応するよう決定された。以下、3点による折れ線近似と物理現象との対応について論じる。

損傷力学モデルで予測している現象と物理現象との対応について、静的引張試験における延性損傷は一般的に、マイクロボイドの発生・成長および合体過程を経てマクロな延性き裂が発生・成長し破断にいたる破壊過程で説明される。すなわち、ひずみ量に応じて以下の過程により進展すると考えられる[5]。

- ① マイクロボイドの発生
- ② マイクロボイドの成長と合体
- ③ 成長したマイクロボイドを起点としたマクロな延性き裂の発生
- ④ 最終的な試験片の破断

2章の式(2.17)は延性損傷の発展に伴う延性損傷変化率を、損傷同伴変数[6]であるひずみエネルギー密度解放率と塑性ひずみ速度の関数として表現しているが、式中の延性損傷強度材料パラメータを3点による折れ線近似により表現することは、物理現象の観点からは上記①-③の損傷発展に伴う延性損傷変化率の違いを表現したものといえる。つまり、塑性変形初期の段階については、①マイクロボイドの発生が現象として主体であり、その後②マイクロボイドの成長と合体により塑性変形が進行する。最終的には引張試験終盤には③成長した

マイクロボイドを起点としたマクロな延性き裂の発生が発生し、最終的には試験片は破断に至る。このように、物理現象としての損傷進展過程の違いが応力・ひずみ曲線に現れ、これを良好に再現する方法として損傷強度パラメータを相当塑性ひずみの関数として変化させることは妥当であると考えられる。

他の材料について同様の現象があるかという点に関して、Bonora [7]は複数の材料について延性損傷の進展様相を3つのTypeに分類しており、同様の損傷進展挙動がType 2として報告されている。図3-8に延性損傷進展の3つのTypeについて全ひずみと損傷変数の関係を示す。ニオブ合金材でみられた損傷進展は、Bonoraらによれば鉄等の材料においても同様のType 2の延性損傷進展として報告されている。

本解析で用いた損傷力学モデルと実際に試験片に発生した物理現象との対応を確認するために、SEMにより静的試験後の試験片の破断面観察を実施した。図3-9、3-10および3-11に静的引張試験後に試験片破断面をSEMで倍率を変えて撮影した写真を示す。図3-9(倍率：100)について、試験片は中央付近で大きくくびれていることが分かる。これは試験終盤の塑性不安定領域で発生しており、ニオブ合金材は延性のある材料であることを示している。図3-10(倍率：1000)および図3-11(倍率：2000)について、破断面は延性破壊の特徴を示すディンプルを呈している。よって、本解析で用いた損傷力学モデルで想定した延性損傷との対応が実際の試験片破面からも物理現象として確認された。

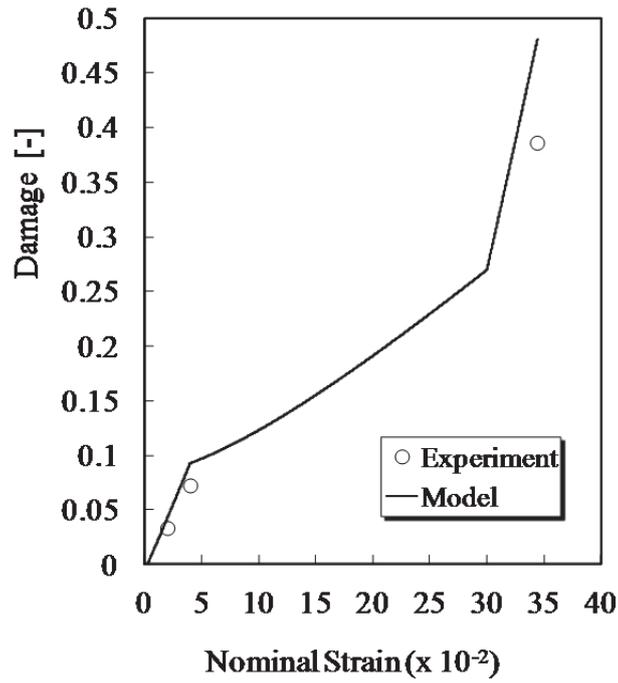


図 3-7 静的引張試験の損傷進展曲線

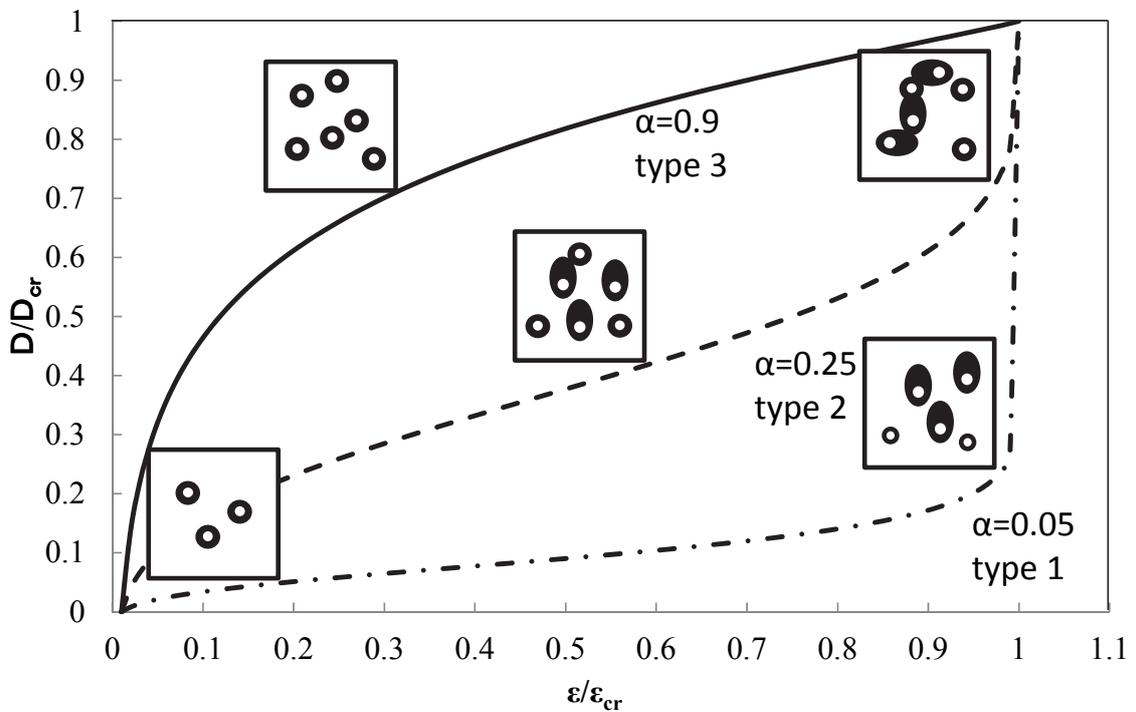


図 3-8 延性損傷進展の3つの Type について[7]

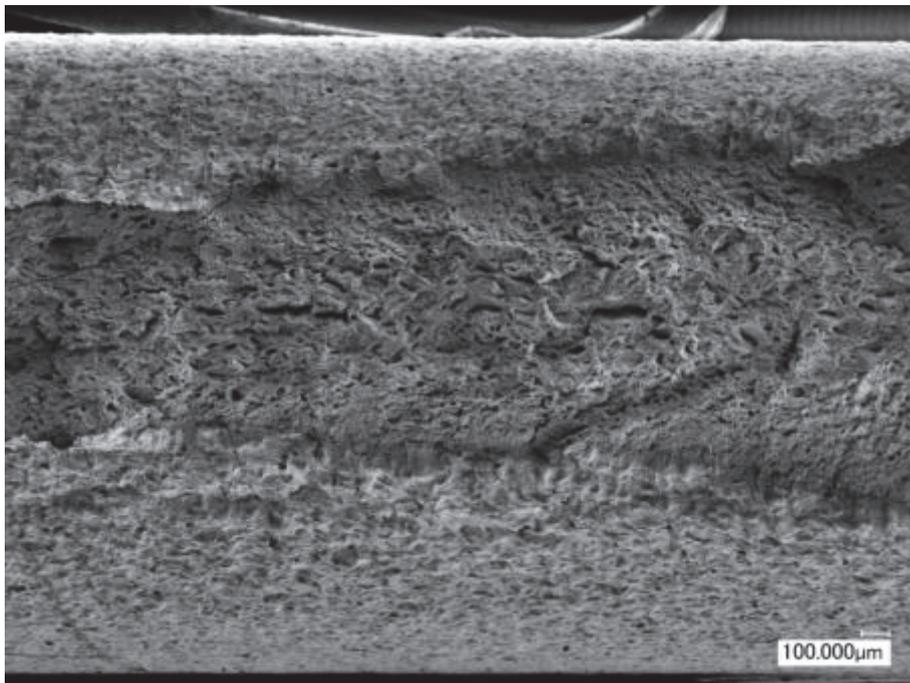


図 3-9 静的引張試験後の破断面写真 (倍率:100)

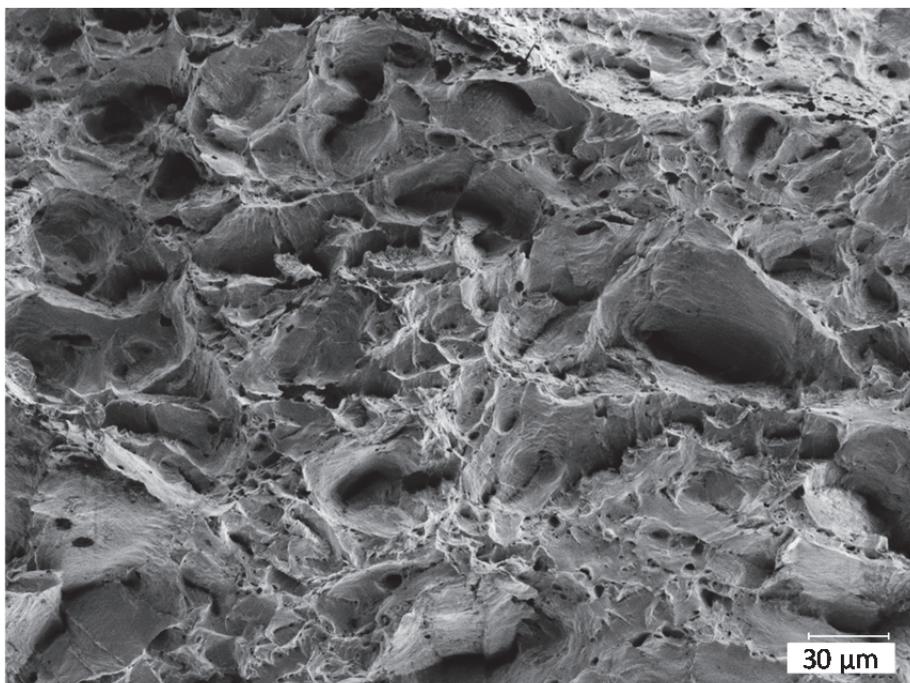


図 3-10 静的引張試験後の破断面写真 (倍率:1000)

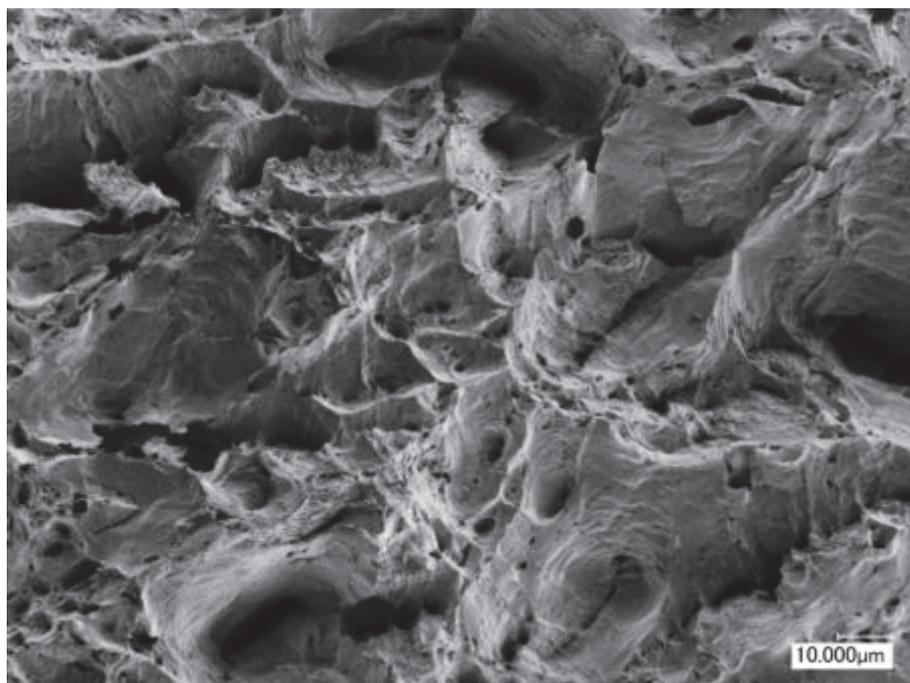


図 3-11 静的引張試験後の破断面写真（倍率:2000）

3.5 低サイクル疲労試験結果および疲労寿命解析

3.5.1 材料定数同定および検証

ニオブ合金材から丸棒の疲労試験片（平行部直径: 6 mm, 標点間距離: 18 mm）を製作し、ひずみ制御による引張圧縮の両振り疲労試験を実施した。試験温度は室温, 外気環境は大気中である。ひずみ振幅は $4.0 \times 10^{-2} \sim -4.0 \times 10^{-2}$ ($\Delta\varepsilon = 0.08$) および $2.0 \times 10^{-2} \sim 0$ ($\Delta\varepsilon = 0.02$) の2種類の条件について試験を実施した。試験波形は三角波で与え, ひずみ速度は $0.1 \times 10^{-2}/\text{sec}$ とした。ひずみ量および速度は試験片に取り付けたクリップゲージを用いて制御した。

取得した実験結果のうち, まずはひずみ振幅 $\Delta\varepsilon = 0.08$ の実験データを用いて, 損傷力学モデルの構成方程式で使用されている材料定数を同定した。さらに, ひずみ振幅 $\Delta\varepsilon = 0.08$ の結果から同定された材料定数をそのまま用いて, $\Delta\varepsilon = 0.02$ の試験条件における損傷解析を実施し実験結果と比較した。ここで, 本解析で使用された繰り返し载荷に関係のない材料定数については, 静的引張試験の解析で用いた表 3-3, 3-4 と同じ値を使用している。よって, 静的引張試験および低サイクル疲労試験について, 齟齬なく両方の荷重履歴の解析を

同一定数で実施することが可能である。延性損傷強度材料パラメータ S_{p1} , S_{p2} についても、静的引張試験と疲労試験について同じ値を使用しており、両試験の解析について構成方程式および材料定数が変わらないように配慮している。

材料定数について、試験により得られた応力・ひずみ曲線に関するデータを検証したところ、材料の降伏域付近について 2 回目の以後の応力・ひずみ曲線は降伏を履歴していない初期の引張・圧縮時のものと比較し、降伏点現象[8]による影響で応力・ひずみ曲線において挙動に違いが見られた。これらを精度よく再現するために本解析では、降伏を履歴していない状態と降伏を履歴した状態において、等方硬化および移動硬化のモデル化で使用している式 (2.11) および式 (2.12) の材料定数 b , γ の値を変化させた。表 3-5 に同定した材料定数を示す。表 3-3 における材料定数 b , γ について、表中の左側に記載されたものが降伏履歴前、右側に記載されたものが降伏履歴後の解析に使用された値である。よって、解析では低サイクル疲労における 1 サイクル目とそれ以降のサイクルについて、材料定数 b , γ の値を変化させる操作を行った。

図 3-12 にひずみ振幅条件 $\Delta\varepsilon = 0.08$ の試験における、サイクル数 (Cycle Number : CN) 2 回目の応力-ひずみ曲線について、実験結果(図中 Experiment と記載)および解析結果(図中 Model と記載)を比較したグラフを示す。図 3-12 から本モデルおよび材料定数を用いた解析結果は、実験結果と良好に対応していることがわかる。特に、降伏点現象による降伏域付近のなだらかな応力上昇をよく再現している。また、バウジンガー効果による背応力の影響により、引張から圧縮過程に至る際に圧縮の降伏応力が絶対値として小さくなる点も良好に再現している。さらに、本解析では実験結果から応力・ひずみ曲線の引張過程と圧縮過程の挙動がほぼ対象とみなせると判断し、材料定数についても引張過程と圧縮過程でその違いを表現しなかった。しかし、図 3-12 に示すように、解析は実験を良好に再現しており、引張過程と圧縮過程の挙動が対称という仮定は妥当であったと推察される。

図 3-13, 3-14 および 3-15 はひずみ振幅 $\Delta\varepsilon = 0.08$ の試験について、CN = 10, 30 および 40 の応力・ひずみ曲線を示す。実験結果が示すように、サイクル数が増加するにつれて、引張過程および圧縮過程における弾性域の傾きが緩やかになることがわかる。これを、解析は損傷変数の増加により良好に再現している。また、サイクル数が増加するにつれて、最大応力が低下しているが、

これも解析は損傷変数の増加により良好に再現している。サイクル数が大きい場合（特に $CN = 40$ の場合）に実験結果と解析結果について応力の最大値に違いが見られるものの、移動硬化による背応力の影響、降伏点現象を含む降伏域付近の挙動、損傷によるヤング率の変化などを良好に再現していることがわかる。

次に、静的引張試験およびひずみ振幅 $\Delta\varepsilon = 0.08$ の実験結果から同定した表 3-3 に示す材料定数の妥当性を検証するために、同定した材料定数をそのまま用いて、ひずみ振幅 $\Delta\varepsilon = 0.02$ の試験について低サイクル疲労解析を実施し、実験結果と比較・評価を実施した。図 3-16, 3-17, 3-18 および 3-19 にひずみ振幅 $\Delta\varepsilon = 0.02$ の試験について、 $CN = 2, 10, 100$ および 500 の応力・ひずみ曲線を示す。各サイクルにおいて、最大応力に若干の違いがあるものの解析結果は実験値と良好に対応している。本解析はひずみ振幅の異なる $\Delta\varepsilon = 0.08$ の試験結果および静的引張試験結果から得た材料定数を用いたことから、材料定数値の妥当性が示されといえる。

表 3-5 低サイクル疲労試験から同定された材料定数

E [GPa]	107	X_{∞} [MPa]	180
ν	0.3	γ *1	12, 100
σ_y	260	S_{p1} [MPa]	0.018
K [GPa]	100	S_{p2}	0.2
n	1	S_{f1} *2	125, 300
R_{∞} [MPa]	90	S_{f2} *2	1, 0.4
b *1	3, 20		

*1: 降伏点現象再現のため降伏履歴の前後で値を変化させた。

*2: 損傷変数 $D = 0.1$ の前後で値を変化させた。

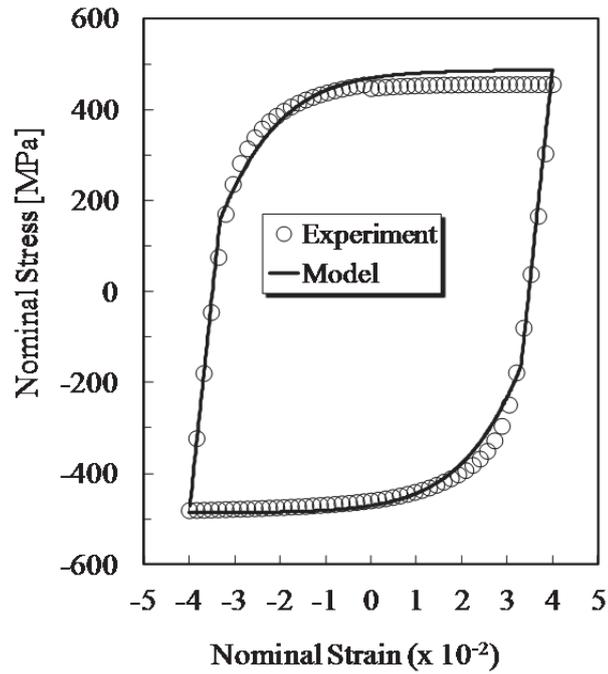


図 3-12 低サイクル疲労試験の応力・ひずみ曲線
(CN = 2, $\Delta\varepsilon = 0.08$)

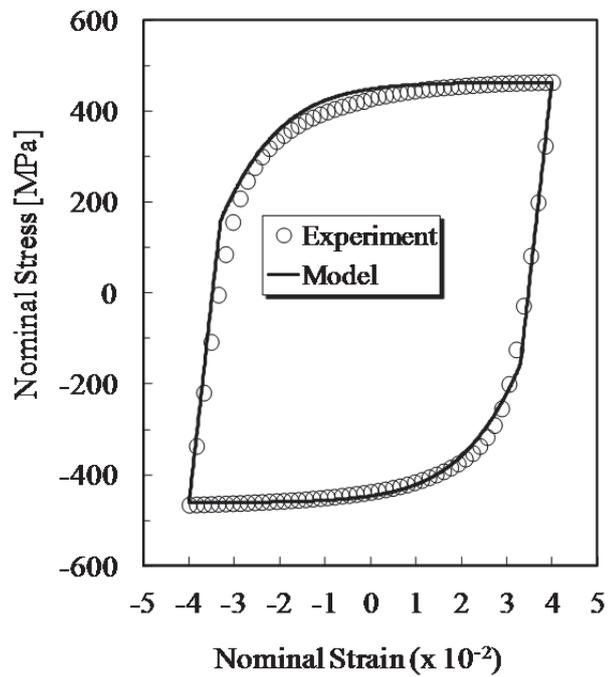


図 3-13 低サイクル疲労試験の応力・ひずみ曲線
(CN = 10, $\Delta\varepsilon = 0.08$)

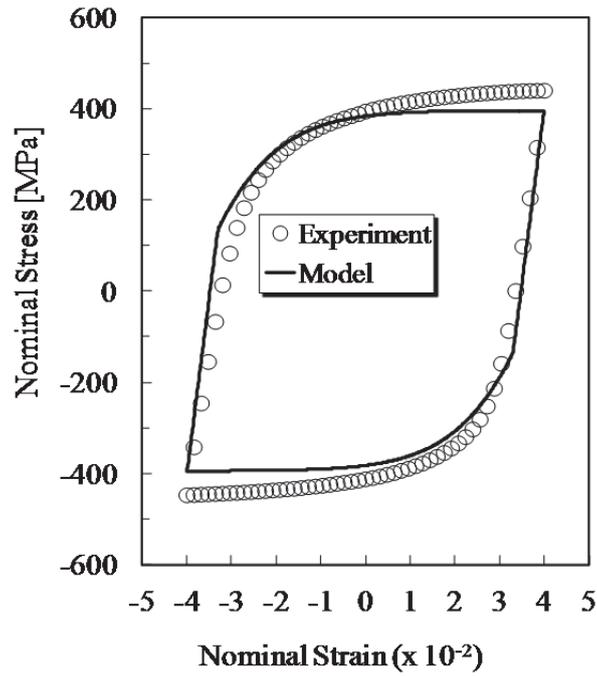


図 3-14 低サイクル疲労試験の応力・ひずみ曲線
(CN = 30, $\Delta\varepsilon = 0.08$)

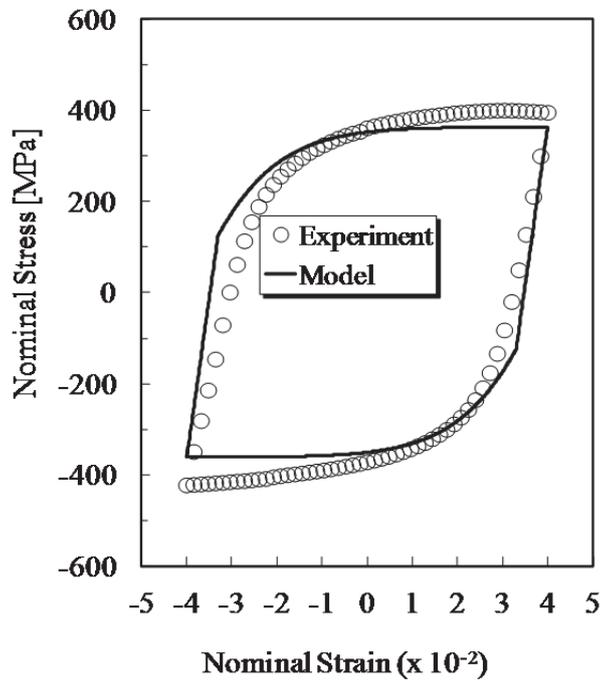


図 3-15 低サイクル疲労試験の応力・ひずみ曲線
(CN = 40, $\Delta\varepsilon = 0.08$)

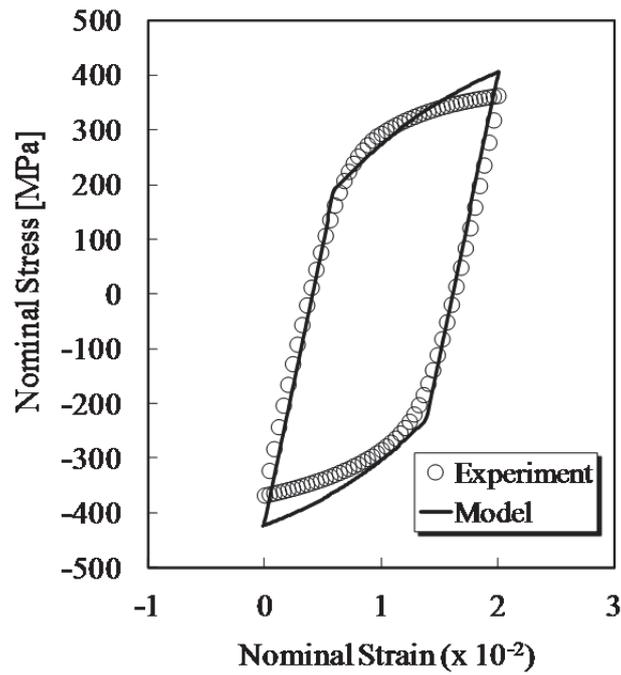


図 3-16 低サイクル疲労試験の応力・ひずみ曲線
(CN = 2, $\Delta\varepsilon = 0.02$)

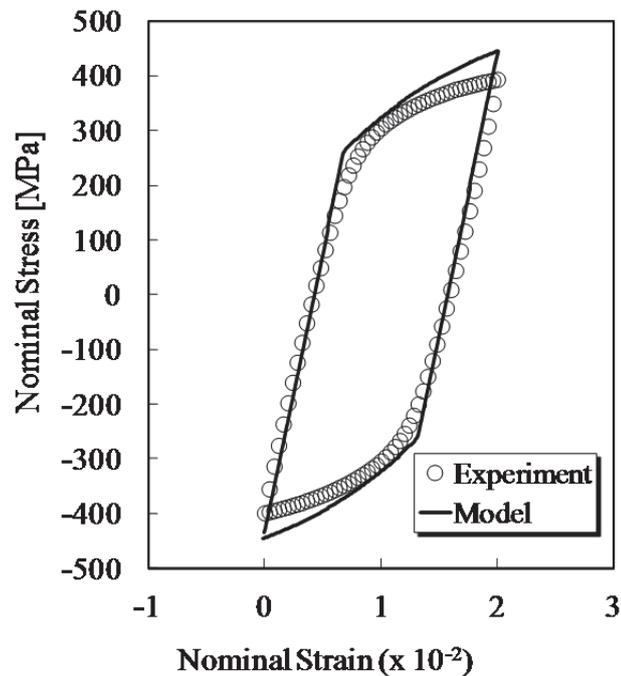


図 3-17 低サイクル疲労試験の応力・ひずみ曲線
(CN = 10, $\Delta\varepsilon = 0.02$)

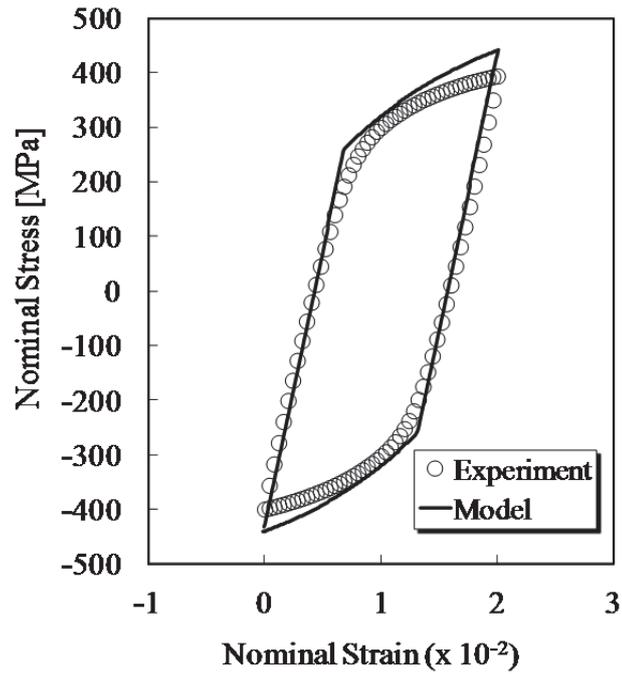


図 3-18 低サイクル疲労試験の応力・ひずみ曲線
(CN = 100, $\Delta\varepsilon = 0.02$)

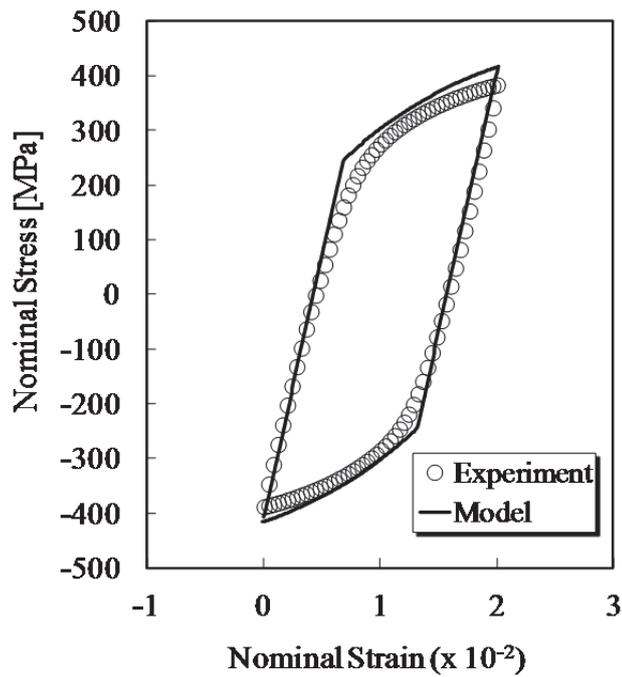


図 3-19 低サイクル疲労試験の応力・ひずみ曲線
(CN = 500, $\Delta\varepsilon = 0.02$)

3.5.2 損傷進展評価

損傷の進展に関する解析結果の評価として、図 3-20 にひずみ振幅 $\Delta\varepsilon = 0.08$ および $\Delta\varepsilon = 0.02$ の試験における損傷進展曲線（横軸：累積相当粘塑性ひずみ p 、縦軸：損傷変数 D ）を示す。ここで、損傷変数の実験結果について、各サイクルにおける荷重負荷後の除荷時のヤング率を各応力・ひずみ曲線における傾きから算出し、各損傷変数を 2 章の式 (2.23) を用いて計算した。図 3-20 中の実験結果が示すように、疲労試験初期の損傷変数（1 および 2 サイクル目）について、 $\Delta\varepsilon = 0.08$ における値は $\Delta\varepsilon = 0.02$ の値と比較し大きくなっている。具体的には、図 3-20 において $\Delta\varepsilon = 0.02$ の条件では初期の損傷変数 D が 0.05 になっているのに対し、 $\Delta\varepsilon = 0.08$ の条件では 1 サイクル目で損傷変数 D は 0.07 になり、2 サイクル目の損傷変数 D は 0.1 程度の値になっている。これは両試験において発生する塑性ひずみの違いに起因する延性損傷量の差が原因であると考えられる。 $\Delta\varepsilon = 0.02$ の条件では 1 サイクル目の塑性ひずみの量は 2% から弾性ひずみ量分を除いた値となる。一方、 $\Delta\varepsilon = 0.08$ の条件では、1 サイクル目の塑性ひずみの量は 4% に対し弾性ひずみ量分を除いた値となる。さらに、 $\Delta\varepsilon = 0.08$ の条件において、引張過程から圧縮過程に入る段階においては、ひずみ範囲 4% から -4% に圧縮ひずみが負荷されるため、塑性ひずみの量は絶対値として 8% に対し弾性ひずみ量を除いた値となる。図 3-20 における損傷変数は、引張後の除荷の過程におけるヤング率から算出されているため、 $\Delta\varepsilon = 0.08$ の条件での圧縮過程における損傷変数増加は 2 サイクル目の値として現れる。以上の延性損傷量の大小を比較すると塑性ひずみ量の大小に対応し、① $\Delta\varepsilon = 0.08$ 圧縮過程 > ② $\Delta\varepsilon = 0.08$ 引張過程 > ③ $\Delta\varepsilon = 0.02$ 引張過程であることは明白である。これらの延性損傷量の違いは、解析においても疲労試験初期の損傷変数の違いとして良く表現している。また、2 サイクル目以降は、塑性ひずみ量が最大値を大幅に更新することはなくなるため、1 ないし 2 サイクル目以降の延性損傷の増加は小さくなる（但し、延性損傷の進展が完全に 0 になることはなく、損傷変数の増加の影響で少しずつ増加する）。

一方、図 3-20 において、 $\Delta\varepsilon = 0.08$ の条件では疲労試験初期の段階から損傷変数が大きく進展しているのに対し、 $\Delta\varepsilon = 0.02$ においては終盤まで損傷進展が小さくその後損傷変数が大きく進展していることが分かる。これらの違いを材料定数を $\Delta\varepsilon = 0.08$ と $\Delta\varepsilon = 0.02$ において同一にしながら表現するために、解析では疲労損傷強度材料パラメータ S_{f1} 、 S_{f2} について損傷変数 D がある値（本

材料については $D = 0.1$) を境に値を変化させた. 表 3-3 における S_{f1} , S_{f2} について, 左側の値について損傷変数が $D = 0.1$ に到達する以前, 右側の値が到達以後の値を示している. このような疲労損傷強度材料パラメータをある損傷変数で変化させるというの設定の結果, $\Delta\varepsilon = 0.08$ および $\Delta\varepsilon = 0.02$ の損傷進展に関して, 同じ材料定数値を用いて損傷進展における実験結果を良好に再現する解析結果が得られた. このような, 損傷変数による疲労損傷強度材料パラメータを変化させることの妥当性について, 以下物理現象とともに論じる.

