

短纖維強化セラミックス複合材料の
損傷累積機構

総合研究大学院大学
物理科学研究科宇宙科学専攻
20161153
戸端 佑太

目次

第1章 序論

1.1. セラミックス複合材料の特長と課題	・・・4
1.2. 短繊維強化セラミックス複合材料の特長	・・・10
1.3. 短繊維強化セラミックス複合材料の先行研究	・・・20
1.4. 連続繊維強化セラミックス複合材料の先行研究	
1.4.1. 繰り返し負荷中の応力とひずみの関係	・・・24
1.4.2. 損傷過程	・・・27
1.4.3. 損傷力学モデル	・・・31
1.4.4. 実際の構造材料の応力環境	・・・36
1.5. 研究目的と論文構成	・・・39

第2章 力学特性の変化過程

2.1. 緒言	・・・40
2.2. 供試材	・・・40
2.3. 試験方法	
2.3.1. 圧縮試験	・・・43
2.3.2. 引張試験	・・・46
2.3.3. せん断試験	・・・48
2.3.4. 弾性率, 永久ひずみの取得方法	・・・50
2.4. 力学特性	
2.4.1. 強度と破断ひずみ	・・・52
2.4.2. 応力とひずみの関係	・・・54
2.4.3. 弾性率	・・・61
2.4.4. 永久ひずみ	・・・63
2.4.5. せん断と圧縮/引張試験の応力とひずみの関係の比較	・・・66
2.4.6. E_{cII} が低下しなかった原因	・・・68
2.5. 結言	・・・71

第3章 損傷累積過程

3.1. 緒言	・・・72
3.2. 観察方法	・・・72
3.3. 損傷観察結果	
3.3.1. 損傷領域	・・・76

3.3.2. 典型的な損傷発生過程	・・・78
3.3.3. 進展したクラックの分布	・・・84
3.4. 損傷の特徴量の計測結果	
3.4.1. クラック総進展長さ	・・・93
3.4.2. クラック最大長さ	・・・96
3.4.3. クラック進展角度	・・・99
3.4.4. 損傷の特徴量のまとめ	・・・102
3.5. 結言	・・・104
第4章 損傷力学モデルの構築及び試験結果の定量的解釈	
4.1. 緒言	・・・105
4.2. 損傷力学モデルの構築	
4.2.1. 損傷のモデル化	・・・105
4.2.2. 損傷材料の応力とひずみの関係の定量的解釈	・・・108
4.3. 損傷力学モデルによる実験結果の定量的解釈	
4.3.1. 最大負荷応力と永久ひずみの関係の推定	・・・115
4.3.2. 最大負荷応力と最大ひずみの関係の推定	・・・118
4.4. 結言	・・・121
第5章 総括	・・・122
付録	・・・125
参考文献	・・・130
記号表	・・・135
発表論文リスト	・・・136

第 1 章 序論

1.1. セラミックス複合材料の特長と課題

CMC は、セラミックスのマトリックスを繊維によって強化した複合材料である。繊維は荷重を負担し、マトリックスは繊維の位置を固定する機能を果たしている。繊維は、軸方向には強いものの、その直交方向には弱く変形しやすい異方性を有する。このため複合材料も一般的には異方性を有する。繊維の種類としては炭素繊維、 Al_2O_3 系繊維、SiC系繊維、BN 繊維が挙げられる。またマトリックス材料としては、ガラスやガラスセラミックス、酸化物セラミックス、窒化物セラミックス、炭化物セラミックスが挙げられる。本研究対象は炭化物セラミックスであることから、以降はこれに焦点を当てて述べる。

CMC の最大の特長として、まず高温強度と軽量性が挙げられる。Fig. 1-1. は、各種材料の温度と比強度の関係を示している[1]。縦軸の値が大きいほど、軽くて強い材料であることを意味する。室温に近い低温側では CFRP が、 500°C 付近までは Ti-Al 金属間化合物が、 800°C 付近までは耐熱 Ni 基合金が最も優れているが、それ以上の温度では CMC が優れるとされている。これは従来のセラミックスの利点である、優れた高温強度や、化学安定性、摩耗性そして軽量性に由来する。

また CMC は従来のセラミックスよりも破断ひずみや靱性に優れる。Fig. 1-2. は、従来の繊維強化されていないセラミックスと CMC の応力とひずみの関係を示している。従来のモノリシックセラミックスは破断強度が大きいものの脆いため、クラック成長の瞬間にカタストロフィックな全体破断に至り、破断ひずみも小さい。しかし CMC の場合は、繊維強化に伴いクラックの進展を抑制することができ、金属材料に似た様な応力とひずみの関係を示し、破断ひずみも向上する。また破壊靱性値も、繊維強化によって 7 から 8 倍程度向上することが知られている[1-6]。

これら優れた高強度と軽量性から航空宇宙分野への用途として、炭素繊維強化 SiC 複合材料(C/SiC)がロケットエンジンや、スペースシャトル補修材に、SiC 繊維強化 SiC 複合材料(SiC/SiC)が航空機エンジンのシュラウドに用いられてきた。将来は、航空機エンジンの静翼や再使用宇宙往還機の熱防護

システムや核融合炉体への適用も期待されている。また他分野への用途として、CMC の優れた高温摩耗特性や軽量性から、C/SiC が自動車のブレーキディスクや、エレベータの緊急停止用のブレーキパッドの様な摺動部材にも用いられた。更に熱膨張係数が低く、軽いことに加え、弾性率が大きいことから、観測衛星の鏡体の様な高精度構造部材にも用いられた[1,2,7-12].

しかしながら、炭化物セラミックス系の CMC の課題として製造コストが大きい点が挙げられる。連続繊維を用いた織物の作成や、セラミックスマトリックスを作成するためには多くの時間を要する。Fig. 1-3. は CMC の製造過程の模式図を示している。まず繊維の織物を適用箇所形状に合わせて作成する。織物を作成する理由は、繊維の異方性を配向によって制御し、等方的な材料に近づけることに加え、層間のせん断強度を向上させるためである。織物を作成した後に、繊維のまわりにセラミックスマトリックスを作成する。マトリックスの製造方法としては主に、化学蒸気(CVI: Chemical Vapor Infiltration)法とポリマー含浸(PIP: Polymer Impregnation and Pyrolysis)法を組み合わせた方法と、CVI 法と熔融含浸(MI: Melt Infiltration)法を組み合わせた方法の 2 種類がある[13].

CVI 法とは、反応材料の蒸気を吹き付け、温度や圧力、濃度などに勾配を持たせることによって析出させる方法である。この方法では、緻密なセラミックスを形成できる。しかしながら成形時間に莫大な時間を有する。そこで CVI 法によって緻密なマトリックスを繊維表面にのみ薄く形成する。

PIP 法の場合、ポリマーを注入する。PIP 法では焼成することでセラミックスマトリックスを形成することができる。ただし、1 回の焼成では、緻密なマトリックスが形成できないため、再びポリマーを注入し、昇温する。このプロセスを繰り返すことによって緻密なマトリックスが形成される。このため緻密なマトリックスの形成に時間がかかるのが PIP 法の特徴である。

そこで PIP 法よりもマトリックスの作成時間を短縮する方法として、MI 法を用いる方法がある。MI 法とは、熔融した金属と炭素を直接反応させる方法である。PIP 法のように、複数回に渡ってマトリックスの形成を行う必要がないため、製造時間を短縮することができる。しかし金属を熔融するために融点以上まで昇温する必要があり、熱応力が大きくなる。また、全ての金属が反応せず一部が残留し、また金属は融点が低いためクリープの開始温度が早い。これらの理由によって、MI 法によって作成された CMC のクリープ寿命は PIP 法よりも劣ることが報告されている[14,15].

以上述べた通り、製造時間と力学特性に関してそれぞれの製造方法に一長一短があると言える。しかしたとえ製造時間を短縮することを優先して MI

法を採用したとしても, CVI 法や繊維を織る過程に生じる製造時間も無視することはできない. これまで CMC の用途が航空・宇宙がほとんどを占める要因は, 製造時間によるコストが高いことにあると考えられる. 更に用途を拡大するためには, 製造時間のさらなる短縮が望まれる.

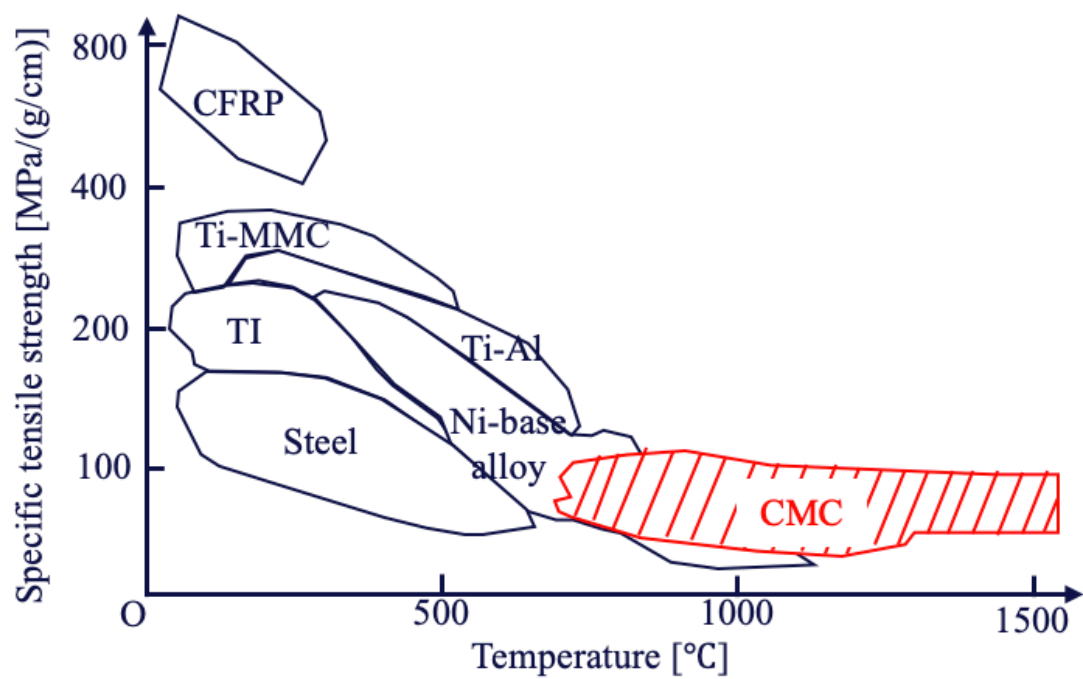


Fig. 1-1. 各種材料の温度と比強度の関係[1]

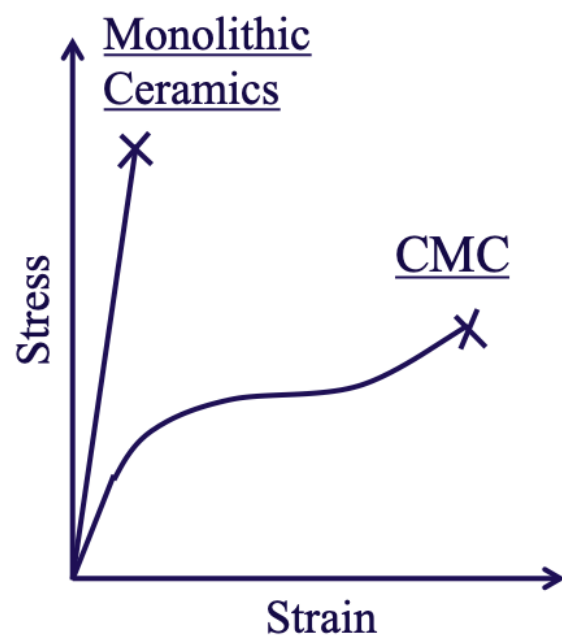


Fig. 1-2. CMC と従来のセラミックスの応力とひずみの関係の比較

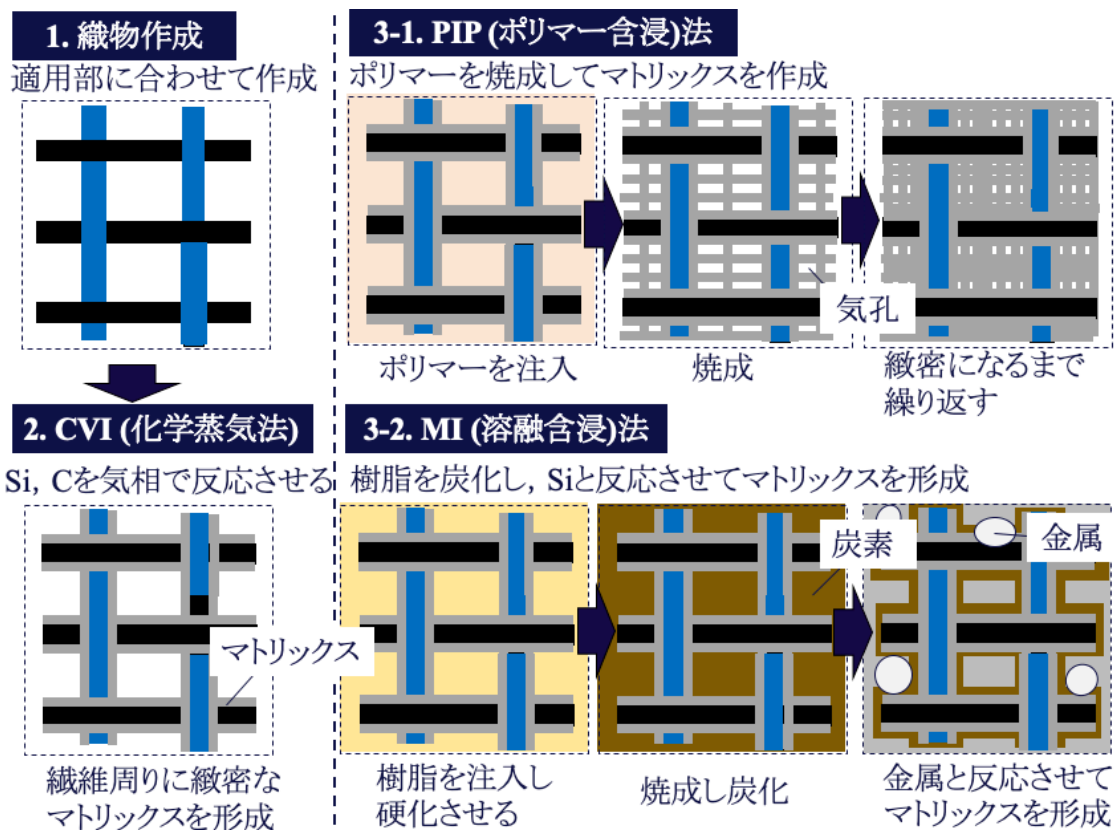


Fig. 1-3. CMC の製造過程

1.2. 短繊維強化セラミックス複合材料の特長

CMC の製造時間を更に短縮する方法として、短繊維を用いる方法がある。Fig. 1-4. に短繊維強化セラミックスの製造過程を示す。マトリックスの作成方法は前述の MI 法が用いられる。まず容器の中に短繊維と樹脂、セラミックス粒子を入れる。その後高温加圧硬化処理を行い、プリフォームを作成する。この時材料内部の繊維束は加圧方向との直交面である面内(以後、IP: In-plane と呼ぶ)では、繊維束はランダムに分散する(Fig. 1-5.)[16]。また IP との直交面(以後、TT: Through-thickness と呼ぶ)では、加圧方向に対して垂直に配向する繊維束が多く見える構造を作っている。次に、プリフォームを焼成し炭化する。その後金属を反応させることでセラミックスマトリックスを形成する。この様に短繊維を用いることで、繊維の配置とセラミックスマトリックスの形成を同時に行い、連続繊維の場合に行われる CVI プロセスや、織物の作成過程を省くことで製造時間を短縮できる。

実際上記の様にして製造時間を短縮できたことにより、高級自動車のブレーキディスクに適用することができた[9]。もともと短繊維を用いる以前から、CMC の摩耗特性や高温強度はブレーキディスクへの使用に適していることが知られていた。Fig. 1-6. はこれまで自動車のブレーキディスク材料として用いられてきた鋳鉄と、炭素繊維強化 SiC 複合材料(C/SiC)に関する摺動特性を比較して示している[9]。横軸は、自動車のブレーキ作動時に材料にかかる圧力を、縦軸は摩擦係数の値を示している。また、丸印と三角印は鉄製材料を、四角印と菱形は C/SiC の値をそれぞれ示している。更に材料毎に、室温と 500°C における値を示している。図より、常温では鋳鉄が優れるものの、実際にブレーキの摩擦熱によって曝される 500°C において、鉄製材料と C/SiC で摩擦係数を比較すると、いずれの圧力に関しても 90%程度とほぼ同等であることがわかる。この様に、C/SiC は自動車のブレーキディスクとして十分に適用可能な力学特性を有していた。また密度を比較すると、C/SiC の方が 3 分の 1 から 4 分の 1 程度軽い。自動車の軽量化による加速性能の改善を追求するレーシングカーや高級自動車では、ブレーキディスクの軽量化による利点は大きい。

しかしながら鉄製材料よりもほぼ同等の摺動特性を有しかつ軽量の利点があったにも関わらず、製造コストが大きかったため連続繊維強化 C/SiC の実用化には至らなかった。製造コストが大きかった理由は、摺動特性の改善

のために、C/SiC 表面に SiC コーティングを化学蒸着(CVD: Chemical Vapor Deposition)法により行ったためである。そこで短繊維を用い、熔融 Si 含浸法を用いることが試みられた。Si の添加量を増やし、焼成後に形成される SiC の含有量を増やすことで、比較的 low コストで耐摩耗特性を改善できた。また力学特性や熱特性に関しては、Table 1-1. に示す通り、連続繊維強化 CMC の曲げ強度や弾性率と比較すると、短繊維強化 CMC のものは劣るものの、連続繊維と同等の熱膨張係数を得ることができた[10]。熱膨張係数や弾性率はブレーキ作動時の摩擦熱によって生じる熱衝撃に耐えるために重要な特性であることから、短繊維強化 CMC は連続繊維強化 CMC と同等以上の熱衝撃性を有していると言える。通常熱応力は、熱膨張係数に比例するため、熱膨張係数は低い方が望ましい。かくして、低コストかつ軽量でありながら、連続繊維と同等以上の耐熱衝撃性を組織制御によって実現できたことによって、ブレーキディスクへの実用化に成功した。

この様に短繊維強化 CMC には、従来の連続繊維強化 CMC よりも安価でありながら、同等の熱物性値や圧縮強度を有する利点がある。また鉄系材料や耐熱合金と比較するとはるかに軽い利点がある。以上の特性から、高温圧縮強度が求められる用途において、金属や連続繊維強化 CMC の代替材料として期待できる。

実例として、短繊維強化セラミックスは、再使用宇宙往還機の耐熱タイルへの適用が考えられる。Table 1-2. に、過去にスペースシャトルに用いられた耐熱タイル材料の力学特性や熱特性の例として炭素繊維強化炭素複合材料(C/C)やシリカ材(品名: LI-2200)を、短繊維強化 C/SiC と比較して示す[16-22]。C/C は機体先端部や前縁部など再突入時に最大で 1600°C 程度の高温環境に用いられた。また LI-2200 は、C/C よりは熱負荷が小さいものの、最大で 1200°C に曝される翼下面のタイルとして用いられた[23]。表中の C/C の強度や弾性率は、実際に耐熱タイルに用いられた RCC (Reinforced Carbon Carbon) のものを示している。一方熱膨張係数や熱伝導率に関しては、RCC と同種のもものを示している。表より、短繊維強化 C/SiC の強度圧縮、引張、せん断に関して、いずれも LI-2200 より圧倒的に優れている。一方 C/C と比較すると、引張強度は遥かに劣るものの、圧縮強度は短繊維強化 C/SiC の方が優れている。また耐熱タイルの応力環境は、機体の設計方法にも依存するが、スペースシャトルでは圧縮場が支配的であった[24]。このことから強度面に関しては、短繊維強化 C/SiC は再使用宇宙往還機の耐熱タイルへの適用可能性があるといえる。

一方短繊維強化 C/SiC の熱膨張係数を C/C と比較すると、Table 1-2. に示

す通り, 同等である. また厚さ方向の熱伝導率に関しては, 短繊維強化 C/SiC の方が C/C よりも大きいものの, オーダとしては同等である. 更に, 連続繊維強化 C/SiC の耐酸化性に関しては, Fig. 1-7. に示す通り, 750°Cから 1500°Cの空気雰囲気において, 69MPa 負荷時の寿命が 80min から 140min 程度である[25]. スペースシャトルの場合, Fig. 1-8. に示す通り, 1回のフライトにおいて過酷な熱環境に曝された時間が 1000s 程度であることから[26], C/SiC は 4回から 8回程度の再使用が可能な程度の耐酸化性を有している. 従って, 短繊維強化 C/SiC に関しても同等の耐酸化性を有していることが期待できる. 以上より, 熱物性の観点からも短繊維強化 C/SiC は再使用宇宙往還機の耐熱タイルへの適用可能性があるといえる.

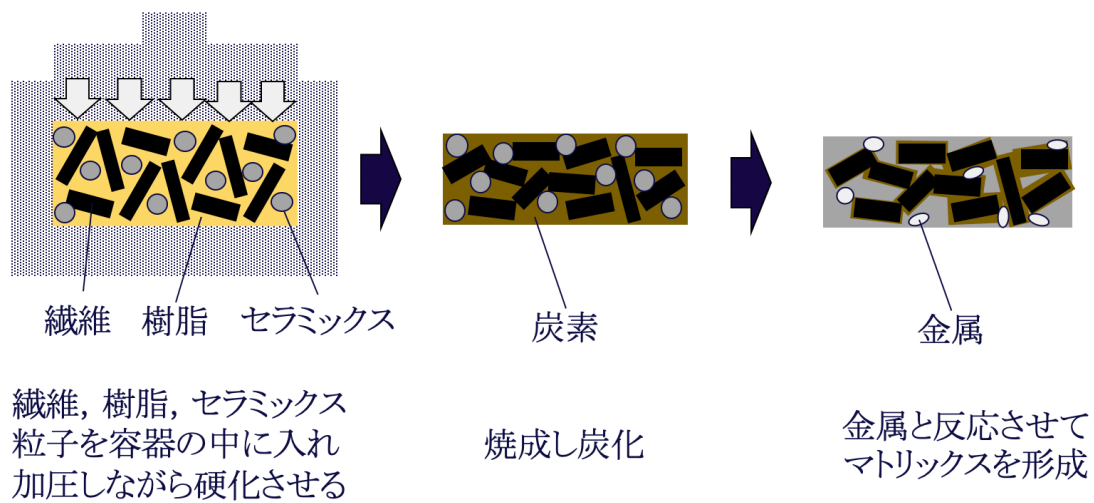


Fig. 1-4. 短繊維強化セラミックスの製造過程

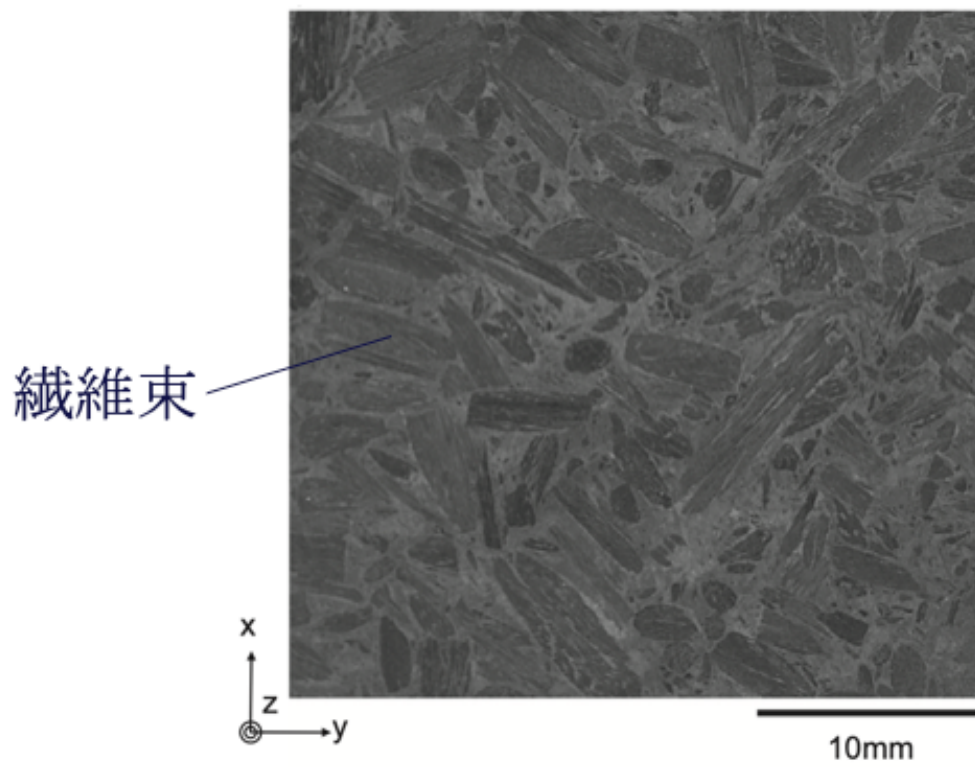


Fig. 1-5. 短繊維強化セラミックスの表面組織(In-plane) [16]

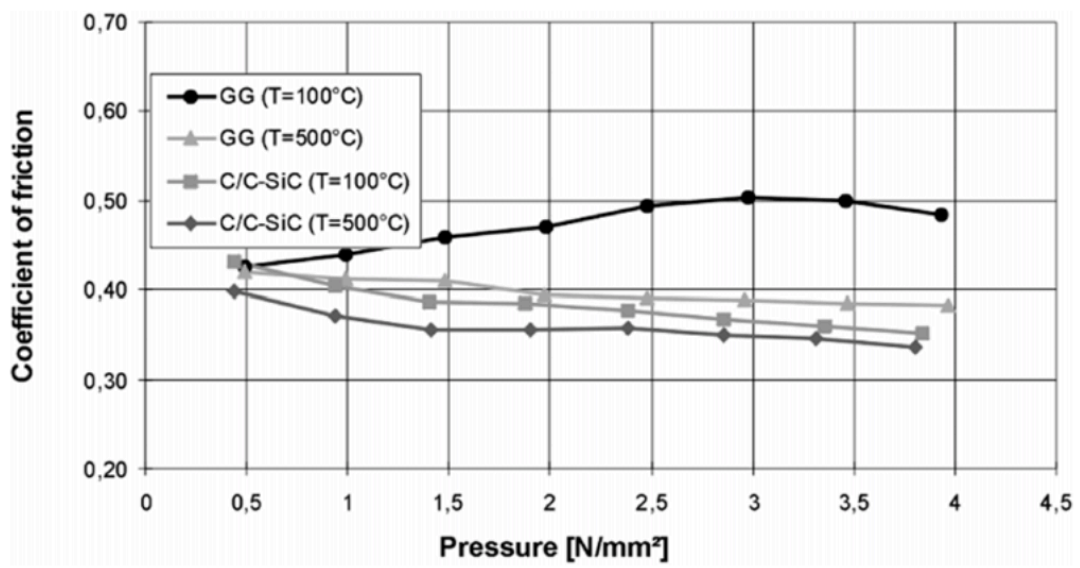


Fig. 1-6. 短繊維強化型 CMC と鑄鉄材(GG)との摺動特性の比較[9]

Table 1-1. 連続繊維と短繊維での力学特性及び熱物性の比較[10]

Material grade	Unit	CF226 P76	CF 226/2 P77	FU 2952 P77
Reinforcement	-	fabric	fabric	short fiber
Density	g/cm ³	>1.8	>1.95	>2.0
Silicon uptake	%	>20	>45	>50
Flexural strength	MPa	220-240	130-140	60-80
Flexural modulus	GPa	65-70	55-60	23-27
Strain to Failure	%	0.25-0.30	0.23-0.27	0.20-0.26
Thermal conductivity (x/y-direction)	W/mK	12—15	18—22	18—23
Thermal conductivity (z-direction)	W/mK	30—35	30—35	28—33
CTE 25-800°C (x/y-direction)	10 ⁻⁶ K ⁻¹	1.0—1.5	0.8—1.3	1.2—1.6
CTE 25-800°C (z-direction)	10 ⁻⁶ K ⁻¹	6.0—6.5	5.5—6.0	5.2—5.6

Table 1-2. スペースシャトル耐熱タイル材料と短繊維強化 C/SiC の力学特性・熱物性の比較

		Short fiber reinforced C/SiC	C/C	SI2200 ^[22]
Strength [MPa]	Tensile	5-10 ^[16,17]	120 ^[19]	0.49-1.4
	Compressive	220-240 ^[14]	88 ^[19]	2.0-2.6
	Shear	60 ^[18]	—	0.44-0.76
Modulus [GPa]	Tensile	30-50 ^[16,17]	14 ^[19]	0.54-0.83
	Compressive	60-70 ^[16,17]	17 ^[19]	0.49-0.60
	Shear	20 ^[18]	—	0.082-0.15
Thermal Conductivity (through-thickness) [W/mK]		25-30 ^[10]	10-13 ^[20]	
Coefficient of Thermal Expansion (In-plane) [10 ⁶ K ⁻¹]		0.5/3.5 ^[10] (100°C/1400°C)	<5 ^[21]	—

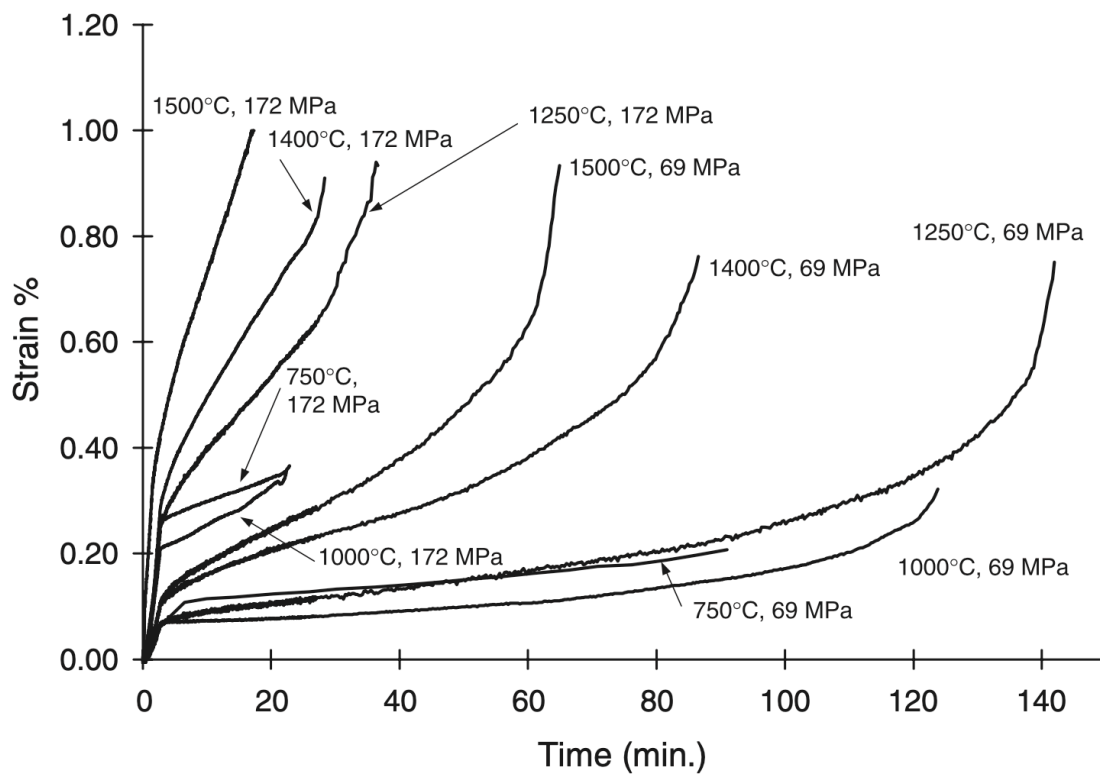


Fig. 1-7. C/SiC の耐酸化性とクリープ寿命[25]

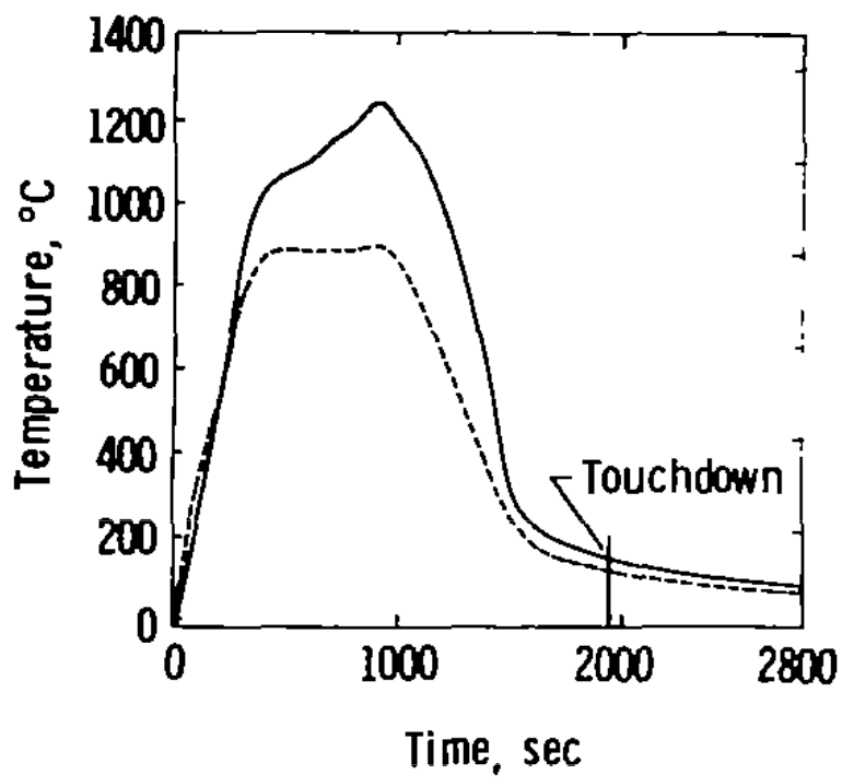


Fig. 1-8. スペースシャトル翼下面耐熱タイルの温度履歴[26]

1.3. 短繊維強化セラミックス複合材料の先行研究

前節にて述べた通り，短繊維強化 CMC は，ブレーキディスクやスペースシャトルの耐熱タイルの様な高温摩耗特性や圧縮強度が求められる用途において，金属や連続繊維強化 CMC の代替材料として期待ができる．しかしながら実際に使用された例は，自動車のブレーキディスクのみである．