まず, 本解析で使用した損傷力学モデルと実際の物理現象の対応について考察する. 疲労損傷は一般的に, 疲労き裂の発生については固執すべり帯およびマイクロクラックの発生というメカニズムで説明され, 疲労き裂の進展についてはマイクロクラックから非常に短いクラック, そしてクラックの成長・合体なども経て, 線形もしくは弾塑性 (非線形) 破壊力学が適用できる長いクラックへと変遷するメカニズムで説明されている. すなわち以下の, 物理現象が想定される.

- ① すべり帯における入り込みや突出し[9] によるマイクロクラックの発生
- ② マイクロクラックの成長と合体およびメゾスケール[10]からマクロスケールのき裂へと進展
- ③ 延性き裂の発生
- ④ 試験片の破断

式(2-18)は疲労損傷の発展に伴う疲労損傷変化率を, 損傷同伴変数[6]であるひずみエネルギー密度解放率と累積相当粘塑性ひずみ速度の関数として表現している. 本モデルでは式中使用される疲労損傷強度材料パラメータを損傷変数 $D = 0.1$ を境に値を変化させたが, これは①マイクロクラックの発生および②成長と合体の段階とメゾスケールからマクロスケールのき裂へと安定して成長する段階の分岐点と考えられる. ここで, 本解析における, $\Delta\varepsilon = 0.08$ および $\Delta\varepsilon = 0.02$ の損傷変数 $D = 0.1$ までの損傷進展形態は異なる. $\Delta\varepsilon = 0.08$ においては, ほぼ延性損傷により上記損傷変数に達するのに対し, $\Delta\varepsilon = 0.02$ は初期の延性損傷後の疲労損傷を経て達する. これらの違いを表現する上で, 2章の式(2.16)に示す損傷が延性損傷と疲労損傷の和であるという仮定が重要な役割を果たしている. 物理現象における $\Delta\varepsilon = 0.08$ および $\Delta\varepsilon = 0.02$ の損傷進展の違い

は、疲労における安定したき裂進展の起点となる微小き裂の発生について、 $\Delta\varepsilon = 0.08$ では延性損傷によるマイクロボイドが主体であり、 $\Delta\varepsilon = 0.02$ のおいては延性損傷によるマイクロボイドに加え疲労損傷によるマイクロクラックが主体であると考えられる。

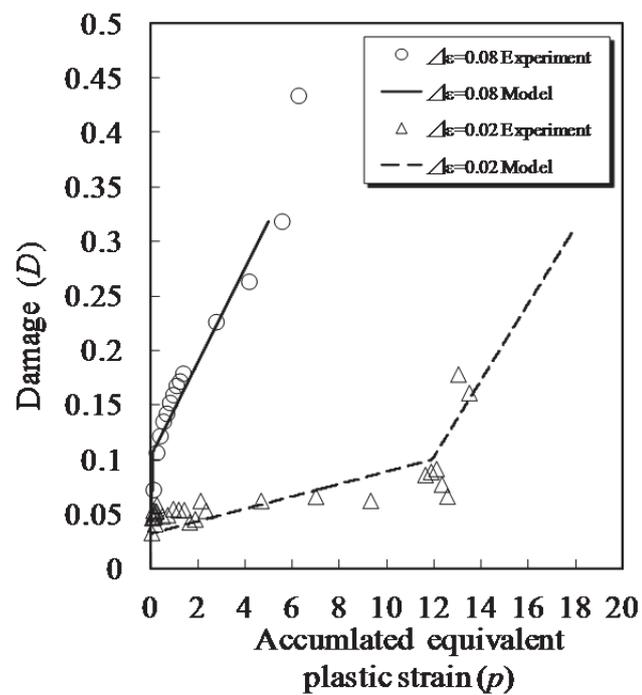


図 3-20 低サイクル疲労試験の損傷進展曲線

3.5.3 破断面観察結果および解析結果との対応について

低サイクル疲労における物理現象と試験および解析結果との対応を確認するために、低サイクル疲労試験後の試験片の断面を SEM により撮影した。疲労試験後の破断試験片 ($\Delta\varepsilon=0.02$ および $\Delta\varepsilon=0.08$) において、き裂発生点近傍、最終破断面直前位置、および両者の中間的な位置についてそれぞれの位置における疲労破面と延性破面 (ポイド) の状況を確認するために、図 3-21 および 3-22 に $\Delta\varepsilon = 0.02$ および $\Delta\varepsilon = 0.08$ の条件での試験片破断面を SEM で撮影した写真を示す。各図はそれぞれ、破断後試験片の全体像と疲労き裂起点付近(A)、き裂成長領域(B)および最終破断部付近(C)の写真を示している。さらに、表 3-6 に $\Delta\varepsilon = 0.02$ および $\Delta\varepsilon = 0.08$ の解析結果について、各累積相当粘塑性ひずみ p における延性および疲労損傷変数 (D_p および D_f) を示す。図 3-21 および 3-22 に示すき裂起点付近の破面(A)について、 $\Delta\varepsilon = 0.02$ は全体的に比較的平坦な疲労破面であるのに対し、 $\Delta\varepsilon = 0.08$ では疲労破面に一部ディンプルが観察された。微小き裂について本解析では、 $D = 0.1$ での発生を仮定しており、表 3-4 においては $\Delta\varepsilon = 0.02$ の場合は $p = 12$ 付近、 $\Delta\varepsilon = 0.08$ の場合は $p = 0.1$ 付近に相当する。各損傷変数は、 $\Delta\varepsilon = 0.02$ では疲労損傷が支配的 ($D_p = 0.032$, $D_f = 0.069$) なのに対し、 $\Delta\varepsilon = 0.08$ では延性損傷が支配的 ($D_p = 0.099$, $D_f = 0.001$) となっており、解析結果は破面観察結果と良好に対応している。また、き裂成長領域(B)の破面写真は、 $\Delta\varepsilon = 0.02$ および $\Delta\varepsilon = 0.08$ の条件でともに疲労破面が主体であり、表 3-6 では $\Delta\varepsilon = 0.02$ の場合は $p = 14$ 付近、 $\Delta\varepsilon = 0.08$ の場合は $p = 5$ 付近に相当する。損傷変数から両者とも疲労損傷が主体となっており、破面観察結果と相関が取れている。最終破断部付近(C)については、破面はそれぞれディンプル破面が主体になっている。これらは、試験終盤の延性き裂発生による破面と考えられ、本解析では延性き裂発生の前段階で解析を終了している。

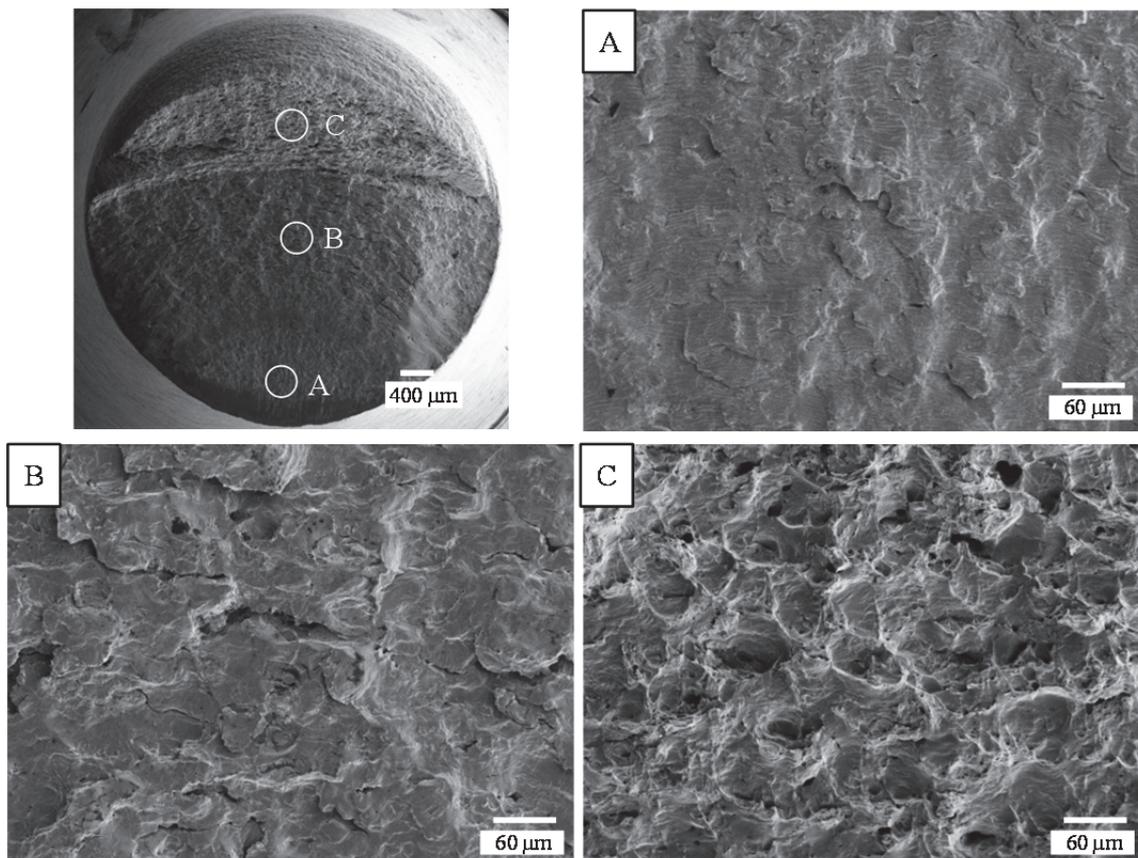


図 3-21 低サイクル疲労試験後の破断面写真
($\Delta\varepsilon = 0.02$, 左上：全体, A: き裂起点付近, B: き裂成長領域, C: 最終破断部付近)

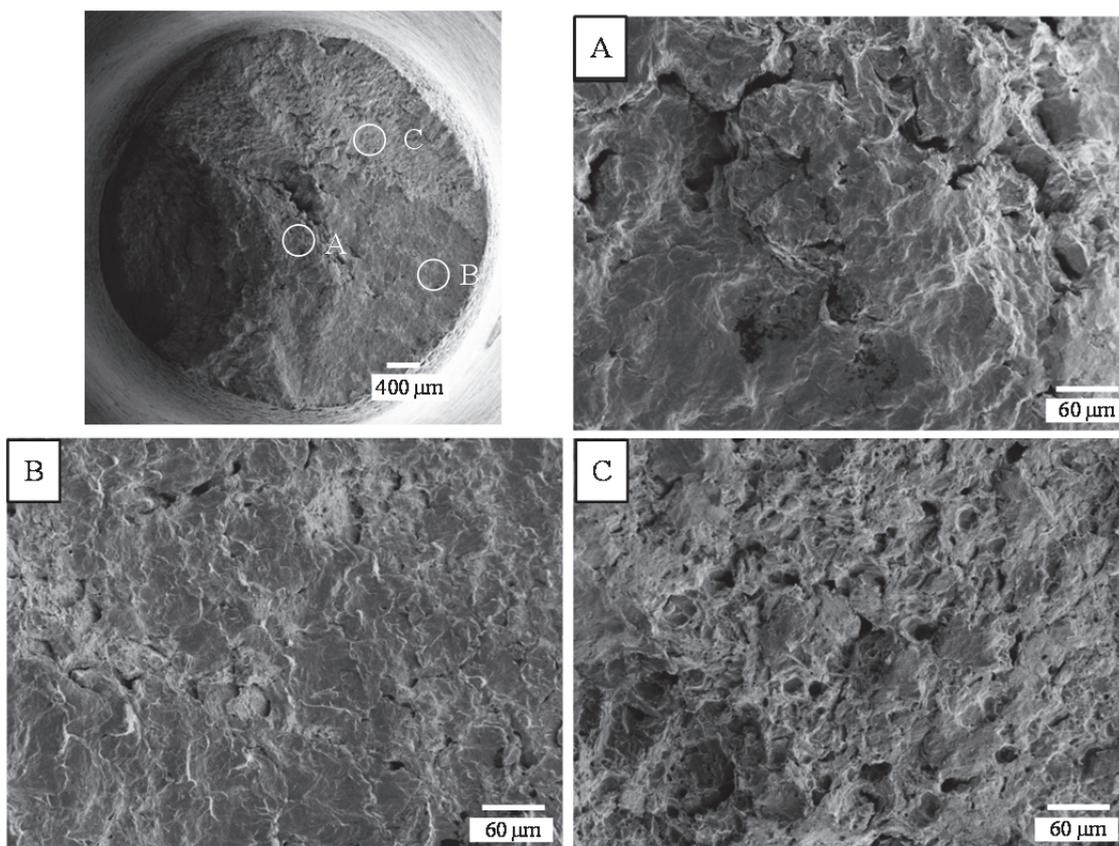


図 3-22 低サイクル疲労試験後の破断面写真
($\Delta\varepsilon = 0.08$, 左上：全体，A: き裂起点付近，B: き裂成長領域，C: 最終破断部付近)

表 3-6 延性および疲労損傷変数に関する解析結果

p	$\Delta\varepsilon = 0.02$			$\Delta\varepsilon = 0.08$		
	D_p	D_f	D	D_p	D_f	D
0.1	0.032	0.001	0.033	0.099	0.001	0.100
3.0	0.032	0.017	0.049	0.107	0.126	0.233
5.0	0.032	0.029	0.061	0.107	0.211	0.318
12	0.032	0.069	0.101	-	-	-
14	0.032	0.139	0.171	-	-	-
18	0.032	0.286	0.318	-	-	-

3.5.4 低サイクル疲労寿命評価

表 3-7 に低サイクル疲労の破断サイクル数に関する実験結果と疲労寿命の解析結果を示す。き裂発生限界損傷 D_{cr} について、これを疲労試験終了時の損傷変数値と仮定すると、図 3-20 から $\Delta\varepsilon = 0.08$ における実験結果は 0.43 となっている。しかし、 $\Delta\varepsilon = 0.08$ における試験終盤は損傷進展が急速であり、延性き裂の発生による不安定な損傷進展であったと判断し、実験結果の破断サイクル数および解析内では上記より手前の実験データである $D_{cr} = 0.318$ を用いた。 $\Delta\varepsilon = 0.02$ の結果について、解析による破断サイクル数は実験値より大きな値となっている。これは、 D_{cr} について $\Delta\varepsilon = 0.08$ の実験結果と同じ値を使用しており、 $\Delta\varepsilon = 0.02$ における実験結果よりも高めに設定している点が考えられる。しかし、両者の誤差は 30%以内であり解析結果は疲労寿命（破断サイクル数）を良好に再現できていることから、本研究で使用した構成方程式および試験から得られた材料定数を用いることで、ニオブ合金材（C103）の低サイクル疲労寿命解析が可能であるといえる。

表 3-7 低サイクル疲労寿命の実験および解析結果

	$\Delta\varepsilon = 0.02$	$\Delta\varepsilon = 0.08$
D_{cr}	0.318	0.318
Cycles to Failure (Experiment)	582	40
Cycles to Failure (Model)	781	38

3.6 まとめ

本章では、ニオブ合金材を対象とした損傷力学による室温環境での機械特性モデリングと低サイクル疲労寿命評価を実施した。まず、機械特性試験として実施した静的引張試験および低サイクル疲労試験について、使用した試験片および試験方法について説明した。次に、静的引張試験および低サイクル疲労試験($\Delta\varepsilon = 0.08$)の試験データを用いて、構成方程式の定式化および使用される材料定数の同定を実施した。また、材料定数の同定の過程について手順ごとに詳しく論じた。さらに、上記で得られた材料定数をそのまま用いて、材料定数同定に用いていない $\Delta\varepsilon = 0.02$ の条件での試験結果に対応する低サイクル疲労解析を実施し、実験結果と解析結果の比較を行うことで用いた材料定数の妥当性を評価した。最後に、各種機械特性試験に供した試験片について、破断面を走査型電子顕微鏡により観察し、物理現象と解析結果を比較することで損傷力学モデルの妥当性について評価した。

以下に本章で得られた知見をまとめる。

- 1) 静的引張試験について、損傷強度材料パラメータを3点による折れ線近似で表現することにより、解析は実験結果を良好に再現した。また、3点による折れ線近似について延性損傷における物理現象と対応することを示した。さらに、試験片の破断面観察を実施した結果、破面がディンプル

ルであったことから、損傷力学モデルは物理現象として対応していることを確認した。

- 2) 低サイクル疲労試験については、材料損傷を延性損傷と疲労損傷の和であると仮定し、損傷変数 D についてある値（本材料については $D = 0.1$ ）を境に変化させることで応力・ひずみ曲線、損傷進展曲線および疲労寿命を良好に再現した。さらに、 $\Delta\varepsilon = 0.08$ の条件で同定した材料定数をそのまま用いて $\Delta\varepsilon = 0.02$ の条件を再現したことで、損傷力学モデルの妥当性を確認した。
- 3) 試験片破断面観察を実施し、疲労の起点、進展部および最終破断部における破面を観察した結果と解析における延性および疲労損傷変数の値と良好に対応することを示した。また、疲労の損傷進展メカニズムと損傷進展曲線との対応について考察し、解析結果と物理現象との対応について示した。

以上から、本研究で使用した構成方程式および試験から得られた材料定数を用いることで、ニオブ合金材（C103）の低サイクル疲労寿命解析が可能であるといえる。

次章では、損傷力学モデルをクリープ損傷に対応できるよう拡張し、ニオブ合金材の超高温環境（1500℃）における材料試験結果を用いたクリープ疲労解析を実施する。

第 4 章

ニオブ合金材のクリープ疲労寿命評価

- 4.1 はじめに
- 4.2 試験方法および試験装置
- 4.3 試験片
- 4.4 超高温環境における材料試験結果および機械特性同定
 - 4.4.1 クリープ試験
 - 4.4.2 静的引張試験
 - 4.4.3 破断面観察
- 4.5 クリープ疲労試験結果およびクリープ疲労寿命解析
 - 4.5.1 クリープ疲労試験結果およびクリープ疲労解析
 - 4.5.2 損傷進展評価
 - 4.5.3 クリープ疲労寿命評価
- 4.6 まとめ

4.1 はじめに

本章では、ニオブ合金材を対象とした損傷力学による超高温環境での機械特性モデリングとクリープ疲労寿命評価を実施する。まず、1500℃での超高温環境におけるクリープ試験、静的引張試験を実施し、構成方程式の定式化および使用される材料定数の同定を行う。さらに、1500℃で実施された応力範囲の異なるクリープ疲労試験を実施し、これに対応するクリープ疲労解析を行う。クリープ疲労解析には、同定された材料定数をそのまま用いることで定数値の妥当性を検証する。また、クリープ疲労解析から得られたクリープ疲労寿命と各損傷変数（クリープ損傷、延性損傷および疲労損傷）について、破断サイクル数や試験後の試験片の破断面観察により、物理現象との対応について評価する。

4.2 試験方法および試験装置

超高温環境における機械特性モデリングに必要な材料定数を同定するために、1500℃の環境におけるクリープ試験および静的引張試験を実施した。なお、超高温環境における試験は（株）超高温材料研究所で実施された。

クリープ試験について、試験装置は極超高温クリープ試験機 HCTT-3000 を用いた。試験温度は1500℃、外気環境はアルゴンガスである。試験セットアップを図4-1に示す。超高温環境での試験のため、引張治具はSiC製、試験片と直接接するピンにはニオブ合金材との反応を避けるためムライトを用いた。試験荷重を設定する上での応力条件として、40および60MPaの2種類の試験を実施した。試験中に取得するデータに関して、CCDカメラにより試験片の変位量の時間履歴を計測した。さらに、試験後の試験片の破断面について、走査型電子顕微鏡（SEM）を用いて破面観察をした。クリープ試験内容についてまとめた概要を表4-1に示す。

静的引張試験について、試験装置は極超高温材料試験機 MTS808型を用いた。試験温度は1500℃、外気環境は真空である。静的引張試験の試験セットアップを図4-2に示す。ひずみ速度の条件として、クロスヘッドスピード（以下、C.H.S）を1.5および10 mm/minの2種類の試験を実施した。試験中のひずみ量はクロスヘッド変位とは別に接触式ひずみ計により計測した。取得データとし

第4章 ニオブ合金材のクリープ疲労寿命評価

て、荷重－変位曲線を取得した。さらに、試験後の試験片の断面について、走査型電子顕微鏡（SEM）を用いて破断面を観察した。静的引張試験内容についてまとめた概要を表 4-2 に示す。

次に、クリープ疲労損傷を評価するために、超高温環境における応力範囲を数種類変えたクリープ疲労試験を実施した。試験装置は極超高温材料試験機 MTS808 型を用いた。試験温度は 1500℃、外気環境は真空である。実施したクリープ疲労試験に関する試験条件と各試験条件で想定される損傷タイプを表 4-3 にまとめて示す。荷重制御方式は応力制御とし、応力範囲は 0 - 30, 0 - 60, -30 - 30 および 0 - 90 MPa の 4 種類について実施した。ニオブ合金材の 1500℃における降伏応力は 75 MPa 程度であった。よって、上記 4 種類の試験で想定される損傷モードは、0 - 90MPa については延性損傷、疲労損傷およびクリープ損傷が挙げられ、それ以外の条件では疲労損傷およびクリープ損傷が想定される。試験波形は正弦波とし、試験周波数は 1Hz とした。試験終了条件として、破断するか 2000 サイクルに達するまで試験を実施した。試験中のひずみ量は接触式ひずみ計により計測した。さらに、0 - 90MPa の条件については試験後の試験片の断面について、走査型電子顕微鏡（SEM）を用いて破面を観察した。クリープ疲労試験内容についてまとめた概要を表 4-4 に示す。

表 4-1 クリープ試験概要

試験環境	1500℃，アルゴンガス中
試験装置	極超高温クリープ試験機 HCTT-3000
応力条件	40 および 60MPa
データ取得方法	CCD カメラ
取得データ	応力・ひずみ曲線，ヤング率，降伏応力
試験後データ	SEM による破断面写真

表 4-2 静的引張試験概要

試験環境	1500°C, 真空中
試験装置	極超高温材料試験機 MTS808 型
クロスヘッドスピード	1.5 および 10 mm/min
データ取得方法	接触式ひずみ計
取得データ	荷重・変位曲線, ヤング率, 降伏応力
試験後データ	SEM による破断面写真

表 4-3 クリープ疲労試験条件と損傷タイプ

No	Stress range [MPa]	Damage type	Number of cycles
1	0 – 30	creep, fatigue	2000 (Not fractured)
2	0 – 60	creep, fatigue	2000 (Not fractured)
3	-30 – 30	creep, fatigue (Including compression)	2000 (Not fractured)
4	0 – 90	creep, fatigue, ductility	273

表 4-4 クリープ疲労試験概要

試験環境	1500℃, 真空中
試験装置	極超高温材料試験機 MTS808 型
制御方式	応力制御
試験波形	正弦波
試験周波数	1 Hz
応力振幅	0 - 30, 0 - 60, -30 - 30 および 0 - 90 MPa
試験終了条件	破断もしくは 2000 サイクル
データ取得方法	接触式ひずみ計
取得データ	荷重・変位曲線
試験後データ	SEM による破断面写真 (破断した場合のみ)

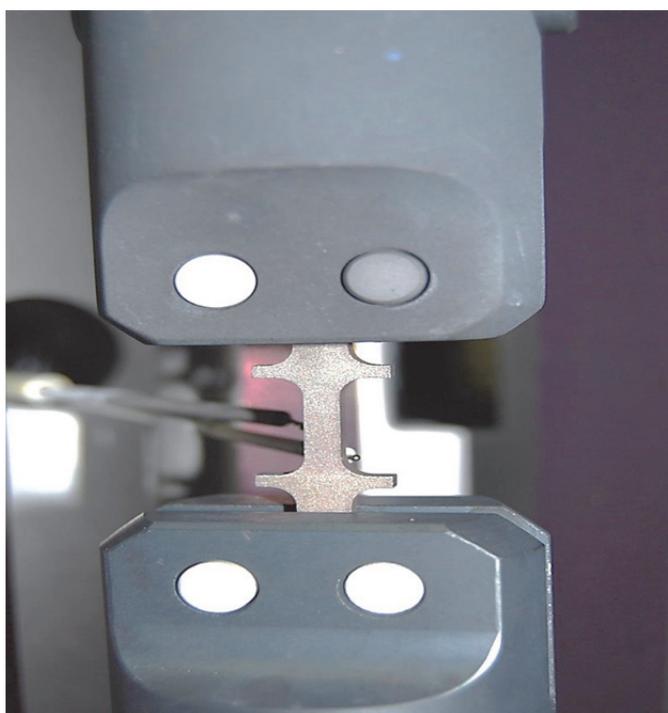


図 4-1 クリープ試験の試験セットアップ



図 4-2 静的引張試験の試験セットアップ

4.3 試験片

ニオブ合金材 (C103) から試験片を採取し、クリープ試験、静的引張試験およびクリープ疲労試験に供した。クリープ試験については、平板のクリープ試験片 (幅: 3 mm, 厚さ: 3 mm, 評点間距離: 6 mm) を製作し試験に供した。クリープ試験[1]に供した試験片の概要を図 4-3 に示す。なお、試験片に付与された突起部の角を基準として CCD カメラにより試験中の試験片の伸びを計測した。

静的引張試験については、平板の引張試験片 (幅: 10mm, 厚さ: 0.75 mm, 評点間距離: 30 mm) を製作し試験に供した。静的引張試験に供した試験片の概要を図 4-4 に示す。

クリープ疲労試験については、平板の試験片 (幅: 10mm, 厚さ: 3.0 mm, 評点間距離: 30 mm) を製作し試験に供した。クリープ疲労試験に用いた試験片の形状は図 4-4 と同様である。但し、厚さが静的引張試験が 0.75 mm であるのに対し、クリープ疲労試験では 3 mm となっている。

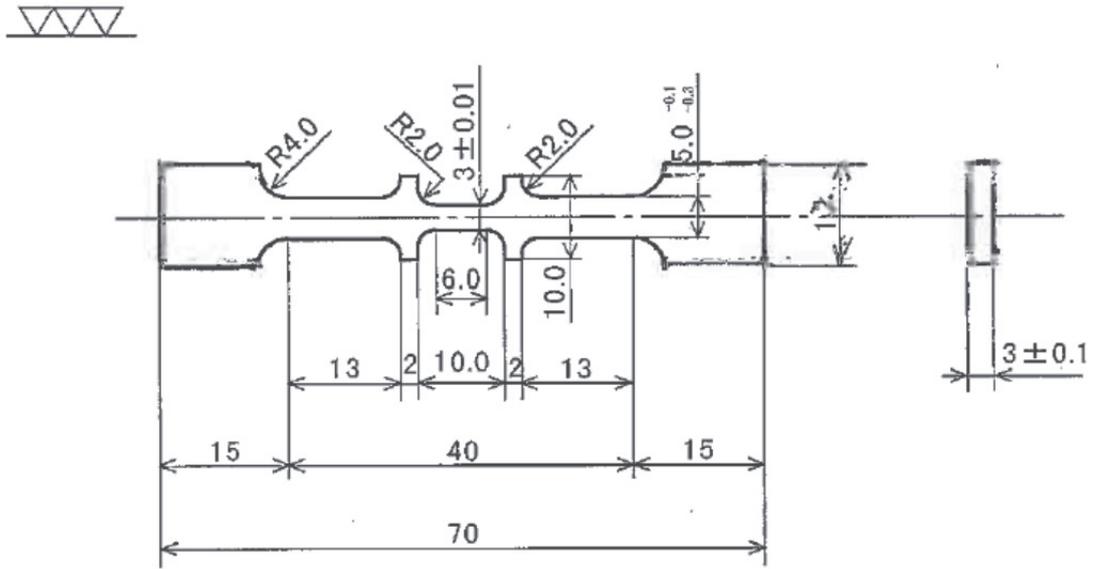


図 4-3 クリープ試験に供した試験片の概要

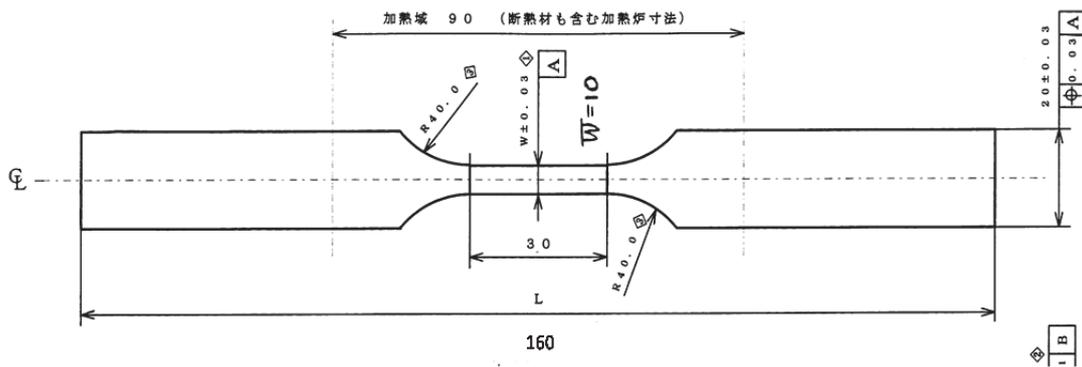


図 4-4 静的引張試験に供した試験片の概要

4.4 超高温環境における材料試験結果および機械特性同定

4.4.1 クリープ試験

ニオブ合金材 (C103) から平板のクリープ試験片 (幅: 3 mm, 厚さ: 3 mm, 平行部: 6 mm) を製作し, クリープ試験を実施した. 試験温度は 1500°C, 外気環境はアルゴンガスである. 荷重は試験中一定とし, 2 種類の応力条件の試験 (40 および 60MPa) を実施した. 試験片の変位は CCD カメラによる伸び計により計測した.

図 4-5 にクリープ試験で得られたクリープ曲線 (ひずみの時間履歴) について, 実験結果 (図中 Exp と記載) と 2 章の構成方程式を用いて得られた解析結果 (図中 Model と記載) を示す. 構成方程式で使用される材料定数の同定に際しては, Lemaitre ら[2]の手法を参考に図 4-5 に示すクリープ試験結果および次項の図 4-7 および図 4-8 に示す静的引張試験結果を参照し, 計算結果が良好に一致するように試行錯誤的の反復により材料定数を決定した. 表 4-5 に得られたクリープに関する材料定数を示す. 実験結果から, 第一期クリープ領域はほとんど見られず第二期および第三期クリープ領域が支配的な傾向が見られた. 2 種類の応力条件でのクリープ曲線について, 解析結果は表 4-5 に示す材料定数により実験結果を良好に再現している. 本解析では, 損傷発展に伴う D の値の増加により第三期クリープ領域を良好に再現したことから, 軟化を表現するために式(2.15)で使用する材料定数 K_c の値を零とし材料定数を削減した.

クリープに関する材料同定については, 60 および 40MPa の 2 つの応力レベルによるクリープ試験結果を利用して実施された. しかし, 材料定数の精度を確保するために, 次項の静的引張試験においても同定したクリープに関する材料定数を使用した解析を実施しその妥当性を検証している. 具体的には, 静的引張試験におけるクリープによる応力緩和現象を良好に再現できるか確認することによって, クリープに関する材料定数の妥当性を検証している.

ここで, 超高温環境におけるクリープ試験結果から材料定数を同定した過程についてまとめる. 本解析において, クリープに関する材料定数の同定は以下の手順により実施された.

- ① クリープ曲線から材料定数 A および B を同定
- ② クリープ曲線の第一期クリープから、ひずみ硬化に関する材料定数 h_c および H^* を同定
- ③ クリープ曲線の第三期クリープから、時効軟化に関する材料定数 K_c およびクリープ損傷に関する材料定数 C および λ を同定

但し、室温環境における材料定数同定と同様に、実際の同定では上記①～③について1回の手順を実施するだけでは、良好な結果は得られず、試行的な反復を繰り返すことにより徐々に材料定数が決定される。

①について、材料定数同定初期の段階では、第三期クリープに関する材料定数が未知の状態であるため、第二期クリープを中心にクリープひずみ速度に関する解析値が実験と良好に対応するよう材料定数を同定する。本解析では、応力が40および60MPaの2種類について両者に良好に対応するように材料定数を同定した。材料定数 A は主にクリープひずみ速度に関連し、材料定数 B は主にクリープ曲線の形（増加加速度）に対応している。

②について、第一期クリープの領域に合うように材料定数 h_c および H^* を同定する。 H^* は材料硬化が最終的に達するしきい値を表しており、 h_c は材料硬化が飽和に至るまでの速度に対応する定数である。

③について、第三期クリープ領域に合うように材料定数 K_c およびクリープ損傷に関する材料定数 C および λ を同定する。ここで、時効軟化およびクリープ損傷は共にクリープひずみ速度を加速させる効果がある。本来であれば、クリープ損傷に関する材料定数は別途損傷曲線により同定することにより、時効軟化と材料定数同定過程を分離することができる。しかし、これらを実現させるためにはクリープ試験の途中で除荷を導入して損傷変数を計算する必要があり特殊な試験が必要となる。本解析では、超高温環境での試験実施であったため、試験コストを考慮し材料定数 K_c およびクリープ損傷に関する材料定数 C および λ を同じ過程で同定した。なお、式(2.20)においては、材料定数として N があり、主に圧縮クリープで損傷が進展しない場合は、 $N=0$ となる。本来であれば、 N を同定するためには圧縮クリープの試験が必要となるが、本解析では、後述する引張および圧縮過程を含むクリープ疲労試験を実施し、圧縮クリープにおいても損傷が進展することを確認した上で、圧縮過程において $N = -1$ として解析を実施している。クリープ試験における材料定

数同定過程を図 4-6 に示す.