航空宇宙分野で使用されない要因としては，一つ目に設計に必要な強度，剛性といった特性データが十分蓄積されていない点が挙げられる．これまではブレーキディスクへの適用のみに焦点を当てていたことが挙げられる[9]．短繊維強化 CMC を最初に使用したのがブレーキディスクであったことから，適用に必要な知見に関する研究が多く行われている．また，ブレーキディスクの寿命は，強度よりも，摩耗特性や耐熱衝撃性に律速されていた．このため，繊維量や金属の添加量が，複合材料の摩擦係数や熱膨張係数，熱伝導率，に与える影響が調べられている[9,10]．それに対し，強度に関しては安全余裕を比較的大きくとした設計ができたため，従来の研究も，見かけの強度，弾性率や破壊靱性値，及びそれら試験方法に関する研究に留まり[16-18,27]，破断に至るまでの力学特性の劣化過程は詳細には調べられていない．

二つ目の要因として，材料内部の構造が複雑なため，損傷観察が難しく，損傷過程や機構が不明な点が挙げられる．Fig. 1-5. に示す通り，繊維束がランダムに分散した構造であることに加え，1.2.節，1.3.節にて述べた通り，繊維やセラミックス相，残留炭素，残留金属が混在していることにより生じる熱応力や焼成過程によってプロセスクラックがランダムに生じ，荷重負荷に伴い進展したクラックとの判別が困難である(Fig. 1-9.)．実際過去の研究では，破断前後で進展領域を調べた例が多い．例えば Fig. 1-10. に示す様な破断観察によって，破断時のクラックはほとんどがマトリックスを進み，Longitudinal な繊維はほとんど破断しないことが明らかとなった[27]．しかしながら，破断前後のみの観察では，破壊起点を突き止めることはできず，破壊機構も不明なままである．また中には，混合モードの破壊靱性値を測定するために，Fig. 1-11. に示す通り，材料にノッチを入れ，その周囲を破断直前にのみ観察した例もある[17]．しかしやはり破壊機構も不明なままである．更に先行研究で行われた損傷観察は IP に対してのみで，TT に対しては行われていない．以上述べた通り短繊維強化 CMC の損傷過程や機構は不明であり，高応力で用いるための信頼性は得られていない．

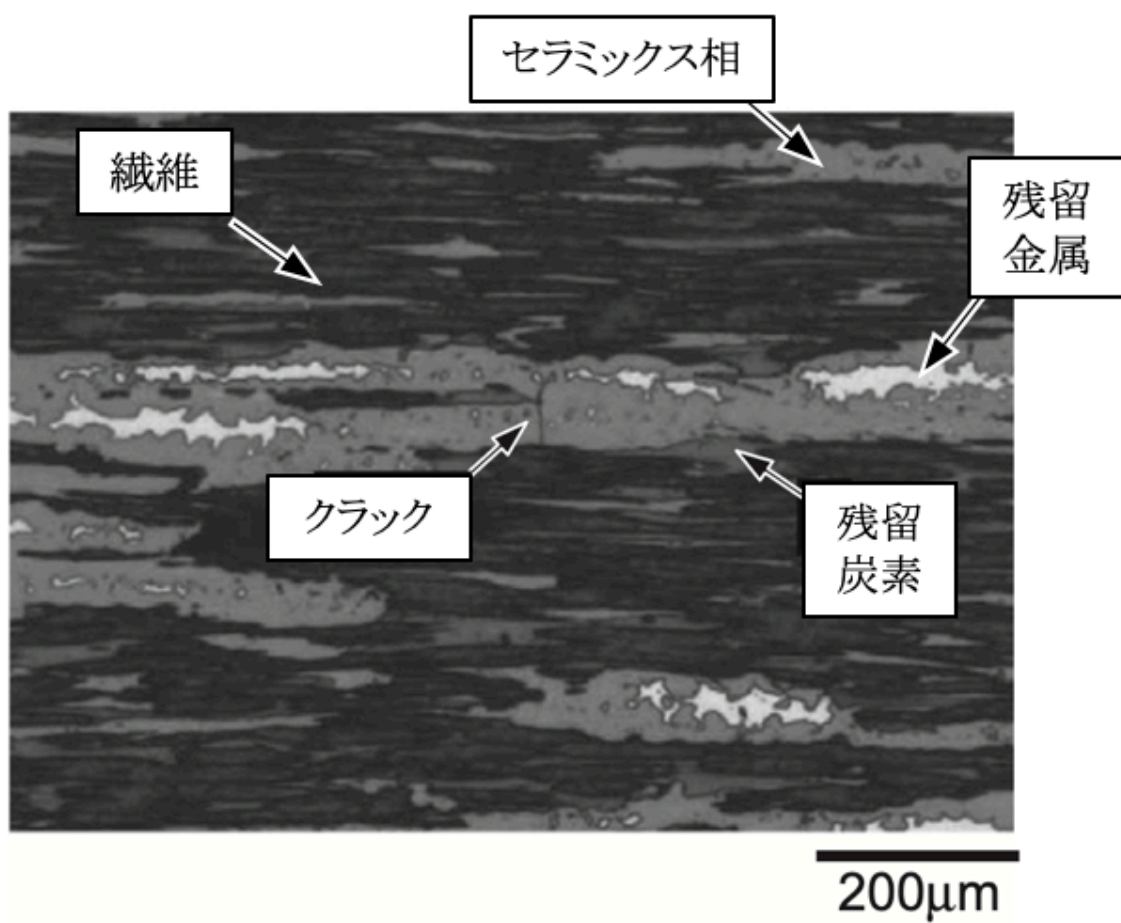


Fig. 1-9. 短繊維強化 C/SiC のプロセスクラックの観察画像[16]

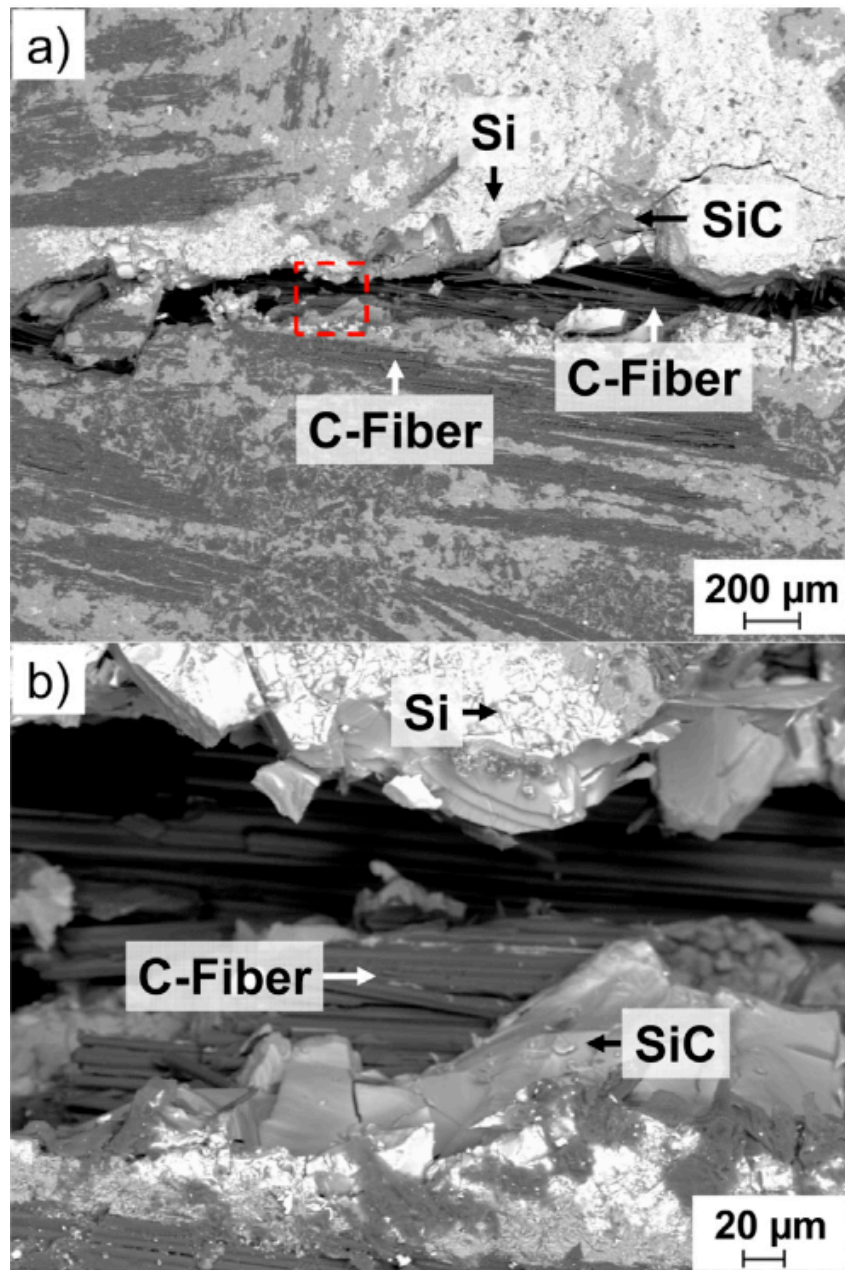


Fig. 1-10. 過去の短繊維強化 C/SiC の破断観察例[27]

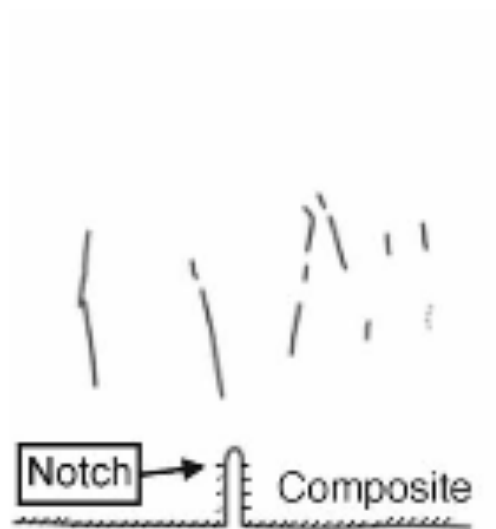


Fig. 1-11. 過去の短繊維強化 C/SiC のノッチ周辺におけるクラック進展詳細
観察例[17]

1.4. 連続繊維強化セラミックス複合材料の先行研究

1.4.節にて述べた通り，短繊維強化セラミックスは複雑な内部構造であるために，その損傷過程や機構については明らかにされておらず，適用に必要な設計パラメータも不明なままである．ブレーキディスク以外の実用化にも至っていない．しかしながら一方で，高温摩耗特性や圧縮強度が求められる用途において，金属や連続繊維強化 CMC の代替材料として期待ができる．そこで本節では短繊維強化 CMC の適用拡大に向けて行うべき研究指針を得るために，航空宇宙用にも一部適用されている連続繊維強化 CMC の力学特性及び破壊過程に関する先行研究について精査する．

1.4.1. 繰り返し負荷中の応力とひずみの関係

まず，繰り返し負荷を受けた際の応力とひずみの関係が調べられた．Fig. 1-12. に典型的な連続繊維強化 CMC の応力とひずみの関係として，Evans らによって調べられた SiC 繊維強化カルシウムアルミノシリケート (SiC/CAS) の $0^\circ / 90^\circ$ 直交材の応力とひずみの関係を示す[28]．この材料では，繊維が引張応力に平行な方向(0°)とその直交方向(90°)の2種類に配向している．Evans らは破断に至るまでに繰り返し負荷を受けた際の応力とひずみの関係を明らかにするために，図中 A 点の様な任意の応力(以後，最大負荷応力 σ_p と呼ぶ)に達した後に除荷した．次に応力が 0 になり B 点に達した後に，再負荷した．その後次の最大負荷応力 A' に達した後に，再び除荷した．また各最大負荷応力にて，除荷後応力がゼロの点を結んだ線の傾き(以後，見かけの弾性率 E^*)を測定した．図中では，AB や $A'B'$ の傾きを表す．更に除荷後の残留ひずみ(以後，永久ひずみ ϵ_0 と呼ぶ)も行なった．図中では B や B' におけるひずみをさす．

その結果，図より 65MPa 付近までは，応力とひずみの関係がおよそ線形に近い関係を示すことがわかった．それ以上の応力では非線形な関係を示した．また永久ひずみは，応力の増大に伴い増加することがわかった．一方見かけの弾性率は，応力の増大に伴い減少することがわかった．このような力学特性と応力との関係は，SiC 繊維強化 SiC(SiC/SiC)や SiC/MAS においても同様であることが報告がされている[29-32]．また，Fig. 1-13. に示す通り，織物材に関しても同様の傾向を示すことが報告されている[33-35]．

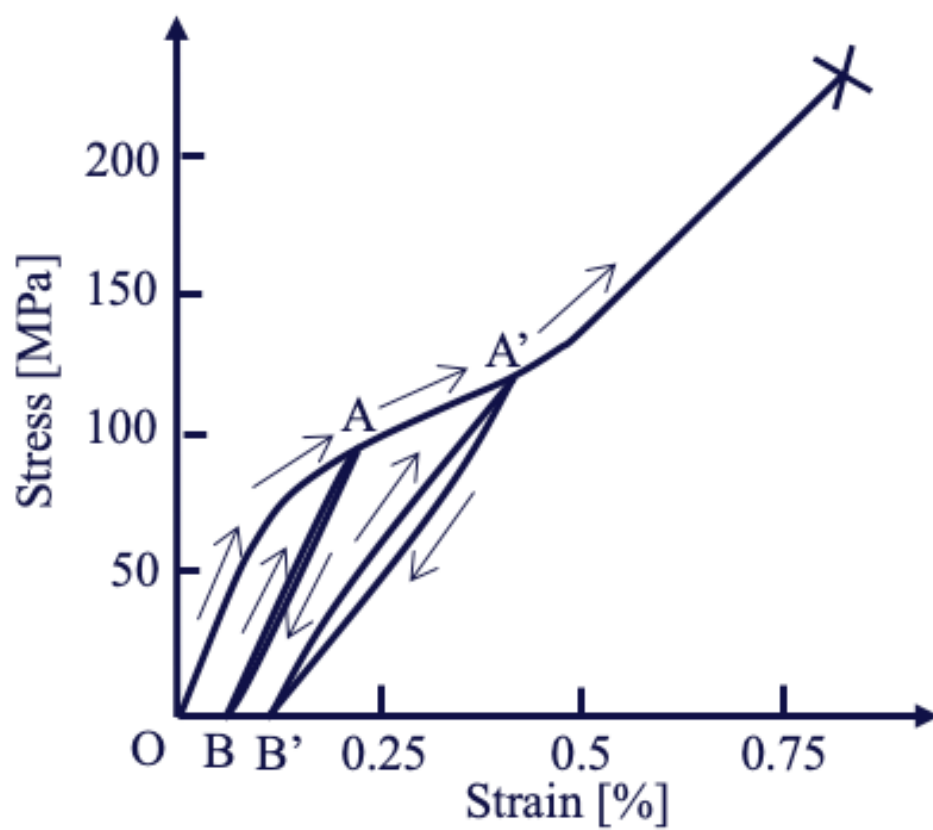


Fig. 1-12. SiC/CAS 0° /90° 直交材の応力とひずみの関係[28]

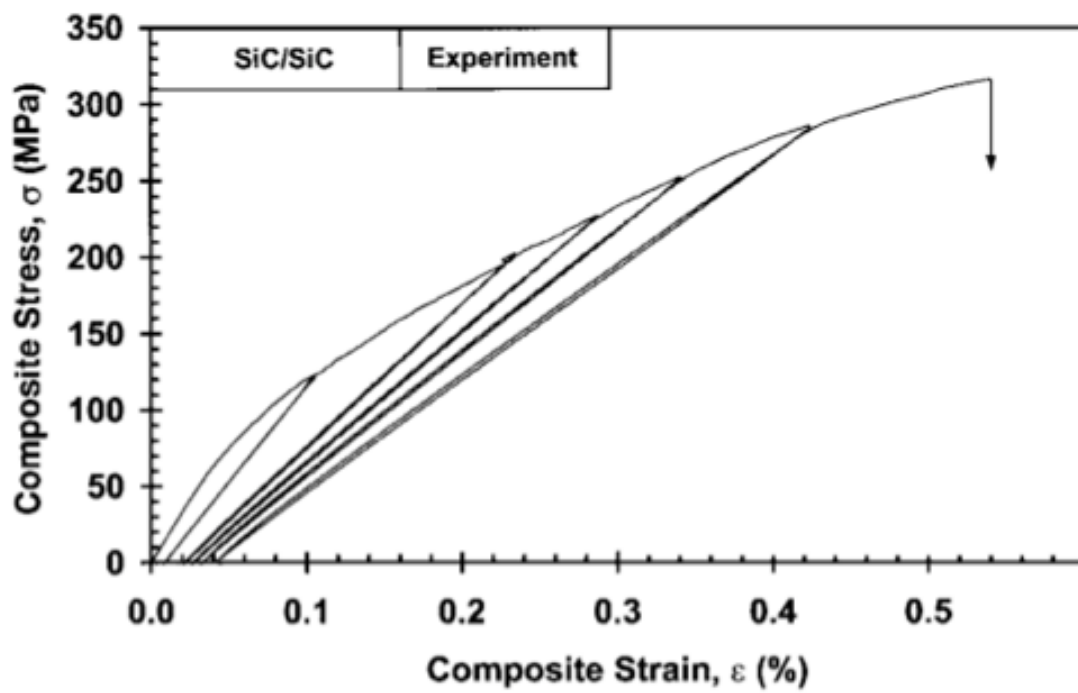


Fig. 1-13. SiC/SiC 織物材の応力とひずみの関係[33]

1.4.2. 損傷過程

Evans らはまた、1.5.1.にて述べた繰り返し負荷中の応力とひずみの関係を取得している間に損傷観察を行った[28]. ここでは、損傷過程が応力とひずみの関係に及ぼす影響を Fig. 1-12. の応力ひずみ線図と Fig. 1-14. の損傷過程の模式図を対比しながら述べていく. Fig. 1-14. は SiC/CAS 0° / 90° 直交材の損傷過程に関する模式図を示している. 45MPa 除荷後では 90° 層のみのクラック進展がわずかに確認されたのみだった. このため、Fig. 1-12. に示す応力とひずみの関係はほぼ線形な関係を示した. またクラックは引張応力と垂直方向に進展していった. 65MPa 除荷後では、 90° 層を進展するクラックの数も増え、 0° 層に到達していた. Fig. 1-12. に示す応力とひずみの関係は、この段階でもまだほぼ線形な関係を示した. ところが 80MPa 除荷後では、クラックは 0° 層にまで侵入し始めた. ただし、 0° 方向の繊維の破断はなくマトリックスのみを進んだ. 応力とひずみの関係も、この付近の応力以上では非線形を強く示した. 更に 120MPa 除荷後には、クラックは 0° 層を貫通するまで成長した. この様に、 0° 方向に近い繊維(以後、Longitudinal 繊維と呼ぶ)ではなくその 90° 方向に近い繊維(以後、Transverse 繊維と呼ぶ)にてクラックが進展する現象は、Fig. 1-15. に示す通り、織物材においても確認された[33,34,36].

破断後は、Fig. 1-16. に示す通り繊維の破断が確認された[28]. このことから繊維の破断によって最終破断に至ったものと考えられている. また破断面に対し繊維が引き抜けていることから、破断に至るまでに繊維とマトリックスの間にすべりが生じていたものと考えられる.

以上の様に損傷観察と応力とひずみの関係を調べることによって、損傷と力学特性に密接な関係があることが確認されている. すなわち詳細に損傷観察を行うことで、材料が破断に至る過程を理解することができるといえる.

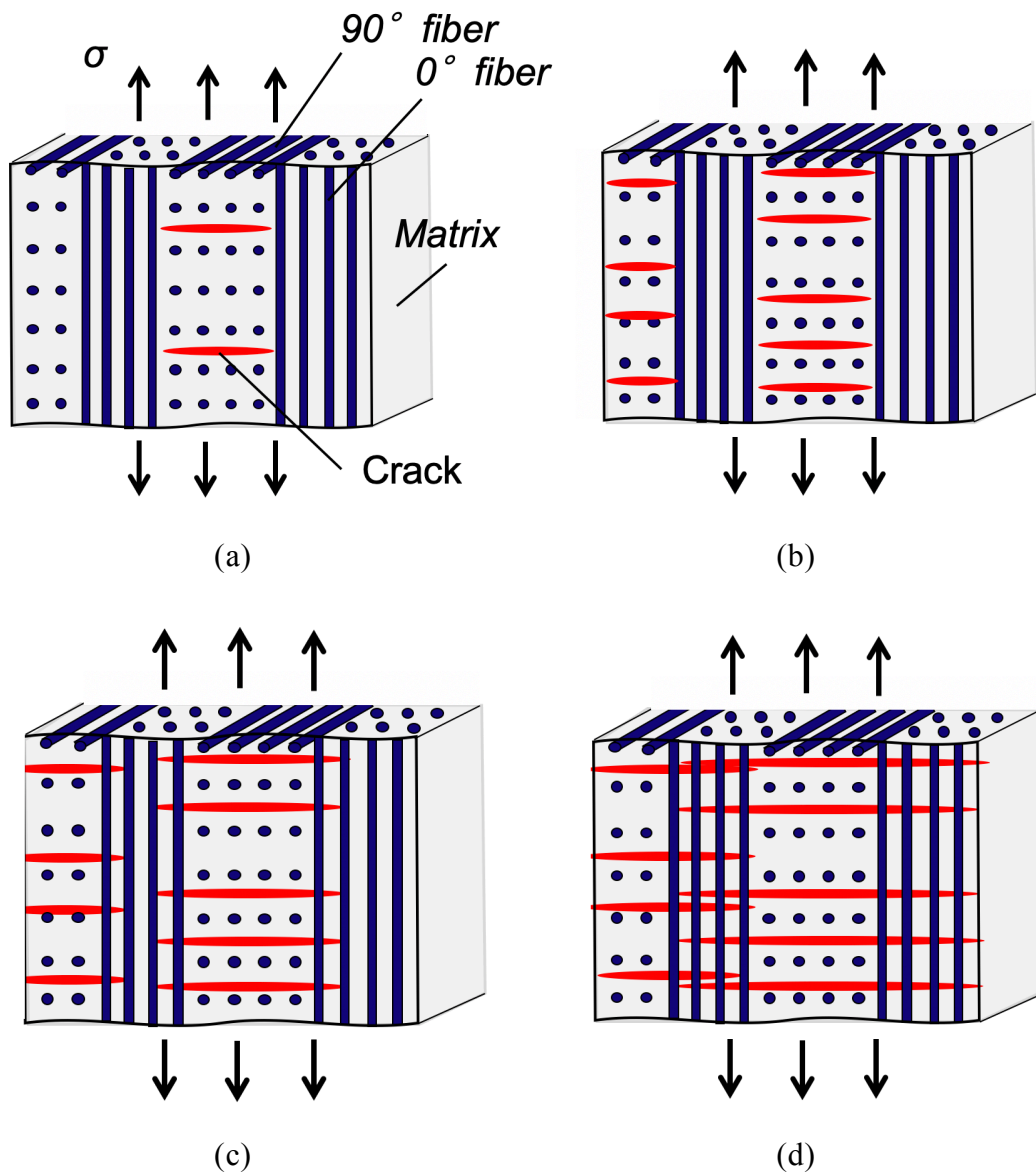


Fig. 1-14. SiC/CAS 0° /90° 直交材の損傷過程[28]

(a) 45MPa 除荷後 (b) 65MPa 除荷後 (c) 80MPa 除荷後 (d) 120MPa 除荷後

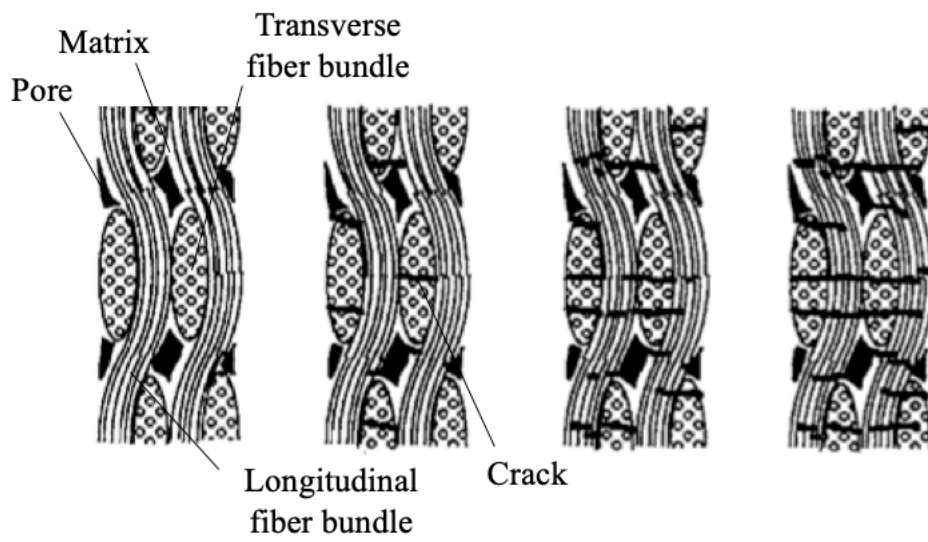


Fig. 1-15. SiC/SiC 織物材の損傷過程[36]

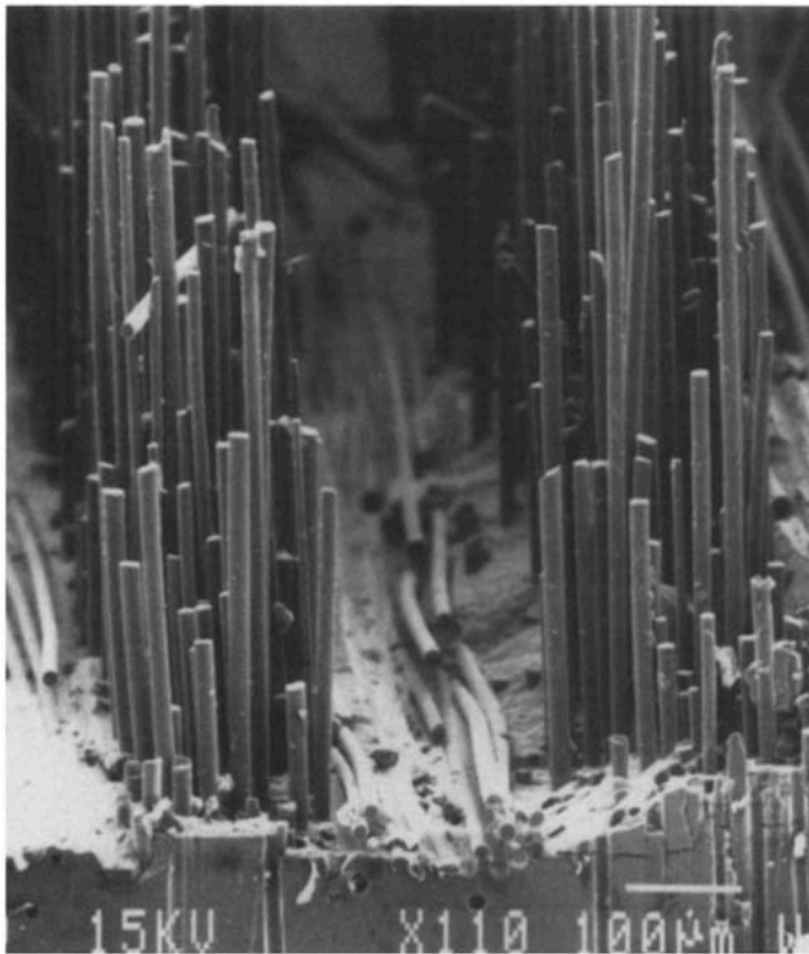


Fig. 1-16. SiC/CAS 0° /90° 直交材の破断観察画像[32]

1.4.3. 損傷力学モデル

Evans らは、上記で述べた応力とひずみの関係と損傷過程との関係を定量的に記述するために、Hutchinson や Jensen らの一方向材における応力とひずみの関係の推定方法を拡張し[37], Fig. 1-17. に示すような損傷力学モデルを考えた[29,31]. このモデルは、 0° 方向繊維とマトリックス界面の一部が剥離し、その剥離部において引張負荷を受ける場合に滑りが生じると考えられている代表的な一要素を考慮している(以後この一要素のことを RVE: Representative Volume Element と呼ぶ). また RVE の大きさをクラック発生間隔の平均値から定義した. そして Hutchinson や Jensen らの 0° 方向繊維とマトリックス界面すべりに起因して働くせん断応力によって、クラックが開口するものとして、非線形ひずみを見積もった. このせん断応力は、代表要素の大きさや剥離部の長さに依存して変化する. 剥離部の長さは、繊維-マトリックス間の剥離エネルギーに応じて決定される. またこの様にして求めた非線形ひずみに弾性ひずみを加算することによって、応力とひずみの関係を推定する.

Fig. 1-18. は、応力とひずみの関係の推定結果を示している[29]. Fig. 1-18(a). は、繊維-マトリックス界面に働くせん断応力を変化させた場合の、破断に至るまでの応力とひずみの関係を示している. 図より界面せん断応力が低い場合の方が、同じ応力で比較するとひずみが大きいことがわかる. Fig. 1-18(b). は、界面せん断応力を変化させた場合の、1 サイクルの負荷除荷における応力とひずみの関係の推定結果を示している. 図より、せん断応力の低下に伴い、負荷曲線と除荷曲線で囲まれた loop の幅が大きくなることがわかる. またそれぞれの loop と最大負荷応力時と 0MPa の点を結んだ線の傾きに注目すると(以後見かけの弾性率と呼ぶ), 界面せん断応力が低い程、見かけの弾性率が小さくなることがわかった.

これら応力とひずみの関係の推定結果の有用性は、疲労試験によっても確認できる. Fig. 1-19. $0^\circ / 90^\circ$ 直交材 SiC/CAS の疲労試験における応力とひずみの関係を示している[31]. 図より試験回数の増加に伴い、見かけの弾性率が低下していることがわかる. このことから見かけの弾性率と寿命は密接な関係があると言える. また上記の損傷力学モデルを用いて、クラック間隔の計測値から見かけの弾性率を推定することで、材料の寿命を予測することができる[31].