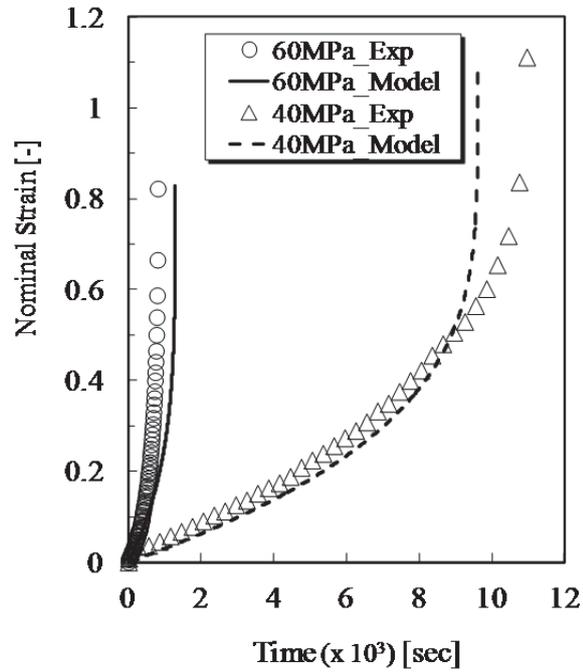


図 4-5 クリープ試験で得られたクリープ曲線（ひずみの時間履歴）

表 4-5 クリープ試験結果から同定された材料定数

A [sec ⁻¹]	1.90×10^{-6}	B [MPa ⁻¹]	0.09
h_c [MPa]	4.0×10^3	H^*	0.05
K_c	0	C	0.7
λ	1		

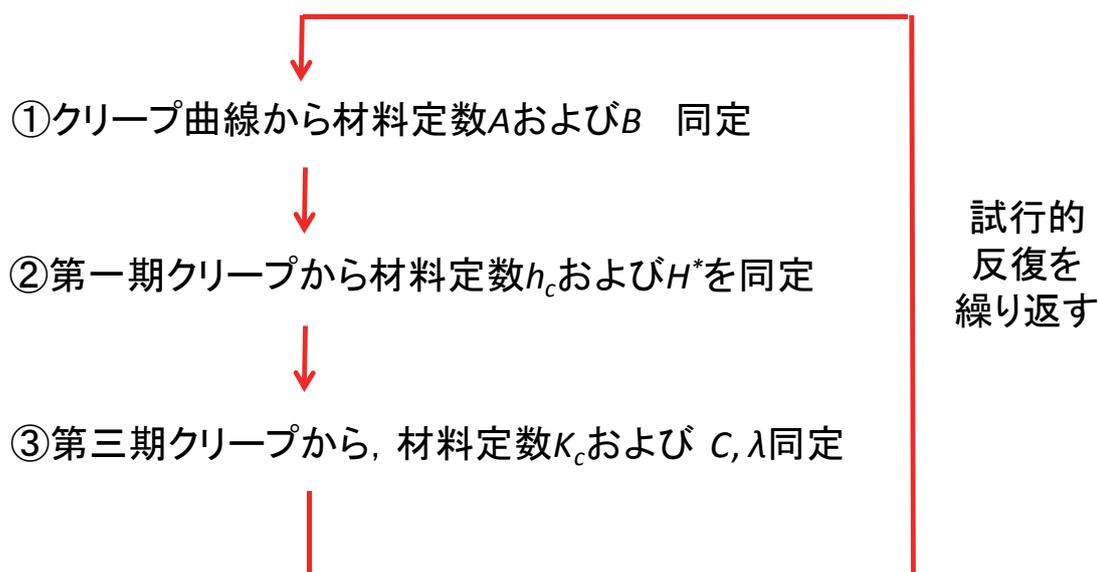


図 4-6 超高温環境におけるクリープ試験データを用いた材料定数同定の手順

4.4.2 静的引張試験

構成方程式に使用される材料定数の同定を目的として、ニオブ合金材 (C103) から平板の引張試験片 (幅: 10 mm, 厚さ: 0.75 mm, 平行部: 30 mm) を製作し、静的引張試験を実施した。試験温度は 1500°C, 外気環境は真空である。試験はひずみ速度に関連するクロスヘッドスピード (C.H.S) について、1.5 および 10 mm / min の 2 種類で実施した。ひずみ計測は接触式ひずみ計を使用し、ひずみ計の測定レンジを越えた部分については、クロスヘッド間距離を試験後の最終破断ひずみと接触式ひずみ計の値を用いて補正して算出した。図 4-7 および図 4-8 に C.H.S = 1.5 および 10 mm / min の条件について、実験結果として得られた応力・ひずみ曲線 (図中 Exp と記載) と 2 章の構成方程式を用いて得られた解析結果 (図中 Model と記載) を示す。ここで、ニオブ合金材は 1500°C の超高温環境においてはクリープひずみ速度が大きくなるため、静的引張試験における実験結果に対しクリープの影響が大きく含まれている。よって常温環境とは異なり、超高温環境における静的引張試験から材料定数を同定するためには、クリープの構成式を用いてクリープひずみ速度の影響を含めた解析を実施しつつ材料定数を同定する計算を行う必要がある。本解析においても、応力条件を振ったクリープ試験により同定した表 4-5 に示す材料定数を

使用し、クリープ試験で同定できない他の材料定数についてはクリープの影響を考慮した計算を実施しながら、応力・ひずみ曲線に関する計算結果と実験結果が良好に一致するように試行錯誤的の反復を行いこれを決定した。表 4-6 に静的引張試験から同定された材料定数を示す。

図 4-7 および図 4-8 の実験結果について、両者とも最大応力負荷後はひずみの増加とともに応力が低下しており、解析結果はこれを良く再現している。図 4-7 および図 4-8 における引張試験初期の最大応力の違いは、C.H.S の違いによる全ひずみ速度の差によって生じている。解析結果は、全ひずみ速度の差による最大応力の違いを良好に再現した。図 4-7 について、実験と解析で応力値に違いが見られるがこれは最大応力付近の過渡的な応力変化を解析がうまく表現していないことに起因している。しかしこれらの違いは、本試験において最大応力負荷後も一定速度で変位を増加させていることも要因の一つであり、応力が周期的に変動する事項で解析を実施するクリープ疲労試験等への影響は小さいと考えられる。

クリープひずみ速度が全ひずみ速度より大きくなると応力緩和が生じるが、超高温環境における一定速度での引張試験では、応力の増加に伴いクリープひずみ速度が増加しても、クリープひずみ速度が引張速度に到達した時点で応力は増加せず、その後の変形は一定応力下で進行する。そして、一定応力での変形が進行した後に生じる応力の低下は材料の損傷によるものと考えられる。従って、解析により応力低下が表現できているのは、損傷の増加とそれに伴う有効応力の増加によるクリープひずみ速度の増加が起こっているためであると考えられる。これらの現象を確認するために、図 4-9 に C.H.S = 1.5 mm / min の条件での損傷変数とクリープひずみ速度の時間履歴を計算した解析結果を示す。試験進行とともに損傷が進展しクリープひずみ速度も合わせて増加しているが、この事象は損傷による有効応力の増加がクリープひずみ速度を増加させたことが原因である。この結果、式(2.8)が示すように損傷によるクリープひずみ速度の増加が最大応力負荷後の応力低下を引き起こしたと考えられ、解析はこれを良く再現したといえる。

ここで、超高温環境における静的試験結果から材料定数を同定した過程についてまとめる。本解析において、静的引張試験に関する材料定数の同定は以下の手順により実施された。

- ① クリープに関する材料定数同定
- ② 応力・ひずみ曲線における弾性ひずみ範囲からのヤング率 E 同定
- ③ 応力・ひずみ曲線における弾性ひずみ範囲と塑性ひずみ範囲から降伏応力 σ_y 同定
- ④ 応力・ひずみ曲線における引張および圧縮の降伏応力と累積相当塑性ひずみ p から背応力に関する材料乗数である X_∞ および γ 同定
- ⑤ 応力・ひずみ曲線における引張強さ付近を目安に等方硬化パラメータに関する材料定数である R_∞ および b 同定
- ⑥ 応力・ひずみ曲線における塑性領域を目安に K および n を同定
- ⑦ 損傷進展曲線や限界損傷変数および応力・ひずみ曲線に一致するように損傷強度材料パラメータ S_{p1}, S_{p2} を同定

ここで、注意が必要な点として、前述したように超高温環境における静的引張試験においては、試験が短時間であってもクリープ変形が発生しその影響を受けたデータとなっている。よって、上記材料定数同定手順が示すように、まずクリープに関する材料定数を同定し、その後その影響を考慮した計算を行いながら以降の材料定数を同定するという手順をとる。また、室温環境における材料定数同定と同様に、実際の同定では上記①～⑦について1回の手順を実施するだけでは、良好な結果は得られず、試行的反復を繰り返すことにより徐々に材料定数が決定される。

①については、前項のクリープに関する材料定数同定の手順において詳細を示した。

②について、室温環境の場合と同様に弾性域の応力・ひずみ曲線の傾きからヤング率を同定する。但し、室温の場合と異なる点として、ヤング率の同定の過程においてもクリープの影響を考慮した解析が必要となる。弾性域における試験時間は一般的に短く、試験温度や条件によってはクリープの影響を無視できるケースが多いと推定されるが、超高温環境の場合はクリープひずみ速度が大きくなるため、事前にクリープの影響があるかどうかを検証しておくことが重要である。

③について、この過程は室温環境と同様である。但し、超高温環境において引張速度が低い場合は、クリープによる応力緩和により降伏応力が判別できないケースがある。よって、このような場合は引張試験速度を上げた試験

を実施し降伏応力を判別する必要がある。但し、ひずみ速度を上げすぎると材料定数に対しひずみ速度の依存性が出てくるため注意が必要となる。

④、⑤については静的引張試験と同様である。但し、本解析においては塑性域まで圧縮させた試験を実施していないため、 X_{∞} および R_{∞} については、室温と超高温環境の降伏応力の比に等しいと仮定して1500°Cにおける値を予測し、最終的には応力・ひずみ曲線に良好に対応することで妥当性の確認を行った。

⑤ ⑦については、室温環境の場合と同様である。

以上、静的引張試験における材料定数同定過程を図4-10に示す。

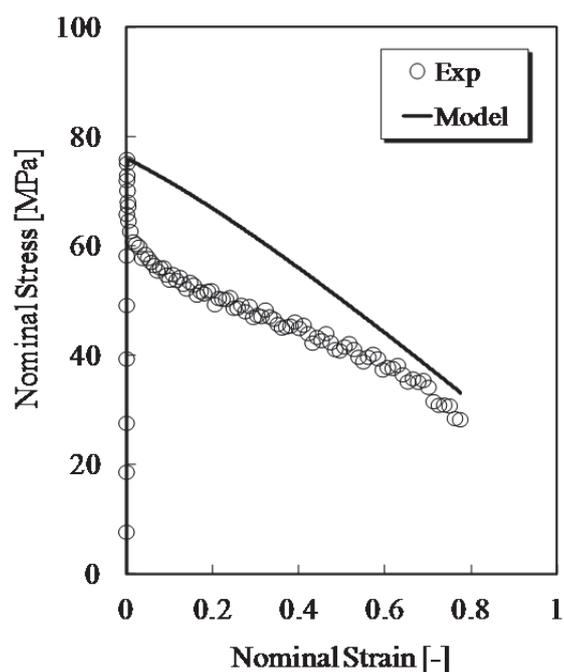


図 4-7 応力・ひずみ曲線 (C.H.S = 1.5 mm/min)

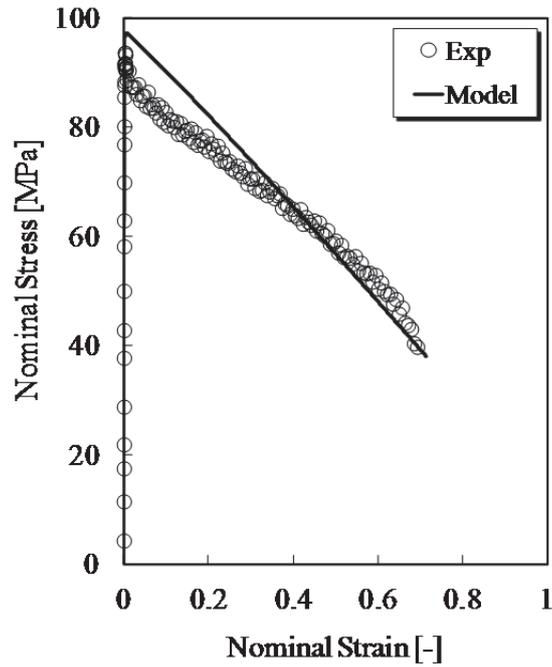


図 4-8 応力・ひずみ曲線 (C.H.S = 10 mm/min)

表 4-6 静的引張試験で同定された材料定数

E [GPa]	81.3	R_{∞} [MPa]	8
ν	0.3	b	3
σ_y [MPa]	75	X_{∞} [MPa]	8
K [GPa]	50	γ	12
n	1		

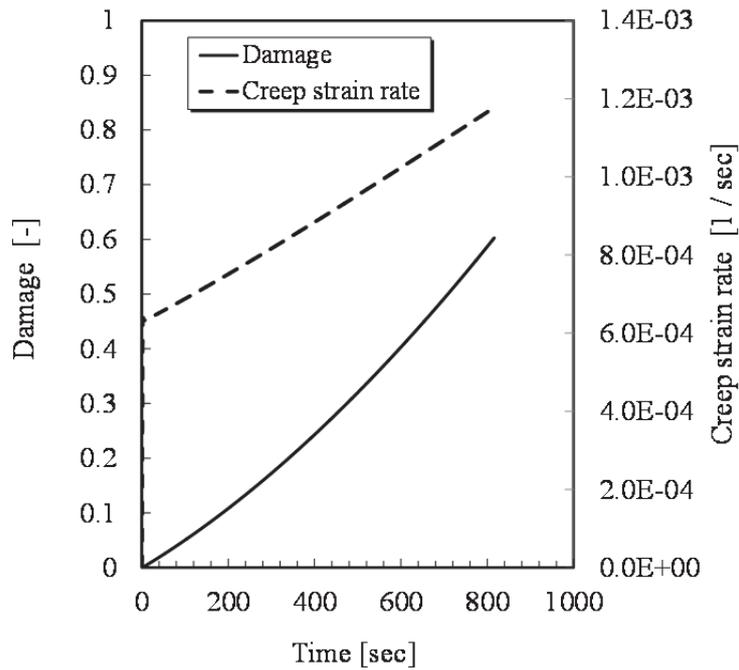


図 4-9 損傷変数とクリープひずみ速度の時間履歴
(C.H.S = 1.5 mm / min)

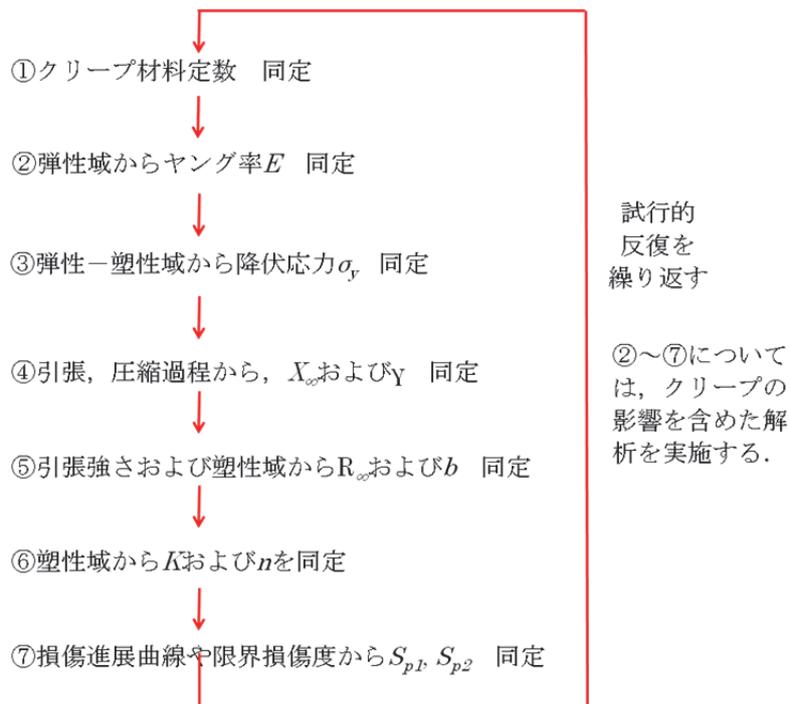


図 4-10 超高温環境における静的引張試験データを用いた材料定数同定の手順

4.4.3 破断面観察

本解析で用いた損傷力学モデルと実際の物理現象との対応を確認するために、クリープ試験および静的引張試験の後に、試験片の破断面を SEM で撮影した。図 4-11, 4-12 および 4-13 に応力 40MPa の条件におけるクリープ試験片の破面、図 4-14, 4-15 および 4-16 に応力 60MPa の条件におけるクリープ試験片の破面について倍率を変えて撮影した破断面写真を示す。応力 40MPa の条件の破面について、クリープ試験後の破断面は、クリープ損傷の特徴を示すディンプルを呈している。試験片のくびれが大きいため写真では区別がつきにくいですが、破断面に対し一様にディンプル破面が観察された。応力 60MPa の条件の破面について、応力 40MPa の条件の場合と同様、クリープ試験後の破断面は、クリープ損傷の特徴を示すディンプルであった。しかし、応力 40MPa の条件の場合と比較し、全体的にディンプルの穴径が大きかった。これは、応力が大きくなったことにより、クリープボイドの成長が促進されたと推察される。ディンプルの穴径が大きくなったことは、クリープ破断時間にも影響を与えていることが推察される。

図 4-17, 4-18 および 4-19 に C.H.S = 1.5 mm/sec の条件における静的引張試験に用いた試験片、図 4-20, 4-21 および 4-22 に C.H.S = 10mm/sec の条件における静的引張試験に用いた試験片について倍率を変えて撮影した破断面写真を示す。C.H.S = 1.5 mm/sec の条件について、試験後の破断面はディンプルであった。静的引張試験における損傷形態として、クリープ損傷以外では塑性変形に起因する延性損傷の発生が予想される。延性損傷による破面の特徴もディンプル破面であり[3]、著者らが観察した常温引張試験後の破面も同様であったため、破面から延性損傷とクリープ損傷を区別するのは困難である。しかし、塑性変形を起こすのは引張試験初期の一部の時間のみであり、その後はクリープ損傷が支配的になることが解析結果から得られており、図 4-9 で観察される破面はクリープが支配的であると考えられる。C.H.S = 10 mm/sec の条件の破面についても、C.H.S = 1.5 mm/sec の条件の破面と同様に静的引張試験後の破断面は、ディンプルであった。また、C.H.S = 1.5 mm/sec の条件と比較し破面に大きな違いは見られなかった。これは、C.H.S = 10 mm/sec の条件においても、塑性変形を起こすのは引張試験初期の一部の時間のみであり、その後はクリープ損傷が支配的なために、破面についてクリープが支配

第4章 ニオブ合金材のクリープ疲労寿命評価

的となったと予想され、C.H.S = 1.5 mm/sec の破面と大きな差が現れなかったと推察される。

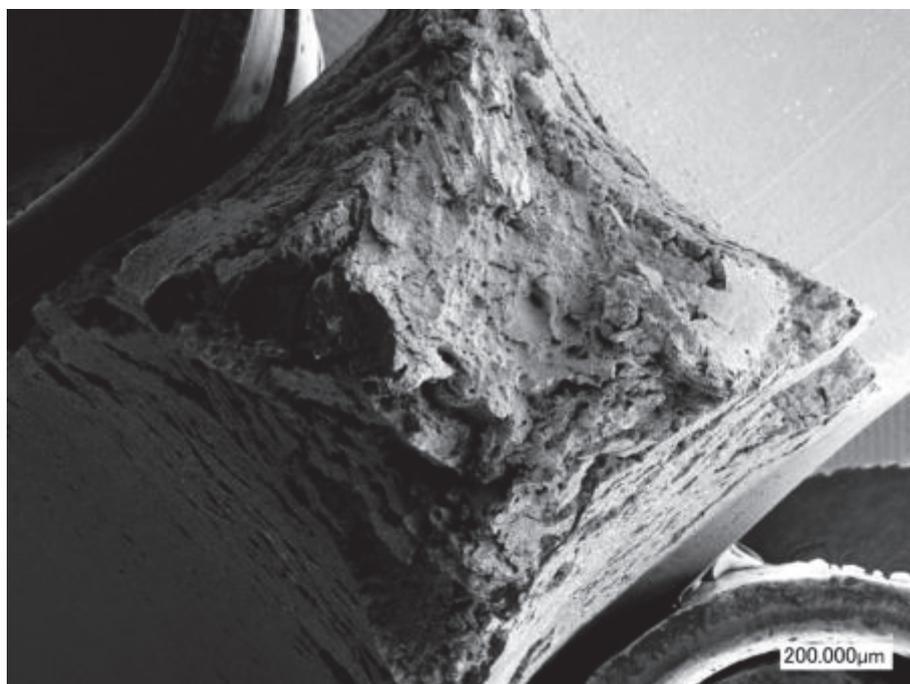


図 4-11 クリープ試験後の試験片の破断面写真
(応力:40MPa, 倍率:100)

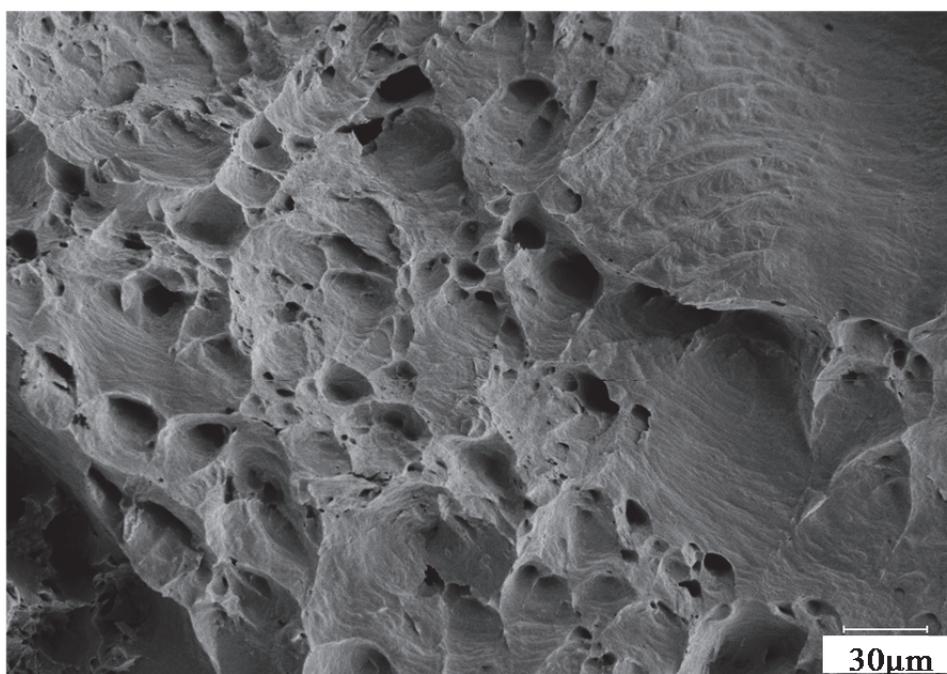


図 4-12 クリープ試験後の試験片の破断面写真
(応力:40MPa 倍率:1000)

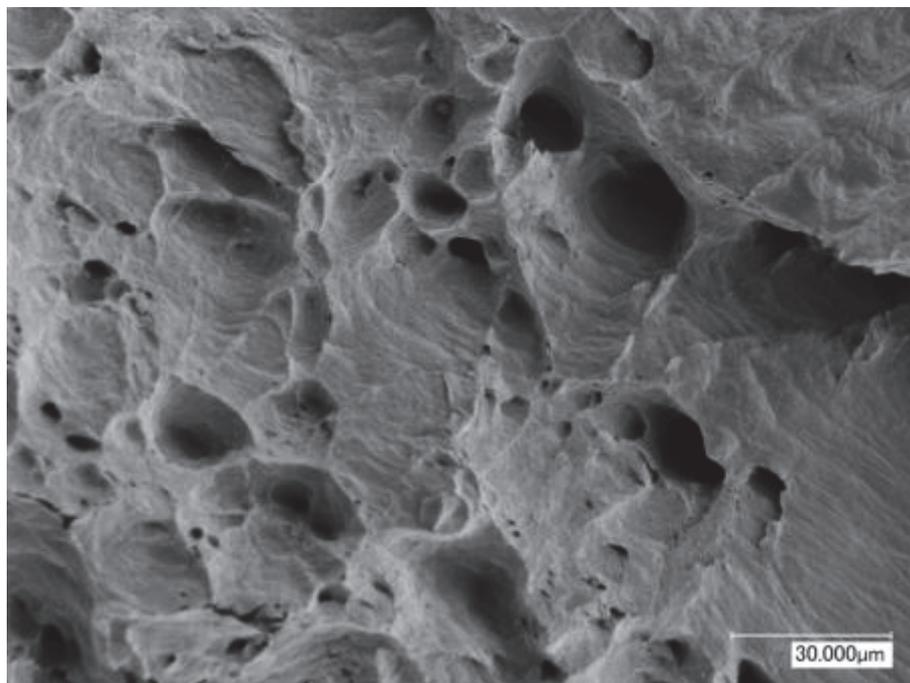


図 4-13 クリープ試験後の試験片の破断面写真
(応力:40MPa 倍率:2000)

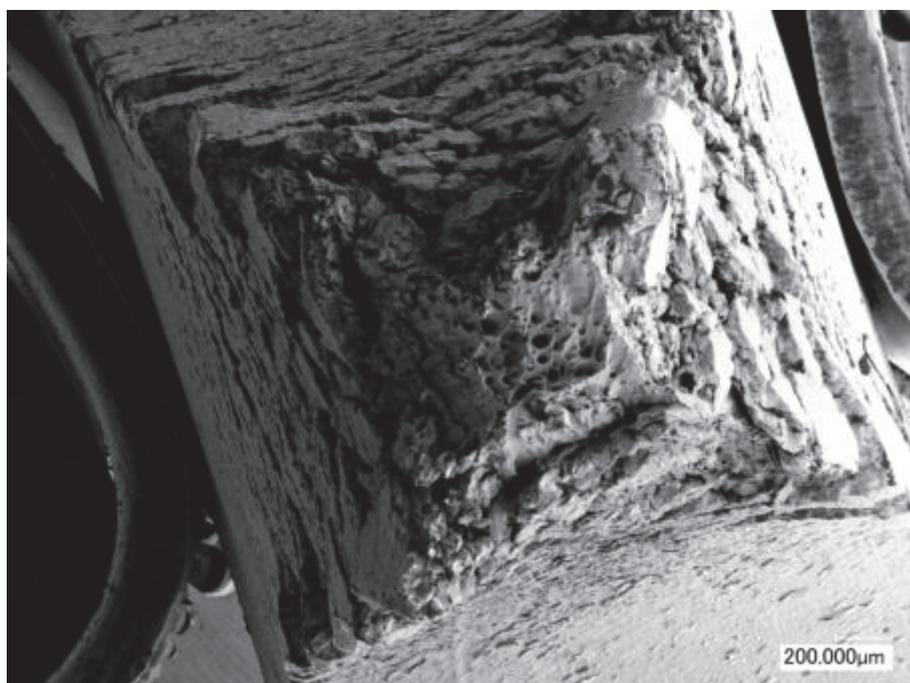


図 4-14 クリープ試験後の試験片の破断面写真
(応力:60MPa, 倍率:100)

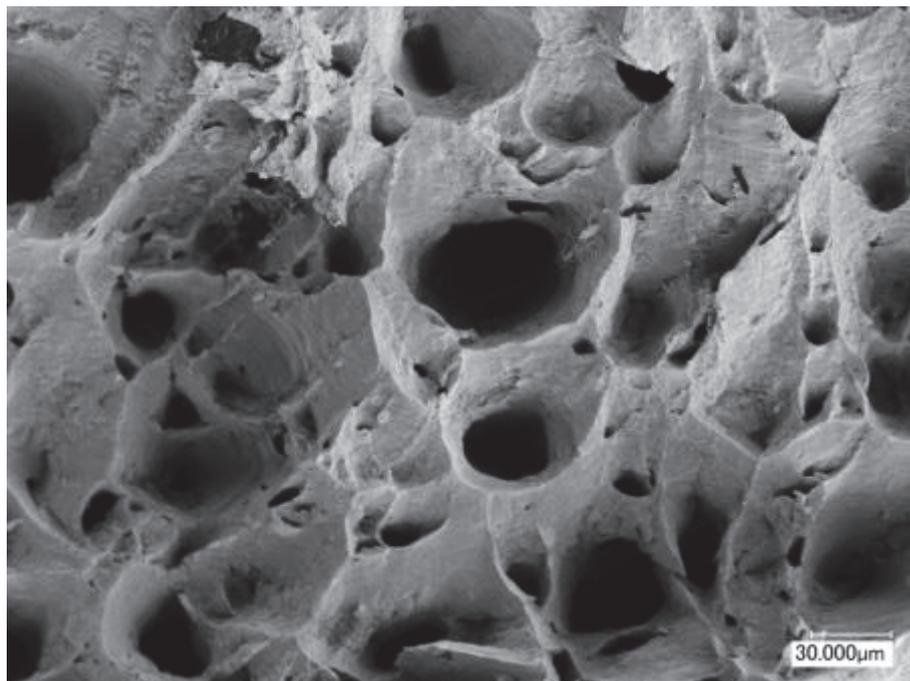


図 4-15 クリープ試験後の試験片の破断面写真
(応力:60MPa, 倍率:1000)

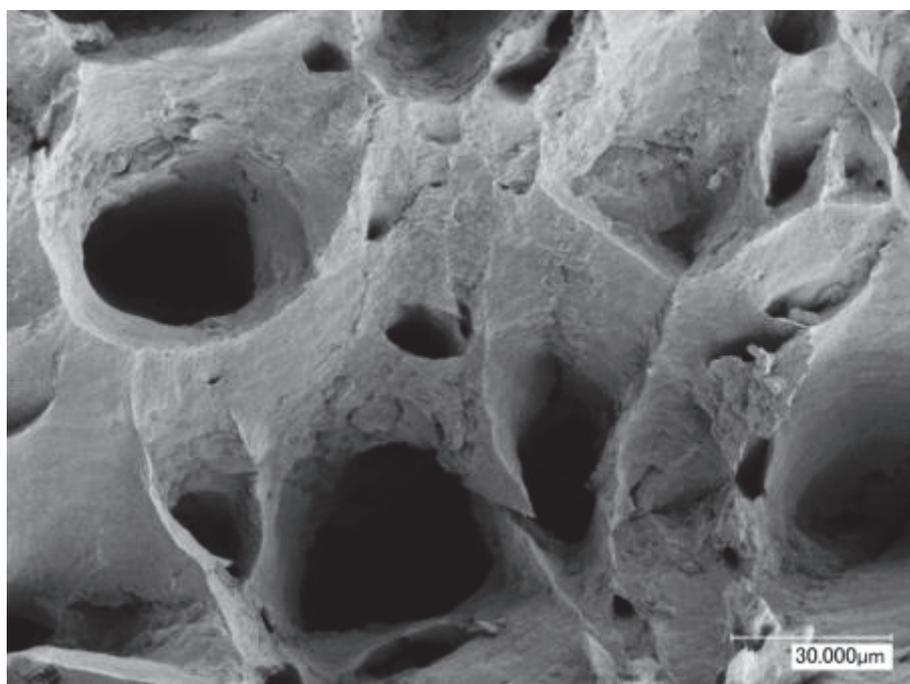


図 4-16 クリープ試験後の試験片の破断面写真
(応力:60MPa, 倍率:2000)

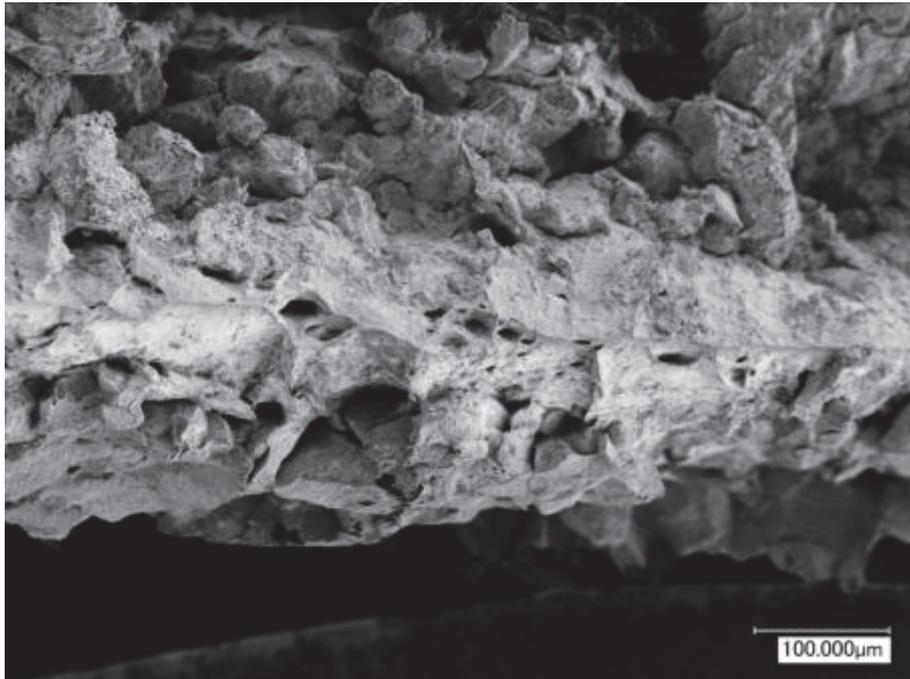


図 4-17 静的引張試験後の試験片の破断面写真
(C.H.S = 1.5 mm / min, 倍率 : 500)



図 4-18 静的引張試験後の試験片の破断面写真
(C.H.S = 1.5 mm / min, 倍率 : 1000)

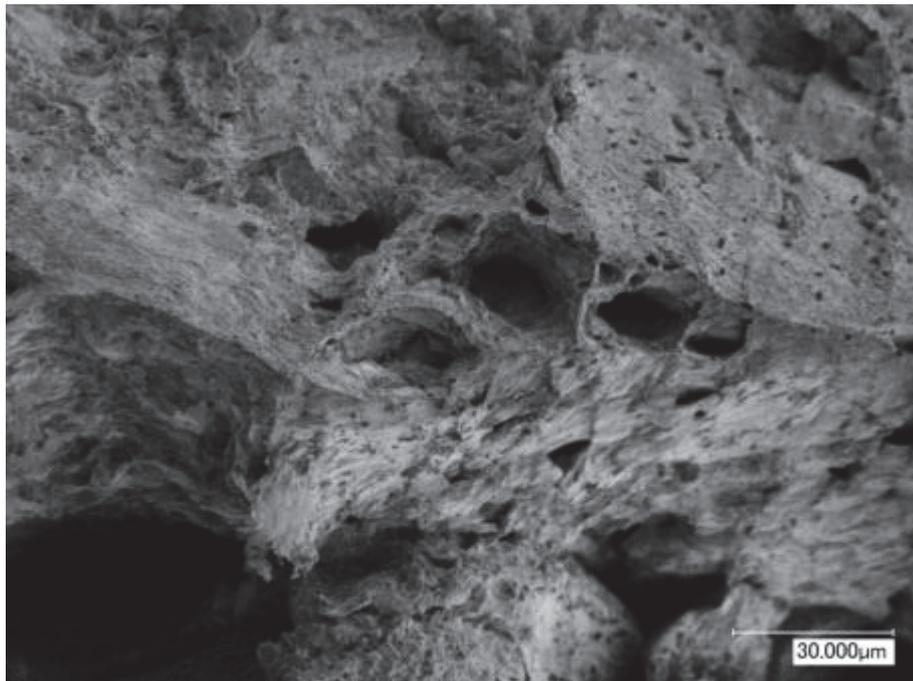


図 4-19 静的引張試験後の試験片の破断面写真
(C.H.S = 1.5 mm / min, 倍率 : 2000)

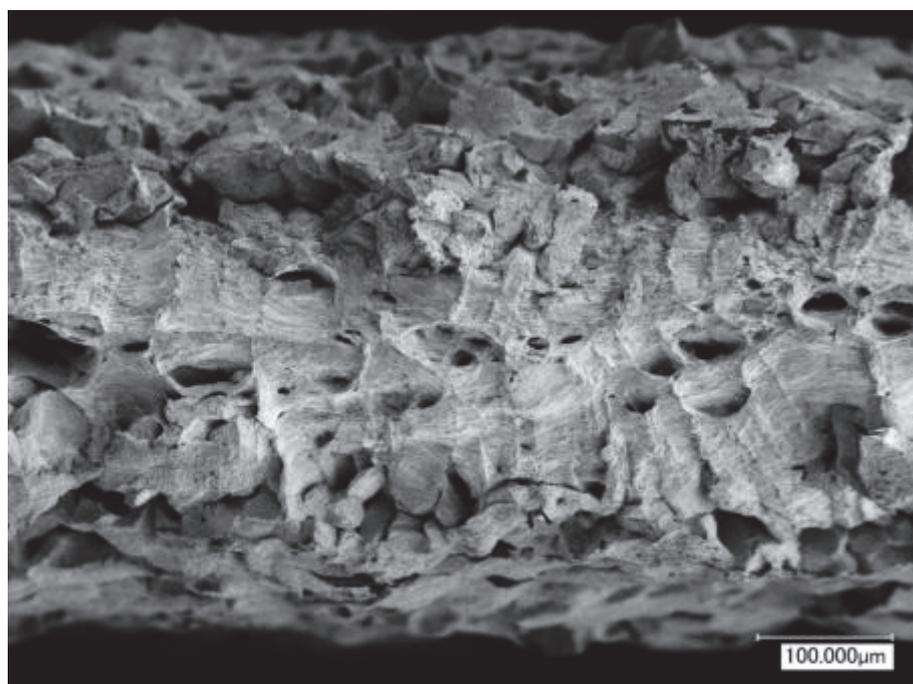


図 4-20 静的引張試験後の試験片の破断面写真
(C.H.S = 10 mm / min, 倍率 : 500)

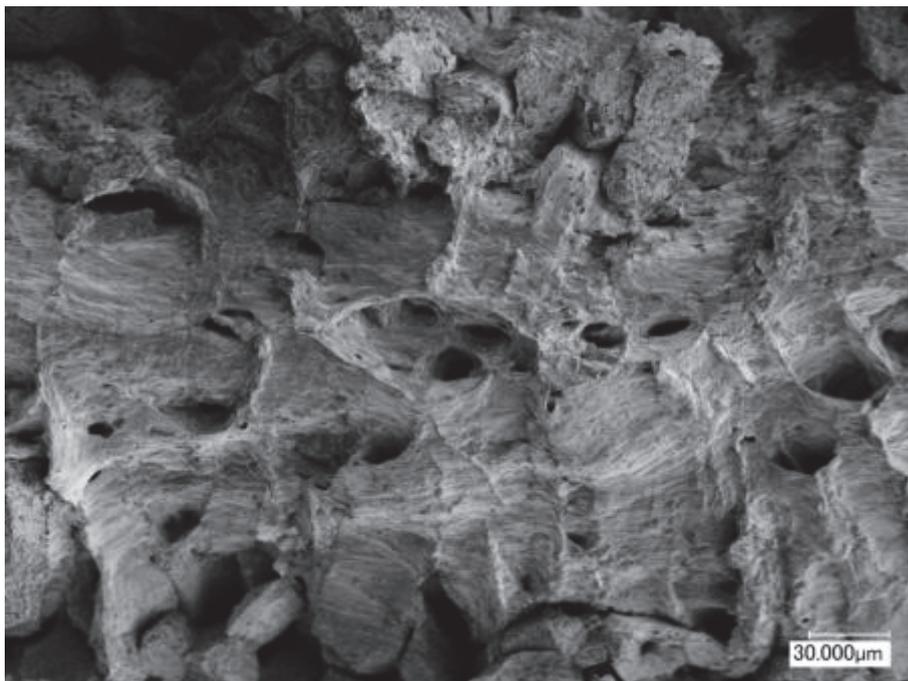


図 4-21 静的引張試験後の試験片の破断面写真
(C.H.S = 10 mm / min, 倍率 : 1000)

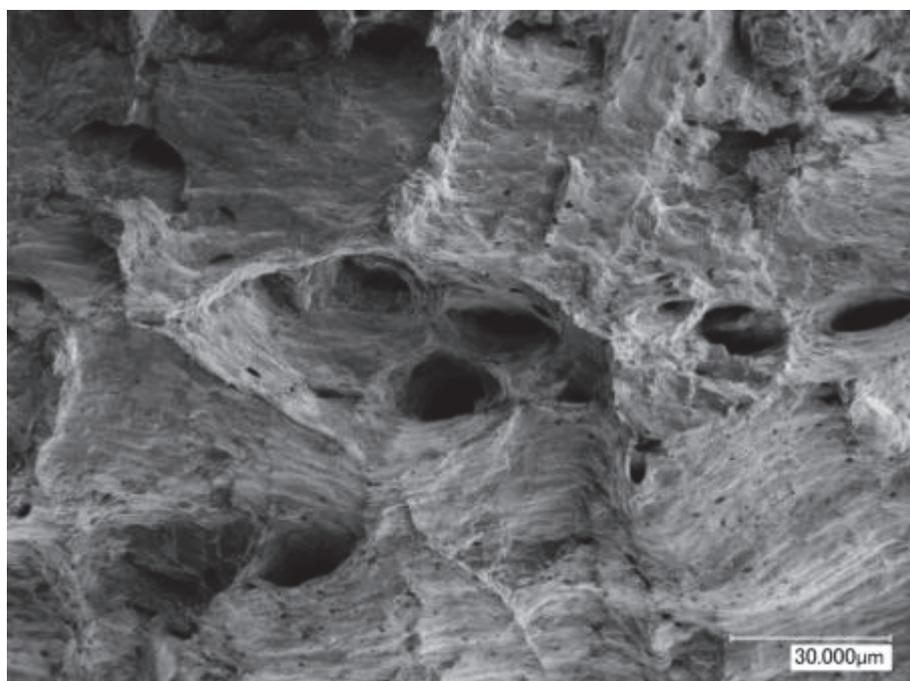


図 4-22 静的引張試験後の試験片の破断面写真
(C.H.S = 10 mm / min, 倍率 : 2000)

4.5 クリープ疲労試験結果およびクリープ疲労寿命解析

4.5.1 クリープ疲労試験結果およびクリープ疲労解析

ニオブ合金材 (C103) から平板の試験片 (幅: 10 mm, 厚さ: 3 mm, 平行部: 30 mm) を製作し, 4 種類の異なる応力範囲の条件でクリープ疲労試験を実施した. 試験温度は 1500°C, 外気環境は真空である. 試験は荷重制御とし, 1Hz の正弦波で荷重を与えた. 試験片が未破断の場合は, 最大 2000 サイクルで試験を打ち切った.

図 4-23 にクリープ疲労試験で得られたひずみの時間履歴について, 実験結果 (図中 Exp と記載) と 2 章の構成方程式を用いて得られた解析結果 (図中 Model と記載) を示す. 図 4-23 に示すひずみ値について, 実験結果は正弦波の荷重サイクルにおいて荷重の値が 0 になる点のひずみの値をプロットしている. 一方, 解析結果は荷重サイクルにおけるひずみの変動分をすべて含めた値をプロットしている. 構成方程式で使用される材料定数については, クリープ試験および静的引張試験で同定したパラメータをそのまま用いた. 一方, 疲労損傷強度材料パラメータ S_{f1} , S_{f2} については, 室温における低サイクル疲労試験で取得した材料定数値を使用した. クリープ疲労解析で使用した材料定数を表 4-7 にまとめて示す. 図 4-23 に示す実験結果が示すように, 引張側に応力サイクルを与えていくと, 主にクリープ変形によりひずみが正側に進展する. また, 応力振幅が大きいほどひずみ量が大きくなるほか, 応力範囲:0-90MPa の条件においては, ひずみ速度が著しく大きくなるという結果が得られた. これは, ニオブ合金材の 1500°Cにおける降伏応力は 75MPa であり, 応力範囲:0-90MPa の条件のみにおいて塑性変形が発生し, クリープ変形と塑性変形の相乗効果によりひずみが急速に進展したと推察される. 一方, 応力範囲:0-30MPa の条件においては, 2000 サイクルの範囲内ではひずみは大きくは進展しない結果となった. 解析結果は応力サイクルによるひずみの増加と応力範囲の違いによるひずみ増加量の違いをよく再現している. 特に, 応力範囲:0-90MPa の条件において, クリープひずみ速度が著しく大きくなる点を良好に再現したが, これは損傷発展方程式において, 損傷変数をクリープ損傷と延性損傷および疲労損傷の和であると仮定し, クリープ変形と塑性変形の相乗効果を表現することで再現できたものと考えられる.

式(2.8)-(2.12)を用いて算出される塑性ひずみ速度では, 移動硬化が考慮され

ており、本解析で用いた損傷力学モデルは繰返し負荷への適用を前提にして構築した。さらに粘塑性ひずみ速度と組み合わせて用いられる、式(2.13)-(2.15)のクリープ構成モデルは応力反転によりクリープひずみ速度も反転する点、式(2.19)-(2.21)においてクリープひずみ速度増分により引張と圧縮ともに損傷が累積する点から、ひずみ履歴と損傷については繰返し負荷に対応している。しかし、遷移クリープ領域の回復については、本解析で用いた損傷力学モデルでは考慮されておらず、圧縮繰返し負荷への適用を想定した形になっていない。すなわち、一般的なクリープ変形では、応力符号が反転すると遷移クリープ領域の回復が起こるが、使用されているクリープ構成モデルは遷移クリープ領域の回復を表すことができない。本解析では2章の式(2.14)が示すように繰返し負荷における第一期クリープ領域の回復を表現していない点について、図4-23のクリープ試験結果が示すように、対象のニオブ合金材は第二期および第三期クリープ領域が支配的である。よって、繰返し負荷においても第一期クリープ（遷移クリープ）の影響が小さいと予想され、損傷およびクリープ疲労寿命への影響は小さいと考えられる。

図4-24に応力範囲: -30-30MPaのクリープ疲労試験で得られた応力・ひずみ曲線(1および2000 cycle)について、実験結果と解析結果を比較したグラフを示す。実験結果が示すように、1サイクル目と2000サイクル目について荷重負荷前のひずみ量に大きな差がない。つまり、応力が0付近のでひずみがほぼ0となっている。これは、引張と圧縮のクリープによるひずみ量に差がないことを示している。なぜなら、2000サイクル後について、引張と圧縮で仮にひずみ速度が異なっていれば、荷重負荷前のひずみ値が引張側か圧縮側に残るはずだからである。よって、本解析ではクリープひずみ速度に関する材料定数について、引張と圧縮で同じ値を用いて計算を行った。その結果、解析では1サイクル目と2000サイクル目で荷重負荷前のひずみ量に大きな差が表れず、応力ひずみ曲線でほぼ値が重なった結果になった。但し、解析においても実際には1サイクル目と2000サイクル目を比較すると損傷の影響により、2000サイクル目の弾性域の傾きが1サイクル目に対し小さくなっている。

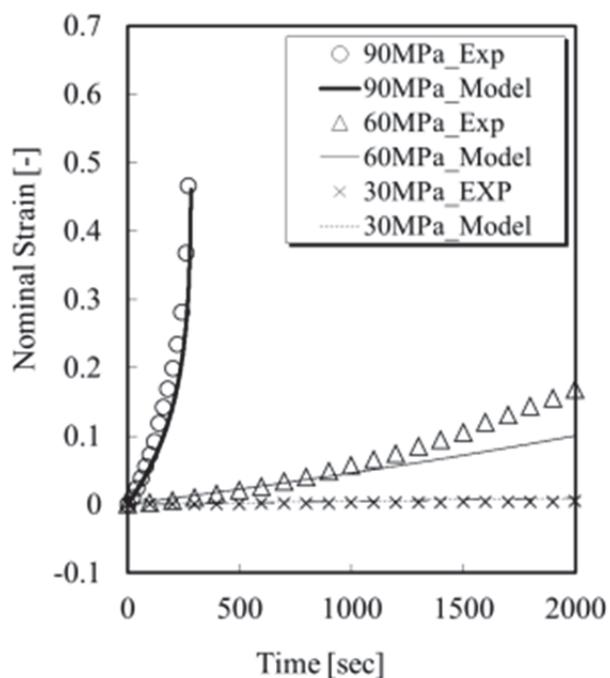


図 4-23 クリープ疲労試験で得られたひずみの時間履歴
(応力範囲: 0-90, 0-60 および 0-30MPa)

表 4-7 クリープ疲労解析で使用了した材料定数

A [sec^{-1}]	1.90×10^{-6}	B [MPa^{-1}]	0.09
h_c [MPa]	4.0×10^3	H^*	0.05
K_c	0	C	0.7
λ	1	E [GPa]	81.3
ν	0.3	σ_y [MPa]	75
R_∞ [MPa]	8	b	3
X_∞ [MPa]	8	γ	12
K [GPa]	50	n	1
S_{p1} [MPa]	0.02	S_{p2}	1.0
S_{f1} [MPa]	125	S_{f2}	1.0

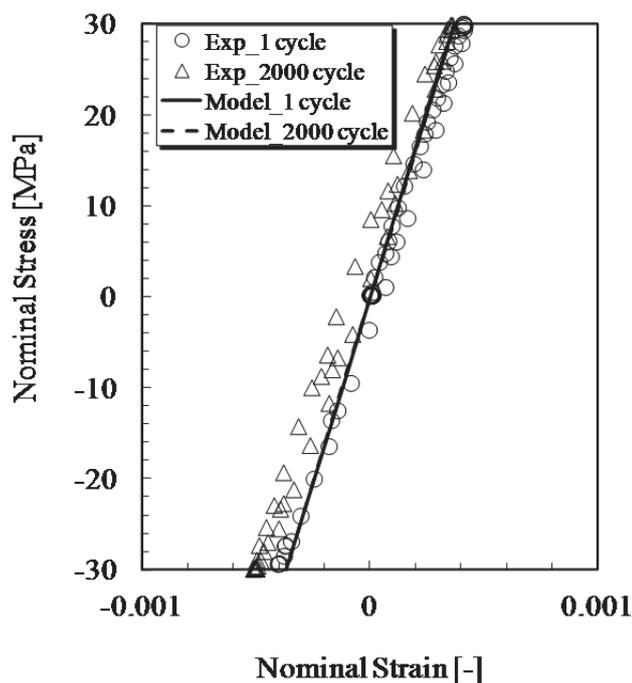


図 4-24 クリープ疲労試験で得られた応力・ひずみ曲線
(応力範囲: -30-30MPa, 1 および 2000 cycle)

4.5.2 損傷進展評価

損傷の進展評価として、図 4-25 および図 4-26 に応力範囲(0-90, 0-60 MPa)および応力範囲(0-30, -30-30 MPa)の試験における損傷進展曲線（横軸：時間，縦軸：損傷変数 D ）を示す。ここで、損傷変数の実験結果の算出方法について、各サイクルにおける荷重除荷時のヤング率を各応力・ひずみ曲線における傾きから計算し、初期状態のヤング率との比から Lemaitre[4]に従い算出した。解析結果は全体的に実験結果に対し小さめの値になったが、応力範囲が小さい 0-30, -30-30 MPa の試験では損傷がほとんど進展しない点や、応力範囲が大きい 0-90MPa の条件での急速な損傷進展を良く再現しているといえる。特に、応力範囲が 0-90MPa の条件では損傷進展が急速であるが、これはクリープと塑性変形の相互作用[5]-[9]であると予想される。この相互作用は解析では、2 章の式 (2.1)により、塑性変形とクリープ変形を分ける分離モデル[10][11]を採用し、対応する各損傷変数に対し式(2.16)によるクリープ損傷および延性損傷の和を算

出することで表現している。さらに、図 4-26 の実験結果が示すように圧縮を含む応力範囲：-30-30 MPa の損傷変数は応力範囲 0-30 MPa の損傷変数より大きい値となっている。これは、引張過程だけでなく圧縮過程においてもクリープにより損傷が進展していることを示している。解析においては、圧縮においてもクリープ損傷が進展する点について、式(2.22)で $N = -1$ とすることでこれを再現した結果となった。

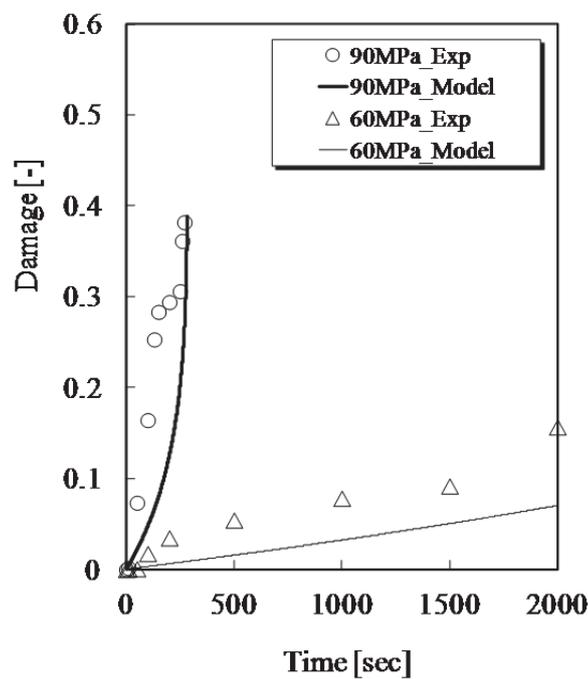


図 4-25 クリープ疲労試験における損傷進展曲線
(横軸: 時間, 縦軸: 損傷変数 D , 応力範囲: 0 - 90, 0 - 60 MPa)

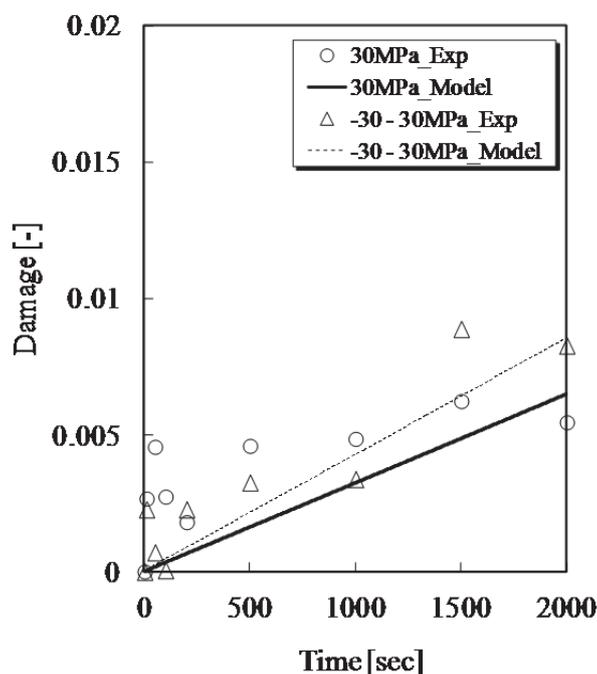


図 4-26 クリープ疲労試験における損傷進展曲線
(横軸: 時間, 縦軸: 損傷変数 D , 応力範囲: 0 - 30, -30 - 30 MPa)

4.5.3 クリープ疲労寿命評価

表 4-8 に応力範囲: 0-90MPa の試験に関するクリープ疲労の破断サイクル数に関する実験結果と疲労寿命の解析結果を示す. クリープ疲労寿命の実験結果と解析結果についてほぼ同等の結果が得られた. 一方, 表 4-8 には破断時におけるクリープ損傷, 塑性損傷および疲労損傷に関する損傷変数について, 解析結果を示しているが, 損傷変数の内訳としてはクリープ損傷が支配的であり延性損傷および疲労損傷がほとんど進展しない結果となった.

表 4-8 に示す解析結果が, 物理現象として妥当であるか評価するために, 応力範囲が 0-90MPa の条件におけるクリープ疲労試験後に, SEM による試験片の破面観察を実施した. 図 4-27, 4-28 および 4-29 にクリープ疲労試験後 (応力範囲: 0-90MPa) の試験片について, 破面を倍率を変えて撮影した破断面写真を示す. 破断面はクリープ損傷の特徴を示すディンプルを呈しており, 本解析結果は損傷形態としても妥当であることを確認した.

以上から, 本研究により損傷力学に基づく構成方程式を用いた, ニオブ合金材のクリープ疲労解析を行う手法について目途を得たといえる. しかし, 本章

第4章 ニオブ合金材のクリープ疲労寿命評価

における解析および評価を進めていくうえでいくつかの課題も明確になった。

まず、材料定数については未だ試行的反復による同定を行っている。明確な手順が確立されるには、損傷力学の適用の例を増やすことが必要である。いくつかの文献では、材料定数同定の手順が示されており、本研究の中でもその手順について触れた。本研究で明確になった課題として、超高温環境 1500°Cにおいては、静的引張試験の材料定数同定の際にクリープの影響が含まれる点が挙げられ、筆者はクリープ解析を含めて材料定数を同定した。しかし、これらの手順は複雑であり、クリープの影響を簡易的に除去する方法については今後の課題となる。

次に、本研究で用いた構成方程式では、遷移クリープ領域の回復についてはモデル化されていない。つまり、繰返し負荷における第一期クリープ領域の回復を表現していない点が課題となる。ニオブ合金材は第二期および第三期クリープ領域が支配的であるため、遷移クリープ領域の回復の影響は小さいと考えられるがこれらの影響が大きい材料を扱う場合については構成方程式に組み込むとともに、その妥当性について追加試験等で検証する必要がある。

表 4-8 クリープ疲労寿命の解析結果（応力範囲: 0-90MPa）

D_{cr}	0.38	D_c^*	0.29
Cycles to Failure (Experiment)	270	D_f^*	0.14×10^{-4}
Cycles to Failure (Model)	283	D_p^*	0.09

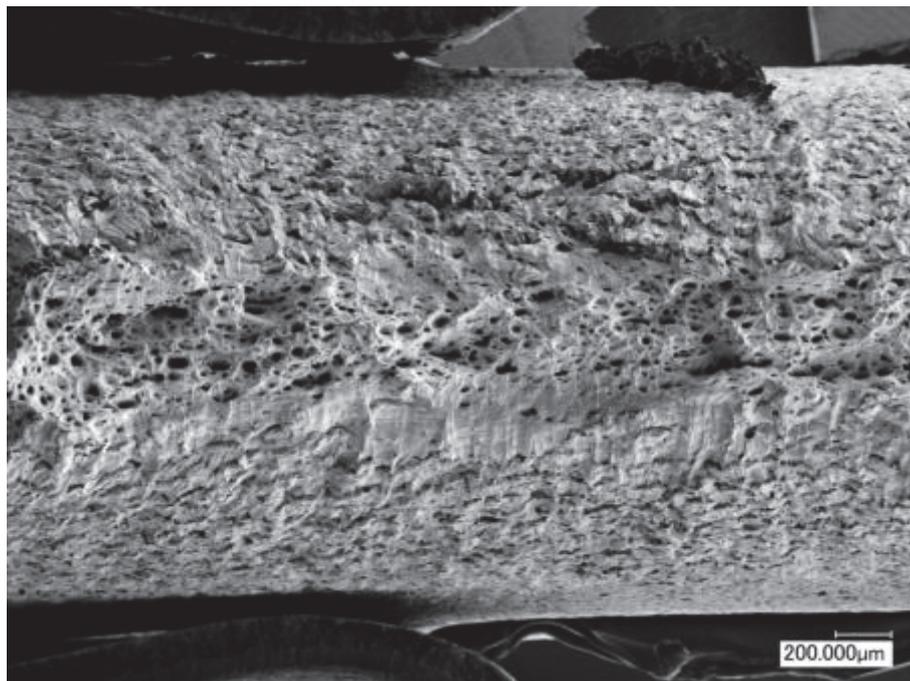


図 4-27 クリープ疲労試験後の試験片の破断面写真
(応力範囲: 0-90MPa, 倍率:100)

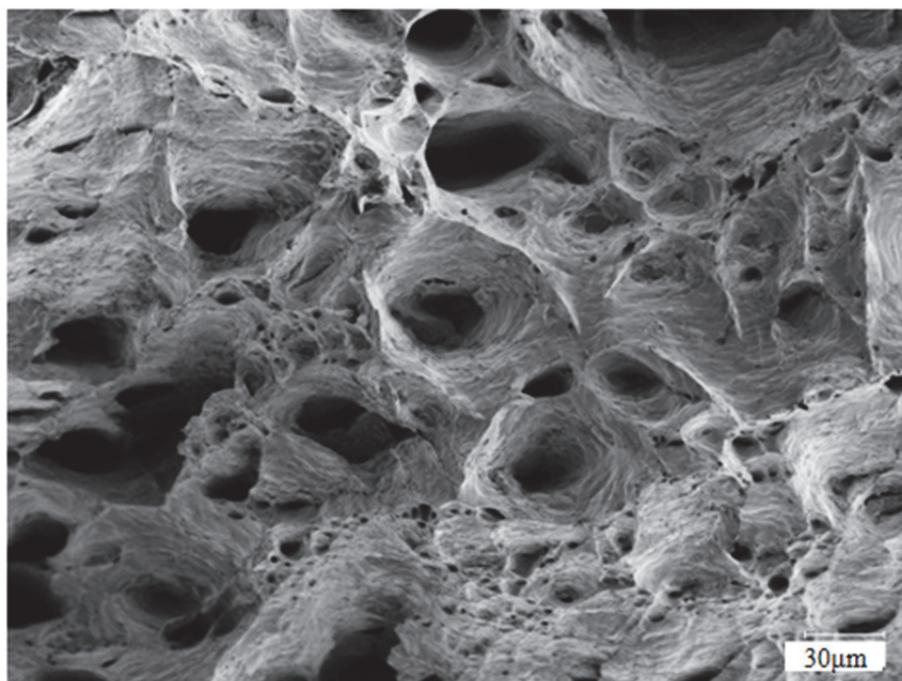


図 4-28 クリープ疲労試験後の試験片の破断面写真
(応力範囲: 0-90MPa, 倍率:1000)

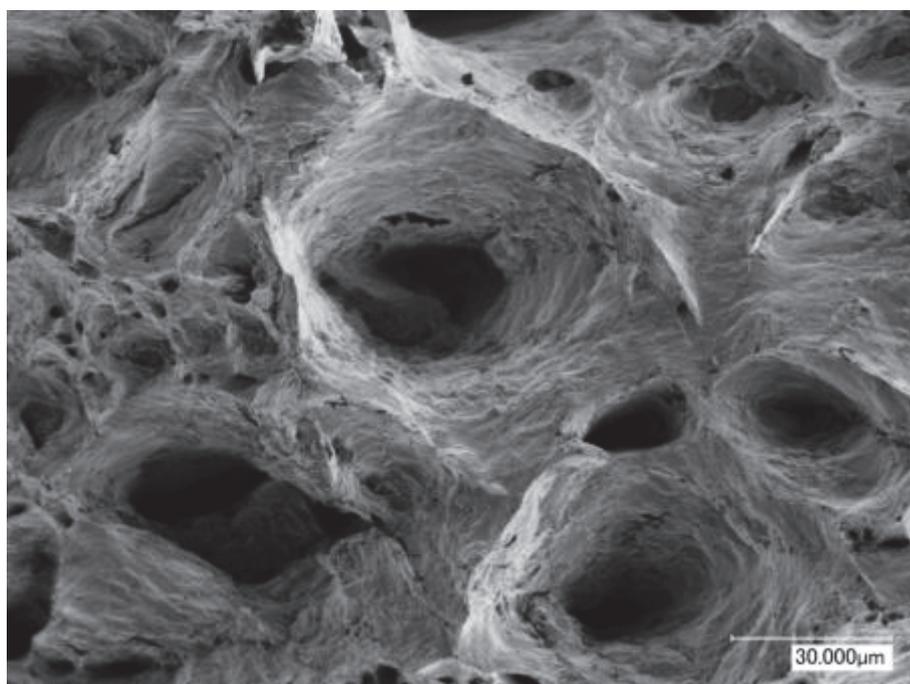


図 4-29 クリープ疲労試験後の試験片の破断面写真
(応力範囲: 0-90MPa, 倍率:2000)

4.6 まとめ

本章では、ニオブ合金材を対象とした損傷力学による超高温環境での機械特性モデリングとクリープ疲労寿命評価を実施した。まず、1500℃での超高温環境におけるクリープ試験、静的引張試験を実施し、構成方程式の定式化および使用される材料定数の同定を行った。さらに、1500℃で実施された応力範囲の異なるクリープ疲労試験を実施し、これに対応するクリープ疲労解析を行った。クリープ疲労解析には、同定された材料定数をそのまま用いることで定数値の妥当性を検証した。また、クリープ疲労解析から得られたクリープ疲労寿命と各損傷変数（クリープ損傷、延性損傷および疲労損傷）について、破断サイクル数や試験後の試験片の破断面観察により、物理現象との対応について評価した。以下に本章で得られた知見をまとめる。

- 1) ニオブ合金材について、まず、1500℃での超高温環境におけるクリープ試験、静的引張試験を実施し、構成方程式の定式化および使用される材料定数の同定を行った。静的引張試験については、クリープの影響が大きい

く含まれることが明らかとなったため、材料定数同定においてはクリープひずみ速度の影響を考慮して材料定数を同定した。

- 2) 4種類の応力範囲におけるクリープ疲労試験を実施し、クリープ試験および静的引張試験により導出した構成方程式および同定した材料定数をそのまま用いてクリープ疲労解析を実施した。その結果、ひずみ履歴およびクリープ疲労寿命を良好に再現したため本手法の有効性を確認した。特に、応力範囲が 0-90MPa の条件の試験については、クリープ変形と塑性変形の相互作用によりひずみ速度が著しく大きくなったが、解析において粘塑性ひずみをクリープひずみと塑性ひずみに分ける分離モデルを使用し、損傷変数をクリープ損傷、塑性損傷および疲労損傷の和と仮定することでこれを良好に再現した。
- 3) 応力範囲が 0-90MPa の条件におけるクリープ疲労試験後の試験片の破断面観察を実施し、物理現象と解析の対応について確認した。その結果、破面はディンプルであったことから、本試験の損傷はクリープが支配的であることを示しており、解析結果と実際の損傷形態は定性的に一致することを確認した。

以上から、本研究により損傷力学に基づく構成方程式を用いた、ニオブ合金材のクリープ疲労解析を行う手法について目途を得たといえる。しかし、本章における解析および評価を進めていくうえでいくつかの課題も明確になった。材料定数について、超高温環境 1500°Cにおいては、静的引張試験の材料定数同定の際にクリープの影響が含まれる点が挙げられ、筆者はクリープ解析を含めて材料定数を同定したが、これらの手順は複雑であり、クリープの影響を簡易的に除去する方法については今後の課題となる。また、本研究で用いた構成方程式では、遷移クリープ領域の回復についてはモデル化されていない。ニオブ合金材は第二期および第三期クリープ領域が支配的であるため、遷移クリープ領域の回復の影響は小さいと考えられるがこれらの影響が大きい材料を扱う場合については構成方程式に組み込むとともに、その妥当性について追加試験等で検証する必要がある。

第4章 ニオブ合金材のクリープ疲労寿命評価

次章では、3章および4章で得た損傷力学モデルと有限要素法による熱構造連成立解析を組み合わせ、二液式スラスタ燃焼器のクリープ疲労寿命解析を行う。

第 5 章

衛星用スラスタ燃焼器のクリープ疲労解析

- 5.1 はじめに
- 5.2 小推力二液式スラスタについて
- 5.3 部分連成解析について
- 5.4 材料定数の温度依存性
- 5.5 衛星用スラスタ燃焼器のクリープ疲労解析
 - 5.5.1 連続噴射条件
 - 5.5.2 パルス噴射条件
 - 5.5.3 小推力二液式スラスタのクリープ疲労寿命評価
- 5.6 まとめ

5.1 はじめに

本章では3章における室温環境および4章における1500℃の環境で得た損傷力学モデルをベースとした、人工衛星用二液式スラスタ燃焼器のクリープ疲労解析手法について示す。解析手法として用いる部分連成解析について説明し、スラスタ燃焼器の解析を行う前にシンプルな応力範囲が0-90MPaのクリープ疲労試験について部分連成解析を実施しその適用範囲を確認する。さらに、二液式スラスタ燃焼器の広範囲な作動温度に対応するために、3章および4章で得た材料定数の温度依存性について評価を実施する。本章後半では、スラスタの連続噴射時およびパルス噴射時におけるスラスタ燃焼器の三次元熱伝導-弾粘塑性解析の有限要素解析結果およびポスト処理による三次元弾粘塑性損傷解析を実施し、スラスタの噴射モードの寿命への影響を評価する。連続噴射については、最大温度について、1250℃と1500℃の2種類のケースで解析を実施し、クリープ疲労寿命への影響を評価する。