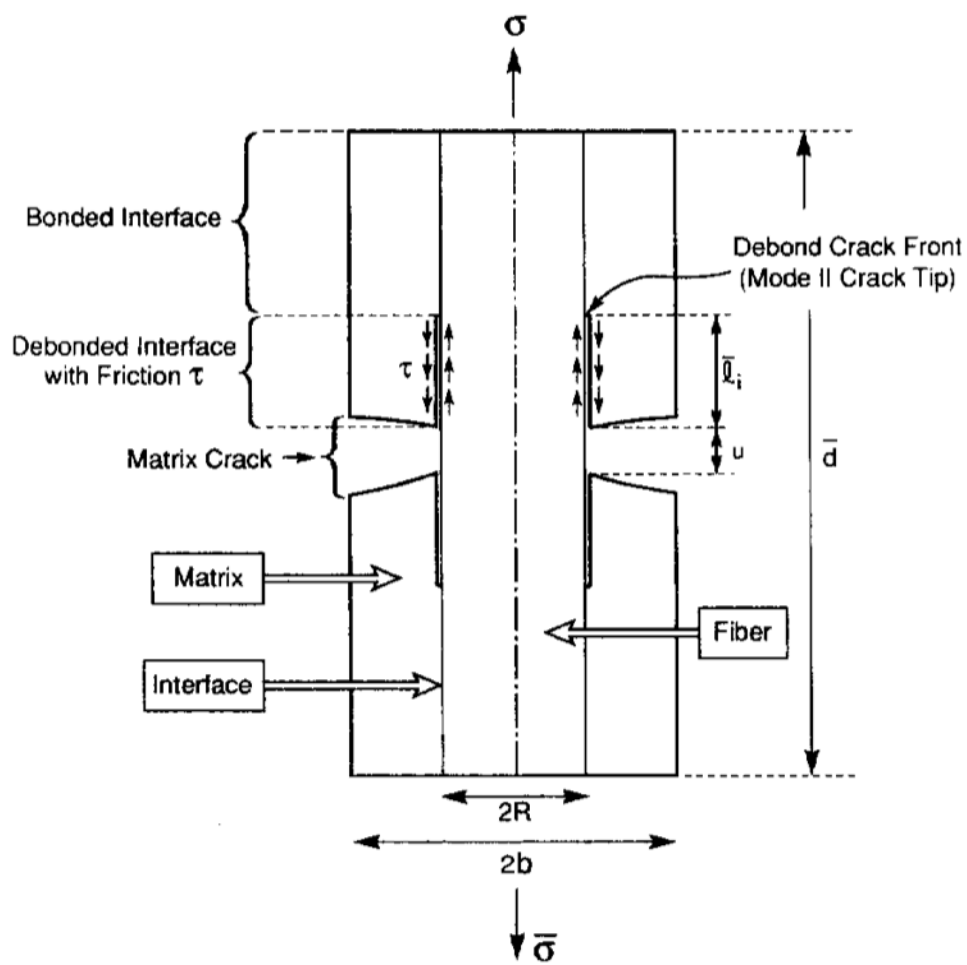
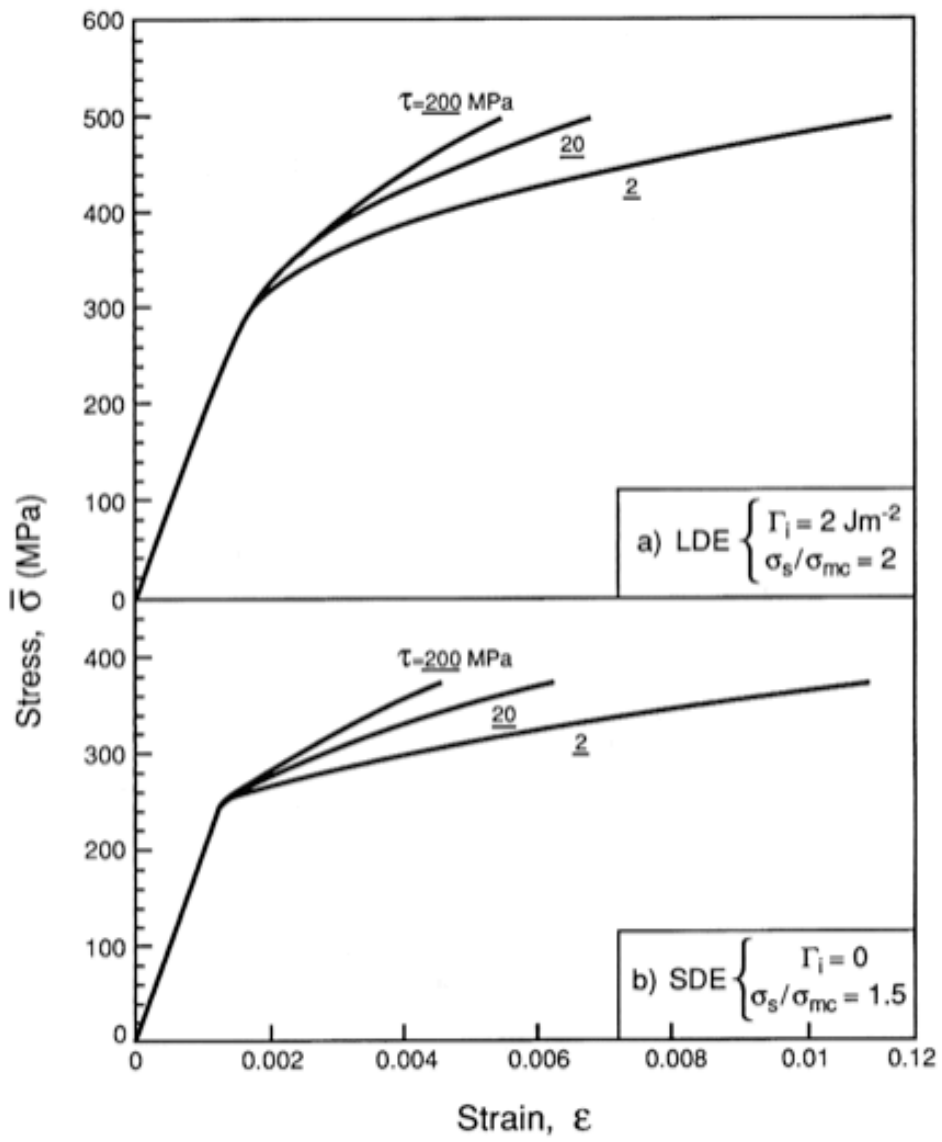
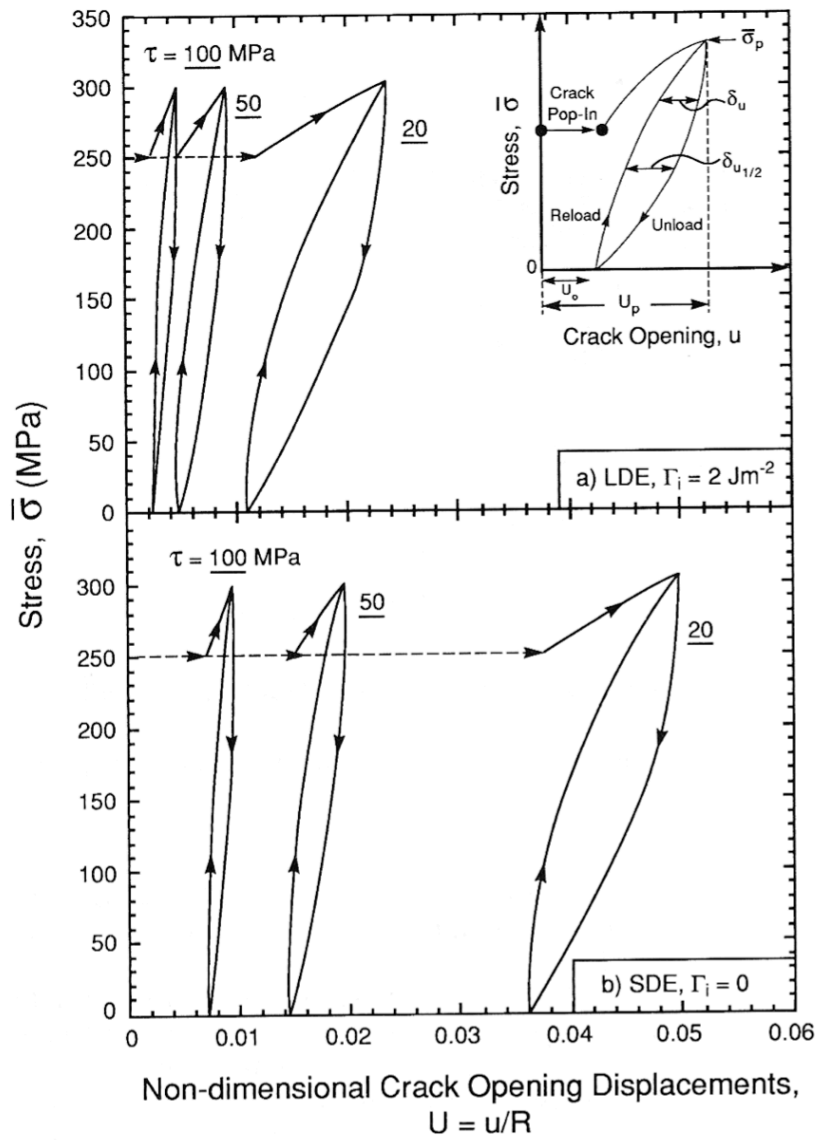


Fig. 1-17. Evans らの $0^\circ / 90^\circ$ 直交材 CMC の損傷力学モデル[29,31]



(a)



(b)

Fig. 1-18. Evans らの $0^\circ/90^\circ$ 直交材 CMC の損傷力学モデルを用いた応力とひずみの関係の推定結果[29]
 (a) 全体 (b) 1 サイクル

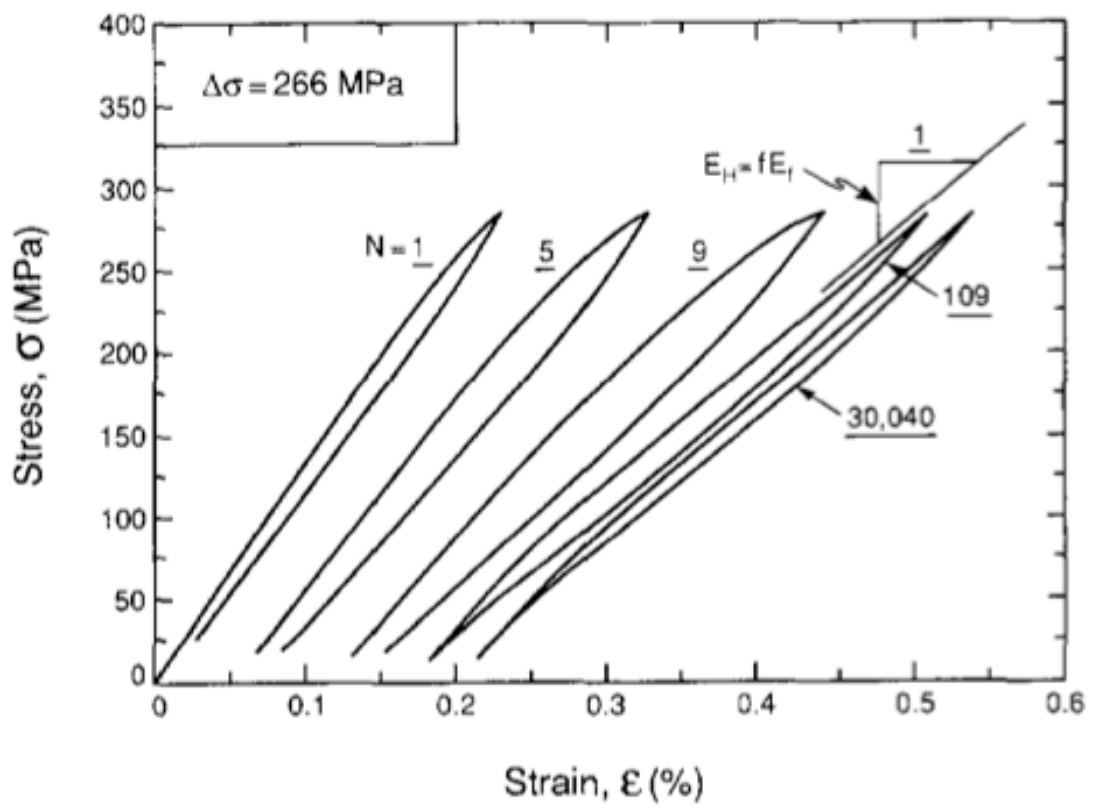


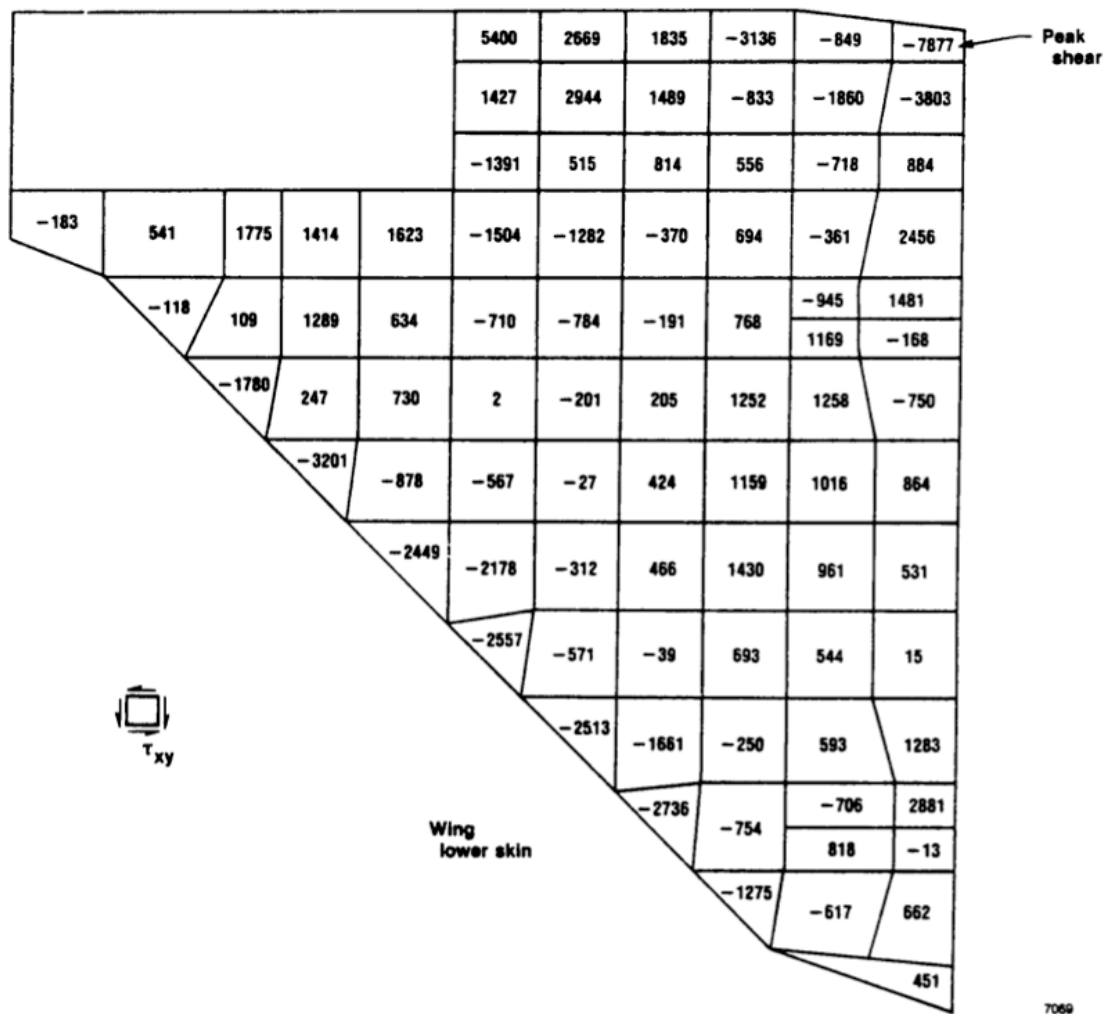
Fig. 1-19. 0° /90° 直交材 SiC/CAS の疲労試験における応力とひずみの関係
[31]

1.4.4. 実際の構造材料の応力環境

1.5.2. 及び 1.5.3. では、短繊維強化 CMC の適用拡大に必要な知見の参考にするために、連続繊維強化 CMC に対して行われてきた研究を紹介した。Evans らは、負荷除荷を繰り返した時の応力とひずみの関係を取得するとともに、損傷過程を解明し、損傷を受けた材料の応力とひずみの関係を推定する損傷力学モデルが構築された。更に、応力とひずみの関係と寿命が密接に関係していることから、損傷力学モデルを用いて損傷の特徴量から寿命を推定可能であることを示した。

しかしながら Evans らの損傷力学モデルはあくまで、連続繊維強化 CMC の引張に関してのみであった。実際に材料は単軸引張だけでなくあらゆる方向や種類の応力が負荷される。Fig. 1-20. にスペースシャトル翼下面の構造材が受ける応力分布を psi 単位で示す[38]。Fig. 1-20(a). は圧縮または引張応力の大きさを表し、正が引張、負が圧縮を表す。図より、翼全体にわたり圧縮または引張負荷を受けていることがわかる。Fig. 1-20(b). はせん断応力を表している。図より、Fig. 1-20(a). で引張または圧縮応力を受けていた箇所全てにおいてせん断応力が負荷されていることがわかる。

この様に材料に負荷される荷重は引張だけとは限らないため、圧縮やせん断に関しても、Evans らが導き出した様な知見が必要である。



7069

(b)

Fig. 1-20. スペースシャトル構造材(翼下面)の応力状態(psi) [38]

(a) 圧縮または引張応力 (b) 剪断応力

1.5. 研究目的と論文構成

ここまで述べてきた様に、短繊維強化 CMC は、例えば再使用宇宙往還機の耐熱タイルなど高温圧縮強度が必要とされる航空宇宙用途において、連続繊維強化 CMC よりも製造コストを抑えて使用できる可能性がある。しかしながらその複雑な内部構造によって、その損傷過程や機構、寿命を推定するための知見が不足しているため、軽量を求められかつ安全率の小さい航空宇宙用途に用いるには未だ問題がある。短繊維強化 CMC の使用用途を拡大するには、連続繊維強化 CMC に対して Evans らが行った様な、繰り返し負荷中の応力とひずみの関係と、損傷過程の解明及び損傷を受けた材料の寿命を説明できる損傷力学モデルが必要である。また、実際に適用される材料は、単軸引張を受けるとは限らずあらゆる方向や種類の応力を受けることから、圧縮やせん断に関しても損傷力学モデルの作成が望まれる。

以上より、本研究では短繊維強化 CMC の信頼性向上を目的として、炭素短繊維強化 SiC (以後、短繊維強化 C/SiC と呼ぶ)の圧縮、引張、せん断それぞれに関して、繰り返し負荷中の応力とひずみの関係を取得する。また各除荷ごとにクラック進展観察を行い、損傷過程を解明する。更に、取得した応力とひずみの関係と損傷過程をもとに短繊維強化 CMC を対象とした損傷力学モデルを新たに作成する。そしてその妥当性を検証するために、応力とひずみの関係の推定結果と実験結果を比較する。

本章では、本研究の背景と研究対象である短繊維強化 CMC の特徴及び研究課題について述べた。

以降第 2 章では、圧縮、引張、せん断それぞれにおける繰り返し負荷中の応力とひずみの関係を取得する。

第 3 章では、損傷過程を詳細に観察し、損傷の特徴量として、長さ、数、角度を計測し、損傷モデルの作成に必要な知見を獲得する。また、それら損傷の特徴量と応力とひずみの関係について考察する。

第 4 章では、第 3 章で明らかにした損傷過程や損傷の特徴量をもとに、第 2 章で取得した応力とひずみの関係を説明できる新しい損傷力学モデルを作成し、その妥当性を検証する。

第 5 章では、本研究内容を総括し、今後の展望について述べる。

第 2 章 力学特性の変化過程

2.1. 緒言

先行研究によって、短繊維強化 C/SiC の見かけの強度や破断ひずみ、弾性率などの力学特性は調べられてきた。しかしながら連続繊維強化 CMC のように、負荷除荷を繰り返した場合の応力とひずみの関係については詳細に、調べられていない。また弾性率や永久ひずみに関しては、破断までの変化過程は明らかにされていない。第 1 章で述べた通り、通常連続繊維強化 CMC の場合、応力の増加に伴いクラックは成長し、ある応力をしきい値に、見かけの弾性率は低下し、永久ひずみは増加する。このため本章では、引張、圧縮、せん断それぞれにおいて、負荷除荷試験を行い、応力とひずみの関係や弾性率、永久ひずみを取得した。

2.2. 供試材

供試材として、クアーズテック社製の炭素繊維強化型 C/SiC を用いた。材料は、Fig.2-1. に示すように、熔融 Si 含浸法により直径 240mm、厚さ 10.5mm の円盤形状に作製された。表面組織は Fig. 2-2. に示すように、ある面では繊維長最大 5mm、幅 2mm 程度の longitudinal な繊維束が分散して見え、その直交面では transverse な繊維束が堆積して見える。そこで Longitudinal な繊維束が分散している面を "IP (In plane)", その直交面を "TT (Through-thickness)" と呼ぶ。繊維束は材料内部を分散し、骨格をなしている。一方繊維束内部は炭素相が多いことから C/C 複合材料に近いといえる(図 Fig. 3-1(a)). また材料内部には熔融 Si 含浸プロセスにて、SiC 相や未反応のまま残留した Si 相、炭素が存在する。この様に、本材料はあらゆる方向に配向する繊維の隙間に、複数種類の材料が複雑な形状で混在した構造となっている。このため異種材料間の熱膨張係数差によって、Si の融点(1420°C)以上の高温熱処理後の冷却過程にて、大きな熱応力が発生する。また炭素マトリックスと Si が反応する際に体積収縮する。これらの理由から、Fig. 2-1. の下の行に示すように、応力負荷前に多数のプロセスクラックが発生してい

る.

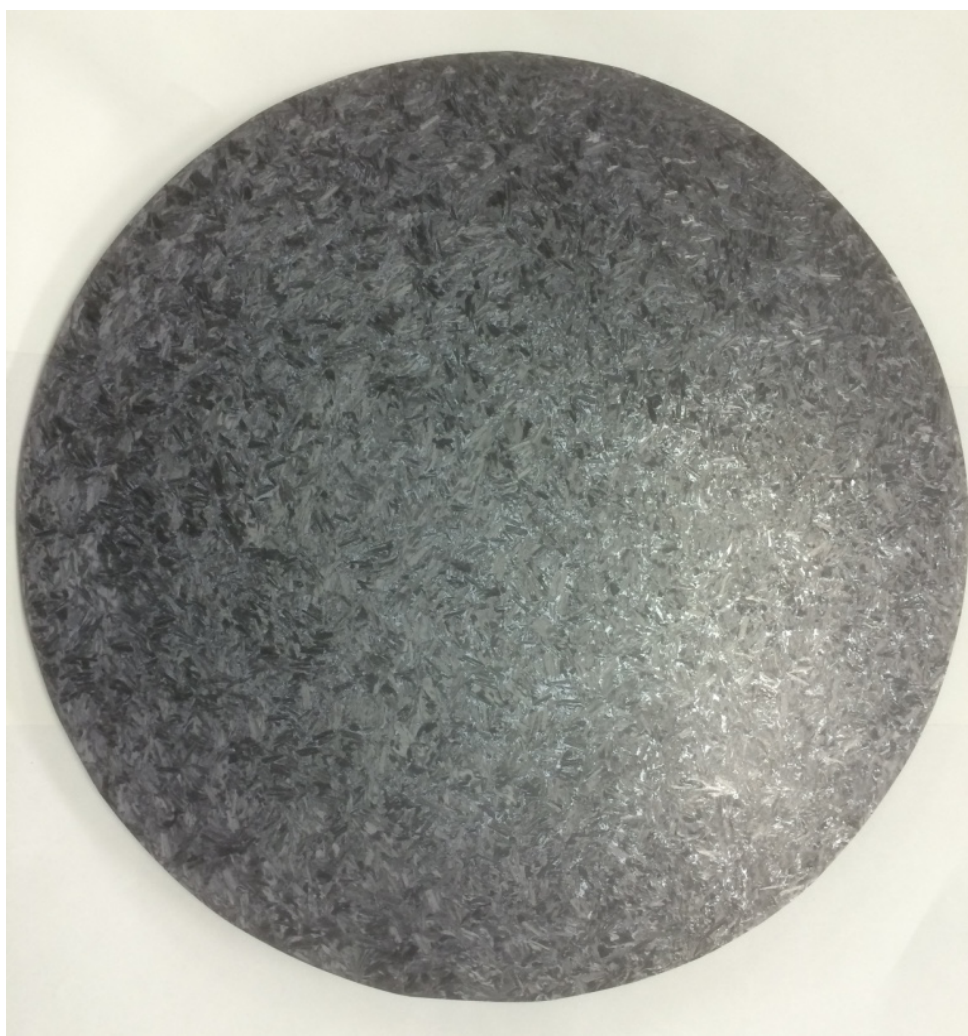


Fig. 2-1. 供試材外観図

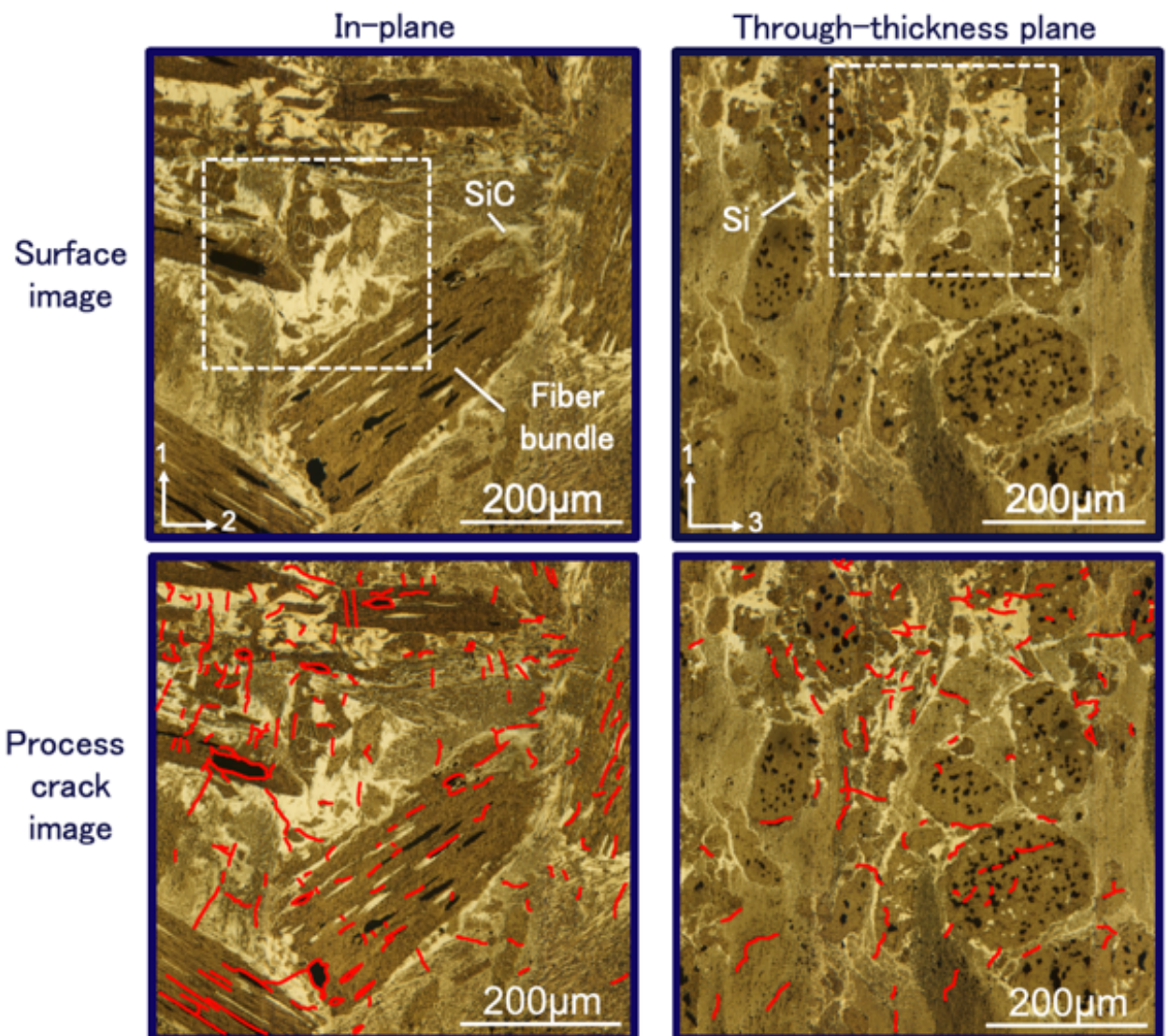


Fig. 2-2. 表面組織

2.3. 試験方法

2.3.1. 圧縮試験

Fig. 2-1. の円盤を 10mm×10mm×20mm の直方体形状の試験片に加工した。圧縮試験片の座標軸は Fig. 2-3. のように設定した。本材料は Fig. 2-1. 中の紙面直交方向にプレスされて、その直交方向に繊維束が分散した構造となっている。このことからプレス方向を 3 方向とし、繊維束が分散している IP が 1,2 面となるように設定した。荷重は図中の 1 方向に加えた。ただし 3 方向に関しても弾性率を取得するために、荷重を加えた。また IP における繊維束配向分布は、X 線 CT 断面画像 (Phoenix nanotom m; Waygate Technologies Corp., U.S.) 中の繊維軸方向と 1 方向とのなす角、及びその存在割合を繊維束の面積を全観察面積で除すことで取得した。TT における繊維束配向分布は、X 線 CT 断面画像中の繊維軸方向と 3 方向とのなす角、及びその存在割合を繊維束の面積を全観察面積で除すことで取得した。尚 X 線 CT 断面画像の撮像は JMC 株式会社に依頼した。繊維束配向分布の計測結果を Fig. 2-4. に示す。横軸は、繊維束の配向角を、縦軸はその存在割合を示している。図より IP では繊維束がおおよそランダムに分散しているのに対し、TT ではプレス方向と 80° から 110° のなす角に頻繁に配向していた。この傾向は先行研究と同様であった[16, 17]。圧縮試験は、万能試験機(AG-10, 島津製作所, 京都, 日本)に圧縮用の黒鉛製治具を取り付けて行った。試験片は、円柱状の治具に上下挟まれて荷重が加わる。また上下治具は、横方向に移動しないように拘束されている。荷重試験は、破断までに除荷を行わない試験(圧縮試験)と除荷後に再負荷を行う試験(負荷除荷試験)の 2 種類の試験を行った。除荷時の応力(以後、最大負荷応力 σ_p と呼ぶ)は、35MPa, 70MPa, 105MPa, 140MPa とした。荷重速度は 0.1 mm/min とした。試験片個数は、各負荷応力による損傷の累積が試験片ごとのばらつきを超えて有意に特徴付けできるデータとなっていることを確認して、圧縮試験：2 個、負荷除荷試験：3 個とした。ひずみはゲージ長 6mm のひずみゲージを表裏両面に接着することにより測定した(KFGS-6-120-C1-11, 共和電業, 東京, 日本)

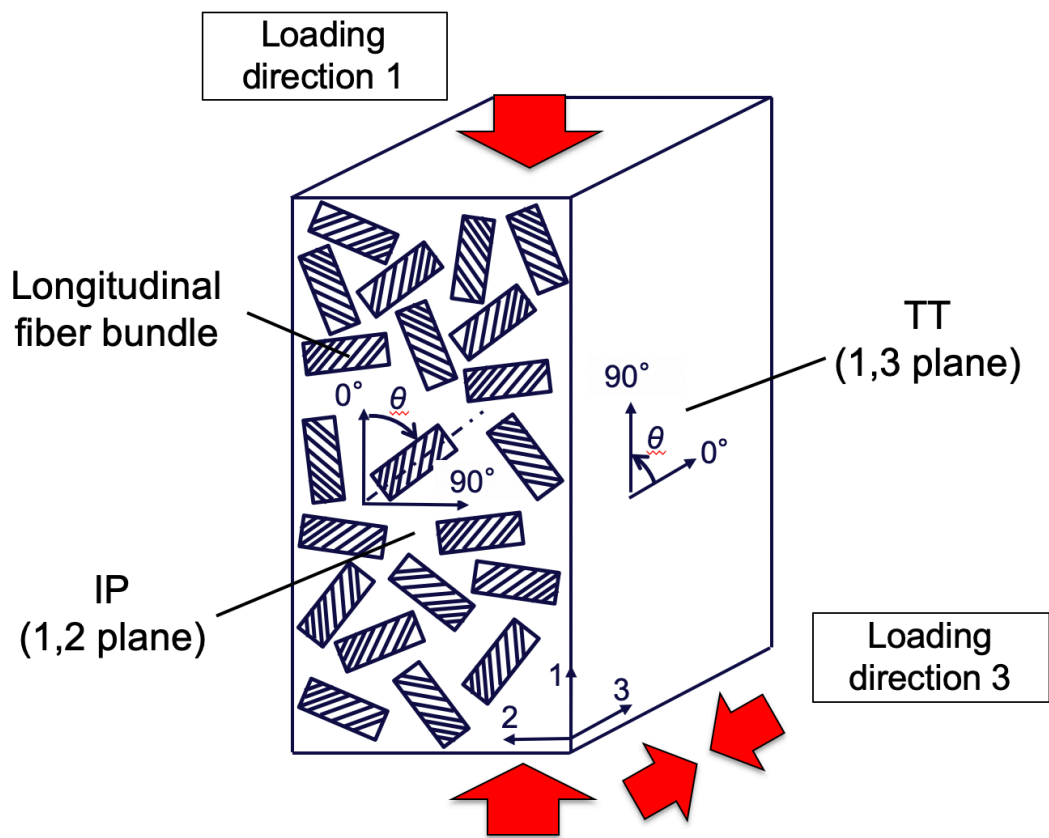
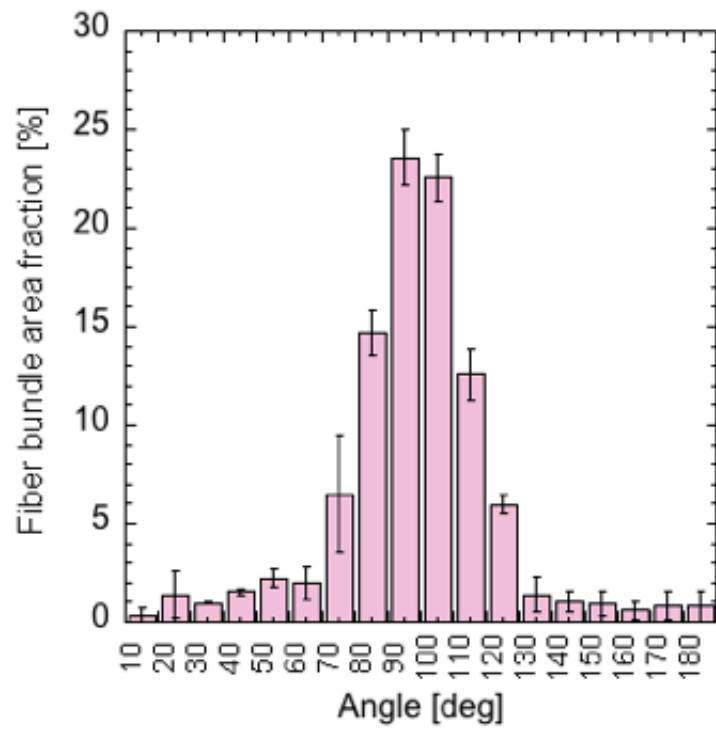
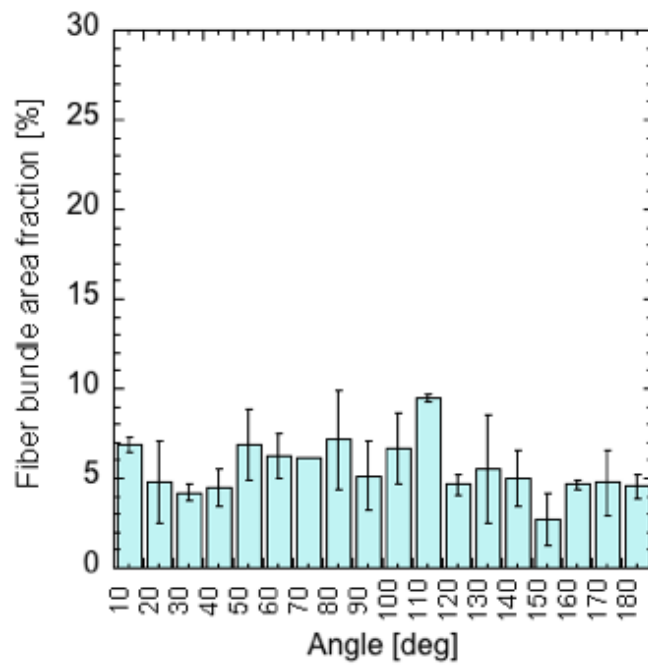


Fig. 2-3. 圧縮試験片の座標軸



(a) TT (Through-thickness plane)

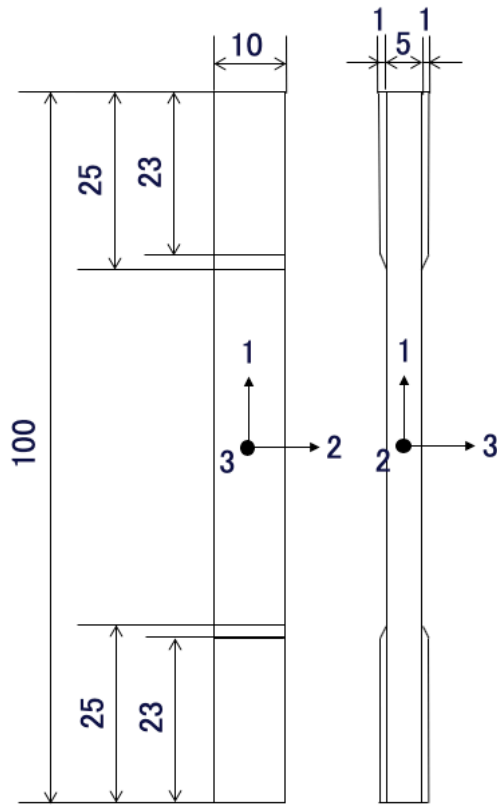


(b) IP (In-plane)

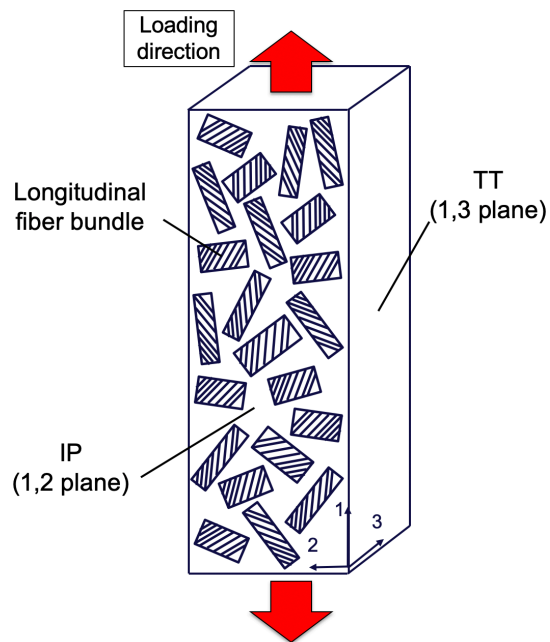
Fig. 2-4. 纖維束配向分布

2.3.2. 引張試験

引張試験片として、Fig. 2-5(a). に示す通り、 $100\text{mm} \times 10\text{mm} \times 5\text{mm}$ の直方体形状に加工後、アルミ製タブを上下両面の中央に接着したものをを用いた。座標軸は Fig. 2-3, Fig. 2-5(b). に示すように、圧縮試験と同様に製造時のプレス方向が 3, IP が 1,2 面となる様に設定した。引張荷重は図中の 1 方向に加えた。引張試験は、万能試験機 (AG-10, 島津製作所, 京都, 日本) を用いて行った。試験片は、金属治具により挟まれたアルミ製タブを介して荷重が加わる。荷重試験は、圧縮試験と同様に破断までに除荷を行わない試験 (引張試験) と負荷除荷試験の 2 種類行った。最大負荷応力は、 10MPa , 15MPa , 20MPa , 25MPa とした。荷重速度は 0.02 mm/min とした。試験片個数は、各負荷応力による損傷の累積が試験片ごとのばらつきを超えて有意に特徴付けできるデータとなっていることを確認して、引張試験, 負荷除荷試験それぞれともに 3 個準備した。ひずみはゲージ長 5mm のひずみゲージを表裏両面接着することにより測定した(KFGS-5-120-C1-11, 共和電業, 東京, 日本)



(a)



(b)

Fig. 2-5. 引張試験片と設置方法

(a) 試験片形状 (b) 座標軸

2.3.3. せん断試験

せん断試験として, Fig. 2-6(a), Fig. 2-6(b)に示す様な, Iosipescu 法 (ASTM D5379) の試験片を IP 用と TT 用の 2 種類製作した. 2 種類の試験片を用意した理由は, 圧縮, 引張の場合とは異なり試験片にテーパ部があり, 一種類の試験片で IP と TT 両面の表面観察が困難なためである. 座標軸は Fig. 2-3, Fig. 2-6(c). に示すように, 圧縮試験, 引張試験と同様に, 製造時のホットプレス方向が 3, IP が 1,2 面となる様に設定した. せん断試験は, 万能試験機(AG-10, 島津製作所, 京都, 日本)を用いて行った. この治具は, 試験片中央部にせん断荷重が加わる(IP: 1 方向, TT: 3 方向)ように試験片を固定する. 荷重試験は, 圧縮, 引張の場合と同様に破断までに除荷を行わない試験(せん断試験)と負荷除荷試験の 2 種類行った. 最大負荷応力 σ_p は, IP, TT それぞれ Table 2-1 の通りである. 荷重速度は 0.02 mm/min とした. 試験片個数として, 各負荷応力による損傷の累積が試験片ごとのばらつきを超えて有意に特徴付けできるデータとなっていることを確認して, せん断試験, 負荷除荷試験それぞれ 2 個製作した. ひずみは IP にゲージ長 5mm のひずみゲージ(KFGS-5-120-C1-11, 共和電業)を, TT にゲージ長 4mm のもの(KFGS-4-120-C1-11, 共和電業)を接着することで計測した. 接着箇所は, Fig. 2-6 に示す通り, 試験片中心軸と 45° のなす角をもつ軸方向とその直交方向とした. 1 試験あたりの接着枚数は, 片面 2 枚を表裏両面, 計 4 枚とした. せん断ひずみは, 圧縮側のひずみと引張側のひずみの和をとることで求めた.