5.2 小推力二液式スラスタについて

二液式スラスタには推力に関していくつかの種類があり、通信衛星等の静止衛星では軌道変換用に推力500N級スラスタ、姿勢制御には小推力の20あるいは10N級スラスタが使用されるのが一般的である[1]。軌道変換用に用いられる推力500N級スラスタは一般的に長秒時の連続噴射作動で使用され、小推力の20あるいは10N級スラスタは一般的に単秒時のパルス噴射作動で使用される。本研究では、以下の観点により解析対象として小推力二液式スラスタを選択した。

- ① 人工衛星の姿勢制御に使用されるため繰り返し噴射（以下、パルス噴射と呼ぶ）を行う。長寿命衛星では15年相当の寿命要求があり、スラスタ作動として数十万サイクルの噴射が要求される。よって、スラスタ燃焼器に対し数十万回の熱サイクル[2]が負荷され損傷として疲労が懸念される。
- ② 軌道変換エンジンのバックアップとして連続噴射が要求されるケースがある[2]。この場合、長時間の噴射（以下、連続噴射と呼ぶ）が要求される他、高性能が要求されるため燃焼器に対し高い作動温度が要求される。こ

のような噴射モードでは、クリープ損傷が懸念される。

つまり、小推力二液式スラスタは連続噴射とパルス噴射という幅広い噴射モードの要求があり、これらの噴射モードに対するスラスタ燃焼器の寿命予測手法を確立することが重要となる。これに対し、損傷力学はクリープ損傷および疲労損傷を一つの損傷変数として表現し、その相互作用も考慮できるため寿命評価手法として高いポテンシャルを有している。小推力二液式スラスタの使用例として、図 5-1 に人工衛星（技術実証衛星 E T S VIII） [3] に使用される小推力二液式スラスタを示す。また、小推力二液式スラスタの外観を示すための一例として、JAXA が開発するの推力 10N 級スラスタ [4] の写真を示す。

本研究では、解析対象を文献データを参考とした小推力 22N 級スラスタ燃焼器 [2] とし、損傷力学に基づくクリープ疲労解析を実施した。

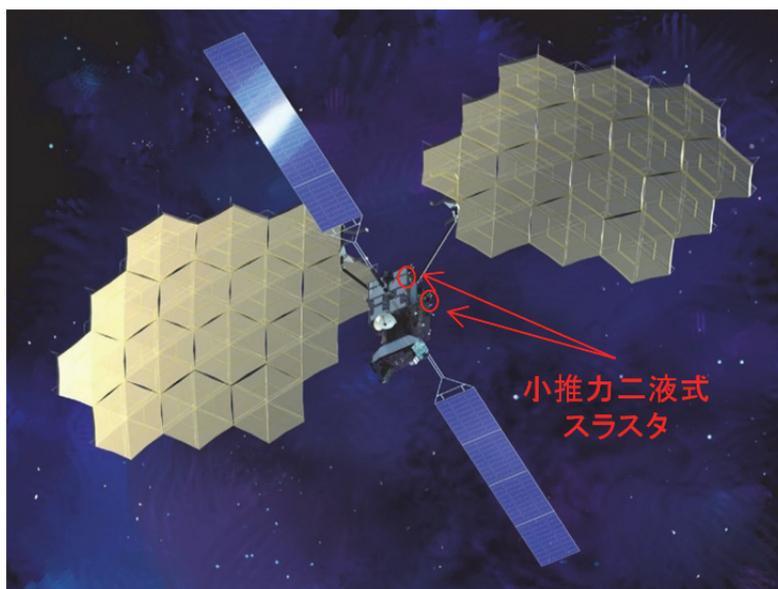


図 5-1 人工衛星に使用される小推力二液式スラスタ [3]
(図は技術実証衛星 E T S VIII, (C) JAXA)

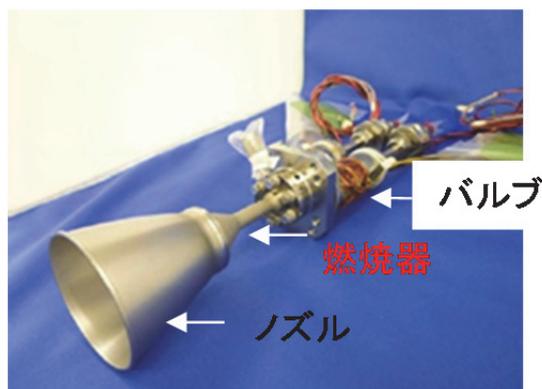


図 5-2 小推力二液式スラスタの例
(JAXA が研究開発する 10N 級スラスタ[4], (C) JAXA)

5.3 部分連成解析について

材料損傷を考慮した構造解析を行う場合に、損傷とひずみの連成を考慮するための3種類の方法がある[5]。各方法の流れを図5-3に示す。最も精度の高い解析手法は、有限要素解析において損傷を考慮した構成方程式を用いる完全連成解析である。これは、有限要素法の構成方程式に損傷変数を導入する解析手法であるため、最も精度の高い解析が可能となる。但し、本手法は通常の構造解析プログラムに損傷力学の構成式をインプリメントする必要がある他、損傷評価を行うためにすべての過程について構造解析プログラムによる計算を行う必要があるため、計算量が多くなることが難点である。さらに、本解析が対象とする小推力二液式スラスタ燃焼器は、作動回数について数十万サイクルが想定される。このような機器の寿命を評価するためには、有限要素解析も数十万サイクル分を実施する必要があるため、計算コストの面から考えてこれらを実施することは困難である。

部分連成解析は、損傷を考慮しない構造解析を実施しそのひずみ履歴から、損傷を考慮した構成方程式を用いたポスト処理により損傷発展を評価する手法である。一方、非連成解析は損傷を考慮しない構造解析を実施しその応力・ひずみ履歴から損傷発展方程式を用いたポスト処理により損傷発展を評価する手法である。部分連成解析と非連成解析では、商用ソフト等による有限要素解のポスト処理として、構成式レベルで損傷計算を行うため、繰り返しサイクルの多い疲労解析等に有用となる。具体的には、最初の数サイクルのみ、有限要素

法による構造解析を実施し、着目点のひずみ履歴を抽出することで構成方程式レベルのポスト処理による数十万サイクルの損傷評価を行うことが可能となる。

しかし、部分連成解析について高精度を維持するためには、損傷領域が構造全体に比べ十分小規模であり、損傷発生がひずみ場に大きな影響を与えないことが条件となる。また、非連成解析においては損傷発生による応力再配分が考慮されないため、一般に精度を維持することが難しいとされる。本研究の解析対象は、小推力二液式スラスタは人工衛星の姿勢制御において数十万サイクルのパルス噴射を要求されていることから、このスラスタ燃焼器の寿命評価への適用性を踏まえ、多数繰り返し計算への適用が可能な部分連成解析を選択した。

図 5-4 に部分連成解析による二液式スラスタ燃焼器クリープ疲労解析の手順を示す。以下に手順を示す。

- ① 本解析ではまず、境界条件として燃焼器形状と燃焼器内表面の温度分布および圧力分布を与える。温度分布および圧力分布は、文献値を参考にあらかじめ設定した。
- ② 境界条件を元に三次元熱伝導－弾粘塑性連成解析を実施する。有限要素解析により燃焼器内表面からの熱伝導による温度分布を計算するとともに、クリープおよび塑性変形を含む構造解析を実施する。アウトプットとして、着目点のひずみおよび温度の時間履歴を出力する。なお、本解析に用いた解析ツールは MSC 社の Marc/Mentat である。
- ③ 着目点のひずみおよび温度の時間履歴をインプットとして、三次元弾粘塑性損傷解析を実施する。損傷を考慮した構成方程式を用いて、応力の再配分を計算するとともに時間非依存の塑性ひずみ、クリープひずみおよび損傷変数を計算する。なお、本解析には著者が Fortran 77 ソースで作成した計算プログラムにより実施した。
- ④ あらかじめ限界損傷変数 D_{cr} を設定し、損傷変数が限界損傷変数に達したときを構造の寿命とする。さらに、寿命を迎えた構造の各損傷変数（延性損傷、疲労損傷およびクリープ損傷）の値を比較し損傷モードを評価する。

前述したように、部分連成解析について高精度を維持するためには、損傷領域が構造全体に比べ十分小規模であり、損傷発生がひずみ場に大きな影響を与えないことが条件となる。よって、ニオブ合金材についてスラスタ燃焼器の解

第5章 衛星用スラスタ燃焼器のクリープ疲労解析

析を行う前に、よりシンプルなケースによりその適用範囲を確認しておくことは有益である。よって本研究では、4章で示した1500℃環境における応力制御のクリープ疲労試験（応力範囲0–90 MPa）に対して部分連成解析によるクリープ疲労解析を実施し、その適用範囲について評価した。図5-5にクリープ疲労試験で使用した平板試験片の三次元有限要素解析モデルを示す。本モデルによりクリープ疲労解析を実施しひずみ履歴を計算した後、ポスト処理による弾粘塑性損傷解析を実施した。図5-6にクリープ疲労試験の解析結果として全ひずみの時間履歴について、実験値と構成方程式のみの解析(図中1Dと表記)および部分連成解析(図中3Dと表記)の結果を比較したものを示す。両者の比較の結果、部分連成解析はクリープひずみが第3期クリープに入らない範囲では、実験値と大きな違いはないが、ひずみが第3期クリープに入った段階ではその差が顕著になることが明らかとなった。しかし、スラスタ燃焼器への適用を考えた場合、スラスタ燃焼器は第3期クリープが顕著になると変形し内表面形状が変化する。これにより、二液式スラスタは所定の機能を喪失し性能が劣化するため、第3期クリープに入らない範囲での使用が望ましい。また図5-6に示すように全ひずみが5.5%以下の範囲なら、実験値との差が小さく部分連成解析の適用が可能であり、このような範囲の解析であっても実用上有用であるといえる。よって、全ひずみ5.5%における解析における損傷変数0.08を限界損傷変数 D_{cr} と仮定し、スラスタ燃焼器の寿命を評価した。つまり、本解析で使用する限界損傷変数 $D_{cr} = 0.08$ の物理的意味は、スラスタ燃焼器が第3期クリープにより急速な変形が発生する前の損傷変数となり、破断等の損傷と比較し安全側の評価となる。

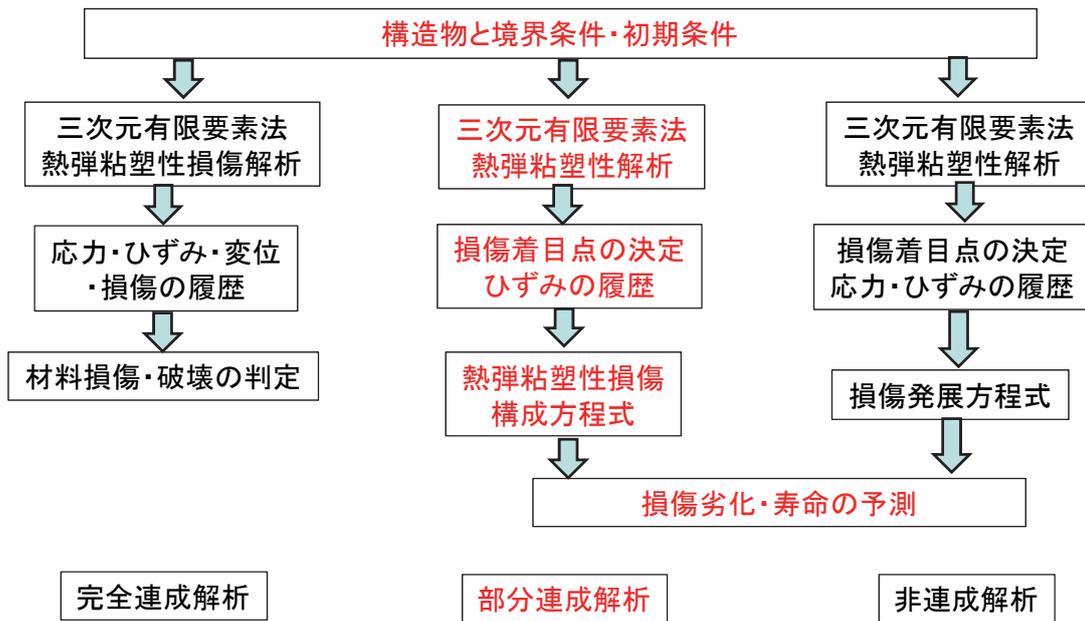


図 5-3 損傷解析の手法における部分連成解析の位置付け[5]

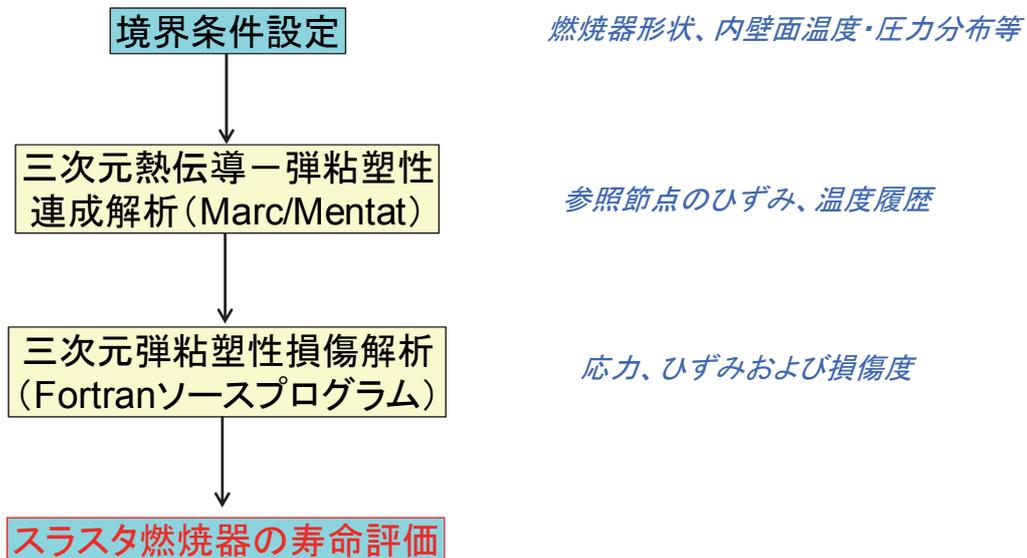


図 5-4 部分連成解析による二液式スラスタ燃焼器クリープ疲労解析の手順

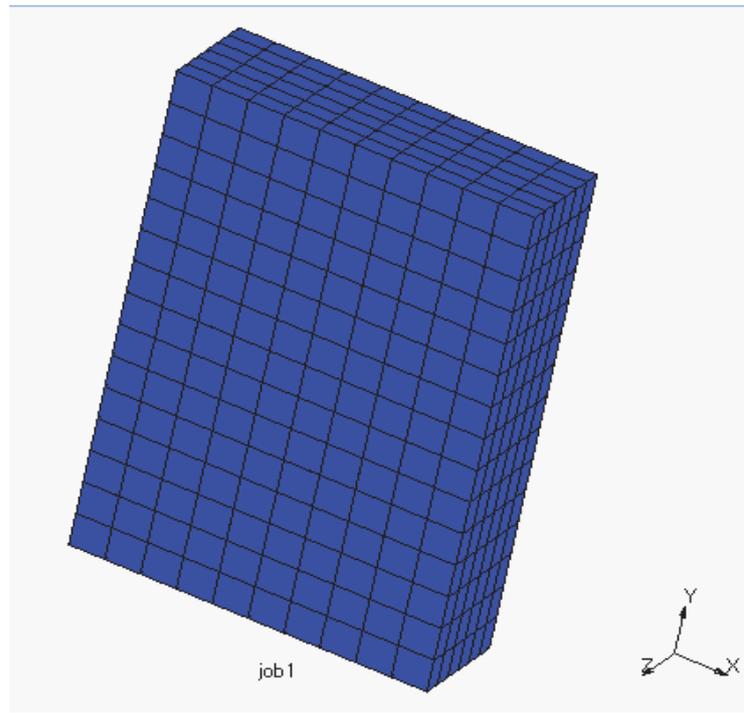


図 5-5 クリープ疲労試験で使った平板試験片の三次元有限要素解析モデル

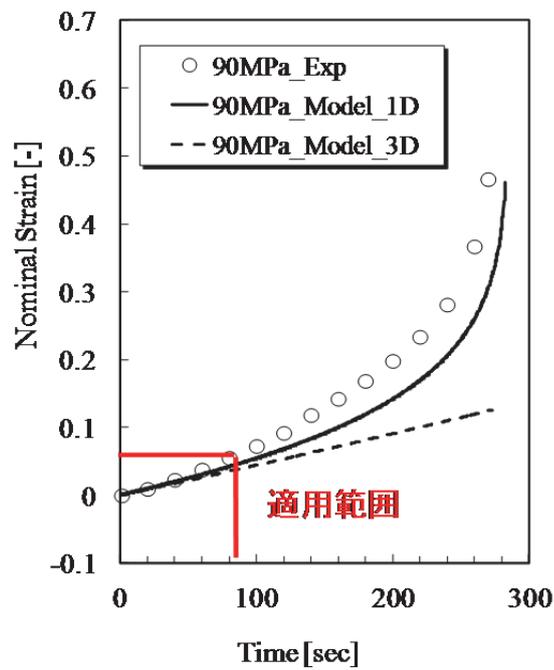


図 5-6 クリープ疲労試験の解析結果
(時間-全ひずみの関係, 応力範囲: 0 - 90MPa)

5.4 材料定数の温度依存性

二液式スラスタ燃焼器について、スラスタ燃焼中は噴射器に近い部分の温度は低く（約 100 ～ 300℃程度）、最も断面積が小さくなるスロート付近では超高温（約 1200～1300℃程度）となるため、燃焼器内部に非常に大きな温度分布を持つ。これは、燃焼器の内面形状の影響を受けて燃焼ガスの流速が変化し、燃焼器内表面への熱流束が軸方向に分布を持つことや、燃焼器の表面に噴射される燃料（フィルムクーリング）により、噴射器付近が重点的に冷やされることによるものである。さらに、スラスタの燃焼開始から燃焼終了までの短時間の間に、燃焼器のスロート部付近の温度は室温から超高温へと変化する。さらに、噴射のサイクルにより、燃焼器温度はある範囲を持って繰り返し変動する。このように、スラスタ燃焼器内部の温度変化は広範囲であり、クリープ疲労解析で使用する材料定数についても各温度に対応した材料定数を使用する必要がある。

3章および4章において、室温(20℃)および超高温(1500℃)環境での材料定数同定を実施した。これらの温度条件は二液式スラスタ燃焼器にとっては、作動温度環境における下限と上限の温度に対応する。しかし、これらの温度差は大きいいため解析精度を確保するためには、室温(20℃)と超高温(1500℃)の間の温度での材料定数を同定しておくことが望ましい。本章では、追加の実験データや文献値を活用し、両者の間の温度における材料定数の同定を行った。さらに、前述したように、二液式スラスタ燃焼器の温度は軸方向に空間的に分布を持つ他、作動環境による時間的な変化を持つため、室温(20℃)から超高温(1500℃)に至るまでのあらゆる温度に対し、各材料定数を設定する必要性が生じる。そこで本章では、各材料定数の温度依存性を評価し、温度の関数として値を計算可能なプログラムを作成し三次元弾粘塑性損傷解析のプログラムに取り込んだ。これにより、20～1500℃の範囲であればどの温度であっても材料定数が計算できるようになった。

クリープに関する材料定数については、977℃の環境において実施されたニオブ合金材のクリープ試験に関する Titran および Stephens ら[6][7]による文献値を参照し、これらの実験結果を用いて材料定数の同定を実施した。図 5-7 に 977℃の環境におけるクリープ試験の結果および材料定数同定の結果を示す。実験データは、応力条件について 41.4 および 50.1MPa の 2 種類の実験データを用

いて、材料定数の同定を行った。解析の結果、応力が2種類の場合で良好に実験データに対応する材料定数が得られた。

図 5-8 に 700°Cの温度環境における静的引張試験の結果および材料定数同定結果を示す。解析の結果、良好に実験データに対応する材料定数が得られた。なお本試験では試験時間が短く温度も低かったためクリープひずみ速度の応力・ひずみ曲線への影響は小さかった。よって、材料定数同定の過程ではクリープの影響は無視した。

表 5-1 にクリープ試験から同定された材料定数の温度依存性について、表 5-2 に静的引張試験から同定された材料定数の温度依存性について示す。表からわかるように、温度に対し値に変化がないものについては定数値を用いた。その他の材料定数については、直線および二次曲線近似を用いるか、それが困難な場合は二直線近似により温度の関数として記述した。

クリープの材料定数について、温度による依存性があるものは A のみであった。材料定数の温度による変化が少ない方が、解析に計算量が減少し、評価も行いやすい。よって、言い方を変えれば、 A のみの変化でクリープひずみおよびクリープ損傷を表現できたといえる。材料定数 A は、クリープひずみ速度に直接関連するため、温度に依存性を示すのは当然であるが、その他の材料定数が一定であるということは、 A の変化のみで、クリープ曲線および損傷進展曲線の温度依存性を表現できることを意味する。

材料定数について、温度依存性を示したものはヤング率、降伏応力、背応力や等方硬化パラメータなど、温度依存性を示すことが知られているものであり、これらの温度依存性の結果は妥当であるといえる。但し、温度依存性の物理的意味付けについて不明な点があり、これらの解明にはさらなる実験データの蓄積と分析が必要である。

以下に、各材料定数について温度 T により関数化した式を示す。

$$A = 7.315 \times 10^{-14} \times T[^\circ\text{C}] - 1.463 \times 10^{-12} \quad (20 \leq T[^\circ\text{C}] \leq 977) \quad (5.1a)$$

$$A = 3.633 \times 10^{-9} \times T[^\circ\text{C}] - 3.549 \times 10^{-6} \quad (977 \leq T[^\circ\text{C}] \leq 1500) \quad (5.1b)$$

$$B = 0.09 \quad (\text{Const.}) \quad (20 \leq T[^\circ\text{C}] \leq 1500) \quad (5.2)$$

$$C = 0.7 \quad (Const.) \quad (20 \leq T[^\circ\text{C}] \leq 1500) \quad (5.3)$$

$$h_c[MPa] = 4000 \quad (Const.) \quad (20 \leq T[^\circ\text{C}] \leq 1500) \quad (5.4)$$

$$H^* = 0.05 \quad (Const.) \quad (20 \leq T[^\circ\text{C}] \leq 1500) \quad (5.5)$$

$$K_c = 0.05 \quad (Const.) \quad (20 \leq T[^\circ\text{C}] \leq 1500) \quad (5.6)$$

$$E[GPa] = -0.0173 \times T[^\circ\text{C}] + 106.49 \quad (20 \leq T[^\circ\text{C}] \leq 1500) \quad (5.7)$$

$$\nu = 0.3 \quad (Const.) \quad (20 \leq T[^\circ\text{C}] \leq 1500) \quad (5.8)$$

$$\begin{aligned} \sigma_y[MPa] = & 0.000064 \times \{T[^\circ\text{C}]\}^2 - 0.222794 \times T[^\circ\text{C}] \\ & + 264.430147 \quad (20 \leq T[^\circ\text{C}] \leq 1500) \end{aligned} \quad (5.9)$$

$$R_\infty[MPa] = -0.0147 \times T[^\circ\text{C}] + 90.294 \quad (20 \leq T[^\circ\text{C}] \leq 700) \quad (5.10a)$$

$$R_\infty[MPa] = -0.090 \times T[^\circ\text{C}] + 143.000 \quad (700 \leq T[^\circ\text{C}] \leq 1500) \quad (5.10b)$$

$$b = 3 \quad (Const.) \quad (20 \leq T[^\circ\text{C}] \leq 1500) \quad (5.11)$$

$$X_\infty[MPa] = -0.0147 \times T[^\circ\text{C}] + 180.29 \quad (20 \leq T[^\circ\text{C}] \leq 700) \quad (5.12a)$$

$$X_\infty[MPa] = -0.2025 \times T[^\circ\text{C}] + 311.75 \quad (700 \leq T[^\circ\text{C}] \leq 1500) \quad (5.12b)$$

$$\gamma = 3 \quad (Const.) \quad (20 \leq T[^\circ\text{C}] \leq 1500) \quad (5.13)$$

$$K[GPa] = -0.0074 \times T[^\circ\text{C}] + 100.15 \quad (20 \leq T[^\circ\text{C}] \leq 700) \quad (5.14a)$$

$$K[GPa] = -0.00563 \times T[^\circ\text{C}] + 134.38 \quad (700 \leq T[^\circ\text{C}] \leq 1500) \quad (5.14b)$$

$$n = 1 \quad (Const.) \quad (20 \leq T[^\circ\text{C}] \leq 1500) \quad (5.15)$$

$$S_{p1} = 0.02 \quad (Const.) \quad (20 \leq T[^\circ\text{C}] \leq 1500) \quad (5.16)$$

$$S_{p2} = 0.2 \quad (Const.) \quad (20 \leq T[^\circ\text{C}] \leq 700) \quad (5.17a)$$

$$S_{p2} = -0.001 \times T[^\circ\text{C}] - 0.50 \quad (700 \leq T[^\circ\text{C}] \leq 1500) \quad (5.17b)$$

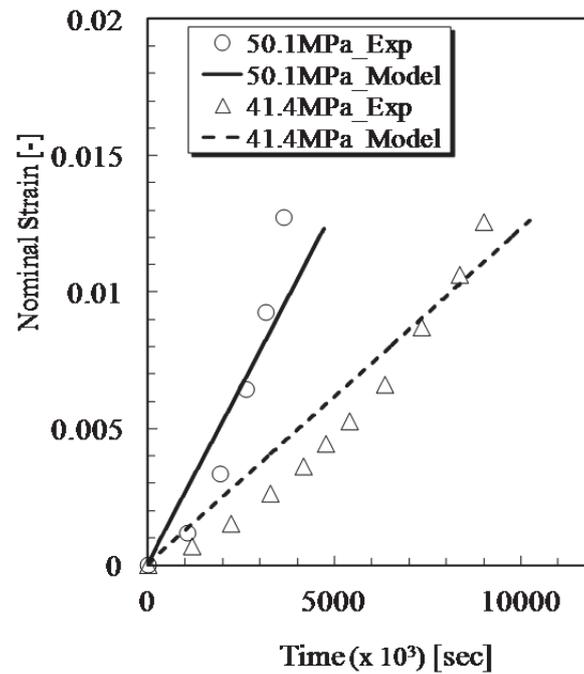


図 5-7 977°Cにおけるクリープ試験の材料定数同定結果
 (応力: 41.4 および 50.1MPa)
 実験データについては文献値[6]

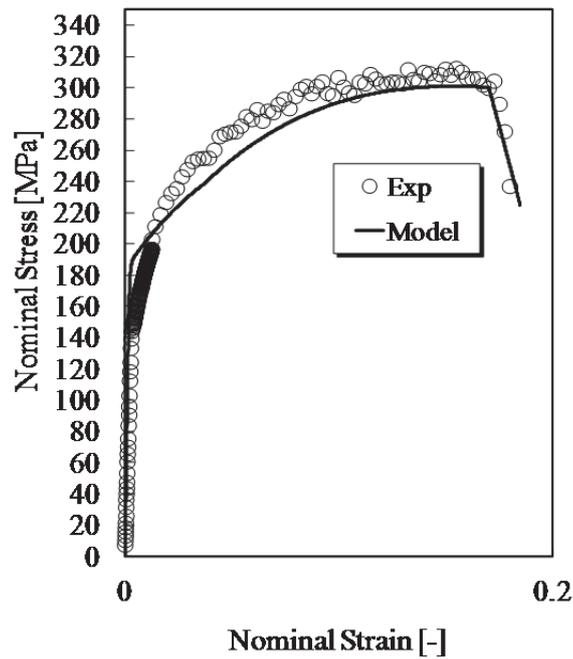


図 5-8 700°Cにおける静的引張試験の材料定数同定結果

表 5-1 クリープ試験から同定された材料定数の温度依存性

T [°C]	20	977	1500
A	0	7.00E-11	1.90E-6
B	0.09	0.09	0.09
C	0.7	0.7	0.7
h_c [MPa]	4000	4000	4000
H^*	0.05	0.05	0.05
K_c	0	0	0

表 5-2 静的引張試験から同定された材料定数の温度依存性

T [°C]	20	700	1500
E [GPa]	107	92.8	81.3
ν	0.3	0.3	0.3
σ_y [MPa]	260	140	75
R_∞ [MPa]	90	80	8
b	3	3	3
X_∞ [MPa]	180	170	8
γ	12	12	12
K [GPa]	100	95	50
n	1	1	1
S_{p1} [MPa]	0.02	0.02	0.02
S_{p2}	0.2	0.2	1

5.5 衛星用スラスタ燃焼器のクリープ疲労解析

5.5.1 連続噴射条件

人工衛星用の小推力二液式スラスタ燃焼器について、形状および作動条件をモデル化し、クリープ疲労解析を実施した。現在広く使用されている小推力二液式スラスタ燃焼器について、スラスタ作動中の燃焼器の最大温度は 1250°C程度とされる[8]。しかし、スラスタの高性能化の要求から、高性能なコーティング材が検討されており[9]、これにより燃焼器の最大温度が 1500°C程度となるスラスタが検討されている。このような場合、クリープ損傷が増大しスラ

スタ燃焼器の寿命が低下することが予想される。よって、本研究ではスラスタが連続噴射中の最大温度について、1250℃と1500℃の2種類のケースで解析を実施し、クリープ疲労寿命への影響を評価した。

図 5-9 にスラスタ燃焼器の解析モデルを示す。スラスタ燃焼中は燃焼ガスにより燃焼器内表面が加熱される。また、燃焼器の軸方向について流入する熱流束に分布を持つ。本解析では、スラスタ燃焼試験で計測された燃焼器の外表面温度分布に関する文献データ[8]を参照し、これを燃焼器の内表面温度分布としてモデル化した。外表面温度分布を内表面温度分布として置き換える点について、スラスタ燃焼器の肉厚は約2 mm程度と薄く、ニオブ合金材の熱伝導度も比較的高いため、両者に大きな違いはないと仮定し計算を実施した。最終的には、熱伝導解析を実施することにより両者の違いが小さいことを確認し、外表面温度分布を内表面温度分布として置き換えることが問題ないことを確認する。また、二液式スラスタ燃焼器は作動中に、燃焼ガスによる熱流入の他に、燃焼ガスによる圧力（以下、燃焼圧力）も燃焼器の内表面に付加される。また、これらの圧力はスラスタの軸方向に対し分布をもつ。本解析では、燃焼器の断面積が最も小さくなるスロート部までの燃焼圧力を一定とし、スロートからノズルまでは燃焼圧力に関する文献データを参照し、圧力が低下するよう分布を与えた。解析方法は、損傷を考慮しない有限要素法による熱構造連成解析を実施し、その温度およびひずみ履歴から、損傷を考慮した構成方程式を用いたポスト処理により損傷発展を評価する小規模損傷を仮定した部分連成解析とした。

図 5-10 に、燃焼中のスラスタの例としてHTV用推力120N RCSスラスタの燃焼試験の様子を撮影した写真[10]を示す。写真中、スラスタ右側から放出されているのが燃焼ガスであり、燃焼ガスの加熱によりスラスタが赤熱している様子が分かる。赤熱として観察されるいる部分はスラスタ燃焼器の中で最も高温になっている部分であり、燃焼器の断面積が最も小さくなるスロート付近である。写真からもわかるように、スラスタ燃焼器は推力軸に対して温度勾配を持っており、上流の噴射器、下流のノズル側の温度はスロートに対して低くなっている。

図 5-11 に、小推力二液式スラスタ[8]（推力22N）の有限要素解析モデルを示す。有限要素解析モデルはスラスタ燃焼器の断面形状をモデル化し軸対称を仮定した。要素モデルは四辺形4節点軸対称とし、要素数849、節点数978

で分割した。境界条件として、噴射器側端面（図 5-11 に示すモデルの左端）を完全固定とし、モデル内表面に燃焼時環境を模擬した温度分布および圧力を与えた。温度分布は最高温度が 1250 および 1500°C となる 2 種類を燃焼器内表面に与えて異なる内表面温度環境のクリープ疲労寿命への影響を評価した。燃焼圧力は中心のスロートと呼ばれる部分までを 0.8 MPa とし、ノズル側（モデル右端）へ圧力が低下するよう分布を与えた。解析ツールには MSC 社の Marc/Mentat を用いた。熱構造連成解析実施後は、損傷が大きくなると予測される節点を選択し、その点の温度およびひずみ履歴を用いてポスト処理により損傷発展を評価した。

図 5-12 に有限要素解析の境界条件として与えたスラスタ軸方向の温度および圧力分布を示す。材料データは文献値[11]を参照し、密度 8870 kg/m³、比熱 340J/kg・K、線膨張係数 8.1×10^{-6} m/m・K および熱伝導度 41.9 W/m・K を与えた。

図 5-13 に連続噴射の境界条件として与えた燃焼器内表面温度および燃焼圧力の時間履歴に関する模式図を示す。温度および圧力の値はスラスタ軸方向に分布を持つが、各接点の温度は燃焼開始から時間に対し常に一定の値をとると仮定して解析を実施した。よって、スラスタ燃焼中は燃焼器内表面がある軸方向の温度分布を保ちながら常に同じ温度で加熱し続けるモデルにより連続噴射試験をモデル化した。

熱構造連成解析の結果として、図 5-14 に最大温度 1250°C の条件における、燃焼開始 0.1 sec 後の温度分布を示す。スラスタ噴射直後のため燃焼器内表面のみ温度が上がり、燃焼器内部はまだ温度が上昇していない様子がわかる。また、スラスタの軸方向(X 軸)に対し広範囲の温度分布を持っていることもわかる。

図 5-15 に最大温度 1250°C の条件における、燃焼開始 2.0 sec 後の温度分布を示す。燃焼器内部の温度は、2.0 sec 後はほぼ安定し、その後は図 5-15 に示す温度分布を保持した。解析結果が示すように、スラスタの軸方向(X 軸)に対し広範囲の温度分布を持っている。温度が最大となる節点は、スロート上流部の燃焼器内表面となった。また、定常状態では Y 軸方向の温度分布は小さい。このことから、外表面温度分布を内表面温度分布として置き換えるという仮定に問題がないことが明らかとなった。

図 5-16 に最大温度 1250°C の条件における、燃焼開始 10036 sec 後の温度分布を示す。これは、寿命末期の温度分布に対応する。燃焼器の温度分布からわ

かるように、図 5-16 に示す最大温度 1250°C の条件における、燃焼開始 2.0 sec 後の温度分布と大きな違いがないことがわかる。つまり、スラスタ燃焼器は燃焼開始 2.0 sec から、図 5-15 に示す温度分布を常に保持していることを示している。

図 5-17 に最大温度 1500°C の条件における、燃焼開始 0.1 sec 後の温度分布を示す。図 5-14 に示す 1250°C の条件と同様に、スラスタ噴射直後のため燃焼器内表面のみ温度が上がり、燃焼器内部はまだ温度が上昇していない様子がわかる。また、スラスタの軸方向(X 軸)に対し広範囲の温度分布を持っていることもわかる。但し、1250°C の条件とはことなり温度の絶対値は全体的に上昇している。

図 5-18 に最大温度 1500°C の条件における、燃焼開始 2.0 sec 後の温度分布を示す。温度分布について絶対値に違いはあるものの最大温度 1250°C の条件とほぼ同様の解析結果となった。燃焼器内部の温度は、2.0 sec 後はほぼ安定し、その後は図 5-18 に示す温度分布を保持した。また、温度が最大となる節点は、スロート上流部の燃焼器内表面であり、定常状態では Y 軸方向の温度分布は小さいことも 1250°C の条件と同様であった。

図 5-19 に最大温度 1500°C の条件における、燃焼開始 2440 sec 後の温度分布を示す。これは、1500°C の条件における寿命末期の温度分布に対応する。燃焼器の温度分布からわかるように、図 5-18 に示す最大温度 1500°C の条件における、燃焼開始 2.0 sec 後の温度分布と大きな違いがないことがわかる。つまり、スラスタ燃焼器は燃焼開始 2.0 sec から、図 5-18 に示す温度分布を常に保持していることを示している。

図 5-20 に最大温度 1500°C の条件における、燃焼開始 0.04 sec 後の最小主応力分布を示す。解析から、噴射開始直後に燃焼器壁面近傍で高い圧縮応力 (X 軸方向) が発生していることがわかる。これは、燃焼解析直後に温度が上昇した表面近傍と上昇していない燃焼器内部の部分の熱膨張の差により発生しているが、この高い圧縮応力により塑性変形が発生した。この塑性変形により発生する延性損傷とスラスタ燃焼器の寿命に対する影響は後述する。

図 5-21 に最大温度 1500°C の条件における、スラスタ寿命時 2440 sec 後の最小主応力分布を示す。燃焼器は X 軸方向に温度勾配を持つため、圧縮応力が発生している。しかし、時間が経過するにつれてクリープにより応力緩和が発生し、スラスタ燃焼器の寿命付近での X 軸の応力は低い圧縮応力であることが明

らかとなった。つまり、スラスタ燃焼開始直後はスラスタの X 軸方向の温度分布により発生する温度勾配により高い圧縮応力が発生するが、その後クリープ変形により応力が低下し、低い応力でスラスタ寿命まで損傷が進展するという損傷モードが推定される。

図 5-22 に最大温度 1500°C の条件との比較のために、最大温度 1250°C の条件における、燃焼開始 0.04 sec 後の最小主応力分布を示す。解析から 1500°C の条件と同様に、噴射開始直後に燃焼器壁面近傍で高い圧縮応力が発生していることがわかる。これは、燃焼解析直後に温度が上昇した表面近傍と上昇していない燃焼器内部の部分の熱膨張の差により発生していることは 1500°C の場合と同様であり、この高い圧縮応力により塑性変形が発生した。しかし、1500°C のケースと比較し圧縮応力は小さくなっている。この圧縮応力と温度の違いによる延性損傷とスラスタ燃焼器の寿命への影響は後述の損傷評価で示す。

図 5-23 に最大温度 1250°C の条件における、スラスタ寿命時 10036 sec 後の最小主クリープひずみ分布を示す。解析結果は、スロート上流で高い圧縮クリープひずみを示した。クリープひずみが最大となる節点は、スロート上流部の燃焼器内表面であり、これは温度が最大となる節点と対応している。クリープひずみの値が損傷への寄与が大きいと考え、損傷評価を行う参照点を圧縮クリープひずみが最大となる節点を選択し、その後のその後の損傷解析を実施した。損傷解析およびクリープ疲労寿命については、次項のパルス噴射解析の結果と合わせて示す。

図 5-24 に最大温度 1500°C の条件における、スラスタ寿命時 2440 sec 後の最小主クリープひずみ分布を示す。解析結果は、最大温度 1250°C の条件と同様にスロート上流で高い圧縮クリープひずみを示した。クリープひずみが最大となる節点は、スロート上流部の燃焼器内表面であり、これは温度が最大となる節点と対応していることも同様である。本解析に関しても、損傷評価を行う参照点を圧縮クリープひずみが最大となる節点を選択し、その後のその後の損傷解析を実施した。なお、最大温度 1500°C の条件でのクリープひずみの絶対値が 1250°C の条件より小さくなっているが、これは最大温度 1500°C の条件において、図 5-20 で示したように噴射開始時に高い圧縮応力が発生し、それに伴う塑性変形により損傷が進展し、1250°C と比べて寿命が短くなったためである。詳細は 5.5.3 項のクリープ疲労寿命評価で示す。

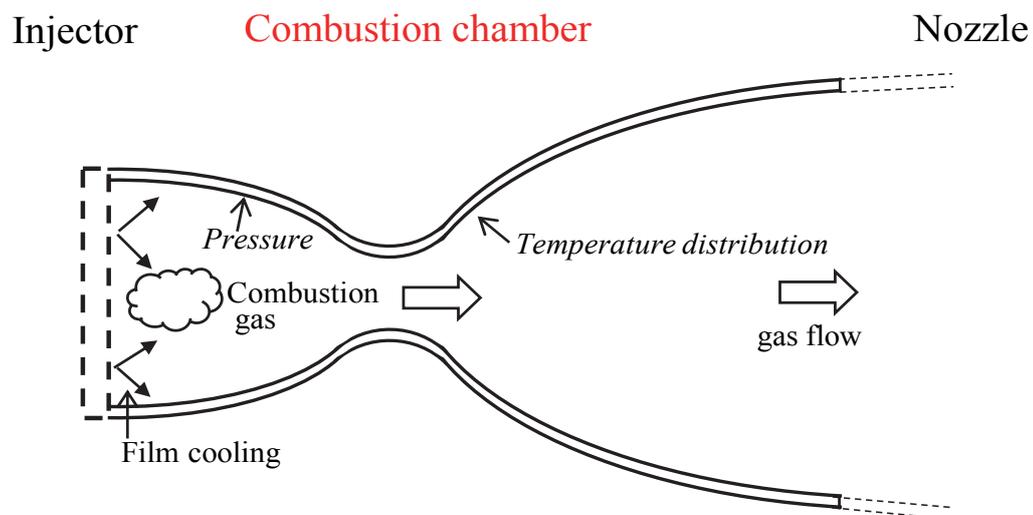


図 5-9 スラスタ燃焼器の解析モデル



図 5-10 燃焼中の姿勢制御用スラスタの例
(写真は HTV 用推力 120N, RCS スラスタ[10], (C)JAXA)



図 5-11 小推力2液式スラスタ（推力22N）[8]の有限要素解析モデル

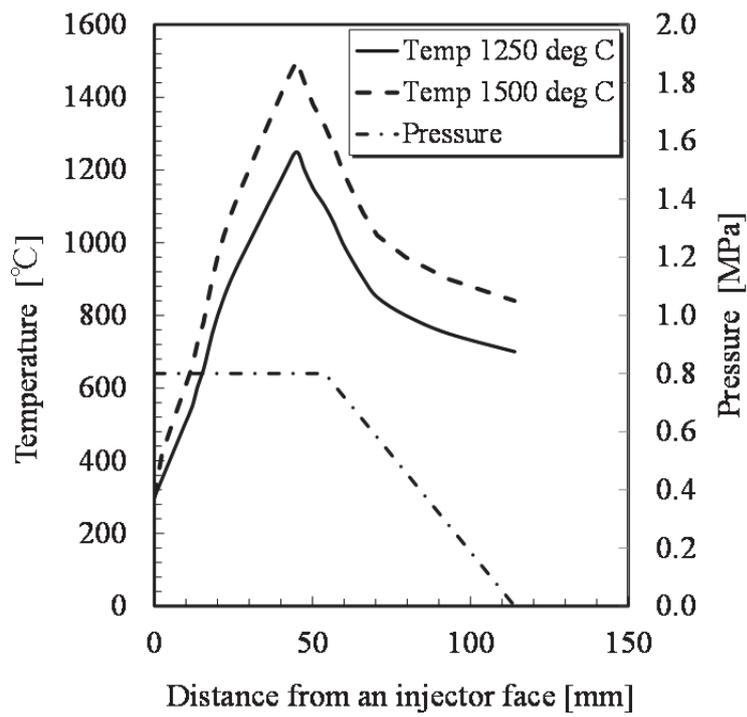


図 5-12 境界条件として与えた温度および圧力分布

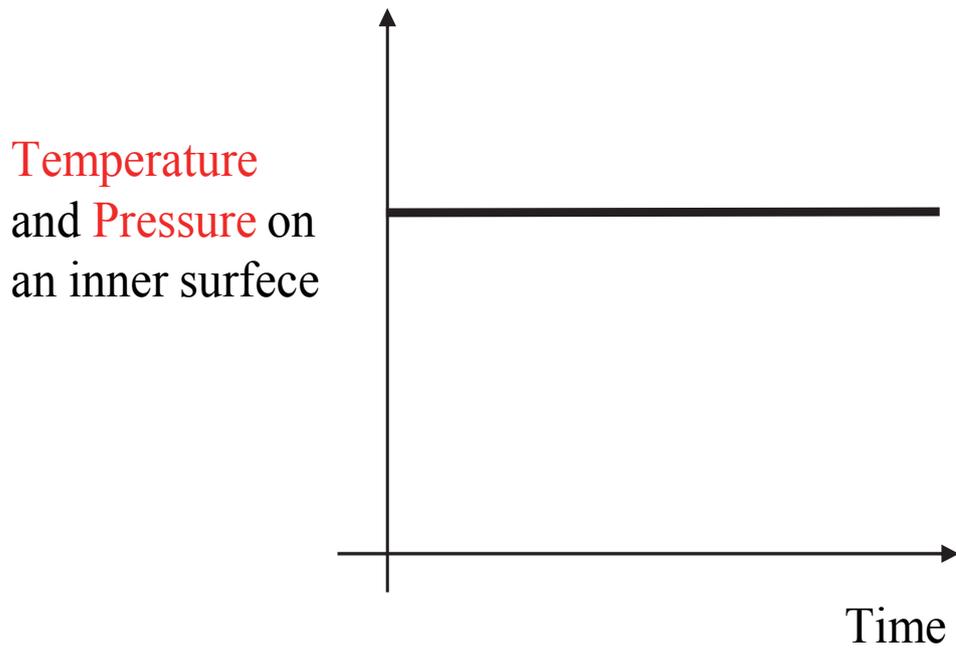


図 5-13 連続噴射の境界条件設定

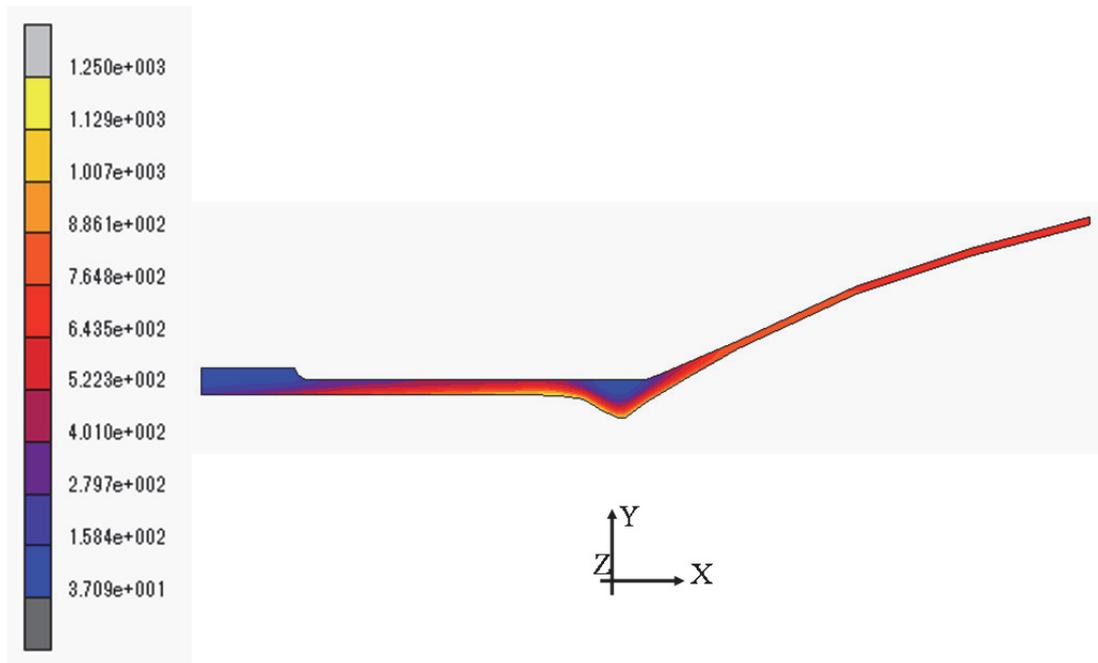


図 5-14 連続噴射解析結果 (温度分布[°C], 1250°C, time: 0.1 sec)

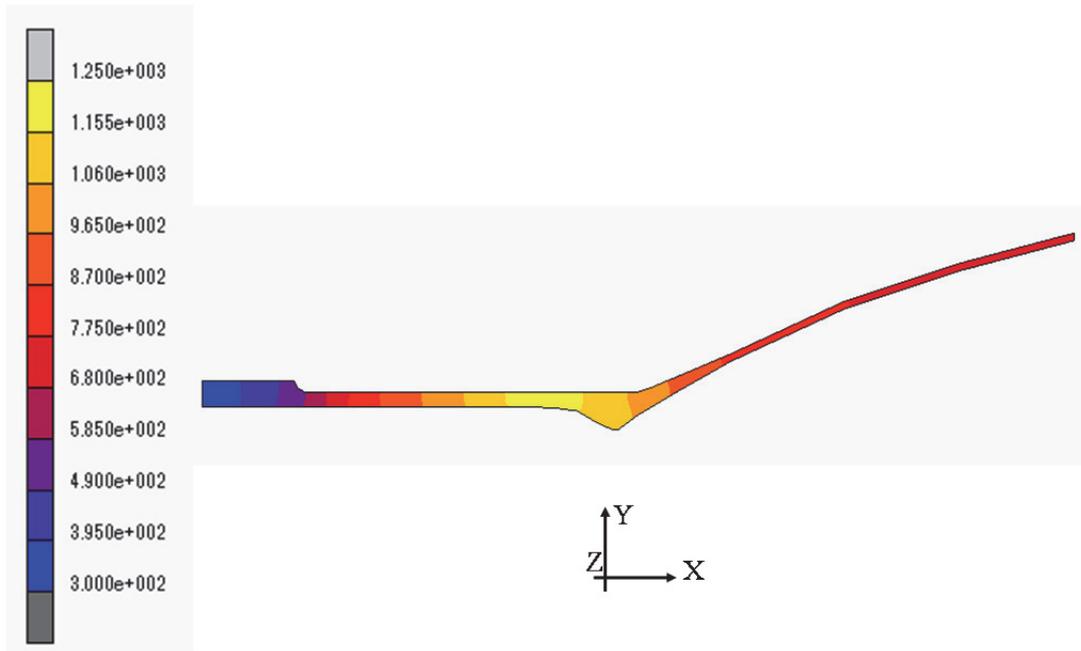


図 5-15 連続噴射解析結果 (温度分布[°C], 1250°C, time: 2.0 sec)

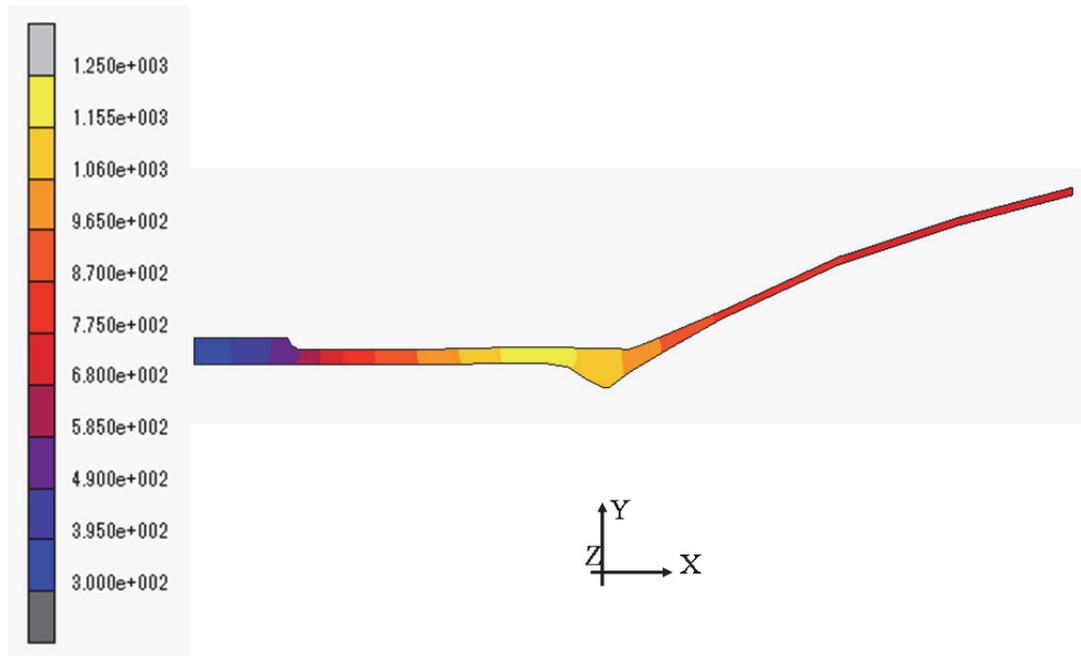


図 5-16 連続噴射解析結果 (温度分布[°C], 1250°C, time: 10036 sec)

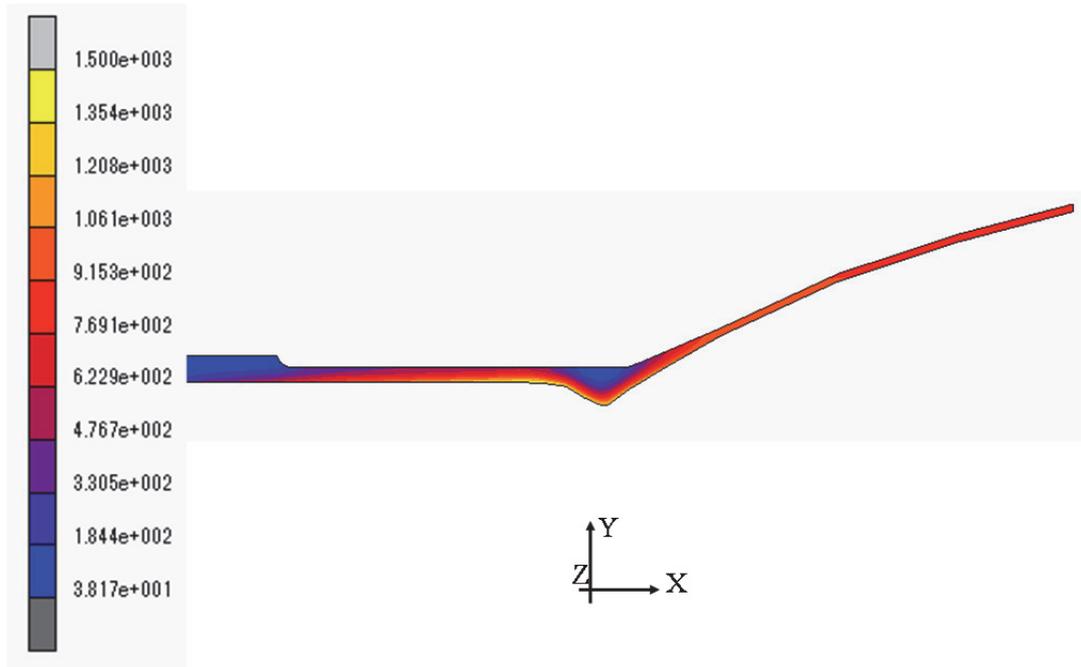


図 5-17 連続噴射解析結果 (温度分布[°C], 1500°C, time: 0.1 sec)

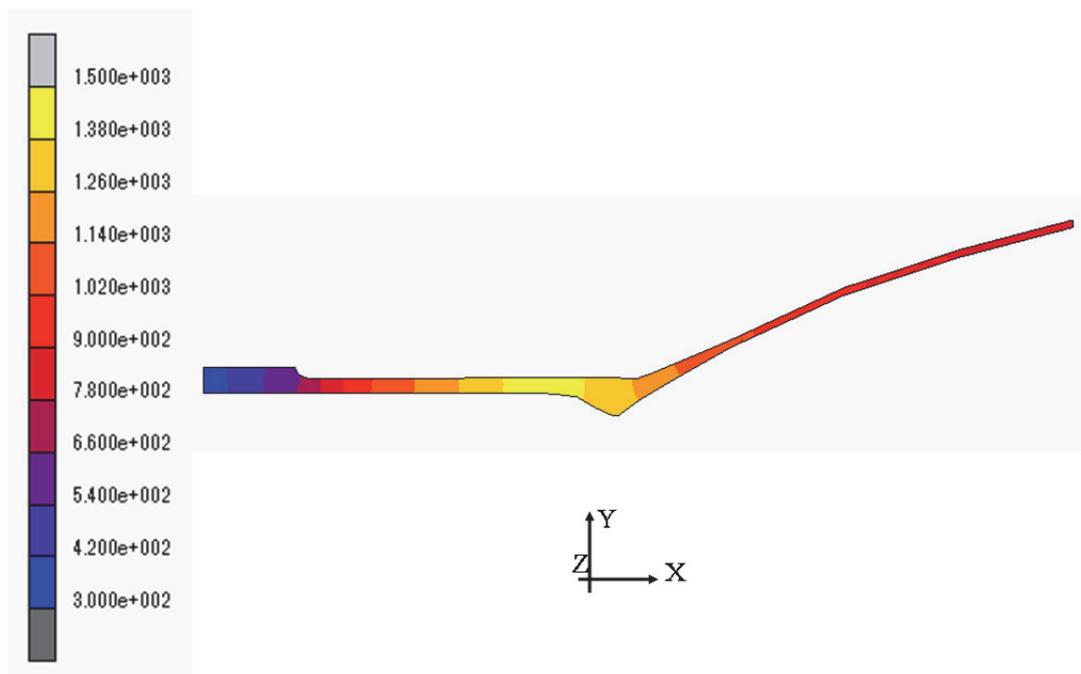


図 5-18 連続噴射解析結果 (温度分布[°C], 1500°C, time: 2.0 sec)

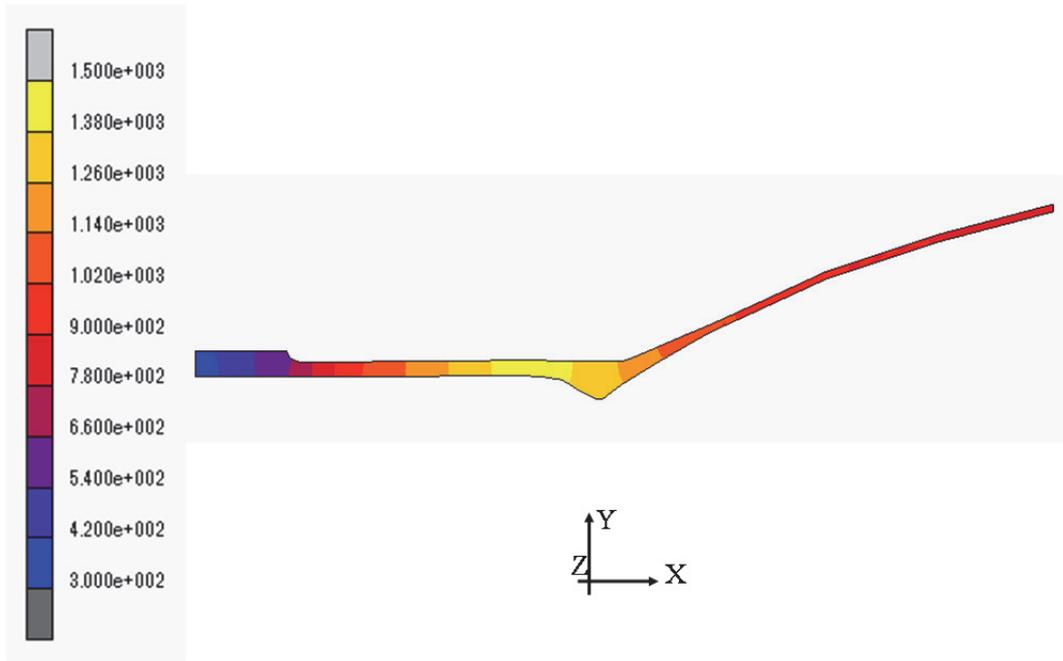


図 5-19 連続噴射解析結果 (温度分布[°C], 1500°C, time: 2440 sec)

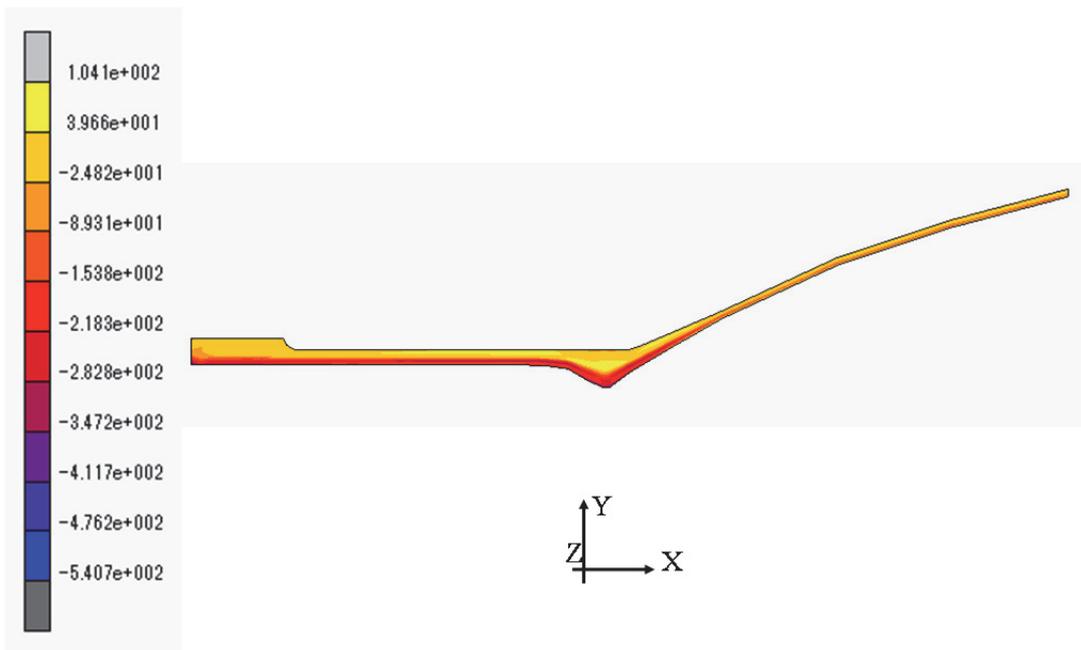


図 5-20 連続噴射解析結果 (最小主応力分布[MPa], 1500°C, 0.04 sec 後)

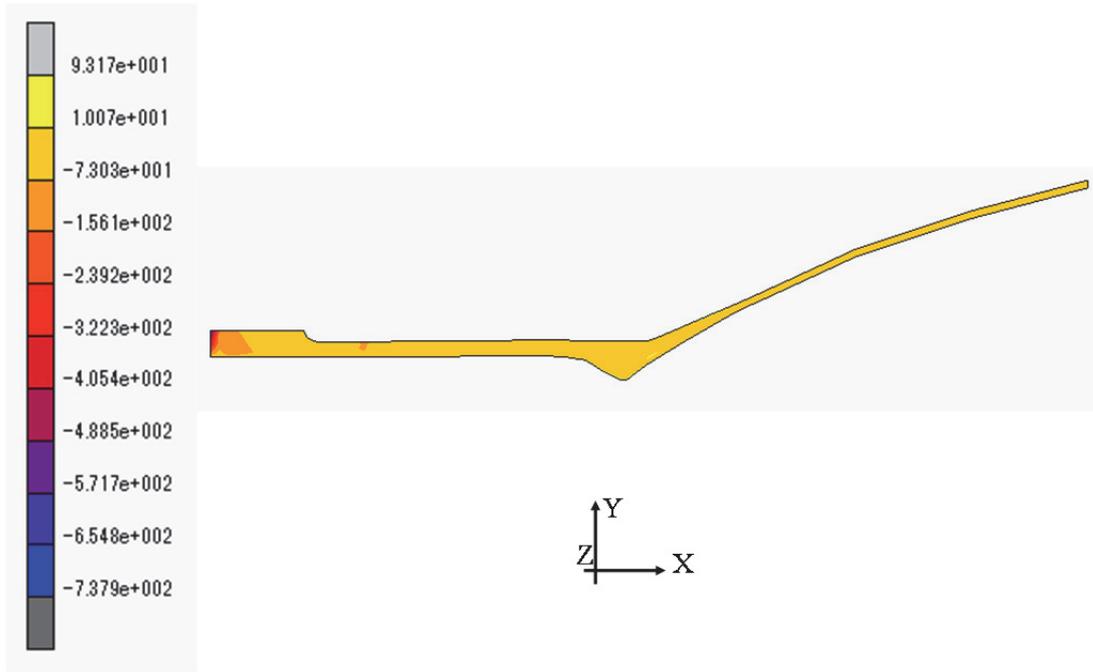


図 5-21 連続噴射解析結果（最小主応力分布[MPa], 1500°C, 2440 sec 後）

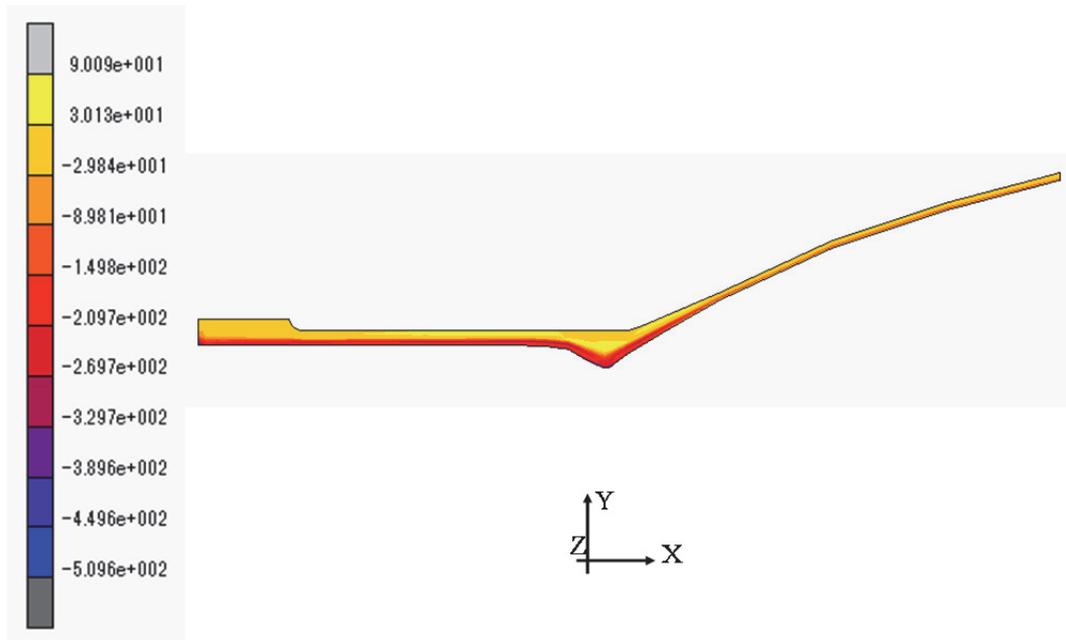


図 5-22 連続噴射解析結果（最小主応力分布[MPa], 1250°C, 0.04 sec 後）

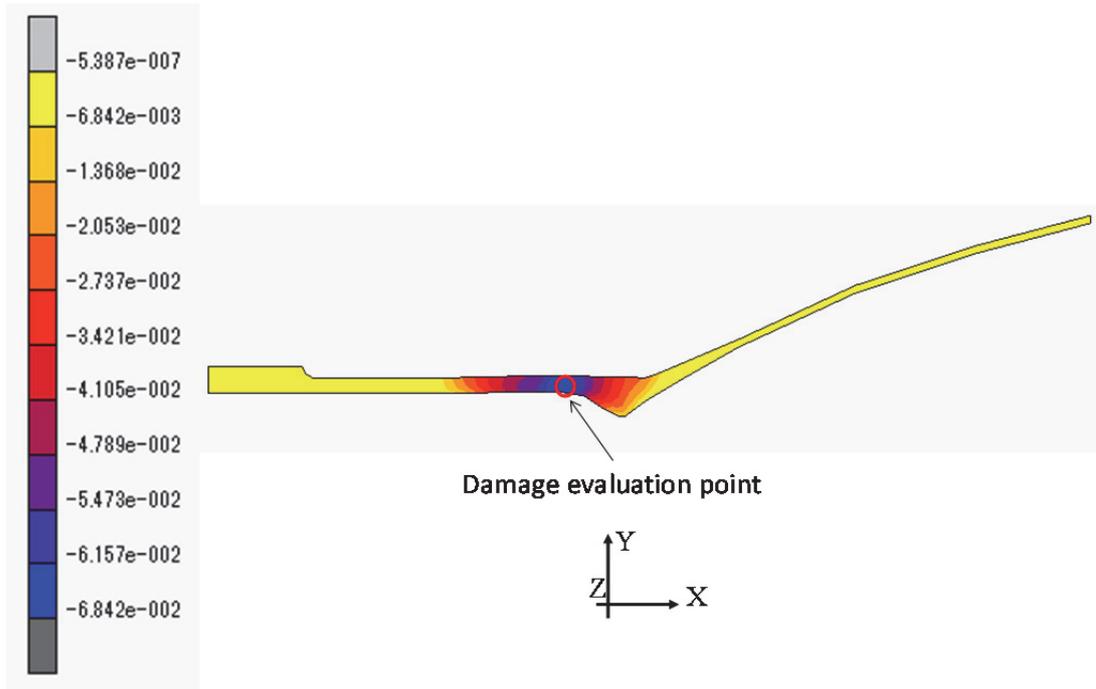


図 5-23 連続噴射解析結果
(最小主クリープひずみ分布, 1250°C, スラスタ寿命時 10036 sec)