Table 2-1 各試験片の最大負荷応力 σ_p

	IP	TT
Shear test		
Loading/Unloading	10, 15, 20, 25, 30,	10, 15, 20, 25,
test	40, 50, 60	30, 40

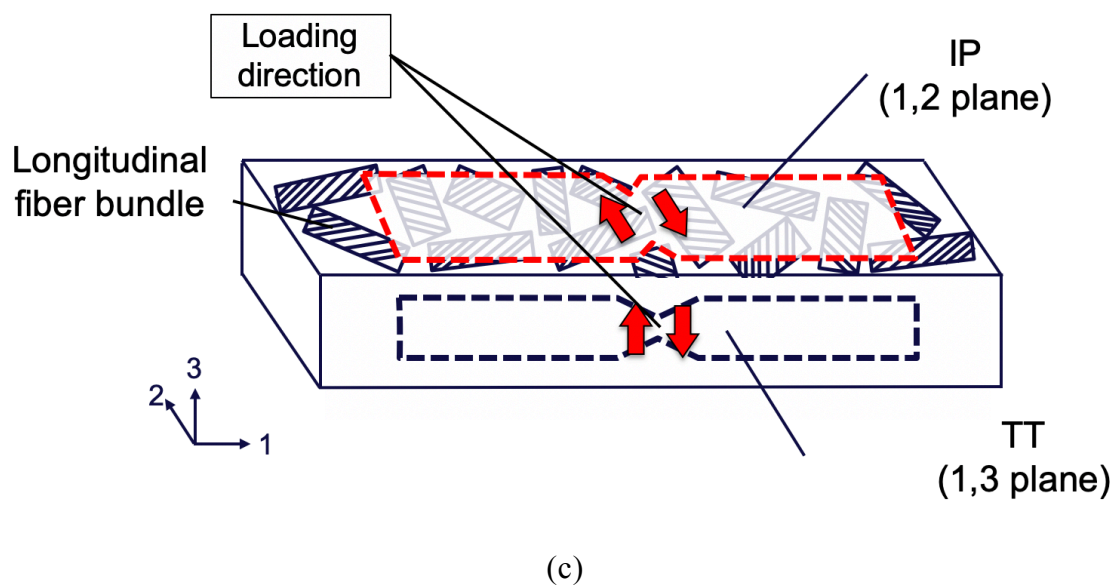
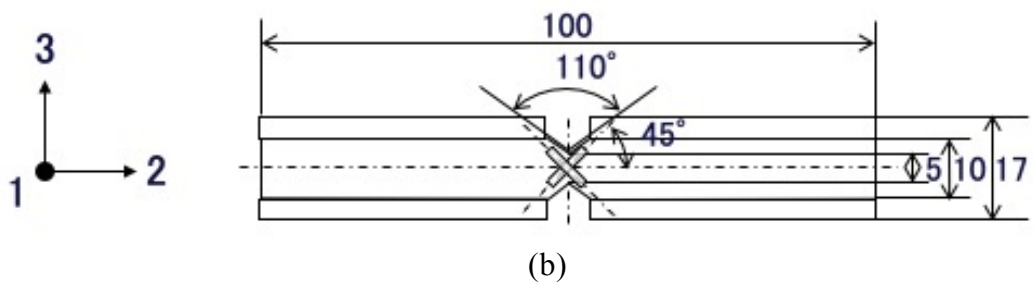
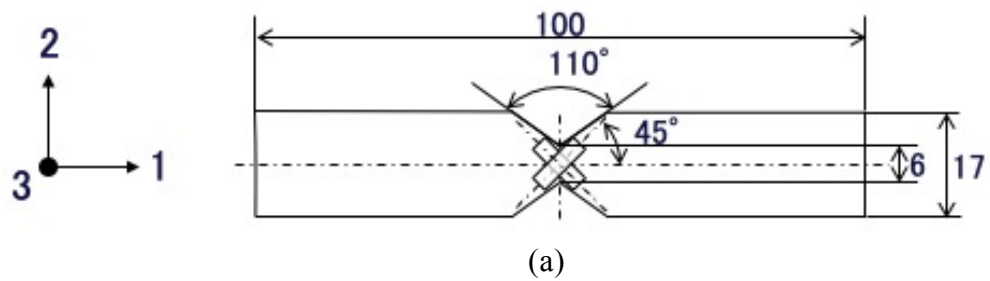


Fig. 2-6. せん断試験片

(a) IP せん断試験片寸法 (b) TT せん断試験片寸法 (c) 座標軸

2.3.4. 弾性率，永久ひずみの取得方法

力学特性として，荷重試験では破断強度と破断ひずみを，負荷除荷試験では，見かけの弾性率 E^* ，除荷弾性率 E_u ，永久ひずみ ε_0 を測定した． Fig. 2-8. に示すように，見かけの弾性率は，応力ひずみ線図の最大負荷応力 σ_p 時における点と除荷後応力がゼロの点 ($\sigma = \sigma_g$) を結んだ傾きをとった．除荷弾性率は，第 4 章以降述べる通り，クラックの閉口や，その内面滑りによって応力とひずみが非線形な関係を示すことから，それらの影響がない除荷直後の線形な領域の傾きをとり式(2-1)より求めた．

$$E_u = \frac{\sigma_p}{\varepsilon(\sigma_p) - \varepsilon(\sigma_p - \sigma_g)} \quad (2-1)$$

ここで σ_g は，圧縮，引張，せん断それぞれにおける初期の最大負荷応力とした(圧縮: $\sigma_g = 35$ MPa, 引張: $\sigma_g = 10$ MPa, せん断: $\sigma_g = 10$ MPa). σ_g が圧縮，引張，せん断それぞれにおいて異なる理由は，破断強度を考慮して，4 回の測定を等応力間隔で行うためである．尚，後述する繊維束に関する弾性率(以後，繊維束弾性率と呼ぶ)の推定のために，圧縮の場合のみ 3 方向の除荷弾性率を取得した．永久ひずみは，除荷時に残留しゼロに戻らないひずみをとった．見かけの弾性率 E^* と永久ひずみには次のように求めた．

$$E^* = \frac{\sigma_p}{\varepsilon(\sigma_p) - \varepsilon_0} \quad (2-2)$$

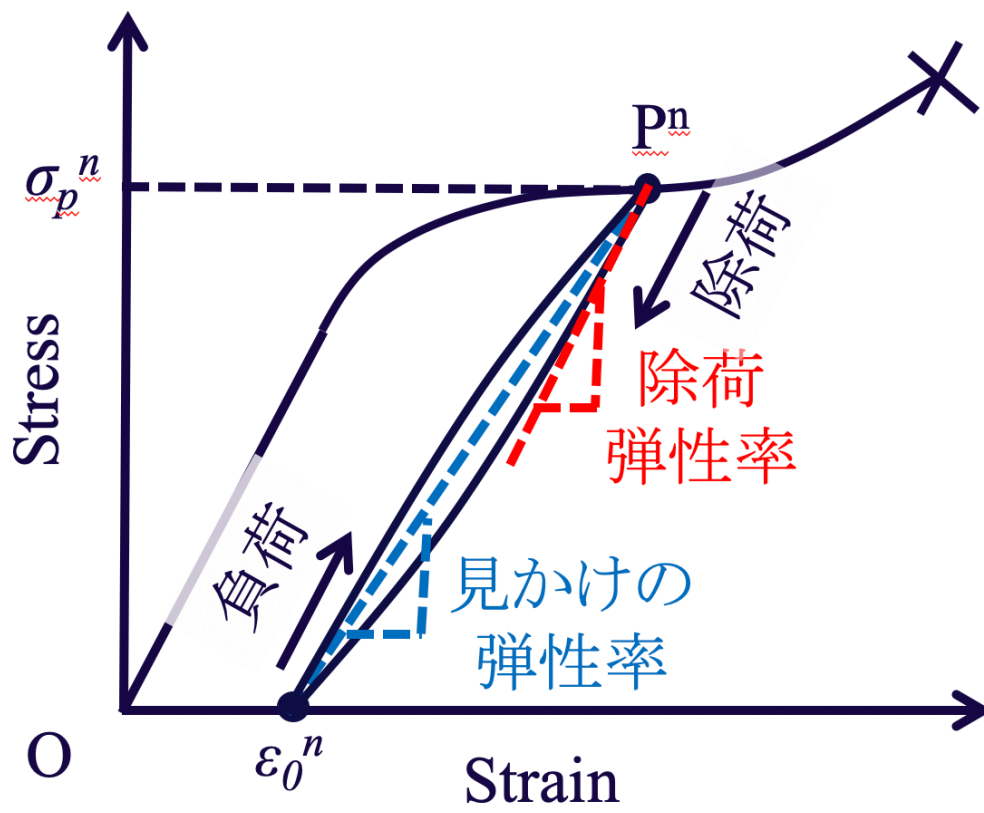


Fig. 2-8. 各種力学特性の取得方法

2.4. 力学特性

2.4.1. 強度と破断ひずみ

Table. 2-2 に各応力に関する強度と破断ひずみの測定結果を示す。表より、圧縮強度は 175MPa、引張強度は 28MPa、せん断強度は IP で 54MPa、TT で 34MPa であった。従って、本材料は圧縮に強く引張に弱い材料と言える。また破断ひずみは圧縮では 0.41%程度、引張では 0.076%程度、せん断では IP: 0.40%、TT: 0.48%程度であった。圧縮とせん断に関する破断ひずみは概ね等しかった。またせん断に関して、強度を比較すると IP の方が大きかったが、破断ひずみを比較するとおおよそ近い値を示した。このことからせん断における破断はひずみに律速されていると言える。

Table 2-2 各応力に関する強度と破断ひずみ

		Strength [MPa]	Fracture strain [%]
Compressive test		176 (±3)	0.42 (±0.091)
Compressive loading/unloading test		174 (+15 -12)	0.40 (+0.032 -0.024)
Tensile test		29 (+4 -5)	0.084 (+0.074 -0.034)
Tensile loading/unloading test		28 (+3 -4)	0.068 (+0.016 -0.027)
Shear test	IP	58 (±2)	0.37 (±0.062)
	TT	32 (±2)	0.39 (±0.001)
Shear loading/unloading test	IP	49 (±1)	0.42 (±0.242)
	TT	36 (±6)	0.57 (±0.088)

IP: In-plane, TT: Through-thickness plane

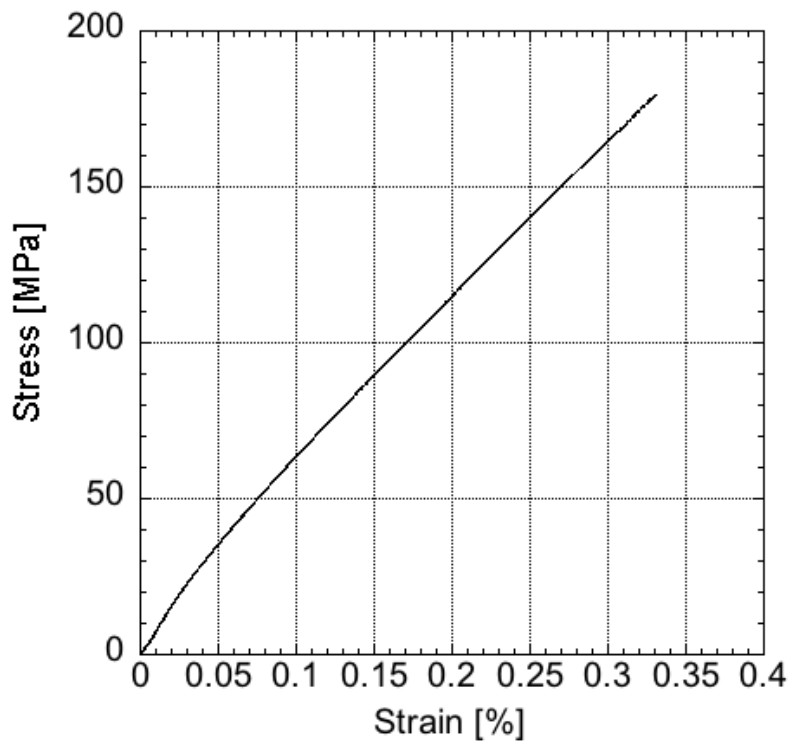
2.4.2. 応力とひずみの関係

Fig. 2-9. に荷重試験における応力とひずみ線図を示す。圧縮に関しては、Fig. 2-9(a). に示す通り、ひずみが 0.03%までは応力とひずみは線形な関係を示した。それ以上の応力では、応力ひずみ線図の傾きが小さくなり、非線形な関係を示した。引張に関しては、Fig. 2-9(b). に示す通り、ひずみが 0.03%では応力とひずみの関係は線形な関係を示し、それ以上の応力では非線形な関係を示した。また 15MPa では応力ひずみ線図の傾きが更に小さくなった。IP せん断に関しては、Fig. 2-9(c). に示す通り、ひずみが 0.07%までは応力とひずみの関係は線形な関係を示し、それ以上では傾きが小さくなり非線形な関係を示した。TT せん断に関しては、Fig. 2-9(d). に示す通り、IP の場合と同様にひずみが 0.07%までは、応力とひずみは線形な関係を示し、それ以上では非線形な関係を示した。この傾向は、IP の場合と同様であった。また破断付近では応力がほとんど一定に近いままひずみだけがが増えていき破断した。

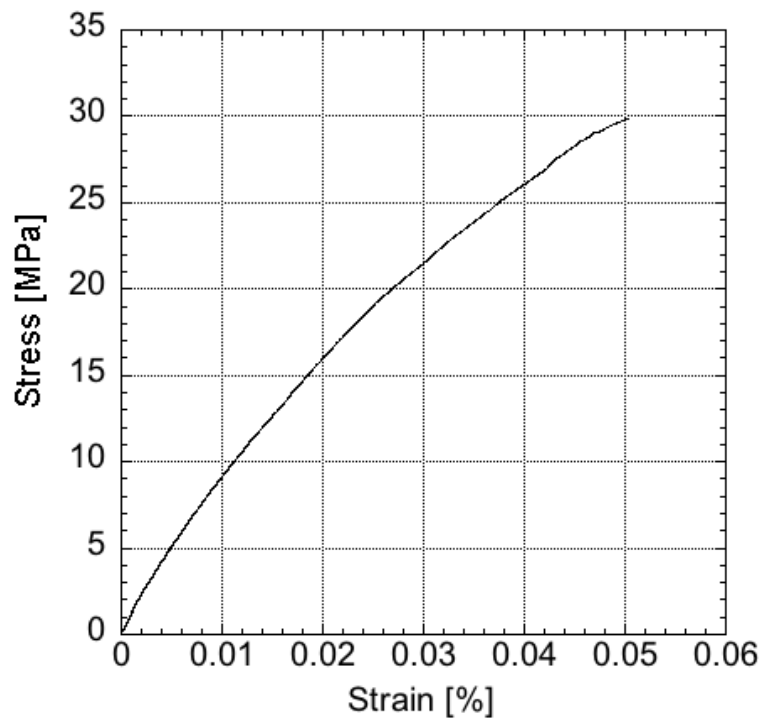
Fig. 2-10. にせん断試験中の、圧縮側と引張側のひずみを比較した結果の一例を示す。図中左側の曲線が圧縮におけるひずみを、右側に引張におけるものを、中央に圧縮と引張とのひずみの差分を示す。IP せん断に関しては、Fig. 2-10(a). に示す通り、ひずみが 0.04%までは応力とひずみは線形な関係を示し、それ以上では非線形な関係を示した。また圧縮側と引張側でひずみを比較すると、ひずみが 0.10%まではほぼ等しいものの、それ以上では引張側のものが大きかった。IP せん断に関しては、Fig. 2-10(b). に示す通り、IP の場合と同様にひずみが 0.05%までは応力とひずみは線形な関係を示し、それ以上では非線形な関係を示した。また圧縮側と引張側でひずみを比較すると、ひずみが 0.08%まではほぼ等しいものの、それ以上では IP の場合と同様に、引張側のものが大きかった。以上より、応力とひずみが非線形な関係を示し始めるひずみや、引張側のものが大きくなるひずみが、IP と TT でおよそ同じ値を示したことから、せん断におけるクラックの発生や進展は、面の違いによらずひずみの大きさに依存すると考えられる。

Fig. 2-11. に、負荷除荷試験における応力とひずみの関係を示す。圧縮に関しては Fig. 2-11(a). に示す通り、各最大負荷応力に関して負荷時と除荷時の応力ひずみ線図に囲まれた領域に注目すると(以後、Hysteresis loop と呼ぶ)、70MPa までは Hysteresis loop はほとんど確認されなかったが、それ以上では Hysteresis loop が確認できた。更に最大負荷応力の増大に伴い、Hysteresis loop の幅も増加した。除荷時にゼロに戻らないひずみである永久

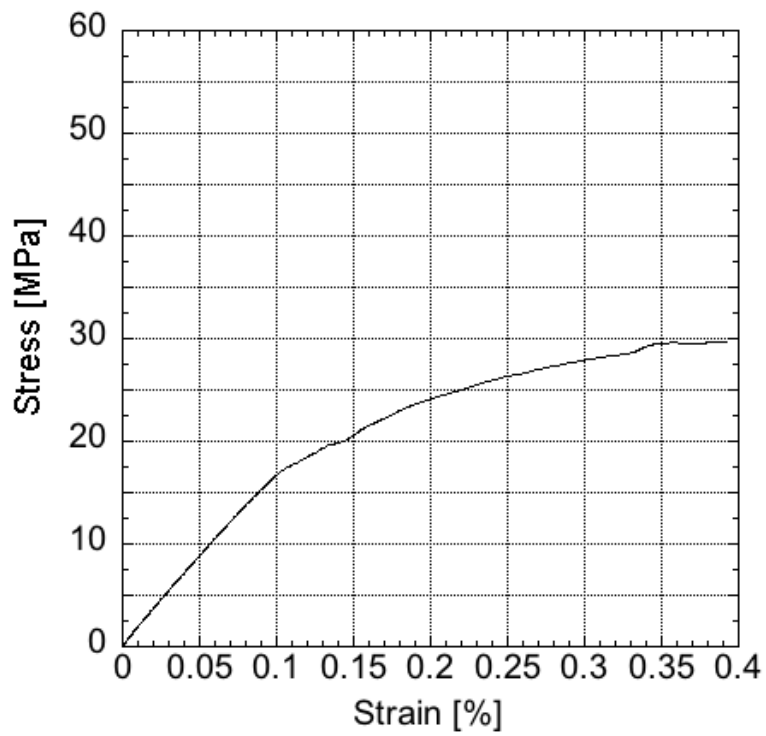
ひずみに注目すると、最大負荷応力の増加に伴い増加した。各最大負荷応力における除荷時の応力ひずみ線図の傾きに注目すると、最大負荷応力から 30MPa 低い応力までは線形な関係を示し、それ以下では非線形な関係を示した。引張に関しては、Fig. 2-11(b). に示す通り、最大負荷応力が 10MPa の時は、loop の幅はほとんどなかったものの、それ以上では、圧縮の場合と同様に応力の増大に伴い増加した。また、永久ひずみも圧縮の場合と同様に、最大負荷応力の増加に伴い増加した。更に、除荷時の応力とひずみの関係は、最大負荷応力から 15MPa 低い応力までは線形な関係を示し、それ以下では非線形な関係を示した。IP せん断に関しては、最大負荷応力が 20MPa までは loop 幅はほとんどなかったものの、それ以上では圧縮や引張の場合と同様に、最大負荷応力の増大に伴い増加した。また永久ひずみも最大負荷応力の増大に伴い増加した。更に、除荷時の応力とひずみの関係は、引張の場合と同様に、最大負荷応力から 15MPa 低い応力までは線形な関係を示し、それ以下では非線形な関係を示した。TT せん断に関しては、最大負荷応力が 15MPa までは loop 幅はほとんどなかったものの、それ以上では圧縮や引張の場合と同様に、最大負荷応力の増大に伴い増加した。また永久ひずみも最大負荷応力の増大に伴い増加した。更に、除荷時の応力とひずみの関係に注目すると、IP せん断の場合と同様に、最大負荷応力から 15MPa 低い応力までは線形な関係を示し、それ以下では非線形な関係を示した。



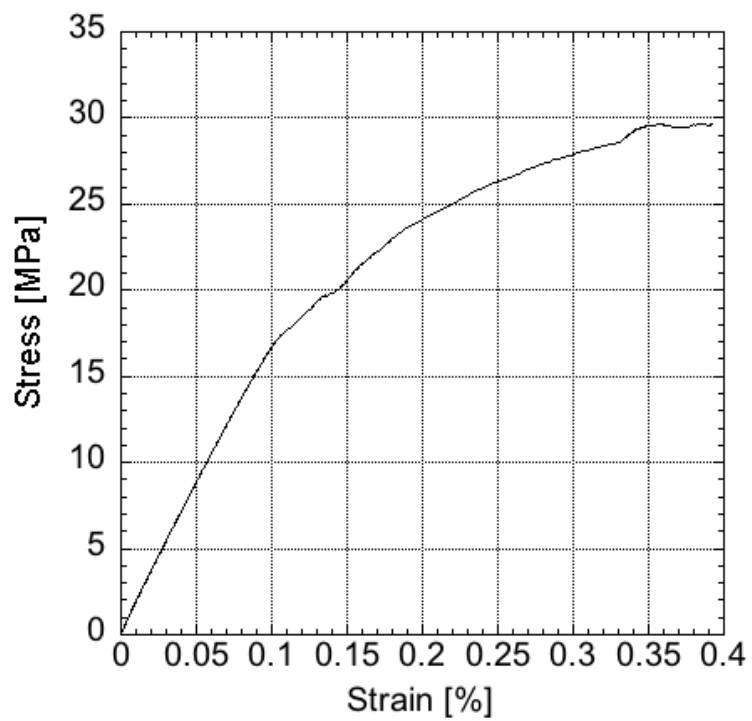
(a)



(b)



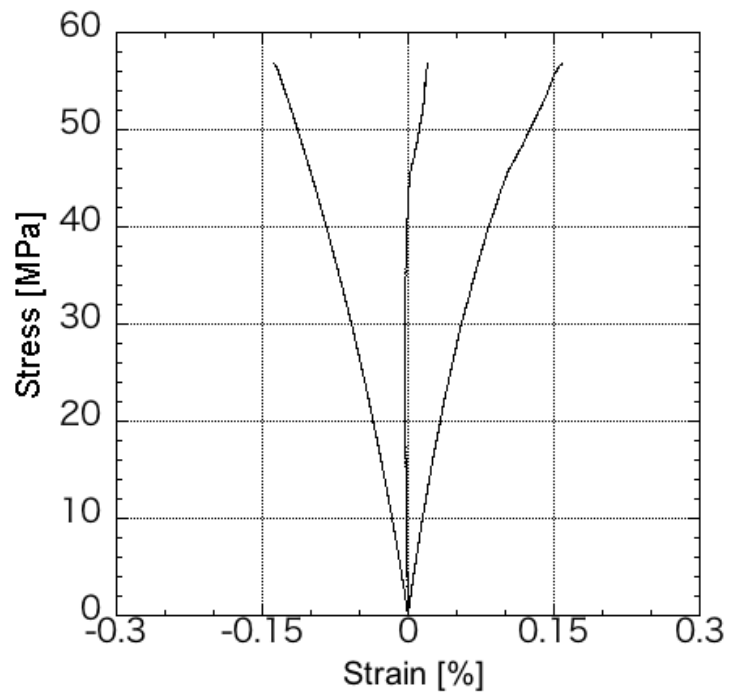
(c)



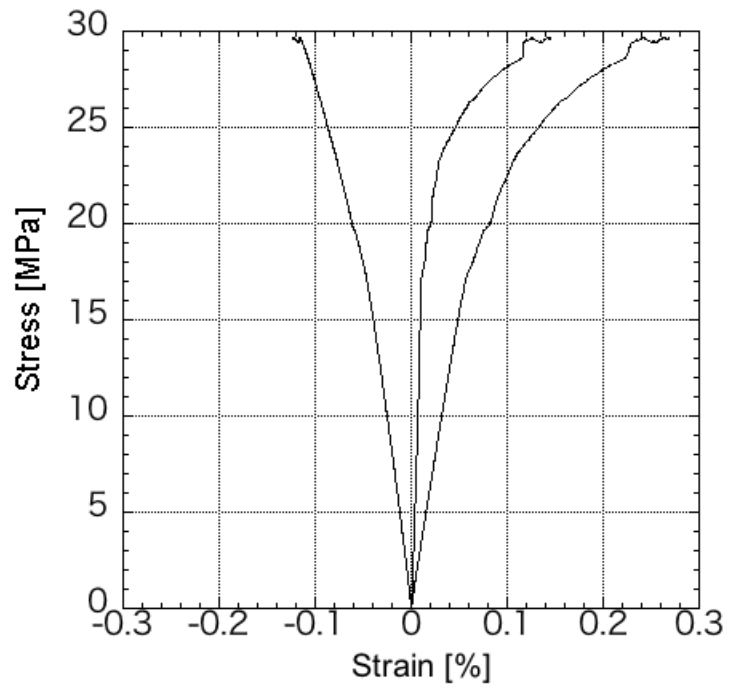
(d)

Fig. 2-9. 各種荷重試験の応力ひずみ線図

(a) 圧縮試験 (b) 引張試験 (c) IP せん断試験 (d) TT せん断試験

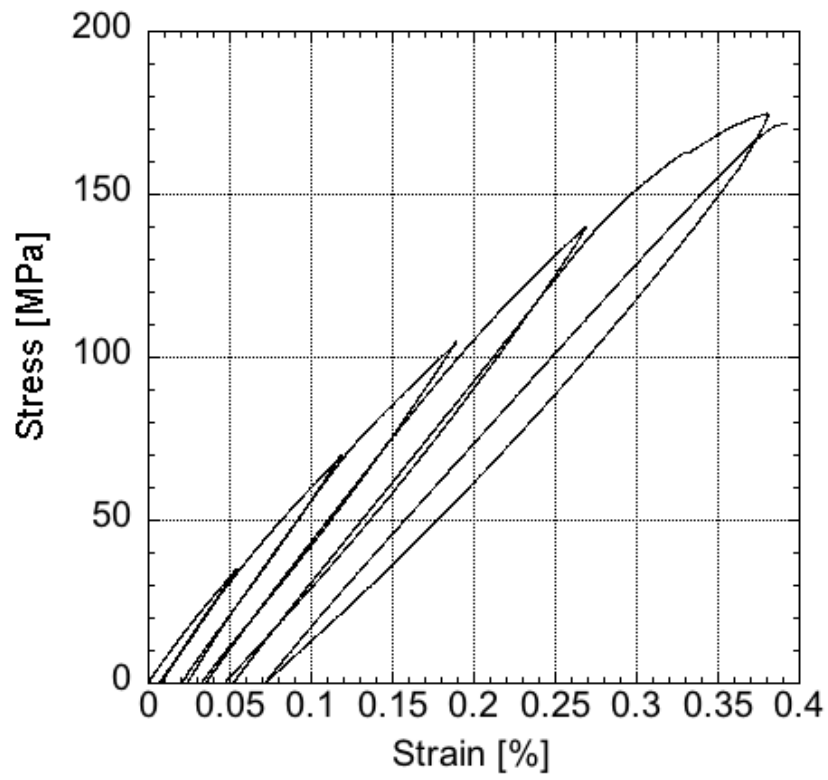


(a)

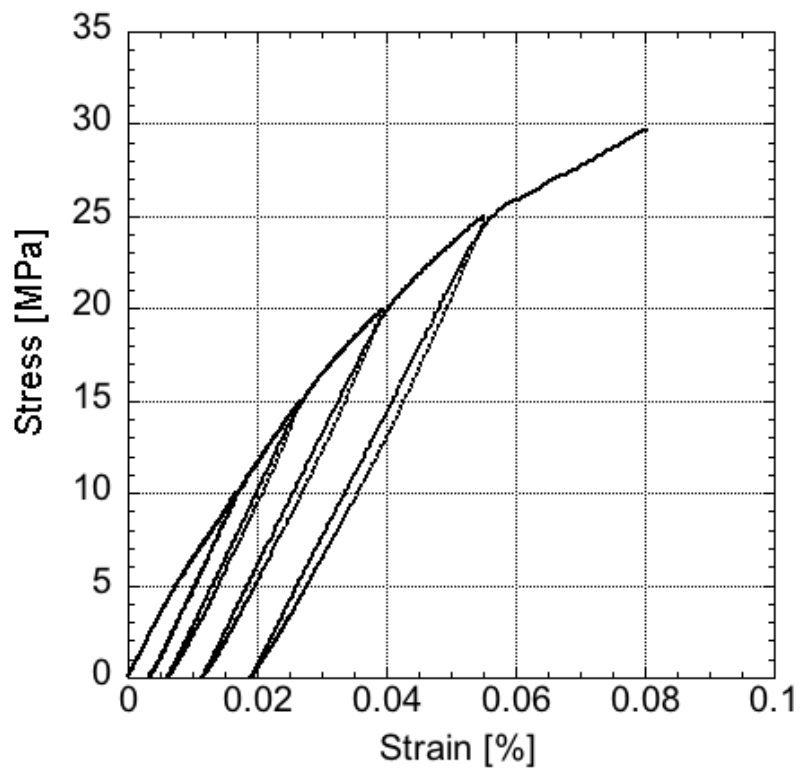


(b)

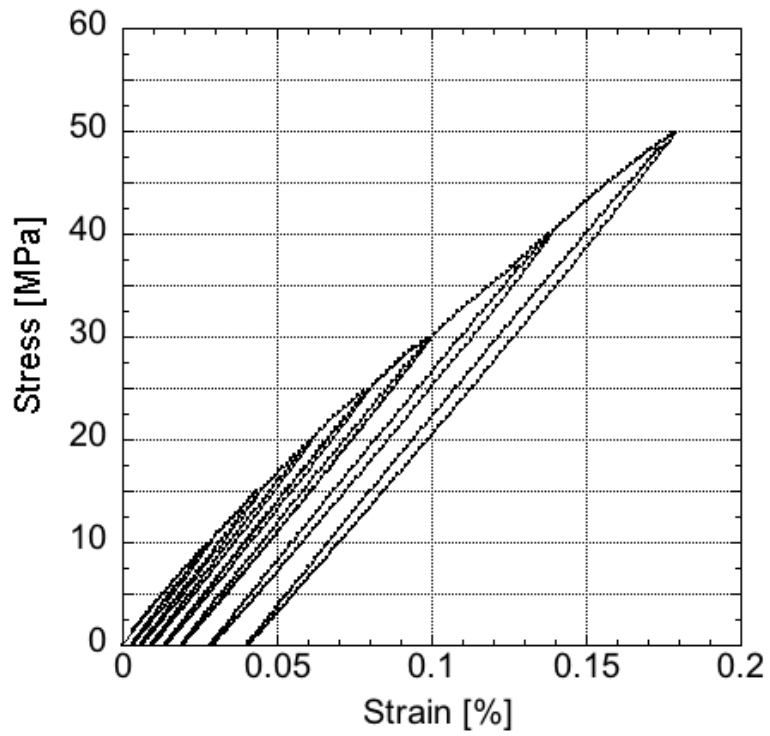
Fig. 2-10. せん断試験における圧縮側と引張側でのひずみの比較
 (a) IP せん断試験 (b) TT せん断試験