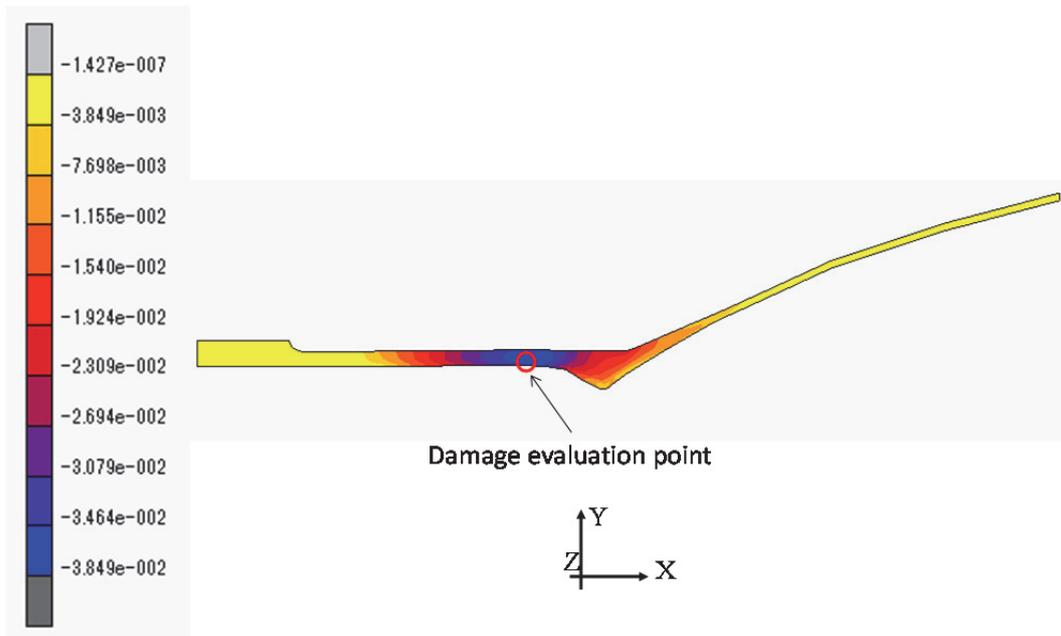


図 5-24 連続噴射解析結果
(最小主クリープひずみ分布, 1500°C, スラスタ寿命時 2440 sec)

5.5.2 パルス噴射条件

人工衛星用の小推力二液式スラスタ燃焼器について、姿勢制御を想定したパルス噴射作動時の条件をモデル化しクリープ疲労解析を実施する。但し、実際の人工衛星用スラスタのパルス噴射モードは多様であり、噴射の間隔も一定ではない。ここでは、繰り返し噴射がスラスタ燃焼器のクリープ疲労損傷に与える影響を評価するためにモデルを単純化し、単一のパルス噴射を燃焼器寿命まで繰り返す噴射モードについてクリープ疲労解析を実施した。

図 5-25 に パルス噴射の境界条件として与えた燃焼器内表面温度および燃焼圧力の時間履歴の模式図を示す。温度および圧力の絶対値は軸方向に分布を持った値を境界条件として与えるが、最大温度は 1250°C と仮定して解析を実施した。圧力値は連続噴射の解析と同様であるが、これも噴射中は圧力を付加し、噴射停止中は圧力の境界条件を外して解析を実施した。本解析におけるパルス噴射は 100 msec On-100 msec Off とし、噴射時は 100 msec ごとに壁面温度が最高温度で一定値になると仮定して解析を実施した。噴射停止時は、境界条件である壁面温度と燃焼圧力を解除し燃焼器間の熱伝導および構造解析を実施している。つまり、噴射停止中であっても壁面温度と燃焼圧力の境界条件を外すのみで解析は実施し、その間の燃焼器内部の温度変化やそれに伴う応力およびひずみの変化について継続して解析を実施している。

熱構造連成解析の結果として、図 5-26 に燃焼開始 9.9 sec 後の温度分布を示す。初期のパルス噴射では温度変化は時間に対し大きく変化するが、噴射を繰り返すにつれて、温度変化の振幅が小さくなる。噴射サイクルを繰り返すうちに温度変化について、図 5-27 に示す温度分布と燃焼開始 10.0 sec 後である図 5-26 に示す温度分布の間を安定して繰り返した。

図 5-28 に燃焼開始 9.9sec 後の最小主応力分布を示す。スロート上流部は Y 軸方向の圧縮応力を示した。応力はパルス噴射の間変動するがその振幅は徐々に小さくなる。そして、燃焼開始 9.9sec 付近では図 5-28 に示すように弱い圧縮応力に至る。これは、クリープひずみによる応力緩和が要因であると考えられる。

図 5-29 に燃焼開始 9.9 sec 後の最小主クリープひずみの分布を示す。クリープひずみに関して、連続噴射では X 軸方向が顕著であったが、パルス噴射では Y 軸方向が絶対値として大きくなることが明らかとなった。これは、パルス噴射では Y 軸方向に繰り返しの温度分布が発生し、熱応力が発生すること

が要因であると考えられる。クリープひずみが最大となる節点は、スロート上流部の燃焼器内表面であり、これは温度が最大となる節点と対応している。他の塑性ひずみ等と比較してもクリープひずみの値が最も大きく、損傷への寄与が大きいと考え、損傷評価を行う参照点を圧縮クリープひずみが最大となる節点を選択し、その後の損傷解析を実施した。

図 5-30 にパルス噴射解析における全ひずみの時間履歴を示す。グラフから、全ひずみはパルス噴射に伴い振動し、10 sec 付近ではほぼ安定した振幅を繰り返していることが分かる。よって、本解析では 10sec 以降は、9.8 - 10 sec のパルス噴射(100msec ON-100msec-OFF の噴射 1 回分)におけるひずみ履歴が繰り返すと仮定して、ポスト処理による損傷評価を実施した。

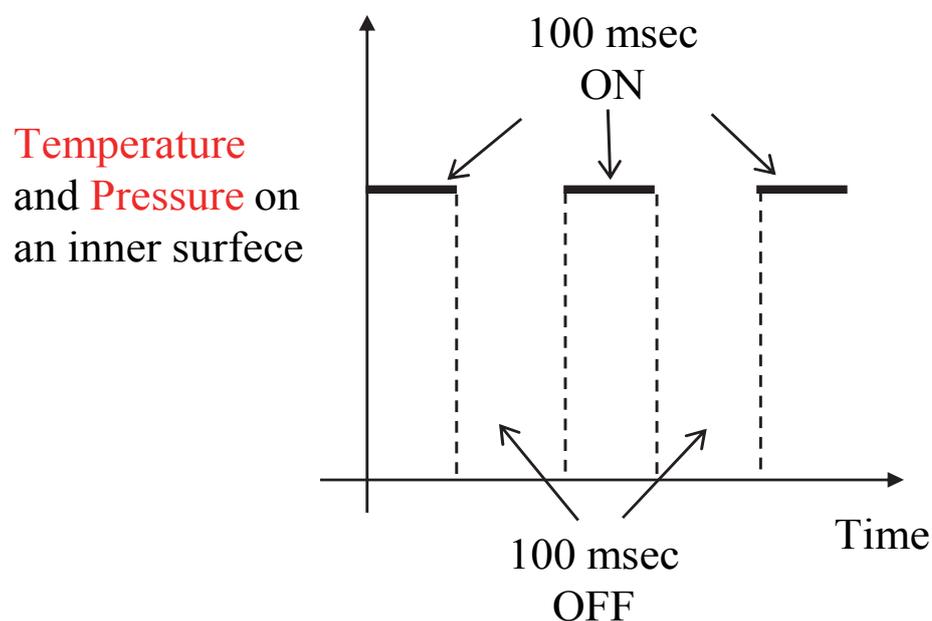


図 5-25 パルス噴射の境界条件設定

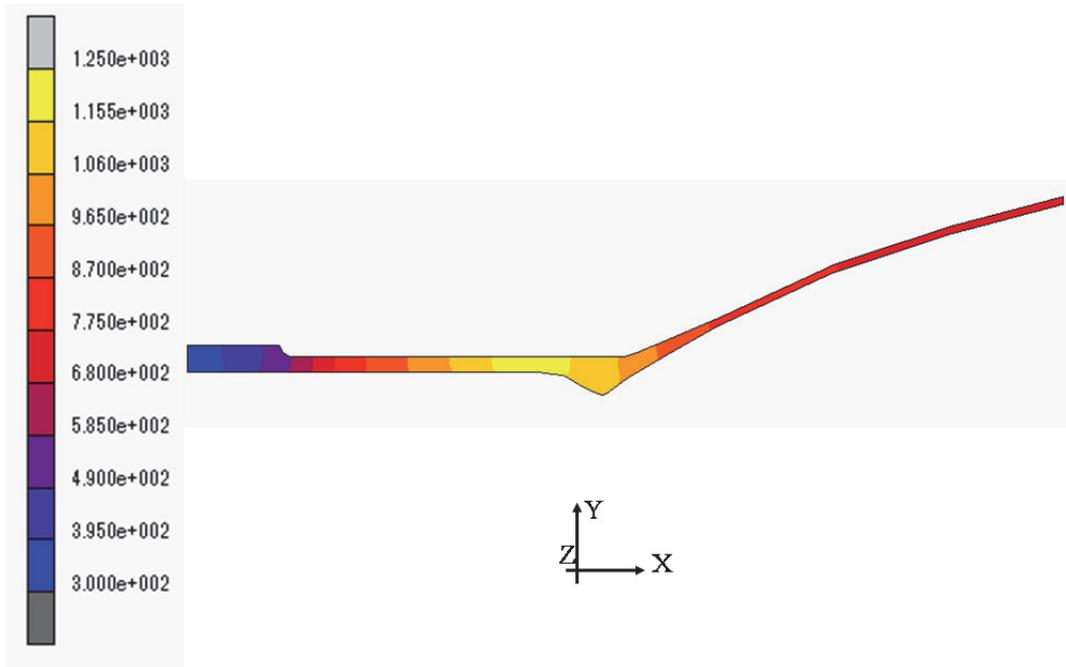


図 5-26 パルス噴射解析結果
(温度分布[°C], 9.9 sec)

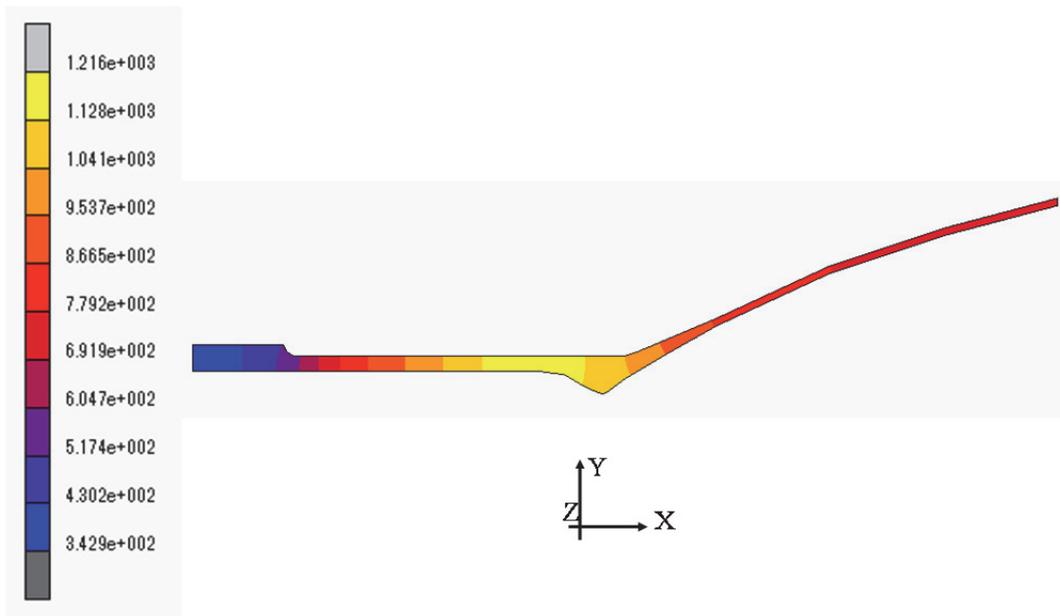


図 5-27 パルス噴射解析結果
(温度分布[°C], 10.0 sec)

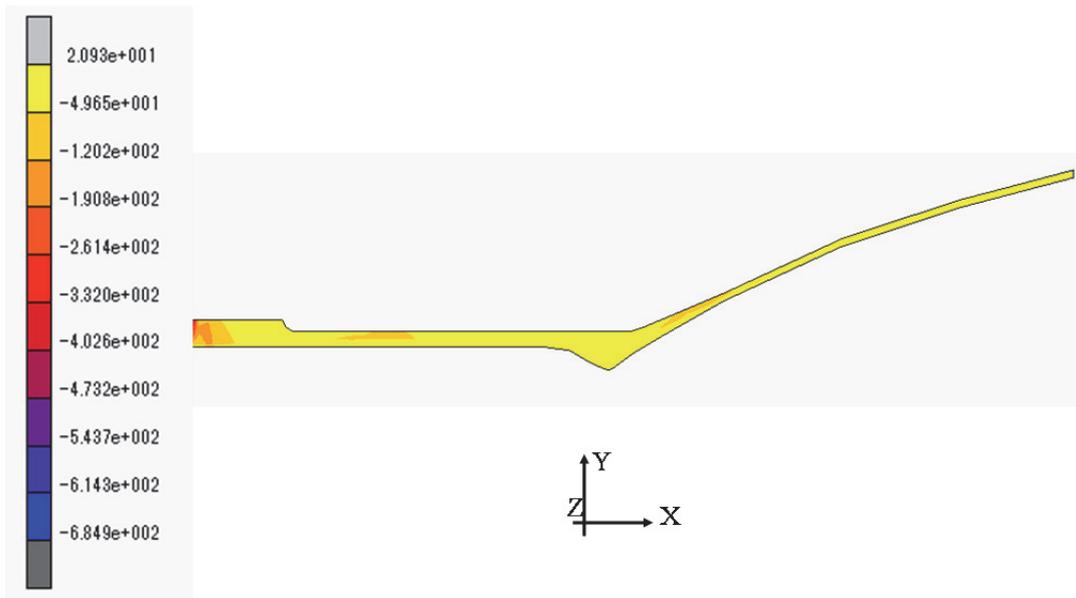


図 5-28 パルス噴射解析結果
(最小主応力分布 [MPa], 9.9 sec)

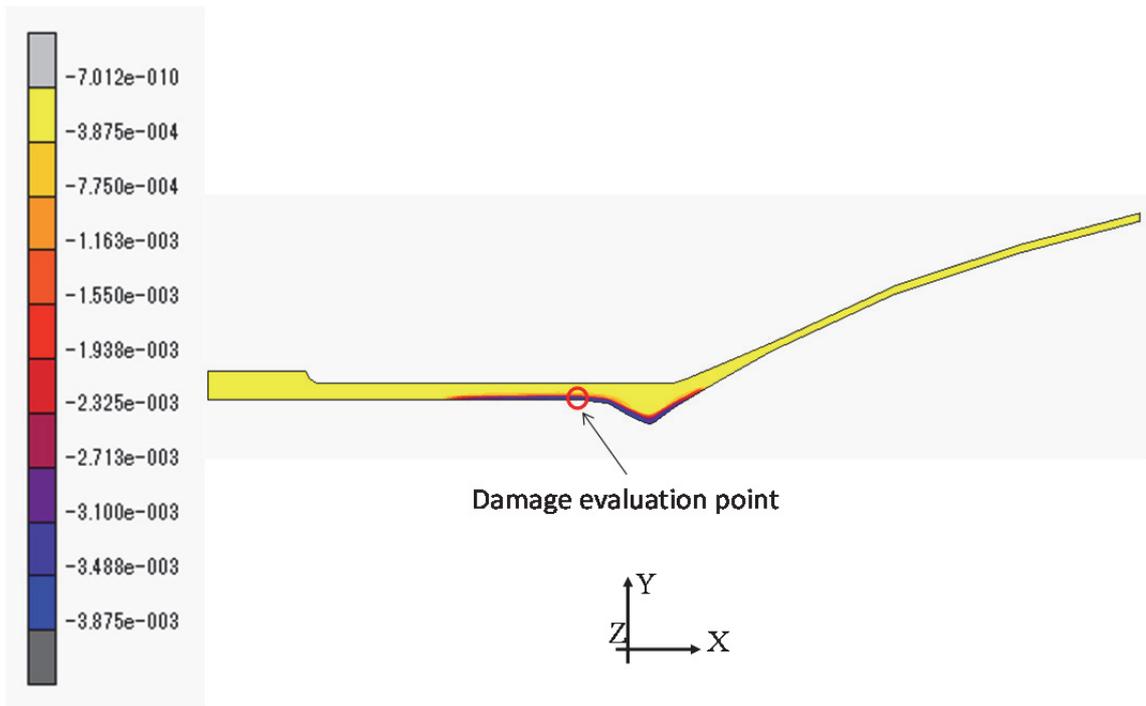


図 5-29 パルス噴射解析結果
(最小主クリープひずみ分布, 9.9 sec)

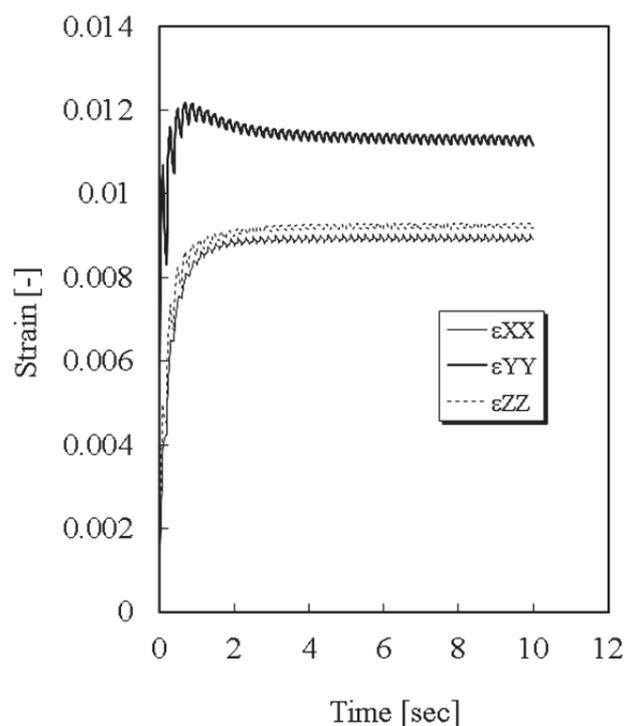


図 5-30 パルス噴射解析結果
(全ひずみの時間履歴)

5.5.3 小推力二液式スラスタのクリープ疲労寿命評価

図 5-31 に連続噴射解析の損傷進展曲線 について、最大温度が 1250°Cと 1500°Cを比較した結果を示す。本解析では、前述した部分連成解析の適用範囲を考慮して、限界損傷変数 $D_{cr}=0.08$ に設定して解析を実施した。解析の結果、最大温度 1250°Cの条件でのクリープ疲労寿命は 10036 sec となった。一般的に 22N スラスタの寿命要求は 7200sec 程度とされており[9]、実際はこの寿命より長い実力値を持つことから、本解析結果は妥当であると推察される。一方、最大温度 1500°Cの条件でのクリープ疲労寿命は 2440 sec でなっており、最大温度が 1250°Cの条件に対しクリープ疲労寿命が約 1/4 に減少している。これは、以下の理由によると推察される。

- ① 噴射開始時に燃焼器表面に塑性変形が発生する。塑性変形の量について、最大温度 1250°Cの条件に対して 1500°Cの条件の方が大きく、その分延性

損傷が大きくなり寿命が低下した。

- ② 噴射中のクリープひずみ速度について、最大温度 1250℃の条件に対して 1500℃の条件の方が大きく、クリープ損傷が大きくなり寿命が低下した。

一つめの項目については、図 5-31 における噴射初期の損傷変数の違いにより確認できる。初期の損傷の急速な立ち上がりは、塑性変形による延性損傷が主体となって増加している。延性損傷量に大きな違いが出た理由として、温度による熱膨張量の違いにより、熱応力とそれに伴う塑性変形量に大きな差ができたことが挙げられる。さらには、1500℃では 1250℃に対して降伏応力が低下するため、塑性変形量が大きくなったことも要因となっている。

二つめの項目については、連続噴射中の損傷における曲線の勾配から確認できる。これらの損傷の増加はクリープ損傷が主体的である。クリープ損傷量に違いが出た理由として、スラスタ燃焼器の軸方向の温度勾配が 1500℃は 1250℃に対して大きくなったため、熱応力が増加しクリープ損傷が大きくなったことが挙げられる。さらには、1500℃では 1250℃に対してクリープひずみ速度が大きくなることも要因である。

図 5-32 に連続噴射およびパルス噴射の解析で得られた損傷進展曲線を示す。最大温度は両者ともに 1250℃である。解析の結果、パルス噴射の条件でのクリープ疲労寿命は 56252 sec となった。よって、パルス噴射は連続噴射に対して損傷進展が小さく寿命が長いことが明らかとなった。

表 5-3 にクリープ疲労寿命および損傷評価についてまとめた結果を示す。すべての噴射モードでクリープ損傷が主体的であることが明らかとなった。また、パルス噴射で懸念されていた、疲労損傷は本解析では非常に小さい値となった。これは、クリープによる応力緩和により応力振幅が小さくなったことが原因であると推察される。さらに、連続噴射が 1500℃の条件については延性損傷の割合が増加することが明らかとなった。これは、前述したように射開始時における燃焼器表面の塑性変形による延性損傷の増加が大きな要因である。

以上から、人工衛星用二液式スラスタの燃焼器のクリープ疲労解析に関して妥当な結果が得られた。但し、解析および評価を進めていくうえでパルス噴射の解析について課題が明確になった。つまり、小推力二液式スラスタのパルス噴射に関する寿命評価について、本研究では評価の明確化の観点から単純な繰り返し噴射を仮定した。しかし、実際の衛星運用では多様な噴射モードが想定

されるため、スラスタ寿命を適切に評価するパルス噴射モードについては議論の余地が残っている。さらに、噴射間隔があいた場合はヒートソークバックと呼ばれる現象により、スラスタ燃焼器の熱が上流の噴射器やバルブに移動するため、これらの影響を無視できなくなる。このようなケースでは、燃焼器外への熱の流出もモデル化する必要がある。しかし、いくつかの課題が残るものの本研究により損傷力学に基づく構成方程式を用いた、人工衛星用二液式スラスタの燃焼器のクリープ疲労解析を行う手法について目途を得たといえる。

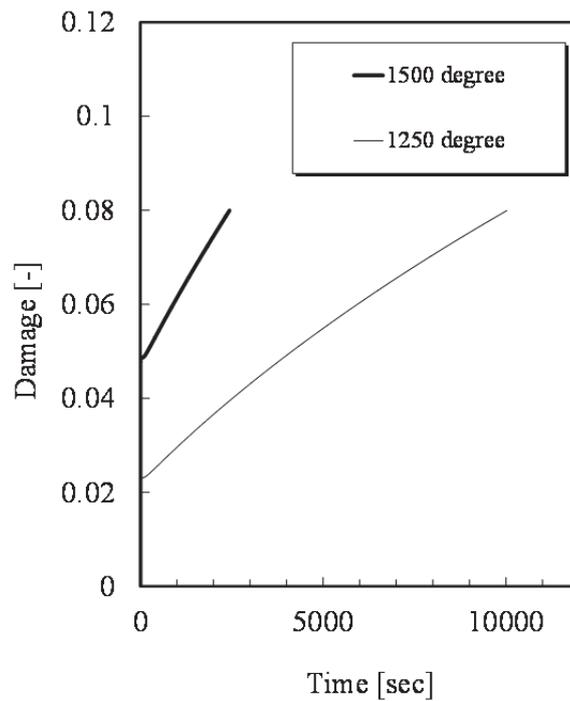


図 5-31 損傷進展曲線 (連続噴射比較)

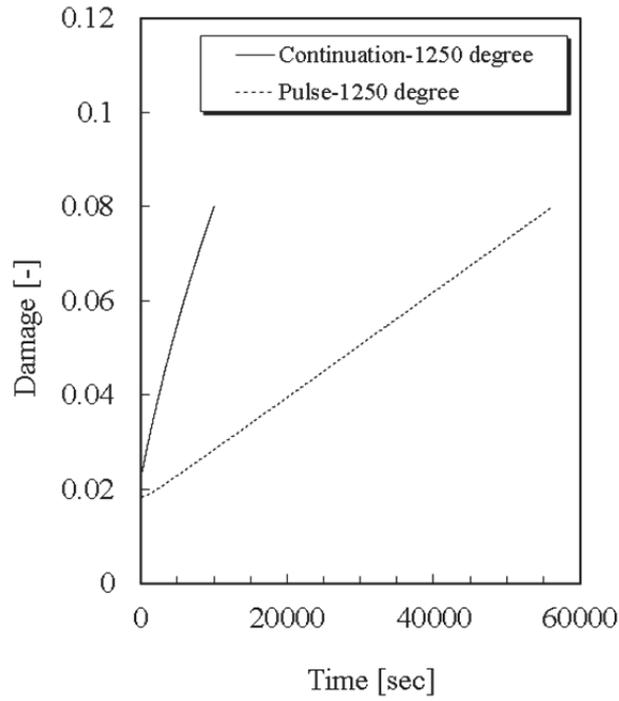


図 5-32 損傷進展曲線 (1250°C比較)

表 5-3 クリープ疲労寿命および損傷評価

Combustion mode	Creep -Fatigue life [sec]	D_c Creep	D_p Plasticity	D_f Fatigue
1500°C Continuation	2440	3.33E-02	4.66E-02	5.00E-06
1250°C Continuation	10036	5.58E-02	2.20E-02	2.35E-06
1250°C Pulse	56252	6.25E-02	1.75E-02	1.86E-06

5.6 まとめ

本章では室温および 1500°C の環境で得た損傷力学モデルをベースとした、人工衛星用二液式スラスタ燃焼器のクリープ疲労解析手法について示した。材料定数の温度依存性を示す他、本解析で用いる部分連成解析について説明しその適用範囲について論じた。また、本章後半ではスラスタの連続噴射時およびパルス噴射時におけるスラスタ燃焼器の三次元熱伝導-弾粘塑性解析の有限要素解析結果およびポスト処理による三次元弾粘塑性損傷解析結果を示すとともに、スラスタの噴射モードおよび燃焼器温度の寿命への影響を評価した。

以下、本章で得られた知見をまとめる。

- 1) スラスタ燃焼器の解析を行う前に、シンプルなケースである 1500°C 環境における応力制御のクリープ疲労試験（応力範囲 0 - 90 MPa）に対して部分連成解析によるクリープ疲労解析を実施し、その適用範囲について評価した。評価の結果、全ひずみが 5.5% 以下の範囲なら、実験値との差が小さく部分連成解析の適用が可能であり、このような範囲の解析であっても実用上有用であることを確認した。全ひずみ 5.5% における解析における損傷変数 0.08 を限界損傷変数 D_{cr} と仮定した。
- 2) 二液式スラスタ燃焼器について、広範囲な温度変化に対応するために、クリープ疲労解析で使用する材料定数の温度依存性について評価した。700°C の静的引張試験データや 977°C のクリープ試験に関する文献値を活用し、両者の間の温度における材料定数の同定を行った。さらに、各材料定数の温度依存性を評価し、温度の関数として計算プログラム化した。これにより、20~1500°C の範囲であればどの温度であっても材料定数が計算できるようになった。
- 3) 小推力二液式スラスタについて連続噴射中の最大温度について、1250°C と 1500°C の 2 種類のケースで解析を実施し、クリープ疲労寿命への影響を評価するために部分連成解析によるクリープ疲労解析を実施した。連続噴射 1250°C のクリープ疲労寿命について妥当な結果を得た。また、連続噴射 1500°C の条件では、延性損傷により寿命が低下することが明らか

となった。

- 4) パルス噴射は連続噴射に対し、クリープ疲労寿命が長くなることが明らかとなった。
- 5) すべての噴射モードでクリープ損傷が主体的であることが明らかとなった。また、パルス噴射で懸念されていた、疲労損傷は本解析では非常に小さい値となった。これは、クリープによる応力緩和が原因であると推察される。さらに、連続噴射が 1500°C の条件については延性損傷の割合が増加することが明らかとなった。これは、前述したように射開始時における燃焼器表面の塑性変形による延性損傷の増加が大きな要因である。

以上から、人工衛星用二液式スラスタの燃焼器のクリープ疲労解析に関して妥当な結果が得られた。

但し、解析および評価を進めていくうえでパルス噴射の解析について以下の課題が明確になった。

- 1) 小推力二液式スラスタのパルス噴射に関する寿命評価について、本研究では評価の明確化の観点から単純な繰り返し噴射を仮定した。しかし、実際の衛星運用では多様な噴射モードが想定されるため、スラスタ寿命を適切に評価するパルス噴射モードについては議論の余地が残っている。さらに、噴射間隔があいた場合はヒートソークバックと呼ばれる現象により、スラスタ燃焼器の熱が上流の噴射器やバルブに移動するため、これらの影響を無視できなくなる。このようなケースでは、燃焼器外への熱の流出もモデル化する必要がある。
- 2) スラスタ燃焼器は燃焼中においては、軸方向および周方向に応力が付加された多軸応力状態である。しかし、本モデル化においてはパラメータ同定の複雑さを回避するために、ひずみ速度および損傷進展の構成方程式において多軸性を考慮していない。延性損傷の発達は応力 3 軸度に影響を受けることが知られており、多軸性の影響が顕著な場合はこれらを実評価する手法が必要となる。

しかし、いくつかの課題が残るものの本研究により損傷力学に基づく構成方

第5章 衛星用スラスタ燃焼器のクリープ疲労解析

程式を用いた，人工衛星用二液式スラスタの燃焼器のクリープ疲労解析を行う手法について目途を得たといえる．本技術を用いることで，スラスタ燃焼器について設計段階から，使用温度や噴射パターン等の異なるケースに対しクリープ疲労寿命を評価することが可能となる．

第 6 章

結 論

静止衛星や宇宙ステーション補給機等の軌道変換および姿勢制御に使用される二液式スラスタの燃焼器に対し、スラスタに対する高性能、長寿命化および高信頼性への要求から、従来品より耐熱温度が高く長寿命な材料の適用が進んでいる。燃焼器には従来から表面にシリサイドコーティングを施したニオブ合金材(C103)が広く使用されているが、欧米では超耐熱合金としてイリジウム/レニウムや白金ロジウムを使用したスラスタがすでに市場に投入されている。国内においても、窒化珪素系セラミクスを使用したスラスタが実用化されている他、JAXA では従来のニオブ合金材の表面に耐熱性および耐酸化性を向上させた新しいコーティングを使用したスラスタの開発が進められている。このような超高温環境で長時間使用されるスラスタ燃焼器について、設計段階から寿命を精度よく予測する手法に対する期待は大きい。

スラスタに使用される燃焼器の損傷として想定される、クリープ、疲労を含む材料の弾粘塑性現象を材料内部に発生する損傷や破壊と関連付ける力学体系として、損傷力学は高いポテンシャルを有しているが、構成方程式が複雑でありその実験的検証や材料定数値の同定が困難なため、実際の工業設計および解析の現場において実用性を獲得しているとは言い難い。金属材料への損傷力学モデルの適用に関して、Bonora は鉄やアルミ等の複数の合金材について、延性損傷の発展形態を豊富な実験データとともに詳細に報告している。高サイクル疲労の損傷については、Lemaitre により弾性損傷におけるマイクロ損傷を表現するために Two-Scale Model に基づく定式化により疲労寿命を精度よく解析する手法について詳細な検討が報告されている。高温環境におけるクリープおよびクリープ疲労損傷について損傷力学を適用した研究は、Dunne らが温度範囲 20-500°C における鋳銅への適用例や、Sermage らによる多軸クリープ疲労損傷への拡張とクロムモリブデン鋼への適用例がある。また、他の工業用機器材料への適用について、岡らによりディーゼル機関の部品等に使用されるねずみ鋳鉄材について、損傷力学に基づく定式化とクリープ疲労寿命予測が行われている。しかし、著者らの知る限り、二液式スラスタ燃焼器のような超高温環境である 1000°C 以上で使用される耐熱材料に損傷力学を適用した研究は行われていない。室温環境におけるニオブ合金材の低サイクル疲労寿命評価、超高温環境(1500°C)におけるクリープ損傷力学をニオブ合金材に適用した研究はこれまで行われていない。さらには、ニオブ合金材(C103)の応力・ひずみ曲線などの機械特性データについて詳述された文献もないのが現状である。