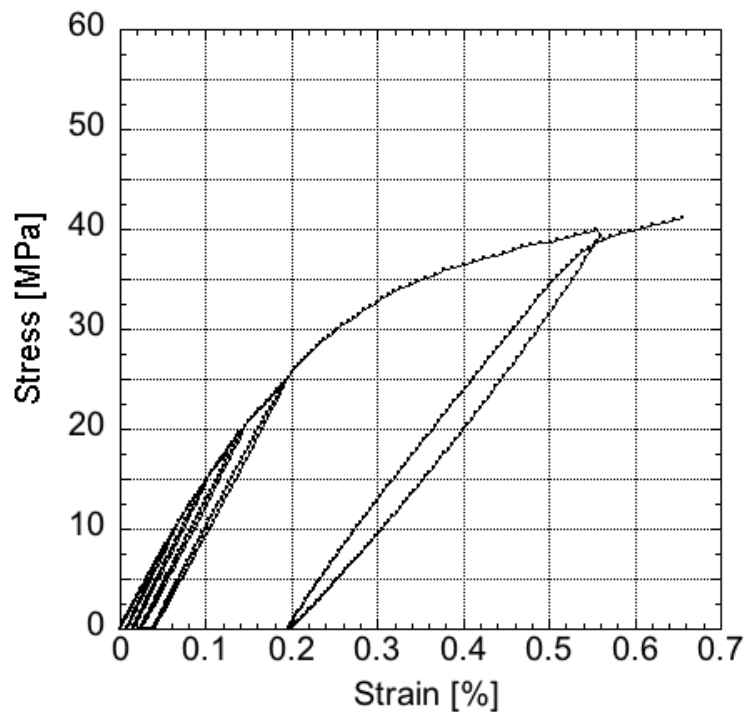
(a)



(b)



(c)



(d)

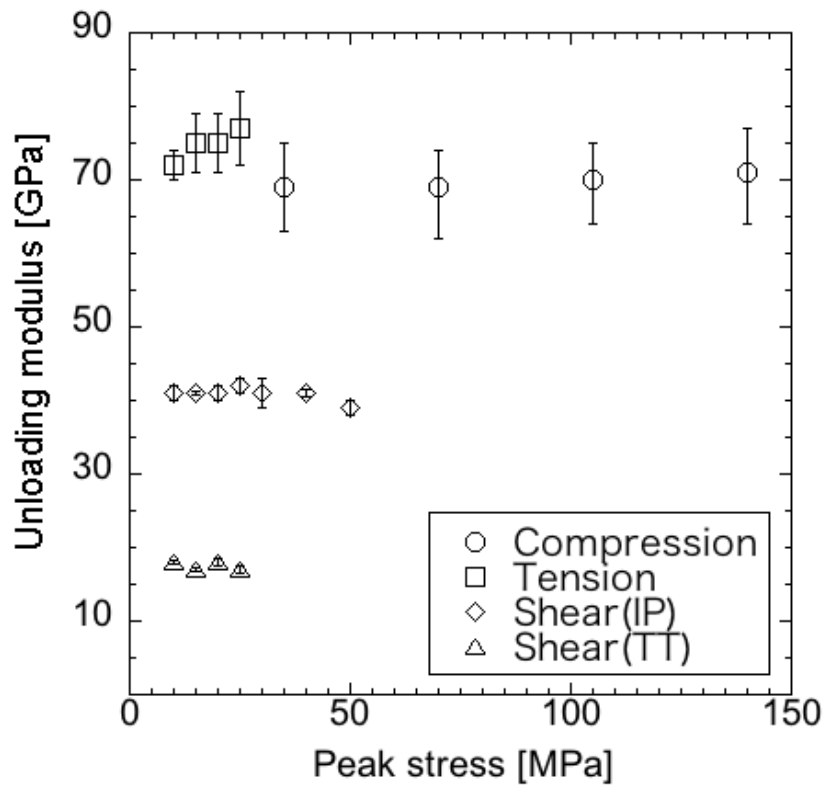
Fig. 2-11. 負荷除荷試験における応力とひずみの関係
(a) 圧縮 (b) 引張 (c) IP せん断 (d) TT せん断

2.4.3. 弾性率

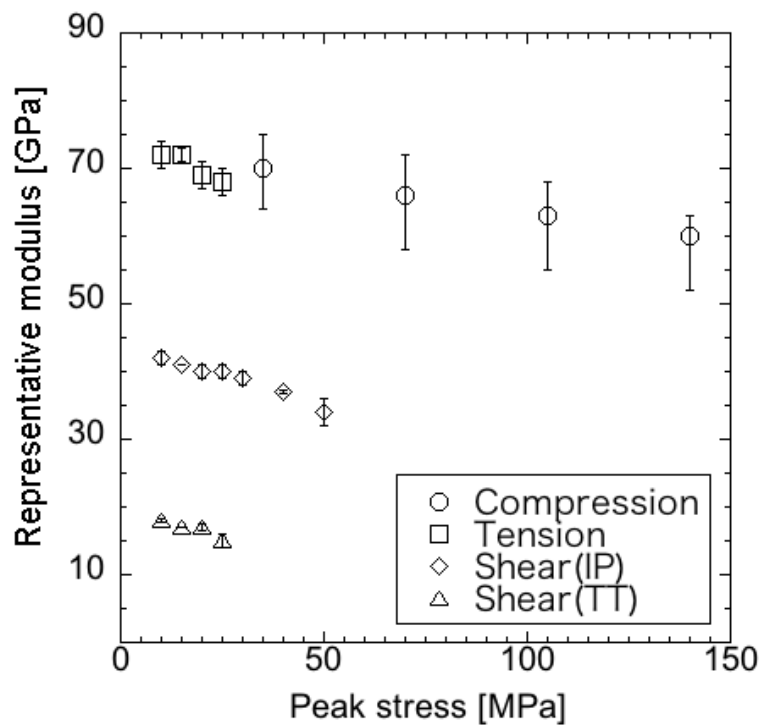
Fig. 2-12(a). に除荷弾性率 E_u の測定結果を示す. 図より圧縮の場合は 70GPa (1 方向), 28GPa (3 方向), 引張の場合は 75GPa, せん断の場合は IP: 41GPa, TT: 18GPa を示した. 圧縮と引張りで除荷弾性率を比較すると, 引張の方がわずかに大きかったものの, 概ね同じ値を示した. また最大負荷応力と除荷弾性率の関係を見ると, 圧縮の場合応力の増大にも関わらずほとんど変化しなかった. 引張, せん断においても同様の傾向を示した. そこで以後, 本材料のヤング率 E_c を圧縮, 引張: 69GPa, せん断(IP): 41GPa, せん断(TT): 18GPa とする.

Fig. 2-13(b). に見かけの弾性率 E^* の測定結果を示す. 応力と見かけの弾性率の関係を見ると, 圧縮に関しては最大負荷応力の増大に伴い低下した. 一方引張に関しては, 最大負荷応力が 15MPa までは変化しなかったものの, それ以上の最大負荷応力では, 単調に減少した. また IP せん断に関しては, 最大負荷応力が 40MPa までは変化しなかったが, 50MPa 以上では低下した. TT せん断に関しては, 最大負荷応力が 20MPa までは変化しなかったが, それ以上では低下した. 圧縮のみ見かけの弾性率が単調減少した原因としては, 最大負荷応力が 35MPa 以下において見かけの弾性率を測定しなかったことが考えられる. 引張においては, 最大負荷応力が 15MPa までは変化しなかった. 従って圧縮に関しても同様に, 最大負荷応力が 15MPa 以下では見かけの弾性率が変化しない可能性がある.

最大負荷応力の増大に伴い見かけの弾性率が低下する傾向は連続繊維強化 CMC のものと同様である. 連続繊維強化 CMC の場合, 2.4.2.にて述べた通りクラックの発生または進展によって, 応力とひずみが非線形な関係を示すため, 見かけの弾性率も低下する. 従って, 本材料に関しても同様に, クラックの発生または進展によって見かけの弾性率が低下しているものと考えられる.



(a)



(b)

Fig. 2-12. 応力と弾性率の関係

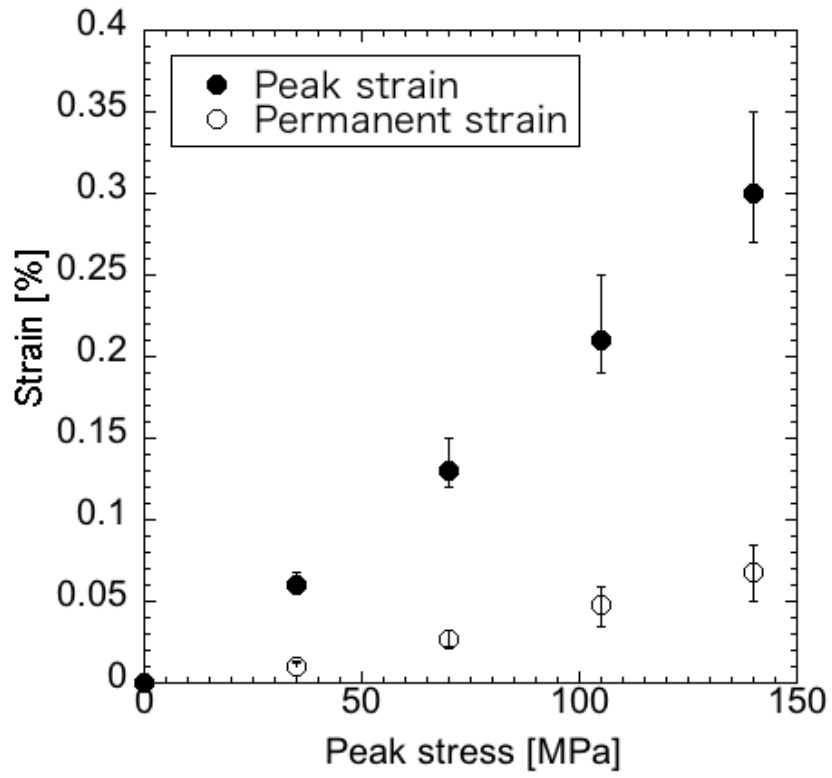
(a) 除荷弾性率 E_u (b) 見かけの弾性率 E^*

2.4.4. 永久ひずみ

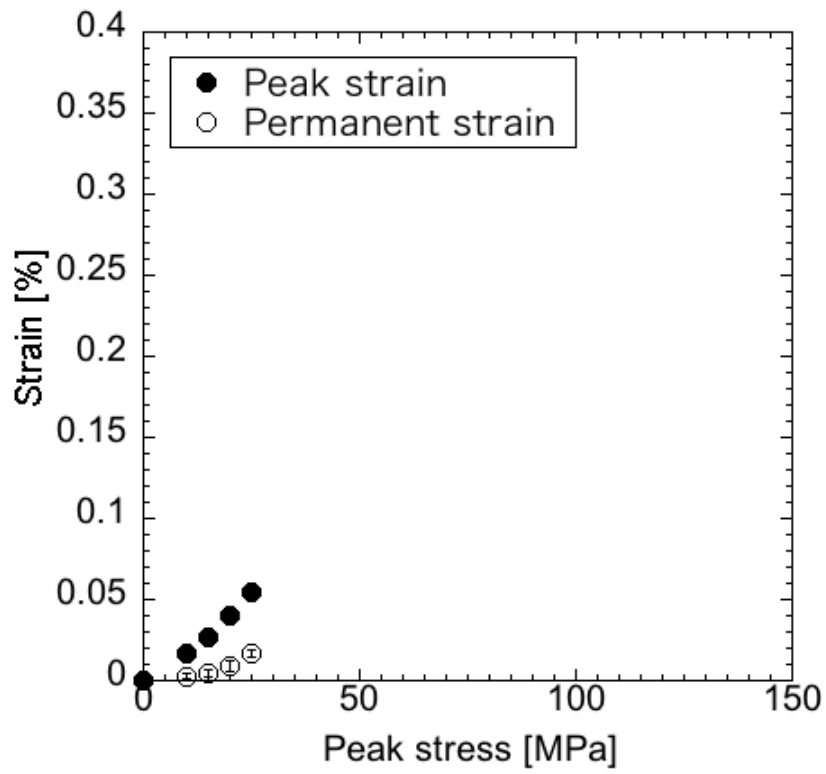
Fig. 2-13. に永久ひずみ ε_0 及び最大ひずみ ε_p との関係を示す。圧縮に関しては、Fig. 2-13(a). に示す通り、最大負荷応力と永久ひずみは非線形な関係を示した。また最大負荷応力の増大に伴い、永久ひずみは単調に増加した。また最大で 0.05% を示した。永久ひずみと最大ひずみを比較すると、いずれの最大負荷応力に関しても、永久ひずみは最大ひずみに対し 5 分の 1 程度と小さかった。

引張に関しては、Fig. 2-13(b). に示す通り、圧縮の場合と同様に最大負荷応力と永久ひずみは非線形な関係を示した。また最大負荷応力の増加に伴い、永久ひずみは単調に増加した。特に最大負荷応力が 20MPa 以上で永久ひずみの増加が顕著になった。また最大で 0.02% を示した。永久ひずみと最大ひずみを比較すると、圧縮の場合と同様にいずれの最大負荷応力に関しても、永久ひずみは最大ひずみに対し 5 分の 1 程度と小さかった。

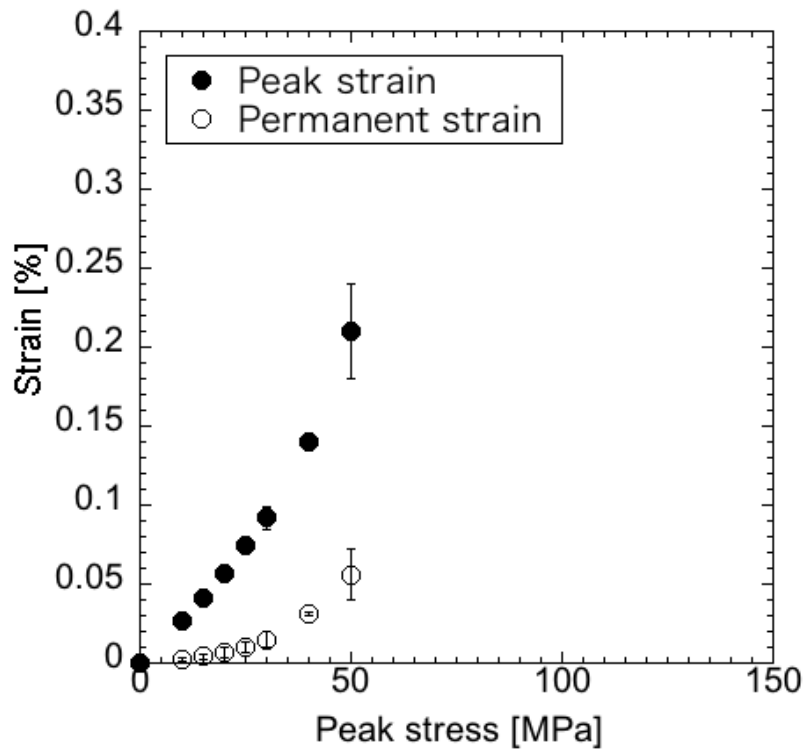
IP せん断に関しては、Fig. 2-13(c). に示す通り、圧縮の場合と同様に最大負荷応力と永久ひずみは非線形な関係を示した。また最大負荷応力の増加に伴い、永久ひずみは単調に増加した。特に最大負荷応力に関しては 30MPa 以上、永久ひずみに関しては 0.02% 以上での増加が顕著になった。また最大で 0.05% を示した。この値は圧縮と同等であった。永久ひずみと最大ひずみを比較すると、圧縮、引張の場合と同様にいずれの最大負荷応力に関しても、永久ひずみは最大ひずみに対し 5 分の 1 程度と小さかった。TT せん断に関しては、Fig. 2-13(d). に示す通り、最大負荷応力と永久ひずみは非線形な関係を示した。また最大負荷応力の増加に伴い、永久ひずみは単調に増加した。特に最大負荷応力に関しては 10MPa 以上、永久ひずみに関しては 0.02% 以上での増加が顕著になった。また最大で 0.05% を示した。この値は圧縮や IP せん断の場合と同等であった。永久ひずみと最大ひずみを比較すると、圧縮、引張の場合と同様にいずれの最大負荷応力に関しても、永久ひずみは最大ひずみに対し 5 分の 1 程度と小さかった。



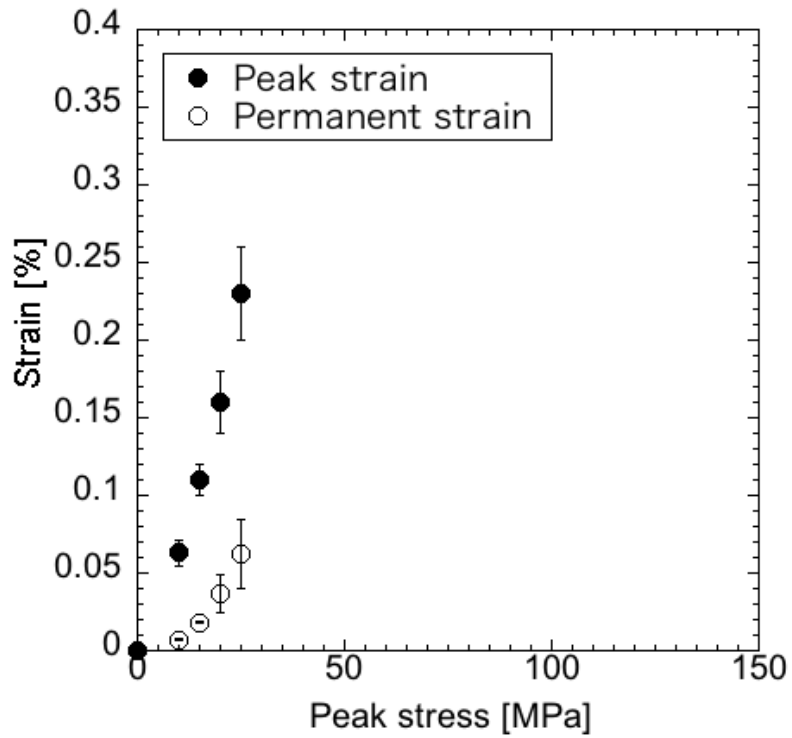
(a)



(b)



(c)



(d)

Fig. 2-13. 応力と各種ひずみの関係

(a) 圧縮 (b) 引張 (c) IPせん断 (d) TTせん断

2.4.5. せん断と圧縮/引張試験の応力とひずみの関係の比較

せん断試験において引張側のひずみが圧縮側のものを上回った。本項ではこの原因を、圧縮、引張及び IP せん断試験の応力とひずみの関係を比較することで考察する。Fig. 2-14. に、圧縮、引張試験で計測したひずみの平均値と、せん断試験で計測したひずみの圧縮側及び引張側それぞれの平均値及び本材料のヤング率から求めた弾性ひずみの比較図を示す。図より、圧縮側の応力とひずみの関係と、せん断試験において取得したものはほとんど一致した。一方、引張側の応力とひずみの関係も、せん断試験のものとはほとんど一致した。せん断試験において圧縮側及び引張側の応力とひずみの関係が、圧縮試験と引張試験のものと一致した理由は、次の様に説明できる。主せん断ひずみと主応力との関係は、せん断ひずみの座標変換式、

$$\gamma = -(\varepsilon_x - \varepsilon_y)\sin 2\theta + \gamma_{xy}\cos 2\theta \quad (2-3)$$

に $\theta = 45^\circ$, $\gamma_{xy} = 0$ を代入することにより、

$$\gamma = \varepsilon_x - \varepsilon_y \quad (2-4)$$

従って、せん断ひずみが各主応力方向のひずみの絶対値の和で表せるため、せん断試験における圧縮側のひずみと引張側のひずみが一致したものと考えられる。次に圧縮側の弾性ひずみと、せん断試験で測定したものを比較すると、15MPa まではほぼ一致した。それ以上では僅かにせん断試験のひずみの方が大きかった。一方引張側に関して、弾性ひずみとせん断試験で測定したものを比較すると、15MPa まではほぼ一致した。しかし、それ以上ではせん断試験の方が大きかった。このことから、本材料はせん断応力負荷時に、圧縮側は弾性変形しているとみなせるのに対し、引張側は非線形なひずみが増加していると言える。また引張応力に応じてひずみが増加する主な原因としては、クラックのモード I 開口が考えられることから、本材料はせん断応力負荷時、モード I 開口が支配的であると考えられる。

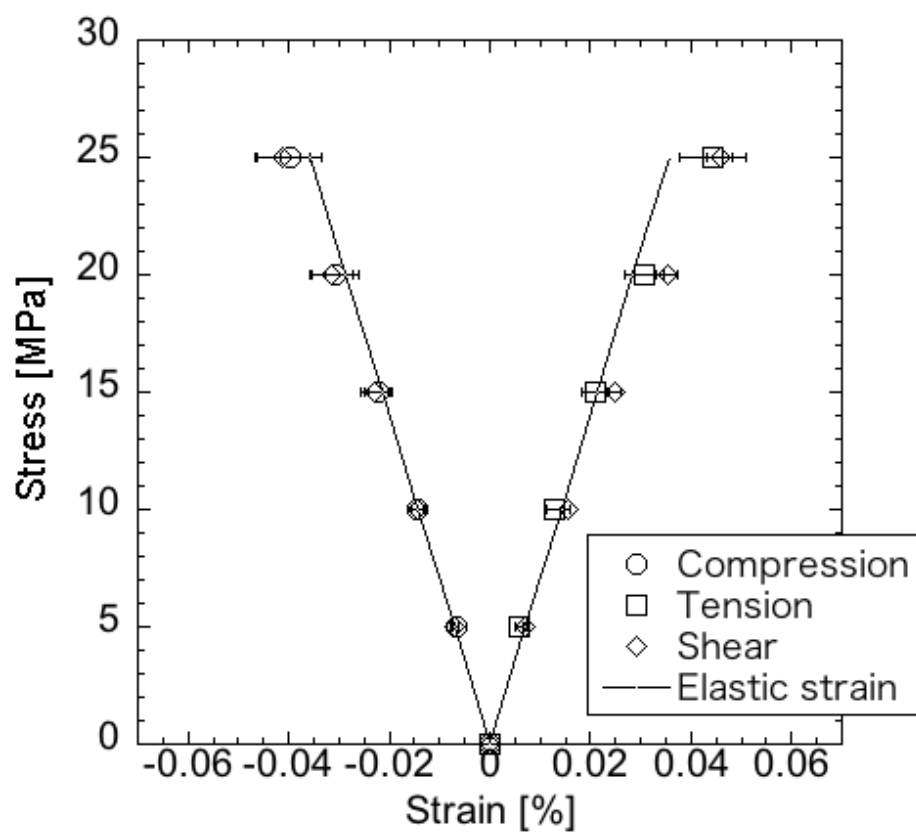


Fig. 2-14. 圧縮，引張試験とせん断試験の応力とひずみの関係の比較

2.4.6. E_{c11} が低下しなかった原因

2.4.3. にて, E_{c11} は, 最大負荷応力の増加にも関わらず変化しなかった. そこで本節ではこの原因に関して, クラックが進展した場合の E_{c11} を推定することで考察する.

まずクラック進展と E_{c11} との関係を定量化する方法を導出する. 本材料は Fig. 2-2. に示す通り, Si 相や SiC 相が入り混じり, 繊維とマトリックスとの境界が不明確である. そこで, 本材料は Si 相や SiC 相も中に含んだ繊維束によって構成されているものと考え. また, 従って繊維束が荷重を全て負担するものと仮定する.

Fu, Lauke らは[39], SFRP(Short Fiber Reinforced Polymers)は, 荷重のほとんどを繊維が負担するとして, 繊維の力学特性と配向分布や繊維長さ分布から複合材料のヤング率を推定する方法を提唱した.

$$E_{c11} = \frac{\bar{A}_{11}\bar{A}_{22} - \bar{A}_{12}^2}{\bar{A}_{22}} \quad (2-5)$$

$$\bar{A}_{ij} = \sum_{k=1}^N Q_{ij}' p_k(\theta) \quad (2-6)$$

$$\begin{Bmatrix} Q_{11}' \\ Q_{22}' \\ Q_{12}' \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} m^4 & n^4 & 2m^2n^2 \\ n^4 & m^4 & 2m^2n^2 \\ 2m^2n^2 & 2m^2n^2 & m^4 + n^4 \end{Bmatrix} \quad (2-7)$$

$$(m = \cos\theta, n = \sin\theta)$$

$$Q_{11} = E_L / (1 - \nu_{LT}\nu_{TL}) \quad (2-8)$$

$$Q_{22} = E_T / (1 - \nu_{LT}\nu_{TL}) \quad (2-9)$$

$$Q_{12} = \nu_{LT} Q_{22} \quad (2-10)$$

$$\nu_{TL} = \nu_{LT} E_T / E_L \quad (2-11)$$

ここで $p_k(\theta)$ は, 負荷方向とのなす角が θ となる繊維の存在割合, N はその種類の総数に相当する. 今本材料は繊維束のみが荷重を負担することから, 上式のうち繊維1本の力学特性 (E_L, E_T, ν_{LT}) と繊維束のものとの置き換えると, 繊維束弾性率とポアソン比及び配向分布 $p_k(\theta)$ が分かれば, 複合材料のヤング率 E_{c11} を導くことができる. 従って $p_k(\theta)$ は既知であるので, 繊維束の力学特性が分かれば良いと言える.

しかしながら一つの定数に対し, 未定数は3つあるため, 1方向だけでは繊維束の力学特性を推定することができない. そこで ν_{LT} は C/C の UD 材の

値(0.47)を引用するとし[40], 3方向に関しても2.3.4., 2.3.2. にて述べた E_{c33} , やTTにおける繊維束配向分布を用いることにより, E_L : 180GPa, E_T : 20GPaと推定できた.

さてここまでは, 繊維束弾性率とヤング率の関係の推定式を導出した. 次にクラックが複合材料のヤング率に与える影響について考察する. もし繊維が破断した場合, 繊維は荷重を負担しないため E_L が大きく低下すると考えられる. また, もし繊維が破断しない場合には, 弾性率の低い繊維間マトリックスにおけるクラック進展が E_T を低下させているものと考えられる. そこで E_L または E_T が低下した場合の E_{c11} を推定した.

Fig. 2-15. に E_L または E_T の低下割合と E_{c11} の低下割合との関係を示す. 図より, E_T が低下した場合に比べ E_L が低下した場合の方が著しく低下することがわかる. また, E_{c11} はほとんど変化しなかった. 従って, E_{c11} がほとんど変化しなかった原因は, 全体破断に至るまで繊維破断が生じなかったため, E_L がほとんど低下していないことにあると考えられる.

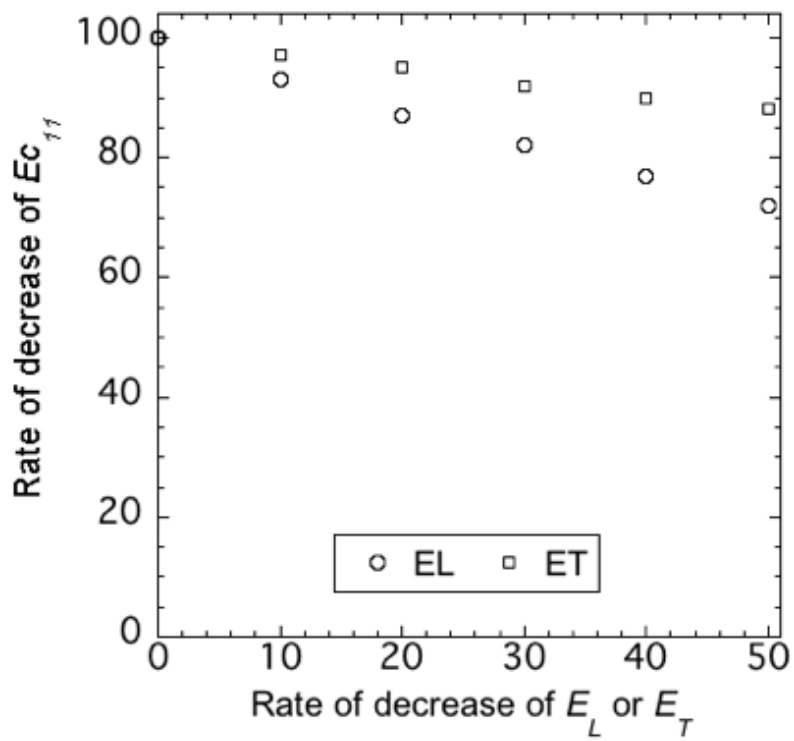


Fig. 2-15. クラックの進展と複合材料のヤング率の関係

2.5. 結言

圧縮，引張，せん断それぞれに関して，荷重試験と負荷除荷試験を実施した．また各ピーク応力における弾性率や永久ひずみを取得し，それらと最大負荷応力との関係について，連続繊維のものと比較した．更に除荷弾性率が変化しなかったことからその原因を， F_u らの繊維の力学特性と配向分布から短繊維強化プラスチックのヤング率を推定する方法を拡張して，本材料の繊維束弾性率を推定し，その低下割合とヤング率の低下割合との関係を考慮することで考察した．

1. 圧縮強度は 175MPa，引張強度は 28MPa，せん断強度は IP で 54MPa，TT で 34MPa を示し，引張強度が最も小さかった．破断ひずみは圧縮に関して 0.41%，引張に関して 0.076%，せん断に関しては IP: 0.40%，TT: 0.48% を示し，引張破断ひずみが最も小さかった．一方，圧縮とせん断の破断ひずみは同等であった．
2. 応力とひずみはいずれの応力に関しても非線形な関係を示した．ただし，除荷直後から圧縮に関しては 最大負荷応力よりも 30MPa 低い応力，引張，せん断に関しては 15MPa 低い応力まで線形な関係を示した．
3. 除荷弾性率はほとんど変化しなかった．この原因としては，繊維の破断が生じていないためだと考えられた．また繊維束弾性率をそれぞれ E_L : 180GPa, E_T : 20GPa と推定できた．
4. 見かけの弾性率は，圧縮，引張，せん断いずれも連続繊維と同様に，単調減少した．
5. せん断ひずみは，圧縮側と引張側の主ひずみの和によって表せることを，せん断試験と圧縮/引張試験のひずみと比較することで確認した．また圧縮側のひずみは概ね弾性ひずみに等しかったのに対し，引張側のものは弾性ひずみよりも大きく，非線形ひずみが生じていることがわかった．
6. 永久ひずみは，連続繊維と同様に最大負荷応力の増大に伴い増加した．また最大ひずみに対し最大でおよそ 5 分の 1 程度を示した．

第3章 損傷累積過程

3.1. 緒言

前章では、短繊維強化 C/SiC の、負荷除荷試験中の応力とひずみの関係を取得した。その結果、応力とひずみは非線形な関係を示し、見かけの弾性率は減少し、永久ひずみは増加した。構成材料は室温で塑性変形しない。従って損傷の発生、破壊がこれら力学特性の変化を引き起こしたと考えられる。そこで、これら力学特性とクラック進展の関係を考察するために、本章では圧縮、引張、せん断それぞれの応力に関して、破断に至るまでの損傷観察を行った。

3.2 観察方法

供試材は 2 章と同じものを用いた。クラック観察は、圧縮に関しては、IP(In-plane)及び TT(Through-thickness plane)の全面を観察した。引張に関しては、金属製のタブを接着していない全長 50mm の中央領域を観察した。せん断に関しては、IP 及び TT 共に試験片中央部のテーパー領域を観察した。尚、せん断試験では、側面を観察することが困難なため、IP と TT は別の試験片を用いて観察した。試験片の個数は、各負荷応力による損傷の累積が試験片ごとのばらつきを超えて有意に特徴付けできるデータとなっていることを確認して、それぞれ 2 個ずつとした。観察には、光学顕微鏡(BH2-UMA, オリンパス)を用いた。倍率は、25 倍と 100 倍を用いた。倍率 25 倍の画像は、試験片の全体像を把握するための合成画像を作成するために用いた。100 倍画像は、応力負荷前後でのクラック長さを見比べることによってクラックを発見するために用いた。100 倍画像で発見したクラックを 25 倍画像上にて線でなぞることによってクラックマップを作成した(Fig. 3-1.)。次に進展したクラックの損傷量として、見かけの長さ、数、密度及び見かけの角度を計測した。クラック長さは、Fig. 3-2. に示す通り、クラックを最小面積で囲む四角形状の枠の長軸方向の長さをとった。クラック密度 ω は次式により算出した。

$$\omega = Nc^2/A \quad (3.1)$$

ここで、 N はクラック数、 c はクラック全長、 A は観察面積である。各種応力

における観察面積は Table 3-1 の通りとした。クラック角度は、四角枠の長軸方向と荷重方向とのなす角をとった。ただしせん断に関しては、Fig. 3-2(c). に示す通り、引張主応力方向とのなす角をとった。