第6章 結論

以上の背景を踏まえ、本研究では二液式スラスタの寿命評価で重要となる燃焼器について、設計段階から精度よく寿命を予測する手法を確立することを目的とし、ニオブ合金材に適応させた損傷力学に基づく構成方程式を導出に至る過程を含めて示した。また、室温環境における機械特性試験および低サイクル疲労試験を実施し、構成方程式の定式化および使用される材料定数を同定した。得られた損傷力学モデルを低サイクル疲労解析に適用し、試験片破断面との対応関係を含め実験および解析で得られた損傷および寿命について比較・評価した。次に、1500°Cの超高温環境に対応する機械特性試験およびクリープ疲労試験を実施し、構成方程式の定式化および使用される材料定数を同定した。さらに、損傷力学モデルをクリープ疲労解析に適用し、試験片破断面との対応関係を含め実験および解析で得られた損傷および寿命について比較・評価を実施した。最後に、室温および1500°Cの環境で得た損傷力学モデルをベースとして、衛星用二液式スラスタ燃焼器のクリープ疲労解析を実施した。材料定数の温度依存性や部分連成解析の適用範囲について評価し、スラスタの連続噴射時およびパルス噴射時におけるスラスタ燃焼器の三次元熱伝導-弾粘塑性解析の有限要素解析結果、ポスト処理による三次元弾粘塑性損傷解析を実施し、スラスタの噴射モードおよび燃焼器温度の寿命への影響を評価した。

以下に本研究で得られた成果についてまとめる。

- 1) 宇宙機の軌道変換および姿勢制御に使用される二液式スラスタおよび液式スラスタの構成部品の中で最も高温となる燃焼器に用いられている材料であるニオブ合金材について、損傷力学を適用し構成方程式の導出について示した。
- 2) 室温環境における静的引張試験を実施し構成方程式に使用される材料定数を同定した。損傷強度材料パラメータについて、3点による折れ線近似で表現することにより、解析は実験結果を良好に再現した。低サイクル疲労試験については、材料損傷を延性損傷と疲労損傷の和であると仮定し、損傷変数 D についてある値（本材料については $D = 0.1$ ）を境に変化させることで応力・ひずみ曲線、損傷進展曲線および疲労寿命を良好に再現した。さらに、 $\Delta\varepsilon = 0.08$ の条件で同定した材料定数をそのまま用いて $\Delta\varepsilon = 0.02$ の条件を再現したことで、損傷力学モデルの妥当性を確認

第6章 結論

した。さらに、試験後の試験片破断面観察結果と損傷進展曲線および損傷変数（延性損傷、疲労損傷）に関する解析結果を比較し、損傷進展メカニズムについて考察し、解析結果が物理現象と良好に対応することを確認した。

- 4) 1500℃の超高温環境でクリープ試験、静的引張試験を実施し得られた実験結果に基づいて損傷力学モデルを同定した。また、クリープ疲労試験を実施し、構成方程式および同定した材料定数をそのまま用いてクリープ疲労解析を実施した。その結果、ひずみ履歴およびクリープ疲労寿命を良好に再現できており、本手法の有効性を確認した。さらに、クリープ疲労試験後の試験片破断面観察から、本試験の損傷はクリープが支配的であり、解析結果と実際の損傷形態は定性的に一致することを確認した。
- 5) 人工衛星用二液式スラスタの燃焼器に対するクリープ疲労解析を実施した。スラスタ燃焼器の解析を行う前に、シンプルなケースである1500℃環境における応力制御のクリープ疲労試験（応力範囲0 - 90 MPa）に対して部分連成解析によるクリープ疲労解析を実施し、その適用範囲について評価した。評価の結果、全ひずみが5.5%以下の範囲なら、実験値との差が小さく部分連成解析の適用が可能であり、このような範囲の解析であっても実用上有用であることを確認した。また、広範囲な温度変化に対応するために、クリープ疲労解析で使用する材料定数の温度依存性について評価した。700℃の静的引張試験データや977℃のクリープ試験に関する文献値を活用し、両者の間の温度における材料定数の同定を行うとともに、各材料定数の温度依存性を評価した。
- 6) 解析対象として推力22Nの小推力二液式スラスタを選択し、連続噴射中の最大温度について、1250℃と1500℃の2種類のケースで部分連成解析によるクリープ疲労解析を実施した。連続噴射1250℃のクリープ疲労寿命について妥当な結果を得た。連続噴射1500℃の条件では、延性損傷により寿命が低下することが明らかとなった。パルス噴射については、連続噴射に対し、クリープ疲労寿命が長くなることが明らかとなった。ま

第6章 結論

た、すべての噴射モードでクリープ損傷が主体的であること、パルス噴射で懸念されていた疲労損傷は非常に小さいことが明らかとなった。さらに、連続噴射が 1500°C の条件については延性損傷の割合が増加することが明らかとなった。

以上から、本研究により損傷力学に基づく構成方程式を用いた、人工衛星用二液式スラスタの燃焼器のクリープ疲労解析を行う手法について目途を得た。本技術を用いることで、スラスタ燃焼器について設計段階から、使用温度や噴射パターン等の異なるケースに対しクリープ疲労寿命を評価することが可能となる。

しかし、解析および評価を進めていくうえでいくつかの課題も明確になった。以下、本研究における今後の課題をまとめる。

- 1) 材料定数については未だ試行的反復による同定を行っている。明確な手順が確立されるには、損傷力学の適用の例を増やすことが必要である。いくつかの文献では、材料定数同定の手順が示されており、本研究の中でもその手順について触れた。本研究で明確になった課題として、超高温環境においては、静的引張試験の材料定数同定の際にクリープの影響が含まれる点が挙げられ、筆者はクリープ解析を含めて材料定数を同定した。しかし、これらの手順は複雑であり、クリープの影響を簡易的に除去する方法については今後の課題となる。
- 2) 本研究で用いた構成方程式では、遷移クリープ領域の回復についてはモデル化されていない。つまり、繰返し負荷における第一期クリープ領域の回復を表現していない点が課題となる。ニオブ合金材は第二期および第三期クリープ領域が支配的であるため、遷移クリープ領域の回復の影響は小さいと考えられるがこれらの影響が大きい材料を扱う場合については構成方程式に組み込むとともに、その妥当性について追加試験等で検証する必要がある。
- 3) 小推力二液式スラスタのパルス噴射に関する寿命評価について、本研究では評価の明確化の観点から単純な繰返し噴射を仮定した。しかし、

第6章 結論

実際の衛星運用では多様な噴射モードが想定されるため、スラスタ寿命を適切に評価するパルス噴射モードについては議論の余地が残っている。さらに、噴射間隔があいた場合はヒートソークバックと呼ばれる現象により、スラスタ燃焼器の熱が上流の噴射器やバルブに移動するため、これらの影響を無視できなくなる。このようなケースでは、燃焼器外への熱の流出もモデル化する必要がある。

- 4) スラスタ燃焼器は燃焼中においては、軸方向および周方向に応力が付加された多軸応力状態である。しかし、本モデル化においてはパラメータ同定の複雑さを回避するために、ひずみ速度および損傷進展の構成方程式において多軸性を考慮していない。延性損傷の発達は応力 3 軸度に影響を受けることが知られており、多軸性の影響が顕著な場合はこれらを評価する手法が必要となる。

最後に、工業用機器の構造解析における設計ツールとして有限要素解析が主流となっている現在、損傷力学は材料に発生する微視的損傷を含む非連続的な力学挙動を連続体力学の枠組みの中で表現できる理論のため、機器の寿命を予測する手法として大きな可能性を感じている。また本研究を通じて、延性損傷、疲労損傷およびクリープ損傷を統一的な損傷変数で記述可能なため、各損傷モードの寄与度や相乗効果を表現しやすい理論であることもわかった。宇宙機器の寿命要求は年々長期間化しており、運用途中の修理等も現在のところ不可能であるため、設計段階から寿命を評価できる損傷力学への期待は高まると予想される。今回提案した手法がこれらの機器に有効に利用されることを期待する。また、自らも損傷力学のポテンシャルを発揮し、機器の信頼性向上に貢献できるようにさらなる研鑽を積んでいきたい。

図表リスト

2 章

図 2-1 宇宙ステーション補給機こうのとり (HTV3 号機, 図左, (C)NASA/JAXA) [3]および使用されている推力 500N 級国産スラスタ (図右) [4]の写真 ((C)JAXA)

図 2-2 二液式スラスタの模式図

図 2-3 代表体積要素

図 2-4 単軸荷重を受ける損傷体

表 2-1 ニオブ合金 (C103) の化学組成

3 章

図 3-1 低サイクル疲労試験の試験セットアップ

図 3-2 静的引張試験に用いた試験片概要 (JIS Z2241, 厚さ $t=3$ mm)

図 3-3 静的引張試験に用いた試験片の写真

図 3-4 低サイクル疲労試験に用いた試験片の概要

図 3-5 静的引張試験の応力・ひずみ曲線 (実験結果: Experiment, 解析結果: Model)

図 3-6 室温環境データを用いた材料定数同定の手順

図 3-7 静的引張試験の損傷進展曲線

図 3-8 延性損傷進展の 3 つの Type について

図 3-9 静的引張試験後の破断面写真 (倍率:100)

図 3-10 静的引張試験後の破断面写真 (倍率:1000)

図 3-11 静的引張試験後の破断面写真 (倍率:2000)

図 3-12 低サイクル疲労試験の応力・ひずみ曲線 ($CN = 2, \Delta\varepsilon = 0.08$)

図表リスト

- 図 3-13 低サイクル疲労試験の応力・ひずみ曲線 (CN = 10, $\Delta\varepsilon = 0.08$)
- 図 3-14 低サイクル疲労試験の応力・ひずみ曲線 (CN = 30, $\Delta\varepsilon = 0.08$)
- 図 3-15 低サイクル疲労試験の応力・ひずみ曲線 (CN = 40, $\Delta\varepsilon = 0.08$)
- 図 3-16 低サイクル疲労試験の応力・ひずみ曲線 (CN = 2, $\Delta\varepsilon = 0.02$)
- 図 3-17 低サイクル疲労試験の応力・ひずみ曲線 (CN = 10, $\Delta\varepsilon = 0.02$)
- 図 3-18 低サイクル疲労試験の応力・ひずみ曲線 (CN = 100, $\Delta\varepsilon = 0.02$)
- 図 3-19 低サイクル疲労試験の応力・ひずみ曲線 (CN = 500, $\Delta\varepsilon = 0.02$)
- 図 3-20 低サイクル疲労試験の損傷進展曲線
- 図 3-21 低サイクル疲労試験後の破断面写真 ($\Delta\varepsilon = 0.02$, 左上：全体, A: き裂起点付近, B: き裂成長領域, C: 最終破断部付近)
- 図 3-22 低サイクル疲労試験後の破断面写真 ($\Delta\varepsilon = 0.08$, 左上：全体, A: き裂起点付近, B: き裂成長領域, C: 最終破断部付近)
- 表 3-1 静的引張試験概要
- 表 3-2 低サイクル疲労試験概要
- 表 3-3 静的引張試験から同定された材料定数
- 表 3-4 静的引張試験から同定された損傷強度材料パラメータ
- 表 3-5 低サイクル疲労試験から同定された材料定数
- 表 3-6 延性および疲労損傷変数に関する解析結果
- 表 3-7 低サイクル疲労寿命の実験および解析結果

4 章

- 図 4-1 クリープ試験の試験セットアップ
- 図 4-2 静的引張試験の試験セットアップ
- 図 4-3 クリープ試験に供した試験片の概要
- 図 4-4 静的引張試験に供した試験片の概要
- 図 4-5 クリープ試験で得られたクリープ曲線 (ひずみの時間履歴)
- 図 4-6 超高温環境におけるクリープ試験データを用いた材料定数同定の手

図表リスト

順

- 図 4-7 応力・ひずみ曲線 (C.H.S = 1.5 mm/min)
- 図 4-8 応力・ひずみ曲線 (C.H.S = 10 mm/min)
- 図 4-9 損傷変数とクリープひずみ速度の時間履歴 (C.H.S = 1.5 mm / min)
- 図 4-10 超高温環境における静的引張試験データを用いた材料定数同定の手順
- 図 4-11 クリープ試験後の試験片の破断面写真 (応力:40MPa, 倍率:100)
- 図 4-12 クリープ試験後の試験片の破断面写真 (応力:40MPa 倍率:1000)
- 図 4-13 クリープ試験後の試験片の破断面写真 (応力:40MPa 倍率:2000)
- 図 4-14 クリープ試験後の試験片の破断面写真 (応力:60MPa, 倍率:100)
- 図 4-15 クリープ試験後の試験片の破断面写真 (応力:60MPa, 倍率:1000)
- 図 4-16 クリープ試験後の試験片の破断面写真 (応力:60MPa, 倍率:2000)
- 図 4-17 静的引張試験後の試験片の破断面写真(C.H.S = 1.5 mm / min, 倍率:500)
- 図 4-18 静的引張試験後の試験片の破断面写真(C.H.S = 1.5 mm / min, 倍率:1000)
- 図 4-19 静的引張試験後の試験片の破断面写真(C.H.S = 1.5 mm / min, 倍率:2000)
- 図 4-20 静的引張試験後の試験片の破断面写真(C.H.S = 10 mm / min, 倍率:500)
- 図 4-21 静的引張試験後の試験片の破断面写真(C.H.S = 10 mm / min, 倍率:1000)
- 図 4-22 静的引張試験後の試験片の破断面写真(C.H.S = 10 mm / min, 倍率:2000)
- 図 4-23 クリープ疲労試験で得られたひずみの時間履歴 (応力範囲: 0-90, 0-60 および 0-30MPa)
- 図 4-24 クリープ疲労試験で得られた応力・ひずみ曲線 (応力範囲: -30-30

図表リスト

MPa, 1 および 2000 cycle)

- 図 4-25 クリープ疲労試験における損傷進展曲線 (横軸: 時間, 縦軸: 損傷変数 D , 応力範囲: 0 - 90, 0 - 60 MPa)
- 図 4-26 クリープ疲労試験における損傷進展曲線 (横軸: 時間, 縦軸: 損傷変数 D , 応力範囲: 0 - 30, -30 - 30 MPa)
- 図 4-27 クリープ疲労試験後の試験片の破断面写真 (応力範囲: 0-90MPa, 倍率:100)
- 図 4-28 クリープ疲労試験後の試験片の破断面写真 (応力範囲: 0-90MPa, 倍率:1000)
- 図 4-29 クリープ疲労試験後の試験片の破断面写真 (応力範囲: 0-90MPa, 倍率:2000)
- 表 4-1 クリープ試験概要
- 表 4-2 静的引張試験概要
- 表 4-3 クリープ疲労試験条件と損傷タイプ
- 表 4-4 クリープ疲労試験概要
- 表 4-5 クリープ試験結果から同定された材料定数
- 表 4-6 静的引張試験で同定された材料定数
- 表 4-7 クリープ疲労解析で使用した材料定数
- 表 4-8 クリープ疲労寿命の解析結果 (応力範囲: 0-90MPa)

5 章

- 図 5-1 人工衛星に使用される小推力二液式スラスタ
(図は技術実証衛星 E T S VIII, (C)JAXA)
- 図 5-2 小推力二液式スラスタの例
(JAXA が研究開発する 10N 級スラスタ, (C) JAXA)
- 図 5-3 損傷解析の手法における部分連成解析の位置付け
- 図 5-4 部分連成解析による二液式スラスタ燃焼器クリープ疲労解析の手順

図表リスト

- 図 5-5 クリープ疲労試験で使用した平板試験片の三次元有限要素解析モデル
- 図 5-6 クリープ疲労試験の解析結果（時間－全ひずみの関係，応力範囲: 0－90MPa）
- 図 5-7 977°Cにおけるクリープ試験の材料定数同定結果（応力: 41.4 および 50.1MPa）
- 図 5-8 700°Cにおける静的引張試験の材料定数同定結果
- 図 5-9 スラスタ燃焼器の解析モデル
- 図 5-10 燃焼中の姿勢制御用スラスタの例（写真は HTV 用推力 120N, RCS スラスタ, (C)JAXA）
- 図 5-11 小推力 2 液式スラスタ（推力 22N）の有限要素解析モデル
- 図 5-12 境界条件として与えた温度および圧力分布
- 図 5-13 連続噴射の境界条件設定
- 図 5-14 連続噴射解析結果（温度分布[°C], 1250°C, time: 0.1 sec）
- 図 5-15 連続噴射解析結果（温度分布[°C], 1250°C, time: 2.0 sec）
- 図 5-16 連続噴射解析結果（温度分布[°C], 1250°C, time: 10036 sec）
- 図 5-17 連続噴射解析結果（温度分布[°C], 1500°C, time: 0.1 sec）
- 図 5-18 連続噴射解析結果（温度分布[°C], 1500°C, time: 2.0 sec）
- 図 5-19 連続噴射解析結果（温度分布[°C], 1500°C, time: 2440 sec）
- 図 5-20 連続噴射解析結果（最小主応力分布[MPa], 1500°C, 0.04 sec 後）
- 図 5-21 連続噴射解析結果（最小主応力分布[MPa], 1500°C, 2440 sec 後）
- 図 5-22 連続噴射解析結果（最小主応力分布[MPa], 1250°C, 0.04 sec 後）
- 図 5-23 連続噴射解析結果（最小主クリープひずみ分布, 1250°C, スラスタ寿命時 10036 sec）
- 図 5-24 連続噴射解析結果（最小主クリープひずみ分布, 1500°C, スラスタ寿命時 2440sec）
- 図 5-25 パルス噴射の境界条件設定

図表リスト

- 図 5-26 パルス噴射解析（温度分布[°C], 9.9 sec）
- 図 5-27 パルス噴射解析結果（温度分布[°C], 10.0 sec）
- 図 5-28 パルス噴射解析結果（最小主応力分布[MPa], 9.9 sec）
- 図 5-29 パルス噴射解析結果（最小主クリープひずみ分布, 9.9 sec）
- 図 5-30 パルス噴射解析結果（全ひずみの時間履歴）
- 図 5-31 損傷進展曲線（連続噴射比較）
- 図 5-32 損傷進展曲線（1250°C比較）
- 表 5-1 クリープ試験から同定された材料定数の温度依存性
- 表 5-2 静的引張試験から同定された材料定数の温度依存性
- 表 5-3 クリープ疲労寿命および損傷評価

参考文献

1 章

- [1] Schoenman, L., 4000° F Materials for Low Thrust Rocket Engines, 29th AIAA/ASME/SAE/ASEE Joint Propulsion Conference and Exhibit, (1993), AIAA 93-2406.
- [2] Krismer, D., Dorantes, A., Miller, S., Stechman, C. and Lu, F., Qualification Testing of a High Performance Bipropellant Rocket Engine Using MON-3 and Hydrazine, 39th AIAA/ASME/SAE/ASEE Joint Propulsion Conference and Exhibit, (2003), AIAA 2003-4775.
- [3] Fick, M., Schulte, G. and Ehmann, D., Status and Current Developments of Astrium's 400 Bipropellant Engine, 39th AIAA/ASME/SAE/ASEE Joint Propulsion Conference and Exhibit, (2003), AIAA 2003-4778.
- [4] Sawai, S., Sato, E., Uesugi, K., Furukawa, K., Mishima, H., Morishima, K., Nonaka, Y. and Kondo, M., Development of Ceramic Based 500 N Class Bipropellant Thruster, The 56th International Astronautical Congress (IAC), (2005), IAC-05 -C4.3.01.
- [5] Ohtsuka, M., Hotta, D., Yoshioka, T., Narita, T., Nagata, T., Masuda, I. and Masuoka, T., Development of Self-Mending Coating System on Nb and Nb-based Alloys, International Symposium on High-Temperature Oxidation and Corrosion, (2014), pp. 221-224.
- [6] Lemaitre, J., A Course on Damage Mechanics, 2nd ed., Springer, (1996), pp. 1-228.
- [7] 村上澄男, 連続体損傷力学 (損傷・破壊解析の連続体力学的方法), 森北出版, (2008), pp. 1-324.
- [8] Krajcinovic, D., Damage Mechanics: Accomplishments, Trend and Needs, International Journal of Solids and Structures, Vol. 37, No.2, (2000), pp. 267-277.
- [9] Bonora, N., A Nonlinear CDM Model for Ductile Failure, Engineering Fracture

参考文献

- Mechanics, Vol. 58, No. I/2, (1997), pp. 11-28.
- [10] Lemaitre, J., Sermage, J.P. and Desmorat, R., A Two Scale Damage Concept Applied to Fatigue, *International Journal of Fracture*, (1999), pp. 67–81.
- [11] Dunne, F.P.E. and Hayhurst, D.R., Continuum Damage Based Constitutive Equations for Copper under High Temperature Creep and Cyclic Plasticity, *Proceedings of the Royal Society of London* 437 (1992), pp. 545–566.
- [12] Sermage, J. P., Lemaitre, J. and Desmorat, R., Multiaxial Creep-Fatigue under Anisothermal Conditions, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 23 (2000), pp.241-252.
- [13] 岡正徳, 都井裕, 損傷力学に基づくねずみ鋳鉄材の材料モデリングと疲労寿命予測への適用, *日本機械学会論文集 A編*, Vol.77, No.780 (2011), pp. 1269-1278.
- [14] 岡正徳, 都井裕, 損傷力学に基づくねずみ鋳鉄材の弾塑性クリープ挙動の材料モデリングとクリープ疲労寿命予測への適用, *日本機械学会論文集 A編*, Vol.78, No.787 (2012), pp. 289-298.
- [15] Priceman., S. and Sama., L., Reliable, Practical, Protective Coating for Refractory Metals Formed by the Fusion of Silicon Alloy Slurries, *Electrochemical Technology*, Vol. 6, No.9-10, (1968), pp.315-326.

2 章

- [1] 木村逸郎, *ロケット工学*, (1993), pp.1-19. 養賢堂.
- [2] Brown, D., C., *Space Craft Propulsion*, 2nd ed., (1996), pp.1-224., AIAA Education Series.
- [3] 葛西徹, 市川千秋, 植松洋彦, HTV3 号機誘導制御の評価, 第 56 回宇宙科学技術連合講演会講演, JSASS-2012-4385, (2012).
- [4] 高田真一, 深津敦, 杉森活彦, 国産スラスタを初搭載した HTV3 号機推進系の評価, 第 56 回宇宙科学技術連合講演会講演, JSASS-2012-4386, (2012).
- [5] Huzel K., D., and Huang H., D., *Design of Liquid – Propellant Rocket Engines.*, 3rd ed, (1992), pp.1-431., AIAA

参考文献

- [6] Schoenman, L., 4000° F Materials for Low Thrust Rocket Engines, 29th AIAA/ASME/SAE/ASEE Joint Propulsion Conference and Exhibit, (1993), AIAA 93-2406.
- [7] Ohtsuka, M., Hotta, D., Yoshioka, T., Narita, T., Nagata, T., Masuda, I. and Masuoka, T., Development of Self-Mending Coating System on Nb and Nb-based Alloys, International Symposium on High-Temperature Oxidation and Corrosion, (2014), pp. 221-224.
- [8] 都井裕, 計算固体力学入門 (材料と構造のモデリングとシミュレーション), (2008), pp. 1-174, コロナ社.
- [9] 村上澄男, 連続体損傷力学 (損傷・破壊解析の連続体力学的方法), 森北出版, (2008), pp. 1-324.
- [10] Lemaitre, J., A Course on Damage Mechanics, 2nd ed., Springer, (1996), pp. 1-228.
- [11] Lemaitre, J. and Desmorat, R., Engineering Damage Mechanics, Springer (2010), pp. 1-139.
- [12] Perrin, I.J. and Hayhurst, D.R., Continuum Damage Mechanics Analyses of Type IV Creep Failure in Ferritic Steel Crossweld Specimens, International Journal of Pressure Vessels and Piping, 76 (1999), pp. 599-617.
- [13] Mustata, R. and Hayhurst, D.R., Creep Constitutive Equations for a 0.5Cr 0.5Mo 0.25V Ferritic Steel in the Temperature Range 565°C - 675°C, International Journal of Pressure Vessels and Piping, 82 (2005), pp. 363-372.

3 章

- [1] 日本工業標準調査会, 金属材料引張試験方法, JIS Z 2241, (2011).
- [2] 日本工業標準調査会, 金属材料の高温低サイクル試験方法, JIS Z 2279, (1992).
- [3] 平松秀基, 豊田政男, 各種構造用材料のボイド発生・成長挙動に注目した延性き裂発生特性に関する考察, 日本造船学会論文集(190), (2001), pp.591-598. S
- [4] Lemaitre, J. and Desmorat, R., Engineering Damage Mechanics, Springer,

参考文献

- 2010, pp. 1-139.
- [5] 小林英男, 破壊力学, 共立出版株式会社, (1993), pp. 1-40.
 - [6] 都井裕, 計算固体力学入門 (材料と構造のモデリングとシミュレーション), (2008), pp. 1-174, コロナ社.
 - [7] Bonora, N., A Nonlinear CDM Model for Ductile Failure, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 58, No. I/2, (1997), pp. 11-28.
 - [8] 吉田総仁, 伊東操, 岡田達夫, 中口将享, 降伏点現象を示す軟鋼の繰返し塑性変形挙動, 日本機械学会論文集 (A編), 66 巻 643 号, (2000), pp. 568-574.
 - [9] 萩原芳彦, 鈴木秀人, よくわかる破壊力学, オーム社出版局, (2000), pp. 1-105.
 - [10] 村上澄男, 連続体損傷力学 (損傷・破壊解析の連続体力学的方法), 森北出版, (2008), pp. 1-324.

4 章

- [1] 日本工業標準調査会, 金属材料のクリープ及びクリープ破断試験方法, JIS Z 2271, (2010).
- [2] Lemaitre, J. and Desmorat, R., Engineering Damage Mechanics, Springer (2010), pp. 1-139.
- [3] 小林英男, 破壊力学, 共立出版株式会社, (1993), pp. 1-40.
- [4] Lemaitre, J., A Course on Damage Mechanics, 2nd ed., Springer, (1996), pp. 1-228.
- [5] 井上達雄, 塑性-クリープ相互作用に伴う非弾性体の構成関係およびその繰返し変形への適用と寿命評価法について, 材料, 第 32 巻大 357 号, (1982), pp.594-pp.604.
- [6] 村上澄男, 佐野村幸夫, 服部満, Niomic 80A における弾塑性損傷とクリープ損傷の相互作用, 日本機械学会論文集 (A編), 51 巻 471 号, (1985-11), pp. 2517-2525.
- [7] 大橋義夫, 河井昌道, 清水宏, 高温におけるクリープ変形の後続塑性変形に対する影響, 日本機械学会論文集 (A編), 50 巻 450 号, (1984-2),

参考文献

- pp. 216-224.
- [8] 濱田直巳, 元家勝彦, 遠藤寿基, クリープ破断寿命への切欠き底部における変形挙動の依存性, 日本機械学会論文集 (A編), 78 巻 792 号, (2012-8), pp. 1125-1132.
 - [9] 大谷隆一, 高温におけるクリープ疲労, 鉄と鋼, 第 66 第 14 号, (1980), pp.2106-2118.
 - [10] 林丈晴, 海老原理徳, 浅井竜彦, 渡邊裕彦, 粘塑性・クリープ分離型構成モデルの鉛フリーはんだへの適用, 日本機械学会論文集 (A編), 77 巻 780 号, (2011-8), pp. 1169-11177.
 - [11] 鈴木章彦, 材料の粘塑性挙動のモデル化に対する一手法, 材料, 第 35 巻第 391 号,(1985),pp.350-353.

5 章

- [1] Brown, D., C., Space Craft Propulsion, 2nd ed., (1996), pp.1-224., AIAA Education Series.
- [2] Wood, R., S., Development Experience with 22N Bipropellant Thrusters Using Columbium and Rhrnium Thrust Chambers, AIAA/ASME/SAE/ASEE Joint Propulsion Conference and Exhibit, (1992), AIAA 92-3801.
- [3] 国立研究開発法人 宇宙航空研究開発機構編. 軌道上の ETS-VIII (想像図).<http://jda.jaxa.jp>, (参照 2015-09-28).
- [4] 国立研究開発法人 宇宙航空研究開発機構 研究開発部門編, 宇宙機用高性能 2 液式エンジン/スラスタの研究, 10N 級 2 液式スラスタ.
<http://www.ard.jaxa.jp>, (参照 2015-09-28).
- [5] 都井裕, 計算固体力学入門 (材料と構造のモデリングとシミュレーション), (2008), pp. 1-174, コロナ社.
- [6] Titran, H., R., and Klopp, D., W., Long-Time Creep Behavior of the Niobium Alloy C-103, NASA Technical Paper 1727, (1980).
- [7] Stephens, R., J., Effects of Long-Term Aging on Ductility of the Columbium Alloys C-103 Cb-1Zr and Cb-752 and the Molybdenum Alloy Mo-TZM, NASA Technical Note D-8095, (1975).

参考文献

- [8] Wood, R., S., Development of a Low Cost 22N Bipropellant Thruster, AIAA/ASME/SAE/ASEE Joint Propulsion Conference and Exhibit, (1990), AIAA 90-2056.
- [9] Ohtsuka, M., Hotta, D., Yoshioka, T., Narita, T., Nagata, T., Masuda, I. and Masuoka, T., Development of Self-Mending Coating System on Nb and Nb-based Alloys, International Symposium on High-Temperature Oxidation and Corrosion, (2014), pp. 221-224.
- [10] 国立研究開発法人 宇宙航空研究開発機構編, HTV RCS スラスタ燃焼試験状況, <http://jda.jaxa.jp>, (参照 2015-09-28).
- [11] ASM Handbook Committee, Metals Handbook Ninth Edition Volume 3 - Properties and Selection: Stainless Steels, Tool Materials and Special-Purpose Metals, (1980), pp. 335-336.

本研究に関する発表実績

学術論文（査読論文）

1. 升岡正, 都井裕, 長田泰一, 香河英史, 池田博英, 損傷力学に基づくニオブ合金材の疲労寿命予測, 日本航空宇宙学会論文集, 第63巻, 第5号 (2015), pp. 225-231.
2. 升岡正, 都井裕, 香河英史, 池田博英, 損傷力学によるニオブ合金材の高温機械特性モデリングとクリープ疲労解析, 日本機械学会論文集, Vol. 81, No. 829 (2015), 15-00243.

講演論文（国内学会発表）

1. 升岡正, 都井裕, “損傷力学によるニオブ合金の疲労寿命シミュレーション”, 生産研究, 66巻2号, pp.259-262, 2014年2月.
2. 升岡正, 都井裕, 長田泰一, 香河英史, 池田博英, 損傷力学によるニオブ合金材の機械特性モデリング, 日本機械学会関東支部第20期総会講演会論文集, 20110, 2014年3月.
3. 升岡正, 都井裕, 長田泰一, 香河英史, 池田博英, ニオブ合金の損傷力学モデリング, 日本機械学会2014年度年次大会講演論文集, J0410401, 2014年9月.
4. 升岡正, 都井裕, 長田泰一, 香河英史, 池田博英, 損傷力学モデルによるニオブ合金材の引張特性シミュレーション, 第63回理論応用力学講演会講演論文集, GS01-01-05, 2014年9月.
5. 升岡正, 都井裕, 香河英史, 池田博英, 損傷力学に基づくニオブ合金材のクリープ疲労解析, 第30回宇宙構造・材料シンポジウム講演論文集, B09, 2014年12月.
6. 升岡正, 都井裕, 香河英史, 池田博英, 損傷力学を用いた二液式スラスタ用ニオブ合金のクリープ疲労解析, 2014年度宇宙輸送シンポジウム講演論文集, STCP-2014-049, 2015年1月.

発表実績

7. 升岡正, 都井裕, 香河英史, 池田博英, 損傷力学によるニオブ合金のクリープ疲労寿命予測, 日本航空宇宙学会北部支部 2015 年講演会講演論文集, JSASS-2015-H02, 2015.3 月
8. 升岡正, 都井裕, 香河英史, 池田博英, 損傷力学によるニオブ合金のクリープ疲労シミュレーション, 日本機械学会関東支部第 21 期総会講演会論文集, 10806, 2015 年 3 月.
9. 升岡正, 都井裕, 池田博英, 損傷力学による人工衛星用二液式スラスタ燃焼器のクリープ疲労寿命解析, 日本機械学会 M&M2015 材料力学カンファレンス講演論文集, 2015 年 11 月.

謝辞

本研究を進めるにあたり、わたくしを支えてくださった全ての方々に感謝を申し上げます。

指導教員の都井裕教授には、博士課程での研究生活を送るにあたり並々ならぬご指導を頂きました。心より感謝を申し上げます。損傷力学などの学術的な指導だけでなく、研究に対するアプローチや議論の深め方など、今後のわたくしの研究に対する指針を数多く指導して頂きました。これらのご指導を糧として今後の研究・実務に精進して参ります。

東京大学大学院工学系研究科システム創成学専攻の栗山幸久教授（人工物工学研究センター）、機械工学専攻の吉川暢宏教授（生産技術研究所）、システム創成学専攻の川畑友弥准教授（工学系研究科）、岡部洋二准教授（生産技術研究所）、山田知典准教授（人工物工学研究センター）には、本論文の審査にあたり貴重なご意見とご指導を頂きました。ここに深く感謝を申し上げます。

研究室の方々にも改めて感謝を申し上げます。

学術支援職員の線延飛氏におかれましては、研究会等での損傷力学に関する学術的なアドバイスや、普段の研究生活に対し様々な面でサポートをしてください大変お世話になりました。心より感謝を申し上げます。

研究室の卒業生で現在、ヤンマー株式会社に勤務されている岡正徳氏におかれましては、博士課程への入学前から親身に相談に乗って頂きました。また、在学中も損傷力学に関する学術的なことや研究を進める上でのアドバイスを数多く頂き、大変心強い気持ちでございました。深く感謝を申し上げます。

わたくしの在学中と一緒に博士課程を過ごされました柳誠元氏、修士課程を過ごされました成田律太氏、研究会で一緒していたヤンマー株式会社の上田英明氏には、異なる研究テーマに取り組み意見交換をすることで大変刺激になりました。ありがとうございました。

国立研究開発法人宇宙航空研究開発機構の方々にも大変お世話になり、感謝しております。

謝辞

主幹研究員の池田博英氏，香河英史氏，主任開発員の長田泰一氏には，本研究に対する有用なアドバイスと，研究生活を送る上でのサポートを頂きました。心より感謝致します。

その他にも，東京大学での研究生活を温かく見守って頂き，また様々なお気遣いを頂いた関係諸氏に深く感謝しております。誠にありがとうございました。

最後に，私の研究生活をサポートし見守ってくれていた家族に感謝致します。

2015年 12月 1日

升岡 正