Table 3-1 観察面積

	Compression	Tension	Shear (TT)	Shear (IP)
Observation area [mm ²]	200	250	53	183

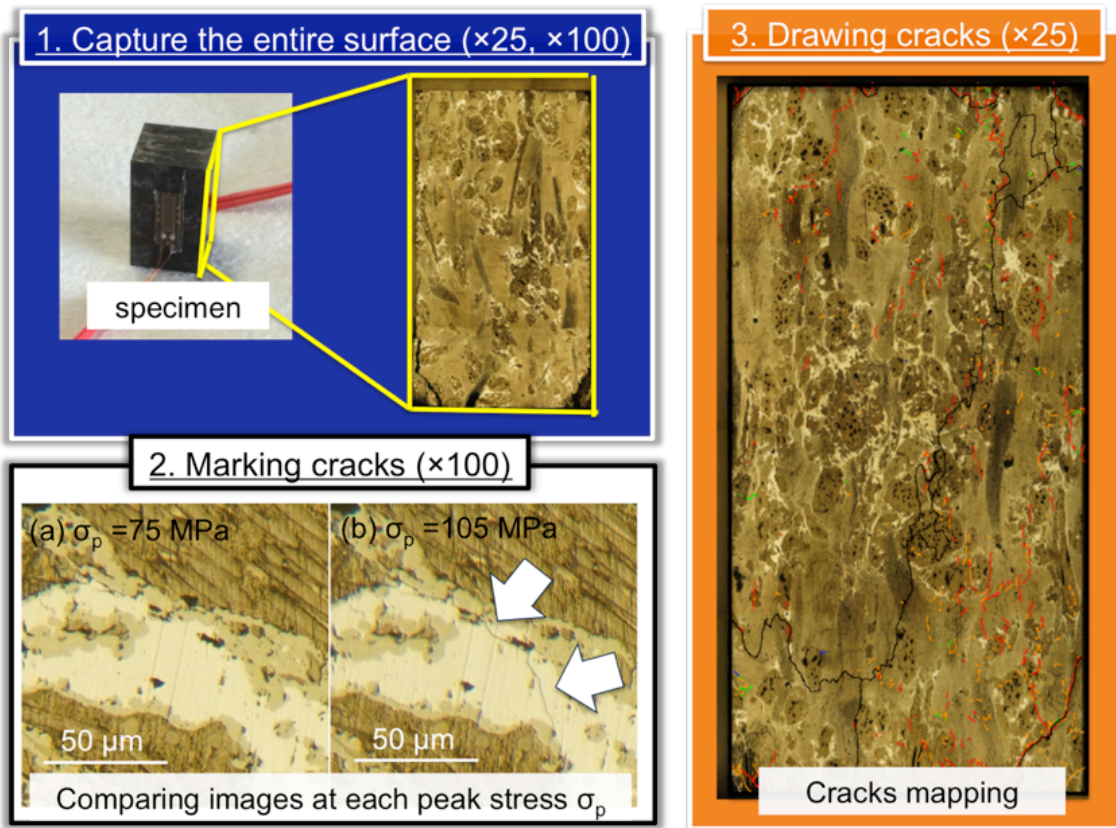


Fig. 3-1. 観察方法

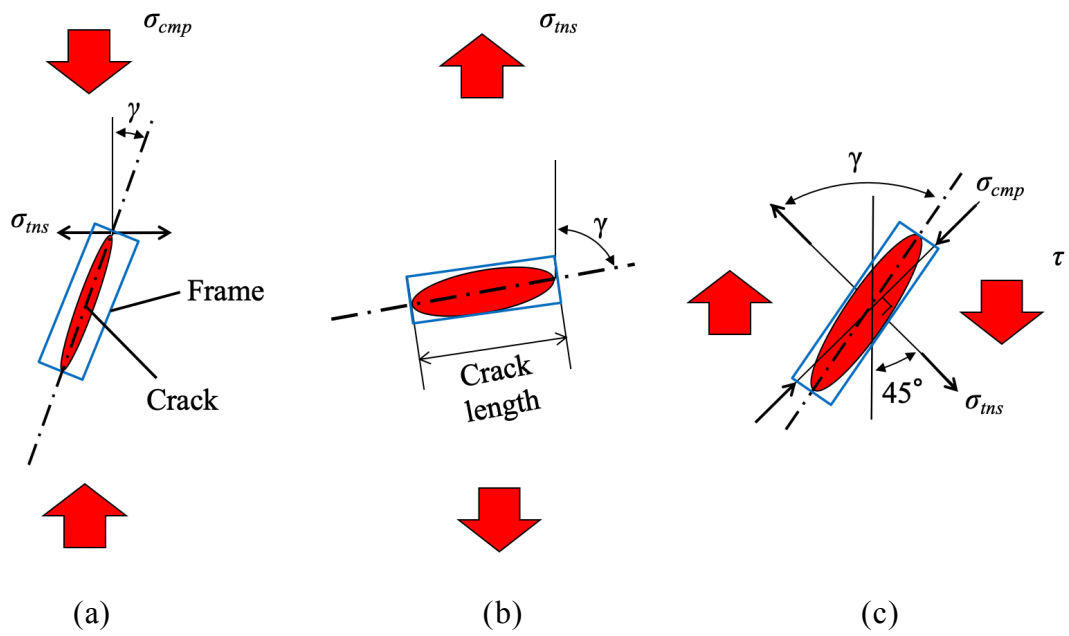


Fig. 3-2. クラック長さや角度の計測方法

3.3. 損傷観察結果

3.3.1. 損傷領域

Fig. 3-3. には、圧縮、引張、せん断いずれにおいて確認されたクラック進展領域の代表例として、圧縮試験ものを示す。クラックは繊維束、Si 相、SiC 相を進んだ。図中の繊維束は Fig. 2-4. より圧縮方向と 80deg から 110deg に配向している、いわゆる Transverse 方向の繊維束と考えられ、画像中では奥行き方向に配向して見える。この領域においてクラックは繊維を破断せず、繊維と繊維の間を進んだ。従ってクラックは炭素マトリックスまたは繊維間界面を進んでいるものと考えられる。また、クラックは SiC 相との界面に到達すると停止した。このことから基本的にこの領域におけるクラックは、Transverse 方向の繊維束内のみを進むと考えられる。Si 相、SiC 相に関しては各相内を進んだ。この理由としては、繊維軸方向の熱膨張係数差に起因して生じる大きな熱応力に耐えられなかったためだと考えられる。

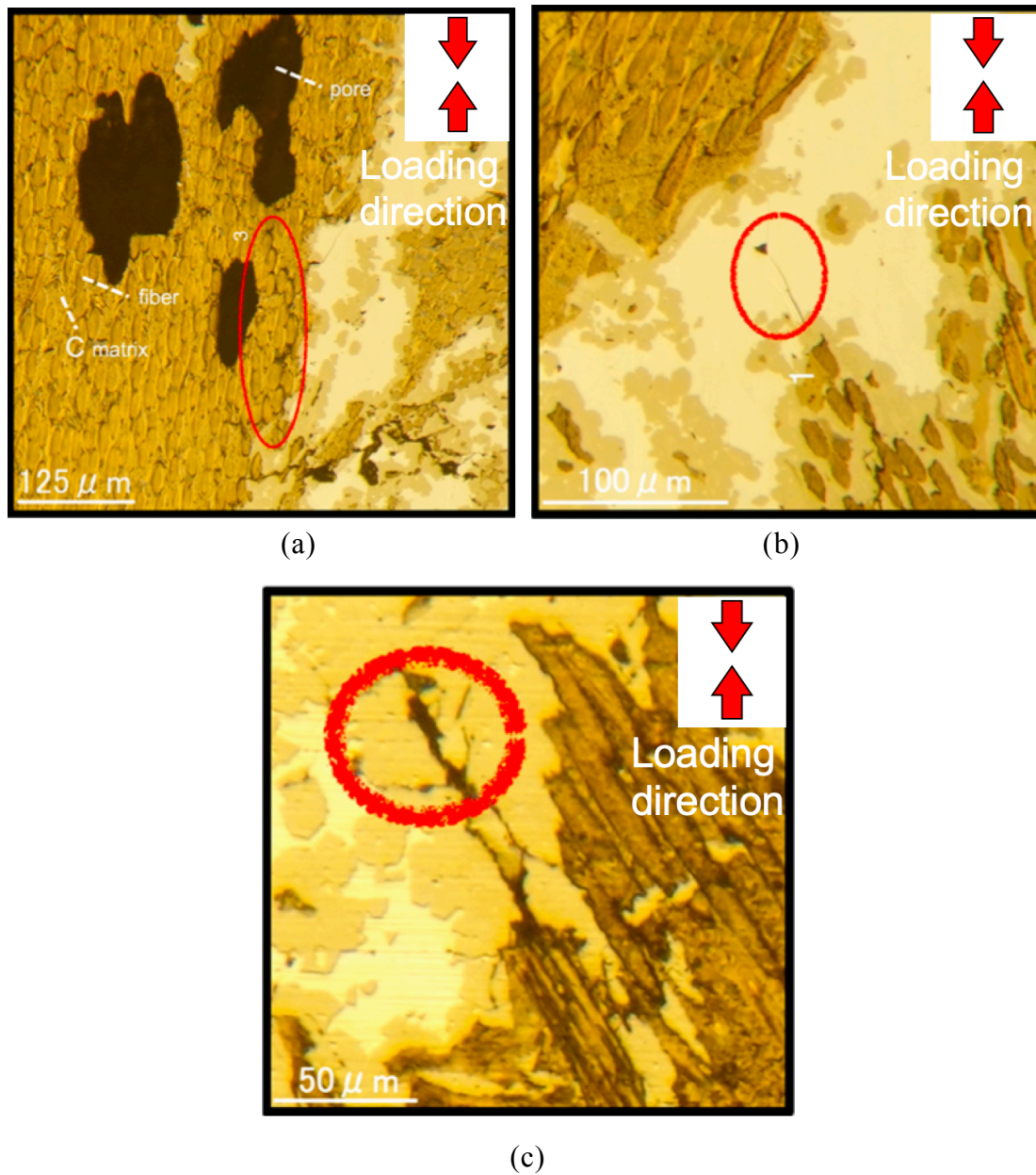


Fig. 3-3. 損傷領域の分類

(a) Transverse 方向の繊維束 (b) Si 相 (c) SiC 相
 (図中の矢印は荷重方向を示している)

3.3.2. 典型的な損傷発生過程

Fig. 3-4., Fig. 3-5., Fig. 3-6. に典型的なクラック進展過程を示す. 一軸圧縮試験の場合, Fig. 3-4(a). 中の矢印にて示す通り, 0MPa では熱処理によってプロセスクラックが存在した. 応力の増加に伴い, それらクラックは互いを結びつけながら進展した. また進展中にクラックは, 繊維に沿って蛇行しながら進んだ. 更に除荷後クラックは閉じずに開いたままであった. またクラックの進展方向は圧縮荷重方向と平行に近い方向であった.

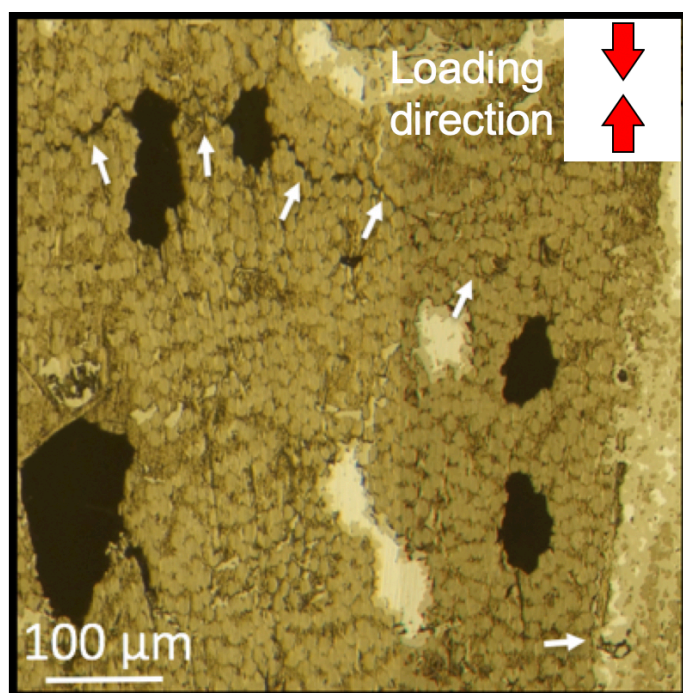
Fig. 3-5. は, 一軸引張試験の場合の典型的なクラック進展過程を示している. 図は 15MPa 時点で既に進んだクラックが, 20MPa 除荷後に更に進展した様子を示している. 図より, 圧縮の場合と同様に, クラックは進展中に繊維に沿って蛇行しながら進んだ. また除荷後クラックの左側の矢印で示す付近は閉じているのに対し, 右に行くにつれ開口幅が大きくなった. またクラックの進展方向は引張荷重方向と垂直に近い方向であった.

Fig. 3-6. は, せん断試験の場合の典型的なクラック進展過程を示している. 図は 30MPa 時点で既に進んだクラックが, 40MPa 除荷後に更に進展した様子を示している. 図中左上の矢印は, 引張主応力方向を示している. 図より, 圧縮の場合と同様に, クラックは進展中に繊維に沿って蛇行しながら進んだ. また徐荷後クラックの左側では閉じているのに対し, 右に行くにつれ開口幅が大きくなった. 更に除荷後クラックは閉じずに開いたままであった. またクラックの進展方向は引張主応力方向と垂直に近い方向であった.

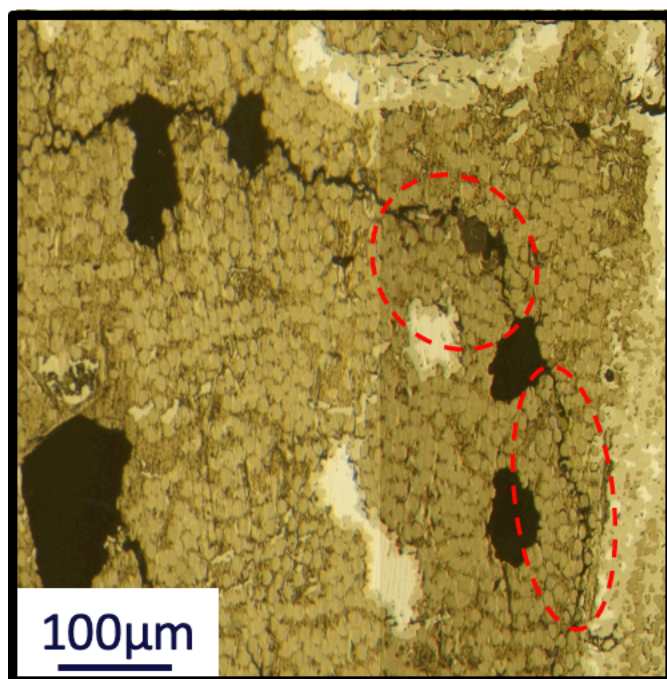
圧縮, 引張, せん断それぞれの試験においてクラックが閉じなかった理由としては Fig. 3-8. の模式図が示すような, 蛇行したクラックの内面同士の引っかかりが考えられる. また Kim らや Swanson, Rodel らの SiC やアルミナにおけるクラック進展 SEM 観察においても, 同様にクラック内面が干渉することが報告されている [41-43]. 更に, Fig. 2-11(a)., Fig. 2-11(b)., Fig. 2-11(c)., Fig. 2-11(d). が示す通り, 除荷直後の応力とひずみの関係は線形であり, クラック内面同士の引っ掛かりによるクラック開口の一時的な停止にあると説明できる. 以上より応力負荷中にクラックの内面同士が引っ掛かるため, 徐荷後にクラックは完全に閉じないものと考えられる. またそれに応じて, 応力とひずみは線形な関係を示すものと考えられる.

連続繊維強化 CMC の場合と損傷挙動を比較すると, 連続繊維強化 CMC の場合は 90° 層にて成長したクラックが 0° 層に侵入し, 更に繊維とマトリックスの間の界面が剥離しながら繊維が引き抜かれていく. それに対し本材料では, Longitudinal 方向の繊維がほとんど存在しない TT の Transverse

繊維束を進む。このため、連続繊維強化 CMC の場合の様な引き抜き現象は起こらず、Evans らのマトリックスクラックが繊維で止まっているものと仮定している損傷力学モデルでは説明できないと考えられる。



(a)

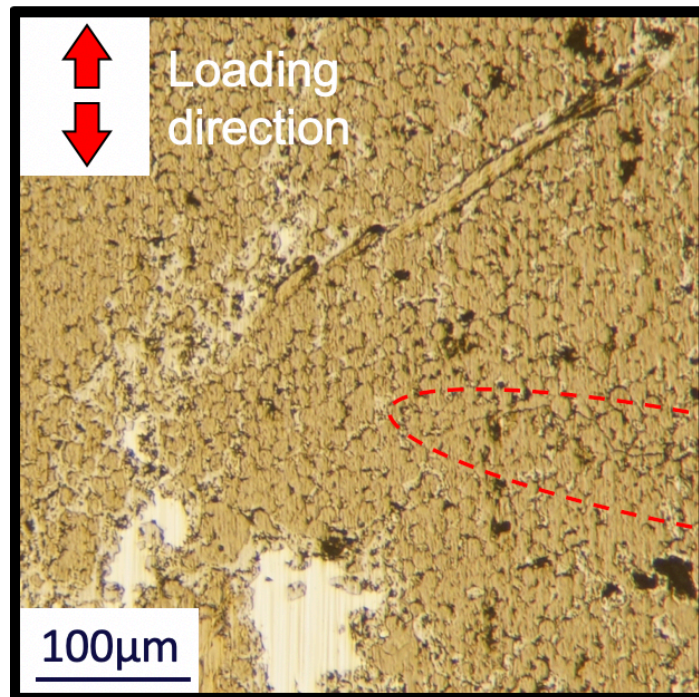


(b)

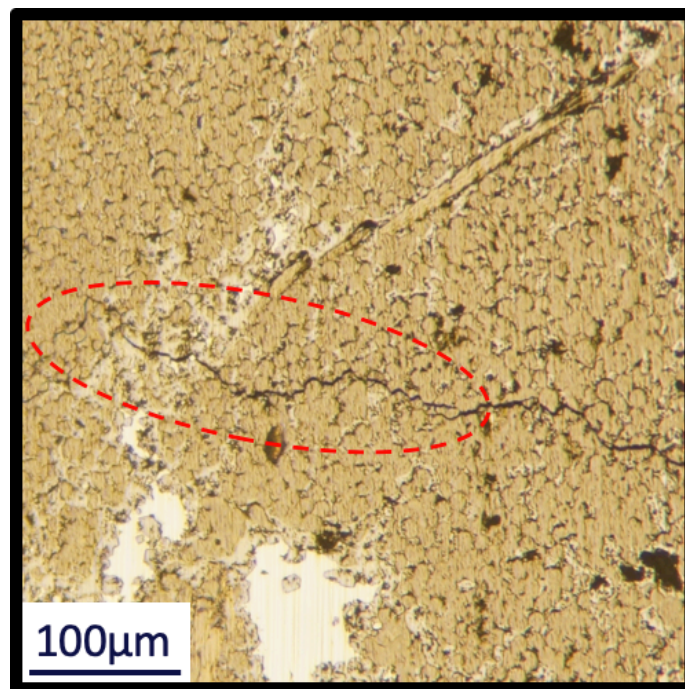
Fig. 3-4. 圧縮試験における典型的なクラック進展過程の詳細観察

(a) 0MPa (b) 105MPa 除荷後.

圧縮荷重方向は上下方向. 矢印はプロセスクラックを, 赤の点線枠で囲まれた領域は進展箇所を示す.



(a)

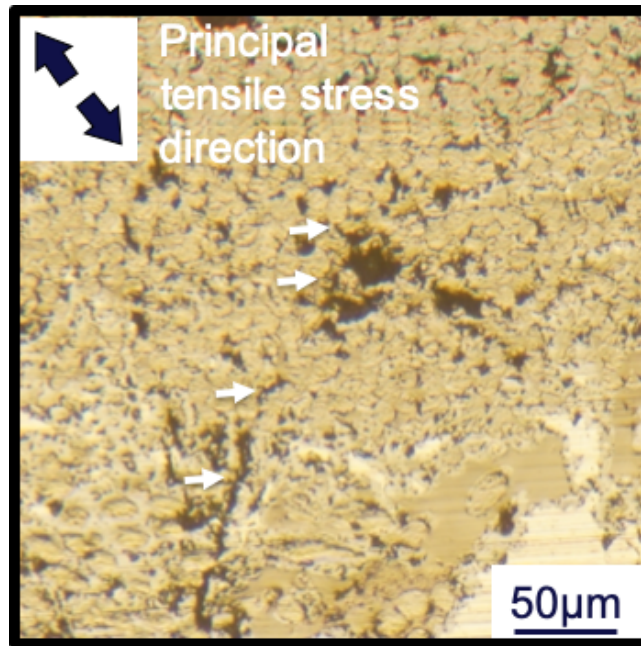


(b)

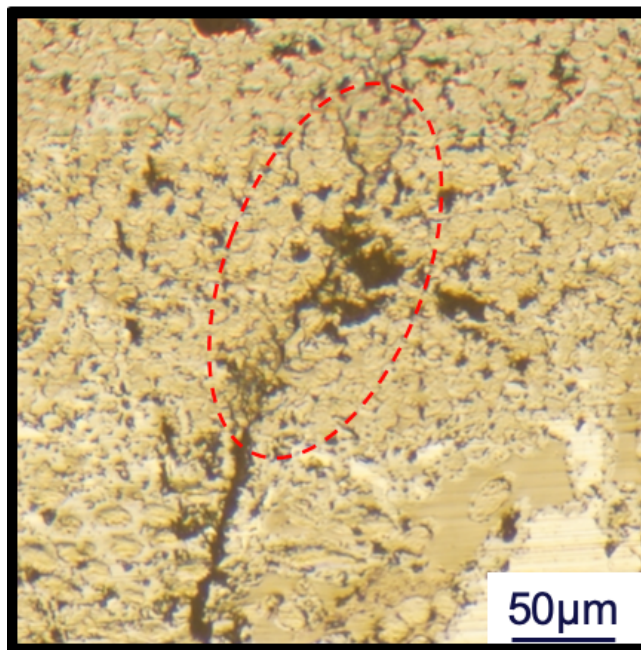
Fig. 3-5. 引張試験における典型的なクラック進展過程の詳細観察

(a) 15MPa 除荷後 (b) 20MPa 除荷後

引張荷重方向は上下方向を，赤の点線枠で囲まれた領域は進展箇所を，矢印はクラックが閉じている位置を示している。



(a)



(b)

Fig. 3-6. せん断試験における典型的なクラックの進展過程の詳細観察

(a) 30MPa (b) 40MPa.

せん断荷重方向は上下方向. 矢印はプロセスクラックを, 赤の点線枠で囲まれた領域は進展箇所を示す.

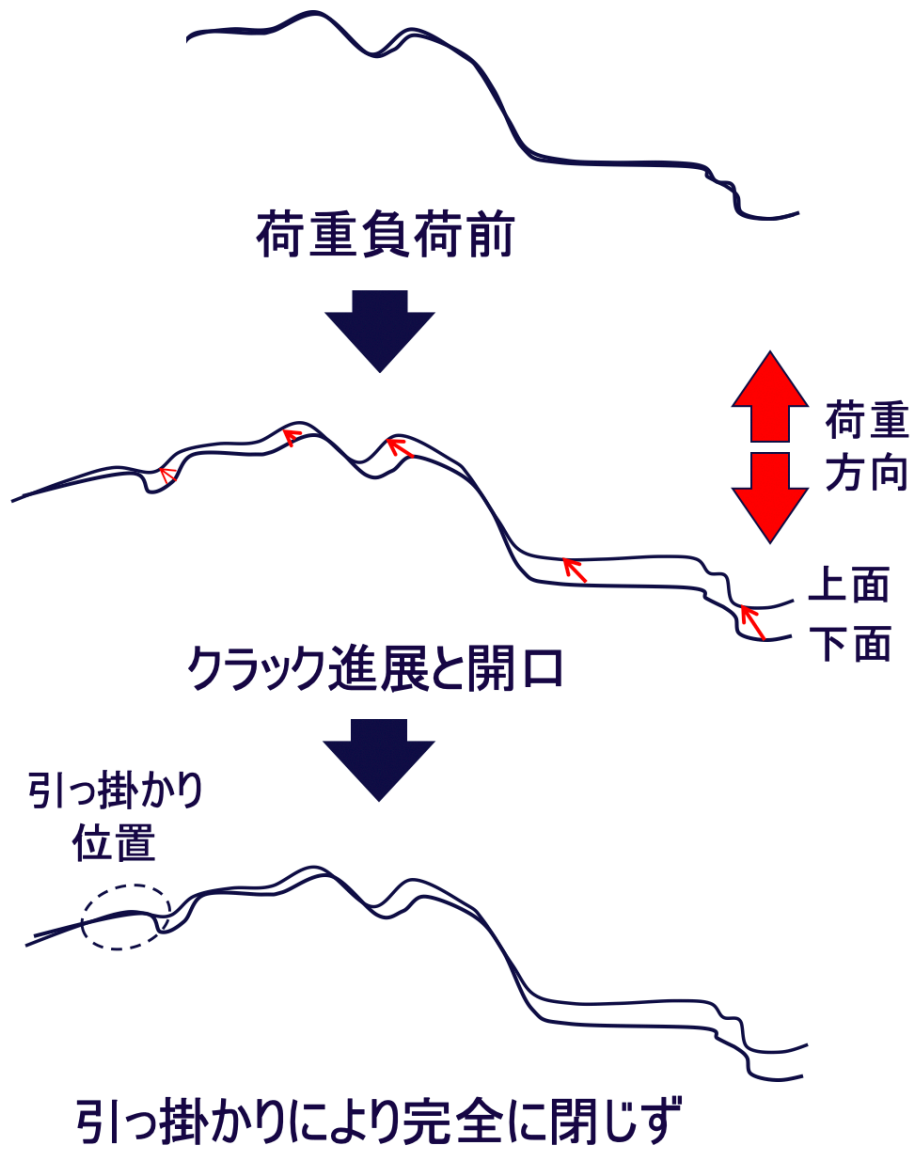


Fig. 3-7. クラックが閉じない原因

3.3.3. 進展したクラックの分布

Fig. 3-8. Fig. 3-9, Fig. 3-10. に、圧縮、引張、せん断それぞれにおいてプロセスクラックから新しく進展したクラックの分布を示す. ここで図中のクラックは、各最大負荷応力にて新しく進展した分のみを表している. 圧縮に関して、Fig. 3-8. に示す通り、IP と TT でクラック進展量を比較すると、TTの方が圧倒して大きかった. 引張に関して、Fig. 3-9. に示す通り、IP と TT でクラック進展量を比較すると、TTの方が圧倒して大きかった. せん断に関しては、Fig. 3-10. に示す通り、40MPa までは、IP と TT でクラック進展量を比較すると、TTの方が圧倒して大きかった. しかし、それ以上の最大負荷応力では、クラック進展量は同程度であった. 以上よりクラックは、圧縮と引張に関しては、主に TT を進むものと言える. またせん断に関しても、40MPa 以下の応力では TT を主に進んだ. 一方それ以上の応力では、IP においても TT と同程度の量のクラックが進んだ. しかし、その応力における IP のひずみは、TT においてクラックが進み始めたひずみと同程度であったことから、IP におけるクラックは TT において生じたクラックが表面に現れて見えたものと考えられる. 以上より、クラックは、圧縮、引張、せん断いずれも主に TT を進むと言える. またこれを考慮して、以後損傷量の計測は TT のみを行った.

進展したクラックの位置に注目すると、圧縮の場合では IP と TT どちらも規則性はなかった. 一方引張の場合も、圧縮の場合と同様にクラックの発生位置に規則性はなかった. またせん断の場合も、同様にクラックの発生位置に規則性はなかった. $0^\circ/90^\circ$ 直交材の場合、第 1 章にて述べた通り、クラックの発生間隔は異なるものの、 90° 層において 0° 方向繊維に対して垂直方向に平行に配列した. またこの特徴により Evans らは、クラックの発生間隔の平均値を以て、損傷力学モデルの RVE の大きさを定義した. またクラック密度を、クラックの間隔によって定義した. しかしながら本材料では、上述の通りランダムに分布していることから、Evans らと同様に代表要素の大きさやクラック密度を決定することは困難であると考えられる. 更にクラックが最も進んだ TT では、Longitudinal な繊維がほとんどない面であったことから、繊維の引き抜き現象は発生していない. 以上より、Evans らの損傷力学モデルは短繊維強化 CMC に適さず、新しい損傷力学モデルが必要である.

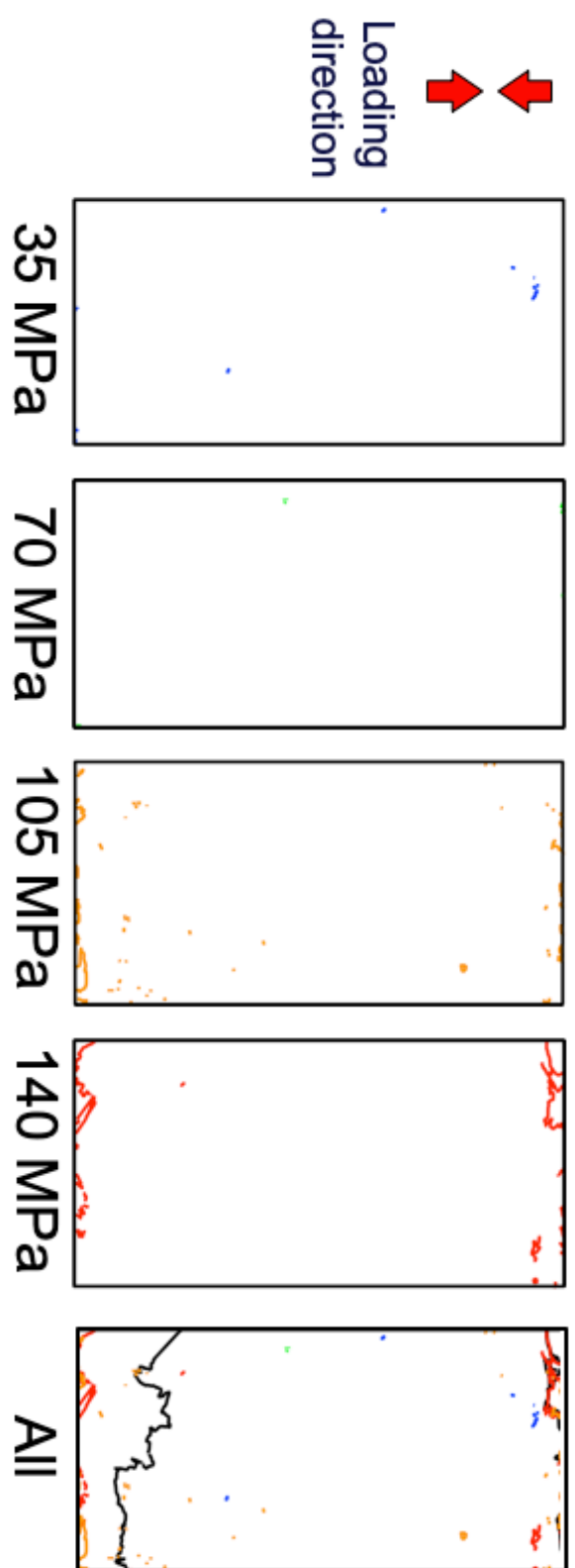
再び圧縮に関して、破断前後におけるクラック位置を比較すると、Fig. 3-8. の”all” に示す通り、TT では、部分的に重なっている領域が存在した. それ

に対し IP では破断直前の最大負荷応力において、破断時にできたクラック付近にて集中的にクラックは進展したものの、その数、長さはごく僅かだった。引張に関しても、Fig. 3-9. の”all” に示す通り、TT では部分的に重なっている領域が存在した。それに対し IP では破断直前の最大負荷応力において、破断時にできたクラック付近にて集中的にクラックは進展したものの、その数、長さはごく僅かだった。せん断に関しては、Fig. 3-10. の”all” に示す通り、IP、TT それぞれ部分的に重なっている領域が存在した。以上より破断は、圧縮、引張、せん断いずれもクラックが結びつくことで生じているものと考えられる。

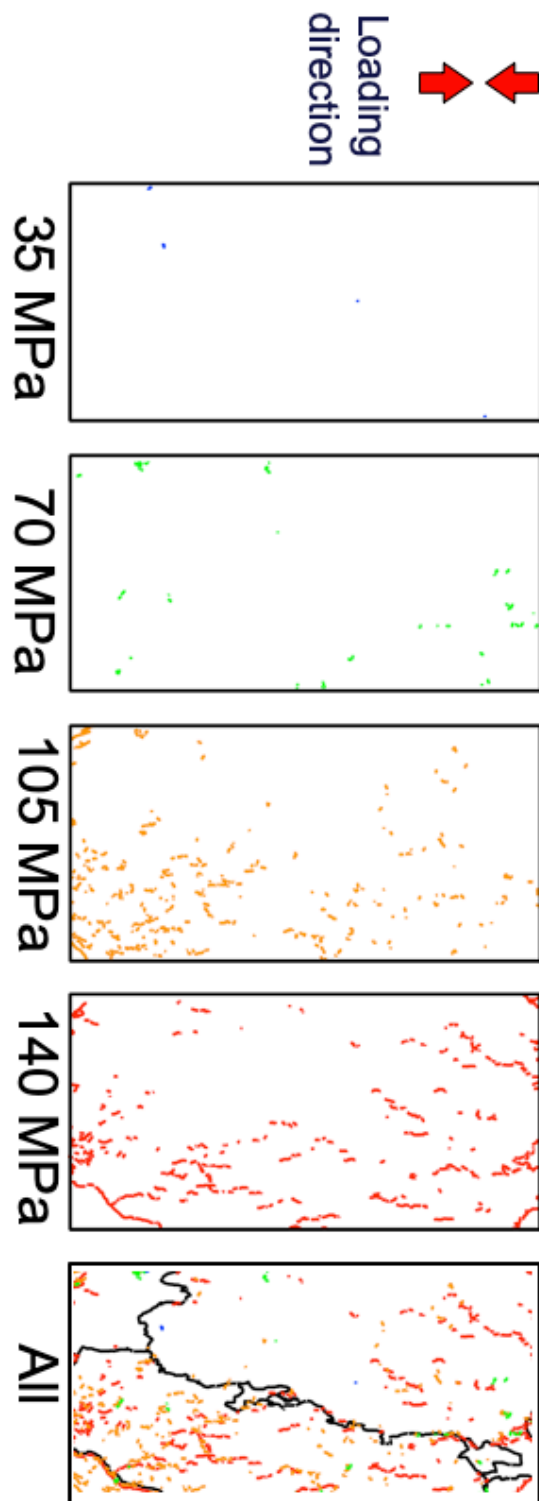
次に第 2 章で計測した見かけの弾性率とクラックとの関係を考察する。圧縮に関しては、Fig. 3-8(b). に示す通り、応力の増大に伴いクラックは増加した。一方見かけの弾性率に関しても、Fig. 2-12(b). に示す通り、継続的に低下した。引張に関しては、Fig. 3-9(b). に示す通り、応力の増大に伴いクラックは継続的に増加した。一方見かけの弾性率に関しては、Fig. 2-12(b). に示す通り、15MPa まではほとんど変化しなかったが、それ以上の応力では継続的に低下した。このことから引張に関しても、クラックの進展によって見かけの弾性率が低下したのと考えられる。この傾向は、Evans らの連続繊維強化 CMC の場合と同様である。引張における低下量は小さいと言える。せん断に関しては、Fig. 3-10(b). に示す通り、20MPa までほとんど進展しなかった。また見かけの弾性率に関しても、Fig. 2-12(b). に示す通り、20MPa まではほとんど変化しなかったが、それ以上の応力では低下した。このことからせん断に関しても、クラックの進展によって見かけの弾性率が低下したのと考えられる。以上より、TT におけるクラック進展が見かけの弾性率を低下させているものと考えられる。

次に、2.4.2. で述べた通り、せん断 IP 試験片と TT 試験片に関して、ひずみが 0.08% から 0.1% に達した時、応力ひずみ線図の非線形挙動が大きくなった原因を考察する。ひずみが上記の値の時、IP における負荷応力は 40MPa 付近、TT における負荷応力は 20MPa 付近であった。そこでそれぞれの応力までのクラック進展過程を見ると、IP では 30MPa 除荷後までは全く進展していなかったのに対し、40MPa 除荷後にはクラックの進展が確認された。また TT では 15MPa までの進展はわずかであったのに対し、25MPa 除荷後ではクラックの進展が確認された。このことからクラックは、あるひずみ量を超えると進展するものと考えられる。また 2.4.1. にて述べた通り、IP と TT での破断ひずみがほぼ同等であった。以上よりクラック進展は、応力よりもひずみと密接な関係があると考えられる。

最後に IP におけるクラックの進展過程に注目する。通常材料を再使用する場合、定期点検時寿命推定を行うためにクラック長さが計測される。上記に述べた通り、TT においては応力の増大に伴いクラック進展量が増加するため、その量を計測することで材料の弾性率を統計的に推定し、破断の危険可能性を評価することが可能である。しかし材料の適用の仕方によっては、本研究のような TT 面の表面観察が必ずしも行えるとは限らない。そこで IP におけるクラックマップに注目すると、圧縮に関しては、Fig. 3-8(a) に示す通り、105MPa 以下ではほとんど進展しないが、それ以上では進展が確認できた。圧縮における破断強度は 170MPa 程度であったことから、破断強度の半分以上の高応力では IP においてクラックの進展が確認できると言える。一方引張に関しては、Fig. 3-9(a) に示す通り、20MPa まではほとんど進展しないもののそれ以上ではクラックの進展が確認できた。破断強度は 28MPa 程度であることから、破断寸前に IP においてもクラック進展が確認できると言える。せん断に関しては、Fig. 3-10(a) に示す通り、40MPa まではほとんど進展しないもののそれ以上ではクラックの進展が確認できた。破断強度が 54MPa 程度であることから、破断強度の半分以上の応力において IP においてもクラック進展が確認できると言える。以上より、圧縮、引張、せん断いずれに関しても、破断強度の 60%から 70%に達すると、IP においてもクラック進展が生じると言える。



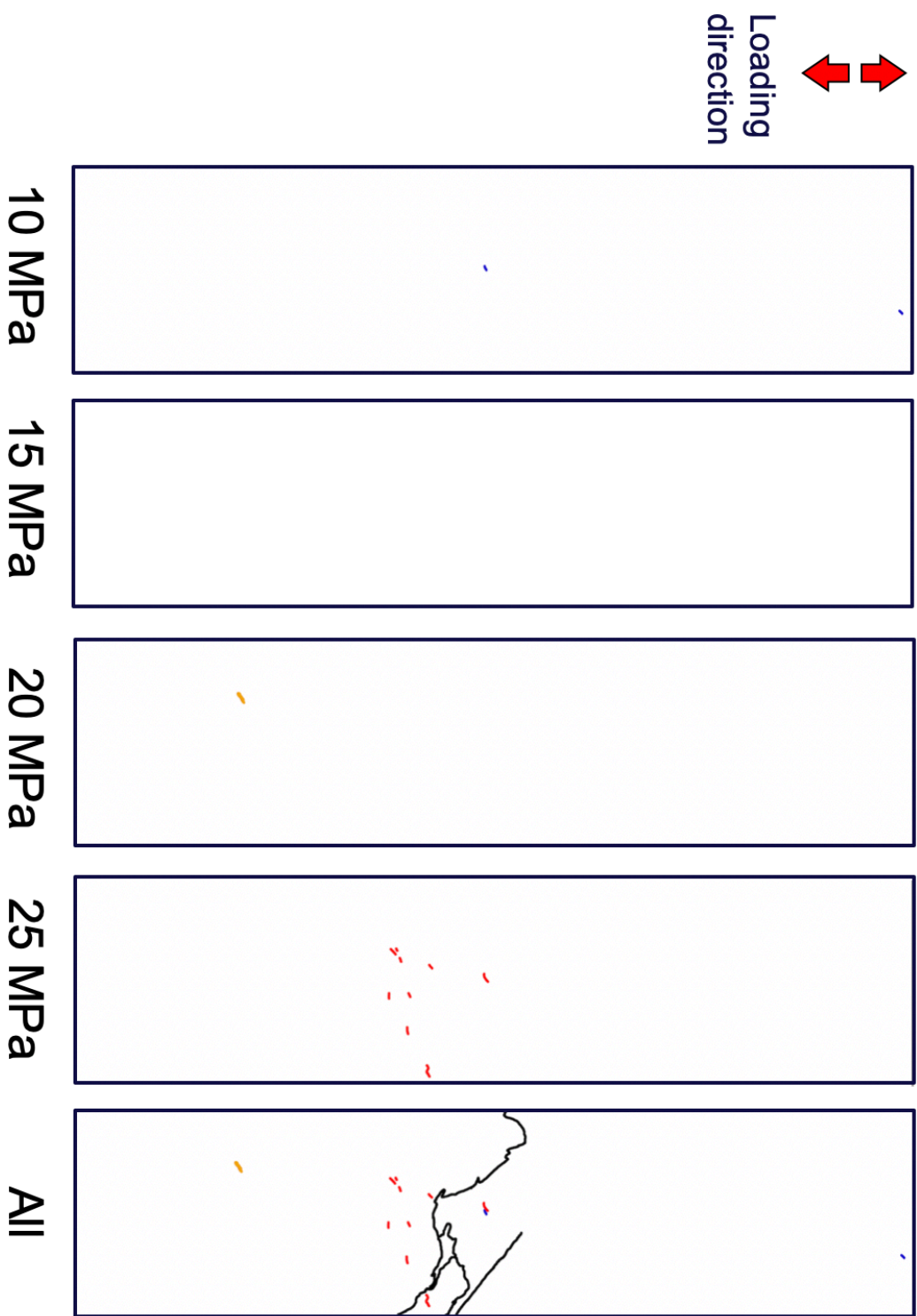
(a)



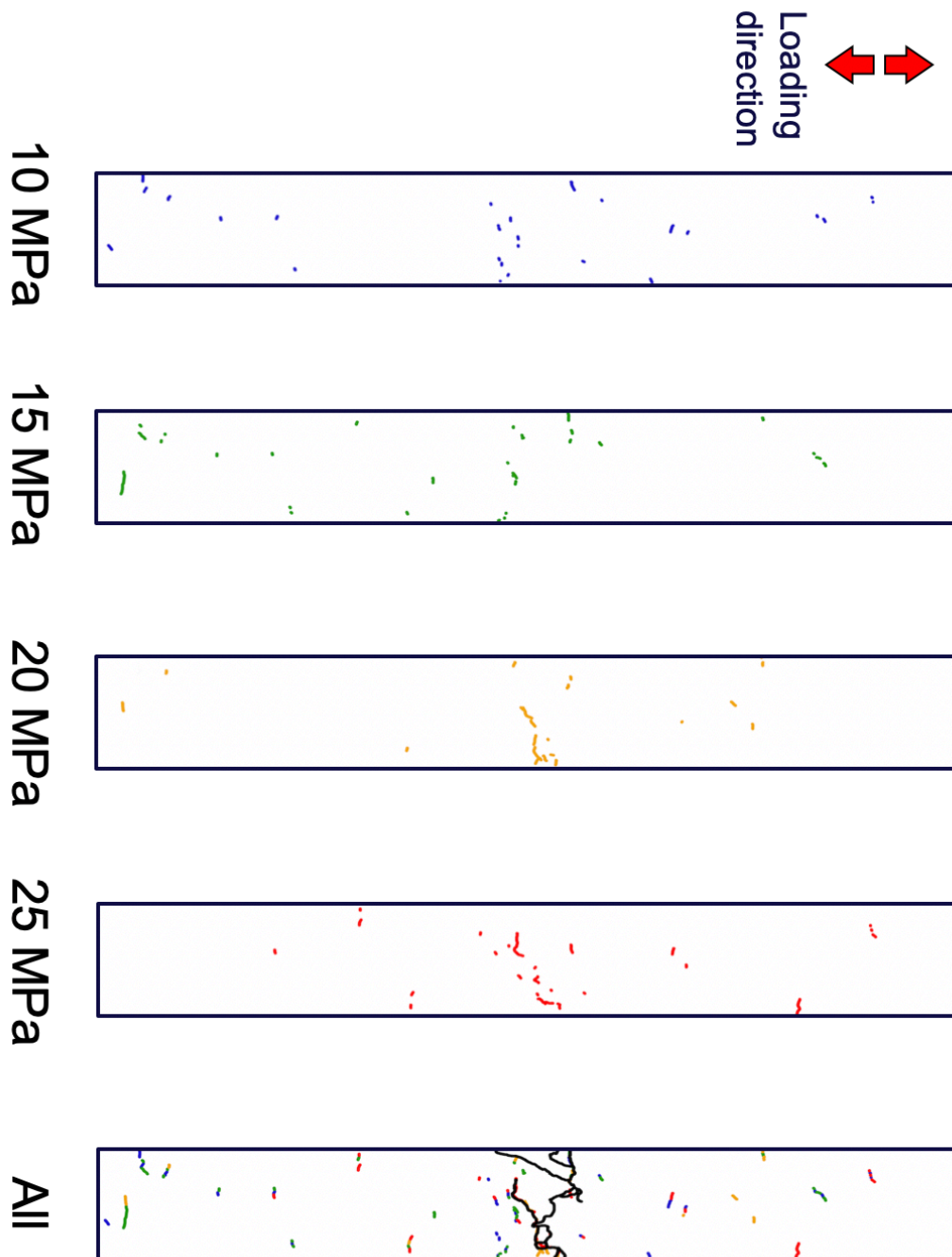
(b) TT

Fig. 3-8. 圧縮におけるクラックマップ

(a) IP (b) TT



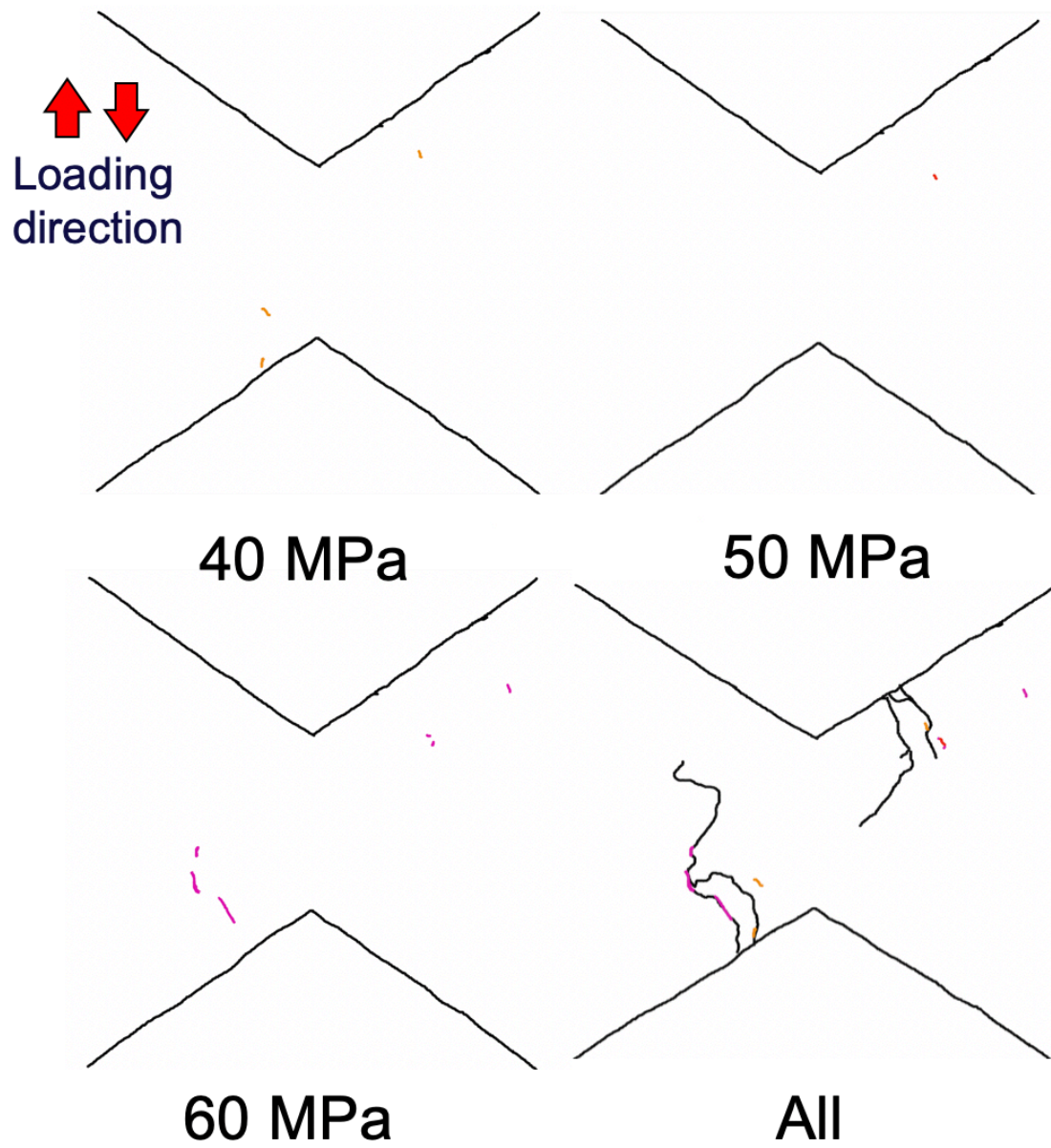
(a)



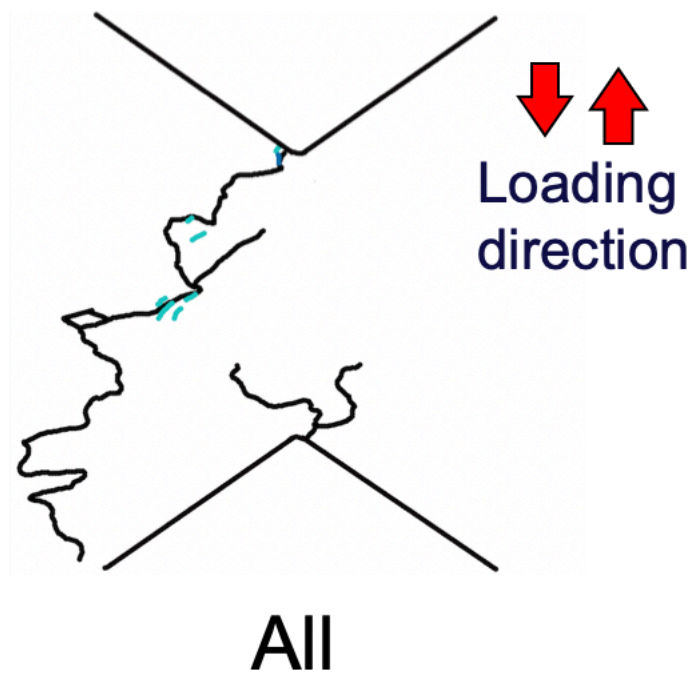
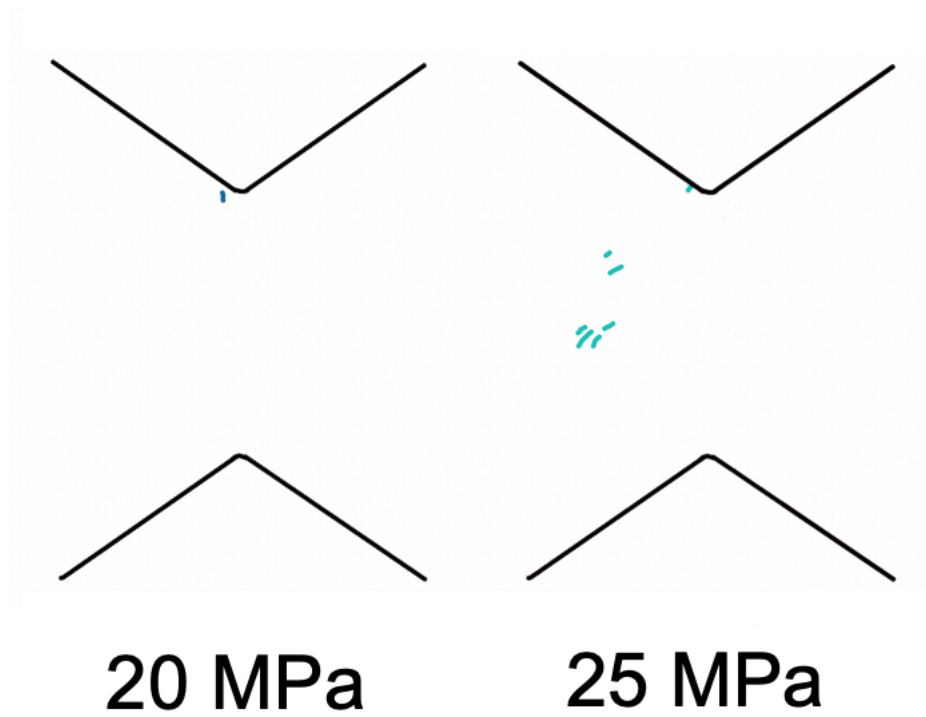
(b)

Fig. 3-9. 引張におけるクラックマップ

(a) IP (b) TT



(a)



(b)

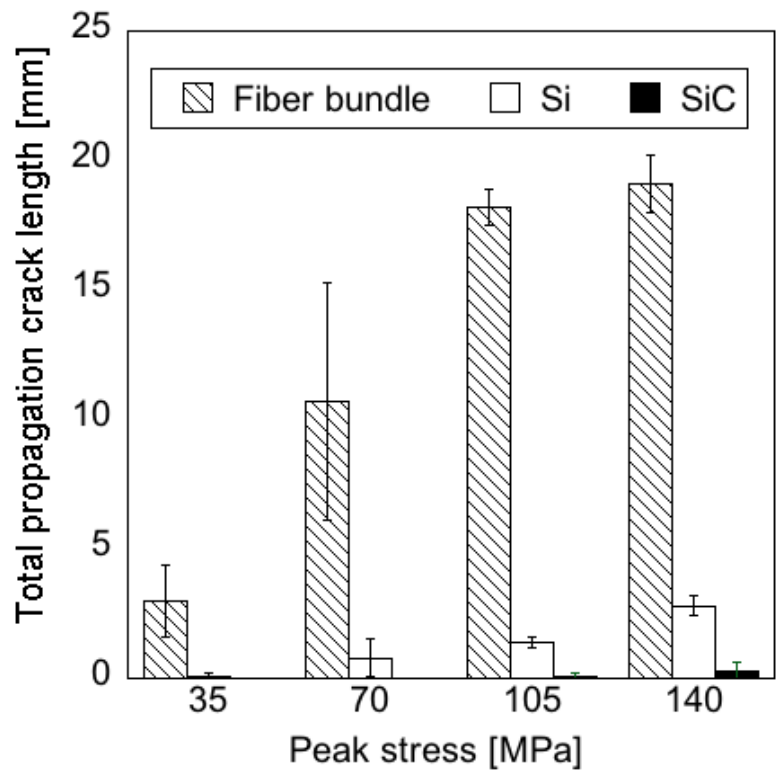
Fig. 3-10. せん断におけるクラックマップ

(a) IP (b) TT

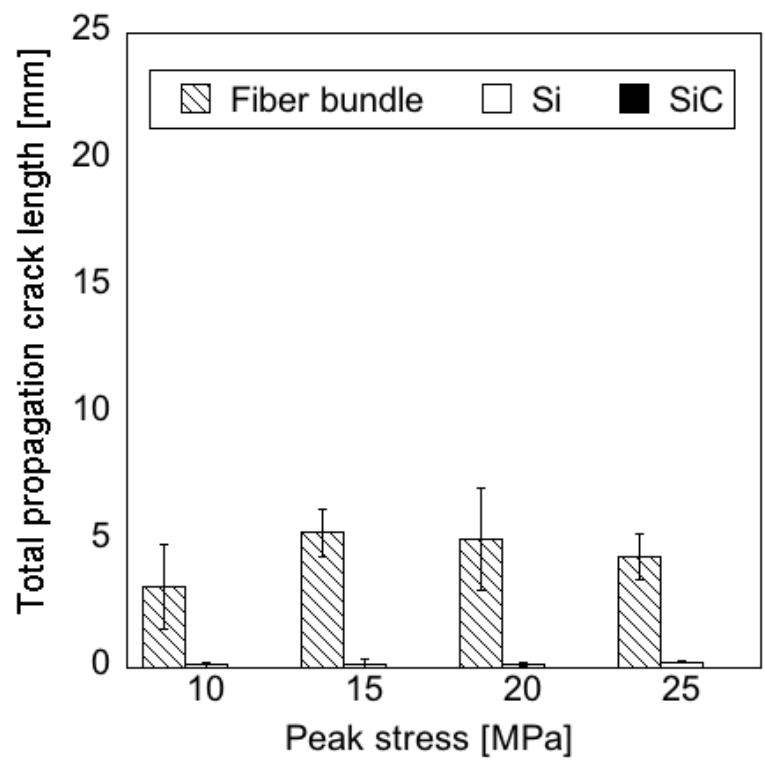
3.4. 損傷の特徴量の計測結果

3.4.1. クラック総進展長さ

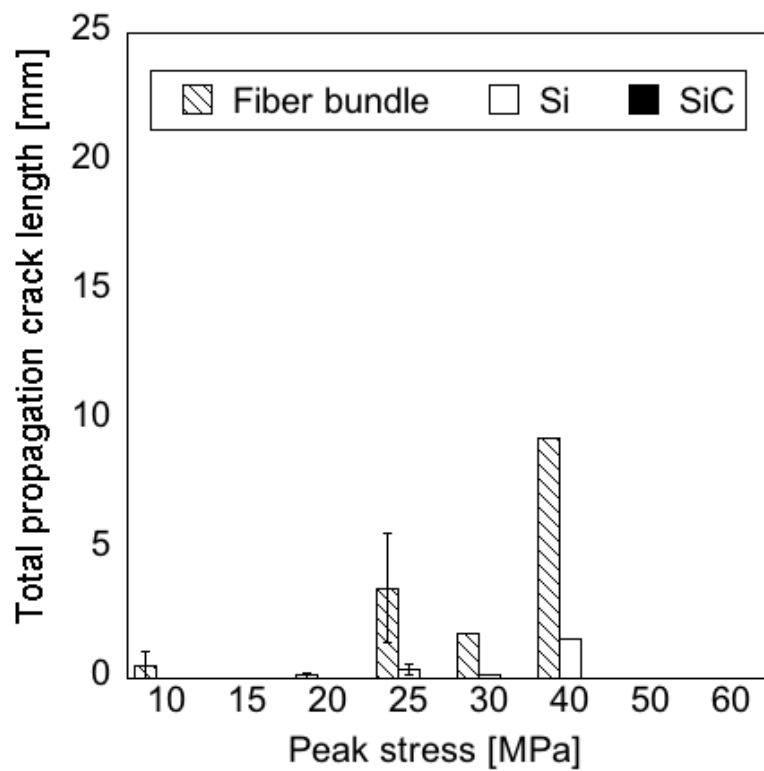
Fig. 3-11. に TT での応力とクラック総進展長さの関係を，進展の起点となった領域毎に示す．横軸は最大負荷応力 σ_p を，縦軸は各応力で新しく進んだクラック長さの総和を表す．また各応力にて斜線部が繊維束におけるものを，白色部が Si 相，黒色部が SiC 相におけるものを示している．尚引張とせん断では SiC 相を起点としたクラックが確認されていなかったため，記載していない．また，せん断では，繊維束と Si 相とで別々に分けて記載した．圧縮に関しては，Fig. 3-11(a). に示す通り，最大負荷応力の増大に伴い増加した．また最大で 10mm 程度進んだ．更に繊維束におけるクラック総進展長さは，他の領域を圧倒して大きかった．引張に関しても，Fig. 3-11(b). に示す通り，最大負荷応力の増大に伴い増加した．また最大で 5mm 程度進んだ．繊維束におけるものが，他の領域を圧倒して大きかった．せん断に関しても，Fig. 3-11(c). に示す通り，最大負荷応力の増大に伴い増加した．また最大で 9mm 程度進んだ．クラック総進展長さは，繊維束におけるものが最も大きかった．



(a)



(b)



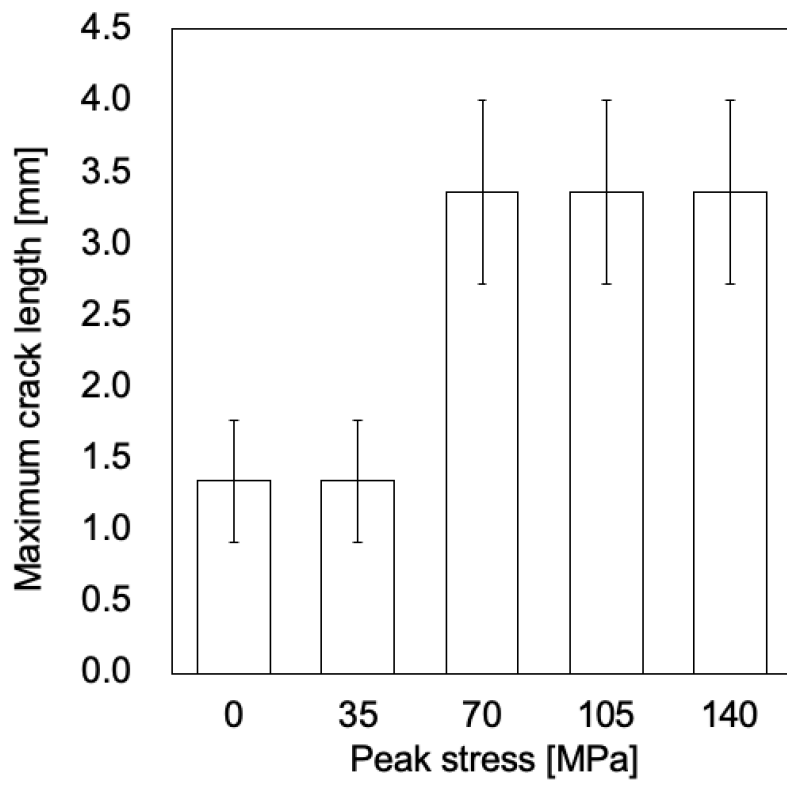
(c)

Fig. 3-11. 各応力下におけるクラック総進展長さの領域毎の比較
 (a) 圧縮 (b) 引張 (c) せん断(TT)

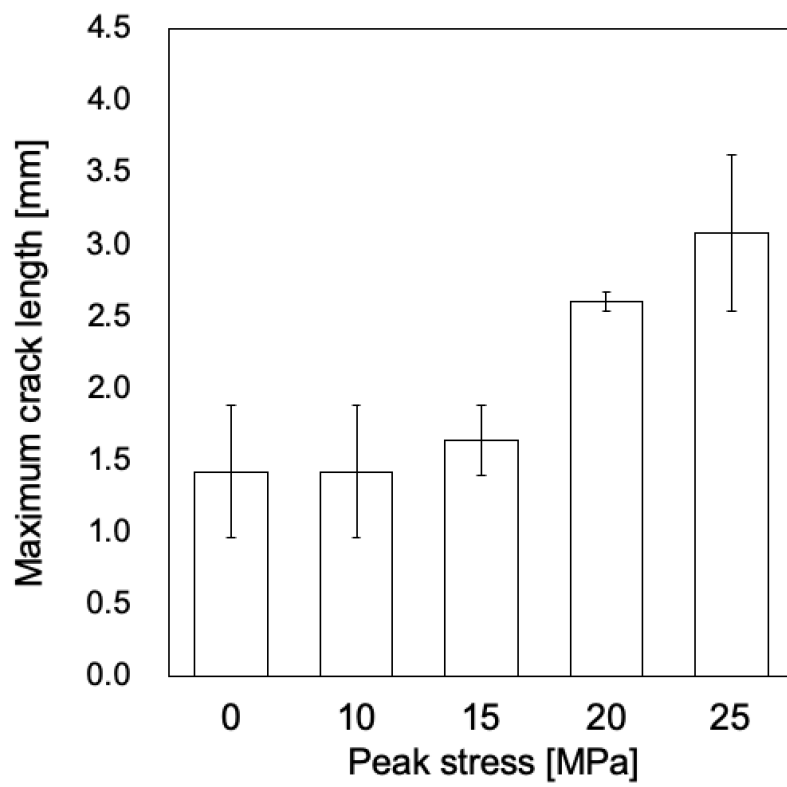
3.4.2. クラック最大長さ

Fig. 3-12. に最大クラック長さの測定結果を示す. 圧縮の場合には, 繊維束におけるクラックが最も長かった. Fig. 3-12(a). に示す通り 35MPa までは変わらず, 70MPa 最大応力時に増加したものの, それ以上では変化しなかった. また最大値は 3.5 mm を示した. 引張の場合も, 圧縮の場合と同様に繊維束におけるクラックが最も長かった. Fig. 3-12(b). に示す通り 10MPa までは変わらず, それ以上の応力では増加した. また, 破断直前には 3.0 mm を示した. せん断の場合も, 圧縮, 引張の場合と同様に繊維束におけるクラック長さが最も大きかった. Fig. 3-12(c). に示す通り, 15MPa までは変わらず, それ以上では増加した. また試験片 2 個のうち 1 個の試験片では破断直前の 25 MPa 時に 3.0 mm を示したのに対し, もう一つの試験片では破断直前の 40MPa 時に 3.5 mm を示した. このことからせん断試験片の破断直前の最大クラック長さは 3.0 mm から 3.5 mm と考えられる.

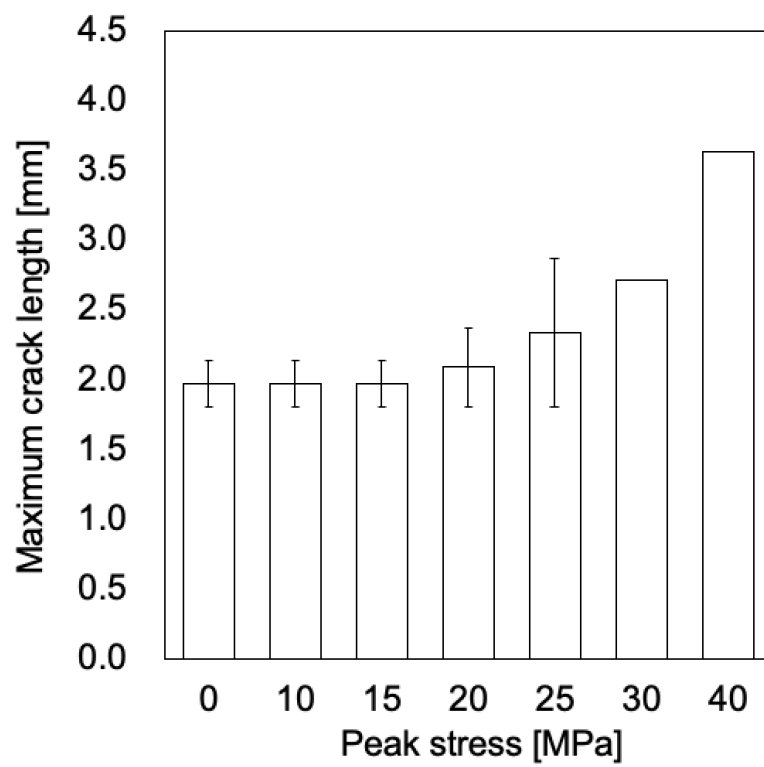
以上より, 圧縮, 引張, せん断共に最大クラック長さは繊維束において進んだものだと言える. また荷重の増加と共に, 最大クラック長さは基本的には増加すると言える. ただし圧縮の場合には, 70 MPa で最大クラック長さに達し, その後は変化しなかった. 更に破断直前の値は, 圧縮, 引張, せん断いずれの応力に関しても 3.0 mm から 3.5 mm を示すと言える.



(a)



(b)



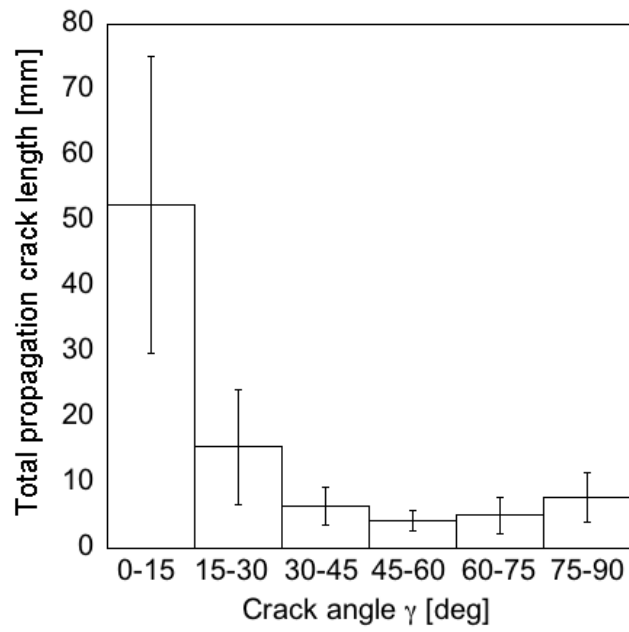
(c)

Fig. 3-12. 最大クラック長さ (a) 圧縮 (b) 引張 (c) せん断(TT)

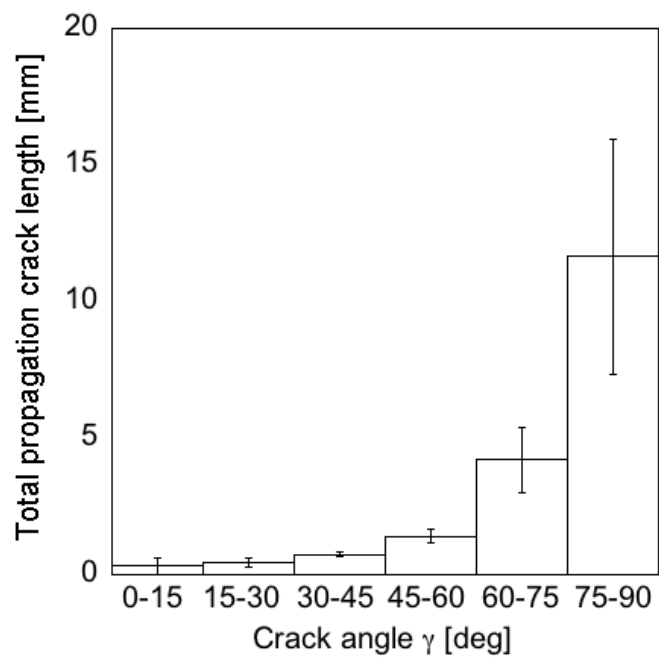
3.4.3. クラック進展角度

Fig. 3-13. にクラック進展角と総進展長さとの関係を示す。横軸はクラックの向きを表す。クラックの向きは、Fig. 3-2. に示す通り、圧縮試験、引張試験に関しては荷重方向とのなす角を、せん断試験に関しては、引張主応力方向とのなす角を、最大負荷応力 140MPa 除荷後に計測した。圧縮試験の場合に関しては、Fig. 3-13(a). に示す通り、クラックは圧縮方向に対して主に 0° から 15° の間で最も進んだ。引張試験の場合に関しては、Fig. 3-13(b). に示す通り、引張荷重に対して、 75° から 90° の間で最も進んだ。せん断試験の場合に関しても、Fig. 3-13(c). 及び Fig. 3-13(d). に示す通り、引張応力に対し 75° から 90° の間で最も進んだ。

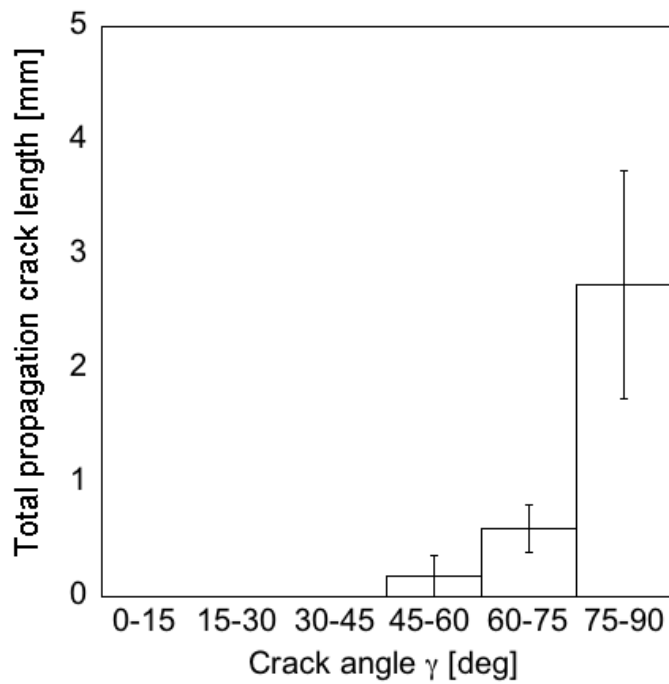
通常モード I (参考. 付録 1) が支配的な応力場では、応力拡大係数が最大となる引張荷重方向はクラックとのなす角が 90° の方向である[44]。従って、引張、せん断において、引張応力に対して 75° から 90° の間で最も進んだ原因は、モード I が支配的な応力場であるためだと考えられる。一方、圧縮に関しては、Ashby らにより指摘されているように、クラック先端においてクラック軸と垂直方向に働く引張応力が働く。実際、PMMA に偏向したノッチに圧縮荷重を加えた場合、クラックの進展に伴い徐々に圧縮と平行な方向に漸近することが報告されている[45]。このため、圧縮において 0° から 15° の間に最も進んだ原因も、クラック先端においてモード I が支配的な応力場であることが原因と考えられる。以上より本材料のクラックは、モード I で繊維束の内部を進展しているものと考えられる。



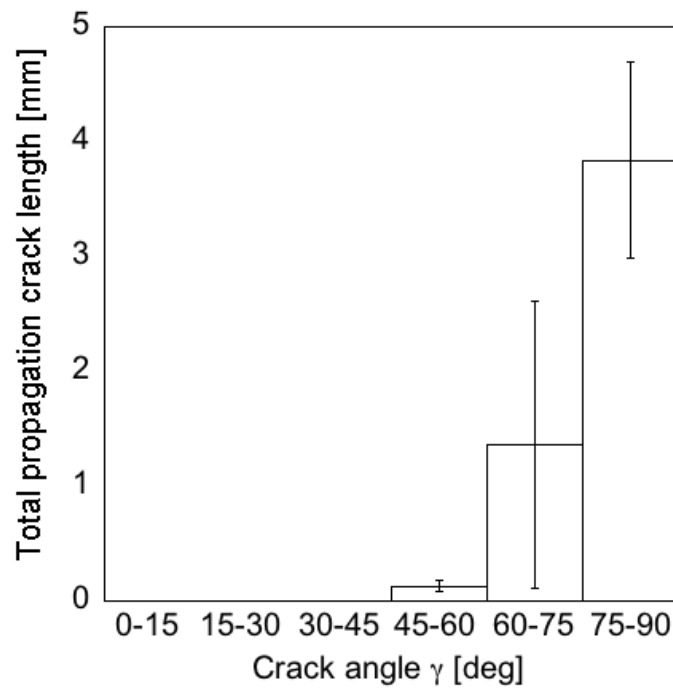
(a)



(b)



(c)



(d)

Fig. 3-13. クラック進展角と総進展長さの関係

(a) 圧縮 (b) 引張 (c) IP せん断 (d) TT せん断

クラック角度の計測は、圧縮試験と引張試験に関しては荷重方向とのなす角を、せん断試験に関しては、引張主応力とのなす角を最大負荷応力 140MPa 除荷後に計測した。

3.4.4. 損傷の特徴量のまとめ

Table 3-2., Table 3-3., Table 3-4.に圧縮, 引張, せん断における損傷の特徴量を示す. 表中の値は, TT における表裏の計測結果を平均化し, 更に各試験の値を平均化したものである. クラックの中には応力の増大にも関わらず進展しなかったものがあつたことから, 進展したもの(P)とそうでないもの(NP)とでそれぞれのクラックの特徴量を計測した. クラック密度は式(3.1)より算出した. 応力の増大に伴い進展したクラックとそうでないクラックで, 平均クラック長さを比較すると, 応力の増大に伴い進展したクラックの方がいずれの応力においても大きかつた. クラック数に関しては, 応力の増大に伴い進展しなかつたクラックの方が圧倒的に多かつた. クラック密度に関しても, クラック進展数と同様に, はじめに進展しなかつたクラックの密度が圧倒的に大きかつた. 平均クラック進展角に関しては, 応力の増大に伴い進展したクラックは Fig. 3-13.に示している通り, 圧縮では 0° から 15° の間で, 引張, せん断下では 75° から 90° の間で進展したクラックが多かつたことから, それに依存した値を示していると考えられるが, 進展しなかつたクラックはあらゆる角度に配向していたため 45deg に近い値を示した. 引張, せん断試験の場合は, クラックが 75° から 90° の間で主に進んだため, 進展したクラックの平均角度はそれに近い値を示した.

Table 3-2 圧縮における TT の損傷の特徴量

Stress [MPa]	Average crack length		Average number		Average crack density		Average angle	
	c [μm]		N [/plane]		ω_0 [-]		γ [deg]	
	NP	P	NP	P	NP	P	N P	P
0	221	164	210	92	0.051	0.012	41	31
35	221	172	210	92	0.051	0.014	41	31
70	221	191	210	92	0.051	0.017	41	31
105	221	264	210	92	0.051	0.032	41	31
140	221	345	210	92	0.051	0.055	41	31

Table 3-3. 引張における TT の損傷の特徴量

Stress [MPa]	Average crack length		Average number		Average crack density		Average angle	
	c [μm]		N [/plane]		ω_0 [-]		γ [deg]	
	NP	P	NP	P	NP	P	NP	P
0	242	263	270	26	0.063	0.07	42	72
10	242	319	270	26	0.063	0.010	42	72
15	242	423	270	26	0.063	0.018	42	72
20	242	494	270	26	0.063	0.025	42	72
25	242	590	270	26	0.063	0.036	42	72

Table 3-4 せん断における TT の損傷の特徴量

Stress [MPa]	Average crack length		Average number		Average crack density		Average angle	
	c [μm]		N [/plane]		ω_0 [-]		γ [deg]	
	NP	P	NP	P	NP	P	NP	P
0	186	296	128	9	0.081	0.011	39	76
10	186	317	128	9	0.081	0.018	39	76
15	186	317	128	9	0.081	0.018	39	76
20	186	327	128	9	0.081	0.019	39	76
25	186	886	128	9	0.081	0.074	39	76

3.5. 結言

第 2 章で述べた, 応力とひずみが非線形な関係を示す原因と見かけの弾性率の低下及び永久ひずみの増加原因を明らかにするために, 破断に至るまでのクラック進展観察とその損傷量を計測した.

1. クラックは圧縮, 引張, せん断いずれの応力下においても, 主に Transverse 方向の繊維束中を繊維を破断せずに進んだ.
2. クラックは主に TT 面を進み, それらクラック同士が結びつくことで, 破断に至ると考えられる.
3. クラックは, 圧縮, 引張, せん断いずれも除荷後において開いたままだった. この理由として, クラックが繊維の輪郭に沿って蛇行しながら進むことによって, その内面が干渉して停止するためであると考えられる.
4. 破断直前のクラック長さは, 圧縮, 引張, せん断いずれも 3.0 mm から 3.5 mm を示した.
5. 見かけの弾性率は, TT におけるクラック進展によって低下したものと考えられる.
6. クラックは, 圧縮, 引張, せん断いずれもモード I 型で進展すると考えられる.

第4章 損傷力学モデルの構築及び試験結果の定量的解釈

4.1. 緒言

第2章では、応力とひずみは非線形な関係を示し、応力の増大に伴い見かけの弾性率は減少、永久ひずみが増加することがわかった。また第1章で述べた Evans らの連続繊維強化 CMC の損傷と力学特性の関係を考慮すると、これらの現象はクラック進展によって生じたものと考えられた。そこで第3章では、損傷と力学特性の関係を考察するために必要な破断に至るまでの損傷過程に関する観察を行い、損傷の特徴を捉えた。しかし本材料のクラックは、プロセスクラックを結びつけながら TT における Transverse 繊維束を進んだ。また連続繊維強化 CMC の 0° / 90° 材の様にクラック同士が平行に配列することはなく、ランダムに分布した。このため Evans らの様にクラック間隔によって代表体積要素やクラック密度を決定することができない。またクラックは Longitudinal な繊維が少ない面を主に進んだため、繊維の引き抜き現象は生じないと考えられた。更に彼らの損傷力学モデルは、あくまで引張の場合を対象としており、圧縮やせん断の場合にも適用可能とは考えにくい。以上の理由から本章では、圧縮、引張、せん断それぞれに関する損傷力学モデルを新たに作成する。また作成したモデルの妥当性を検証するために、第3章で得た損傷の特徴量から、応力とひずみの関係を推定し、実験結果と比較した。

4.2. 損傷力学モデルの構築

4.2.1. 損傷のモデル化

損傷を受けた材料の応力とひずみの関係を定量的に記述するために、第3章で行った損傷観察から得られた知見をもとに、損傷のモデル化を行う。Fig. 4-1(a) にその模式図を示す。本材料では、クラックは主に TT における Transverse 繊維束を進み、IP ではほとんど進まなかった。また進展しなかったプロセスクラックの量は、進展したものと比べ多かったことから、進展しなかったクラックの存在も無視できないことがわかった。以上を考慮し、

Fig. 4-1(a). 中には、繊維が分散している IP と直交する TT において、プロセスクラックと、そのうち一部の進んだものが描かれている。

観察された損傷は繊維束の内部に存在するプロセスクラックが進展しているものであり、このプロセスクラックは繊維束内に繊維に沿って存在しており、数 mm から最大で 5mm 程度の長さをすでに持っている。このことから、表面に見えているクラックは奥行き方向に数 mm の長さで分布している。また、表面に露出していない繊維束にも同様の繊維に沿ったプロセスクラックが同等の発生頻度および大きさで存在している。そのような応力集中源を、多数表面および内部に持っているところからクラックが進展することから、この進展事象は表面近傍の応力状態(平面応力状態)に支配されてはならず、表面と内部は同様のプロセスクラックの進展条件により損傷が進行すると考えられ、表面と内部の損傷の累積は同様と推定できる。従って TT におけるクラックの表裏の損傷の特徴量を平均化することで、応力とひずみの関係を推定する。また、本来この面における力学特性は、それぞれの主軸方向で弾性率が異なるが($E_1=70\text{ GPa}$, $E_3=28\text{ GPa}$), 簡単化のため等方性を仮定し、2次元の損傷モデルを考える。

クラックの配向角分布は、連続繊維強化 CMC の場合の様に規則正しく、一定の角度に向かって配列していない。また Fig. 3-6., Fig. 3-7., Fig. 3-8., に示す通り、蛇行している。これら複雑多様な形状のクラック一つずつを取り挙げ、それらの総和を考慮して非線形ひずみを推定することは極めて困難である。そこでまずクラックの向きが多様性を単純化するために、プロセスクラックのうち進展したものとそうでないものとでそれぞれ、クラック進展角を平均化した。圧縮試験の場合の進展しなかったクラックと進展したものの荷重とのなす角度の平均値は、Table 3-2. より、それぞれ 41° と 31° であった。引張試験の場合の進展しなかったクラックと進展したものの荷重とのなす角度の平均値は、Table 3-2. より、それぞれ 42° と 72° であった。せん断試験の場合の進展しなかったクラックと進展したものの引張主応力とのなす角度の平均値は、Table 3-2. より、それぞれ 39° と 76° であった。尚、せん断試験における引張主応力は、Fig. 3-2(c). に示す通りである。

次にクラックの形状に関して、後述する Batista らの方法にならって、クラック進展に伴う非線形ひずみの増加を数学的に記述するために、楕円形状を仮定した。

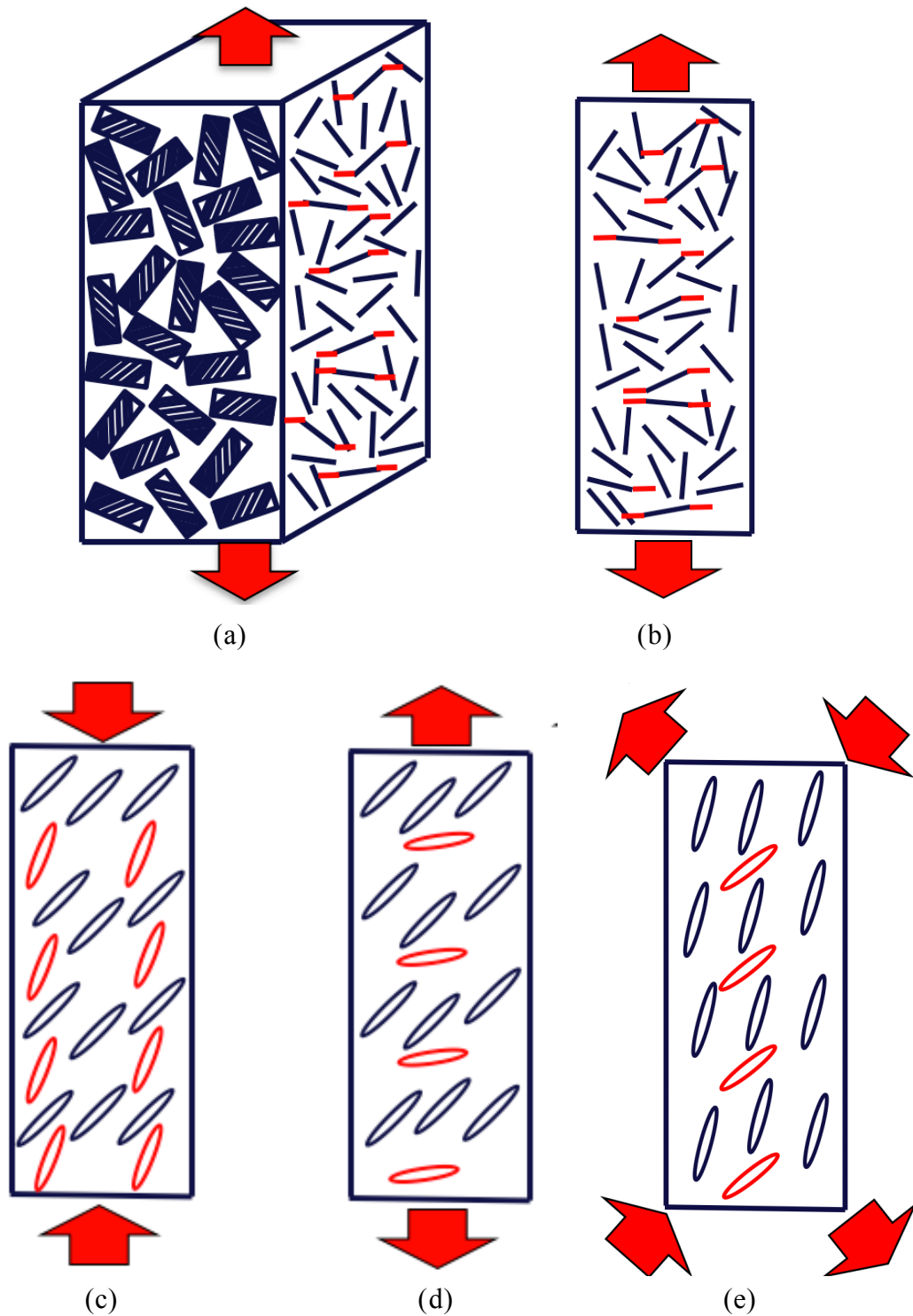


Fig. 4-1. 損傷のモデル化

(a) 損傷の特徴に関する模式図 (b) TTに関する二次元化 (c) 圧縮損傷2Dモデル (d) 引張損傷2Dモデル (e) せん断損傷2Dモデル

4.2.2. 損傷材料の応力とひずみの関係の定量的解釈

前節で考えた損傷モデルをもとに、応力とひずみの関係を推定する方法を考察する。第1章で述べたように、Evansらの力学モデルは引張負荷を受ける連続繊維強化CMCを対象としている。具体的には、マトリックスに生じたクラックが 0° 方向の繊維との界面に侵入し、その内面において滑りが生じる非線形なひずみと弾性ひずみの加算によって応力とひずみの関係を推定している。しかしながら、本材料において損傷が主に進んだ領域には、Longitudinalな繊維がほとんど存在しないため、このような損傷メカニズムは適用できない。

そこでBasistaらは、圧縮負荷を受ける花崗岩の応力とひずみの関係を推定した方法に注目する[46]。具体的には、モードIIのクラック開口(参考: 付録1)に伴うポテンシャルエネルギーから、内部変数とThermal forceを導き、次式から負荷方向に対する非線形なひずみを導いた。

$$d^i \varepsilon_{ij} = \frac{1}{A} \sum \frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}} d\xi \quad (4-2)$$

ここで、 f はThermal forceを、 ξ は内部変数をさす。またこれと弾性ひずみを加算することによって、応力とひずみの関係を次式で推定した。

$$d\varepsilon_p = \frac{d\sigma_1}{E} + \frac{4(1-\nu)}{E} \omega_0 d\tau_{eff} \sin(\pi - 2\gamma) \quad (4-3)$$

ここで σ_1 は負荷応力をさし、圧縮応力は負、引張応力では正となる。左の項が弾性ひずみを、右の項が非線形ひずみ ε^i を表す。また N はクラック数、 c はクラックの平均長さ、 A は観察面積、 ν はポアソン比を、 τ_{eff} はクラックにかかる応力を表す。また、圧縮中にはクラックが閉じ、その内面で滑りが生じるとして、クラックにかかる応力を次のように表した。

$$\tau_{eff} = \tau_c - \mu \sigma_1 \cos^2\left(\frac{\pi}{2} - \gamma\right) + \frac{1}{2} \sigma_1 \sin(\pi - 2\gamma) \quad (4-4)$$

ここで μ は繊維-マトリックス界面における摩擦係数、 τ_c はクラックの抵抗応力を表す。ところでBasistaらの力学モデルは、花崗岩が等方性を有することから、荷重方向に対して任意の角度と長さを有するクラックが存在する2D代表要素を考えている。ところで今考えている損傷モデルは2D等方性モデルを仮定している。そこで、Basistaらの損傷力学モデルを拡張して、本材料の圧縮における応力とひずみの関係の推定式を導く。

一軸圧縮負荷の場合

本材料において、除荷時に永久ひずみ ε_0 が蓄積する。従って、応力とひずみの関係は、次式によって表せる。

$$d\varepsilon_p = \varepsilon_0 + \frac{d\sigma_1}{E_{c11}} + \frac{4(1-\nu)}{E_{c11}} \omega_0 d\tau_{eff} \sin(\pi - 2\gamma) \quad (4-5)$$

ここで、 E_{c11} は複合材料のヤング率を、 E_T は損傷領域である Transverse 方向の繊維束弾性率を示している。

式(4-5)により導かれる、最大ひずみは、クラックの平均進展角、クラック密度を仮定した時の値を示している。しかしながら Table 3-2 に示す通り、両者ともに進展したものとそうでないもので傾向が大きく異なる。このため、進展したものとそうでないものとで別々に平均値を求め、それらを加算することによって最大ひずみを求めた。

次に、除荷直後から 30MPa 低い応力までは線形な関係を示した。この原因として、圧縮ではクラックが閉じその内面における静止摩擦によって、クラックが停止しているものと考えられる。そこで、その区間における非線形ひずみを取り除くことによって、永久ひずみ ε_0 を次のように計算した。

$$\varepsilon_0 = \varepsilon_p - \varepsilon^e - \int_0^{\sigma_p - \sigma_s} d\varepsilon^i \quad (4-6)$$

ここで、 ε_p は最大負荷応力時のひずみ、 σ_s はすべり開始応力である。式中の ω_0 、 γ は、Table 3-2 の値を用いた。A は、Table 3-1 より 200mm² を用いた。 τ_c は、クラックが繊維束内にて繊維を割らず、それらの間を進んだことから、C/C のすべり応力と剥離強度を考慮して 18MPa とした[47]。 μ は C-C の摩擦係数の値 0.2 を用いた[48]。 ν_{TZ} は本損傷モデルは等方性仮定のため、0.3 とおいた。 σ_s は、最大負荷応力より 5MPa 低い応力までの平均の傾きと、ひずみが 0.035%以上の差となる応力と定義し、 $\sigma_s=30\text{MPa}$ を用いた。 E_{c11} は Table 2-3 より 70GPa を用いた。

一軸引張負荷の場合

Batista らの損傷力学モデルは、あくまで圧縮を対象としたものであり、引張に対して適用することはできない。理由は二つある。まずクラックにかかる応力状態の違いである。圧縮に関しては、クラックが閉じていたため摩

擦が生じたが、引張に関しては開いているため摩擦は生じていないと考えられる。従って、クラックに生じる応力の記述も圧縮とは異なり、クラック内面における摩擦に起因するせん断応力は0となるべきである。

二つ目の理由は、クラックの進展角度である。圧縮に関しては負荷方向に対するなす角が 0° から 15° の間で主に進んだが、引張に関しては 75° から 90° の間で主に進んだ。したがってクラックはモード I が支配的であると考えられるため、Basista らのモード II を考慮した推定方法をそのまま適用することはできない。また厳密には、クラックはモード I 型と II 型の混合であると考えられるため、それらに由来するひずみを足し合わせる必要がある。ただし、Basista らの、クラックの開口に伴うポテンシャルエネルギーから非線形ひずみ ε^i を導くことで、応力とひずみの関係を推定する数学的記述過程自体は、引張の場合に対しても有用であると考えられる。

そこで Basista らの応力とひずみの関係の推定方法を引張の場合に対して拡張する。クラック形状は、Basista らと同様にクラックの形状を楕円と仮定して、非線形ひずみを導出した。その結果、引張に関する最大ひずみは次のように表せた。尚、式(4-7)、式(4-8)の導出過程は付録 2 に記載した。

$$d\varepsilon_p = \frac{d\sigma_1}{E_{c11}} + \varepsilon_0 + d\varepsilon^I + d\varepsilon^{II} \quad (4-7)$$

$$d\varepsilon^I = \frac{2Nc \cos^2\left(\frac{\pi}{2} - \gamma\right) \cdot d\bar{v}_I + Nc \sin(\pi - 2\gamma) \cdot d\bar{u}_I}{A} \quad (4-8)$$

$$d\varepsilon^{II} = \frac{Nc \sin(\pi - 2\gamma) \cdot d\bar{u}_{II} + 2Nc \cos^2\left(\frac{\pi}{2} - \gamma\right) \cdot d\bar{v}_{II}}{A} \quad (4-9)$$

$$\bar{u}_I = \frac{(1+\nu)K_I\sqrt{2r}}{E_{c11}} \cos\frac{\theta}{2} \left\{ 1 - 2\nu + \sin^2\frac{\theta}{2} \right\} \quad (4-10)$$

$$\bar{v}_I = \frac{(1+\nu)K_I\sqrt{2r}}{E_{c11}} \sin\frac{\theta}{2} \left\{ 2(1-\nu) - \cos^2\frac{\theta}{2} \right\} \quad (4-11)$$

$$K_I = \sigma^r_{11}\sqrt{c/2} \quad (4-12)$$

$$\bar{u}_{II} = \frac{(1+\nu)K_{II}\sqrt{2r}}{E_{c11}} \sin\frac{\theta}{2} \left\{ 2(1-\nu) + \cos^2\frac{\theta}{2} \right\} \quad (4-13)$$

$$\bar{v}_{II} = \frac{(1+\nu)K_{II}\sqrt{2r}}{E_{c11}} \cos\frac{\theta}{2} \left\{ 1 - 2\nu - \sin^2\frac{\theta}{2} \right\} \quad (4-14)$$

$$K_{II} = \tau^r_{12}\sqrt{c/2} \quad (4-15)$$

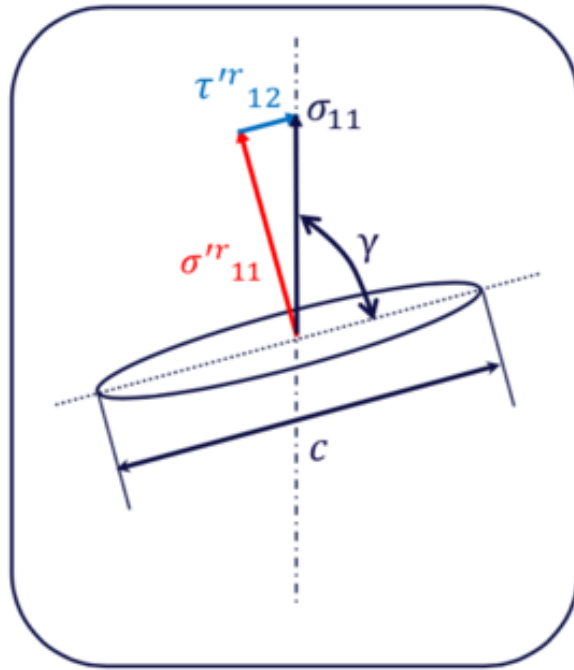
$$r = \sqrt{\left\{1 - \left(\frac{b}{c}\right)^2\right\}x^2 - cx + \frac{1}{4}c^2 + \frac{1}{4}b^2} \quad (4-16)$$

$$\theta = \pi - \cos^{-1} \frac{2x - c}{2r} \quad (4-17)$$

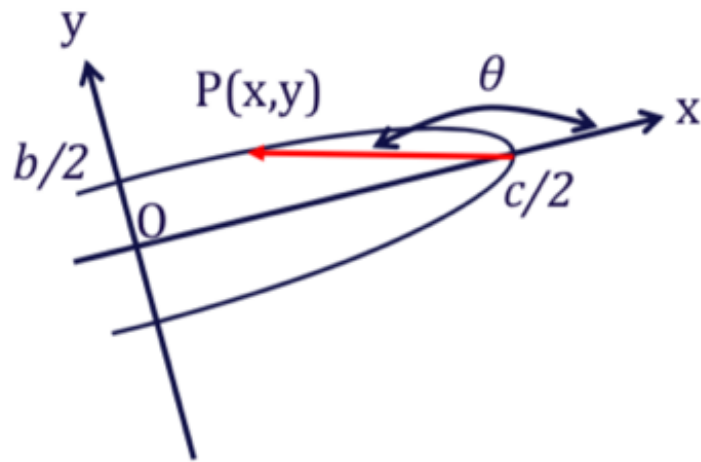
ここで u, v はクラック長軸方向と直交方向の開口変位, r, θ は Fig. 4-1. に示す座標軸で定義される. N, c, γ は, Table 3-3 の値を用いた. 非線形ひずみ $d\varepsilon^I$ と $d\varepsilon^{II}$ は進展したものとそうでないものの総和をそれぞれとった. b はクラックの開口幅を示し, 観察結果より最大で $10 \mu\text{m}$ 程度だったことから, $5 \mu\text{m}$ とした. 式(4-17)に示す通り, c に対して 100 分の 1 程度と極めて小さいため, b が r に与える影響は極めて小さいものと考えられる. A は, Table 3-1 より 250mm^2 とした. E_{c11} は, 圧縮と同様に 70GPa を用いた. E_T に関しては, 2.4.6.における推定値を用いる.

一方永久ひずみに関しては, クラックの形状を楕円として仮定しているため, 本来除荷後にはクラックは再び元の形状に変形するべきであり, 永久ひずみが生じることはない. しかし実際には, 除荷後においてもクラックは開いたままであった. またこの原因として, クラック内面同士の引っかかりが考えられた. 更に再負荷時の応力とひずみの関係は, 除荷直後に最大負荷応力から 15MPa 低い応力まで線形な区間を示した. 従ってこの区間において, クラックが引っかかっているために開口または閉口が停止していると考えられる. そこで, 圧縮の場合と同様に式(4-5)を用いて, この区間における非線形ひずみを取り除くことによって, 永久ひずみを見積もった. 式(4-6)中の σ_s は, 最大負荷応力より 5MPa 低い応力までの平均の傾きと, ひずみが 0.013% 以上の差となる応力と定義し, その応力区間の平均値をとることで $\sigma_s = 15 \text{MPa}$ とした. また最大ひずみは, 次式により求めた.

$$d\varepsilon_p = \int_0^{\sigma_p} \frac{d\sigma_1}{E_{c11}} + \varepsilon_0 + \int_0^{\sigma_p} (d\varepsilon^I + d\varepsilon^{II}) d\sigma_1 \quad (4-18)$$



(a)



(b)

Fig. 4-1. 引張下における力学モデル
 (a) クラックの応力状態 (b) 座標軸

せん断負荷の場合

2.4.5. で述べた通り，主せん断ひずみは，式(2-4)で表せる．また実際に，Fig. 2-14. に示した通り，せん断試験中に得た圧縮側と引張側のひずみが，一軸圧縮試験，一軸引張試験によって得たものとそれぞれ等しかった．そこで，せん断における損傷量から応力とひずみの関係を，圧縮側，引張側それぞれ推定したものを式(2-4)に代入することで推定した．ただし圧縮に関しては，35MPa 以下での損傷の特徴量を計測しなかったことに加えて，35MPa 時にほとんどクラックが確認できなかったことから，非線形ひずみはゼロとして弾性ひずみのみを考慮した．

損傷の特徴量として TT に関しては，Table 3-4 を用いた．一軸圧縮，一軸引張の場合と同様に，クラックが進展したものとそうでないもので別々に非線形ひずみを計算し加算した．一方 IP に関しては，TT における損傷の特徴量が計測できなかったため，IP における損傷の特徴量のうち平均クラック長さとして，Table 4-1. を用い，その他の特徴量は TT と同様のものを用いた．3.3.2. で述べた通り，クラックの進展は，応力よりもひずみと密接な関係があることを述べた．また Fig.2-13. に示す通り，IP 試験片に対して 20MPa を負荷した時のひずみが，TT 試験片における 10MPa 負荷時のものに近しかった．更に Table 3-4. に示す通り，TT の損傷の特徴量に関して 10MPa と 15MPa 負荷時とでクラック長さが等しかった．従って，0MPa 時のひずみとして TT における 0MPa 時のものを，25MPa 時のひずみとして，TT における 15MPa 時のものを用い，10MPa から 20MPa におけるひずみは，応力に比例して計算することで，Table 4-1. を求めた．観察面積は Table 3-1 より IP，TT 共に 53mm^2 とした．複合材料のヤング率は，IP の場合は 70GPa を，TT の場合は，圧縮と引張とで E_{c11} にあまり大きな差はなかったことから E_{c33} を用いた(28 GPa)．永久ひずみ，最大ひずみに関しては，引張と同様にそれぞれ式(4-6)，式(4-18)により求めた．

Table 4-1 IP せん断における応力とひずみの関係の推定に用いた損傷量

Peak Stress [MPa]	Average crack length c [μm]	
	NP	P
	0	
10		304
15	186	309
20		313
25		317

4.3 損傷力学モデルによる実験結果の定量的解釈

4.3.1. 最大負荷応力と永久ひずみの関係の推定

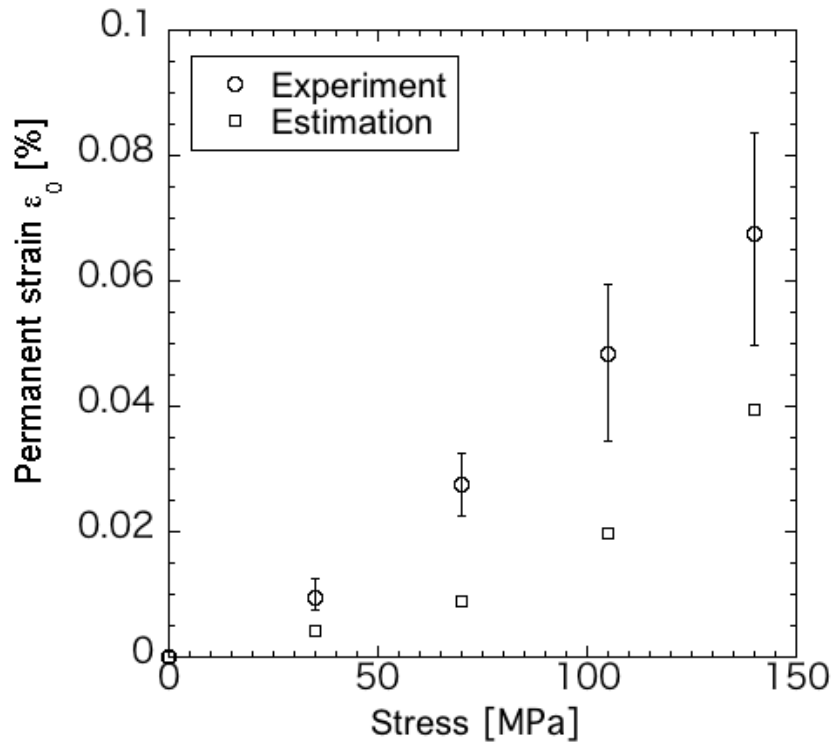
Fig. 4-2. に一軸圧縮，一軸引張，せん断試験における永久ひずみの推定結果を示す．一軸圧縮の場合には，Fig. 4-2(a). に示す通り，最大負荷応力と永久ひずみの関係は実験結果と同様に非線形な関係を示した．また実験値と推定値を比較すると，いずれの最大負荷応力に関して，推定値の方が低かった．またその差は最大で0.03%程度の差があった．しかし傾向に関しては示せたと言える．

一軸引張試験の場合には，Fig. 4-2(b). に示す通り，最大負荷応力と永久ひずみの関係は実験結果と同様に非線形な関係を示した．また実験値と推定値を比較すると，最大で0.02%程度の差が生じた．従って傾向に関しては示せたと言える．

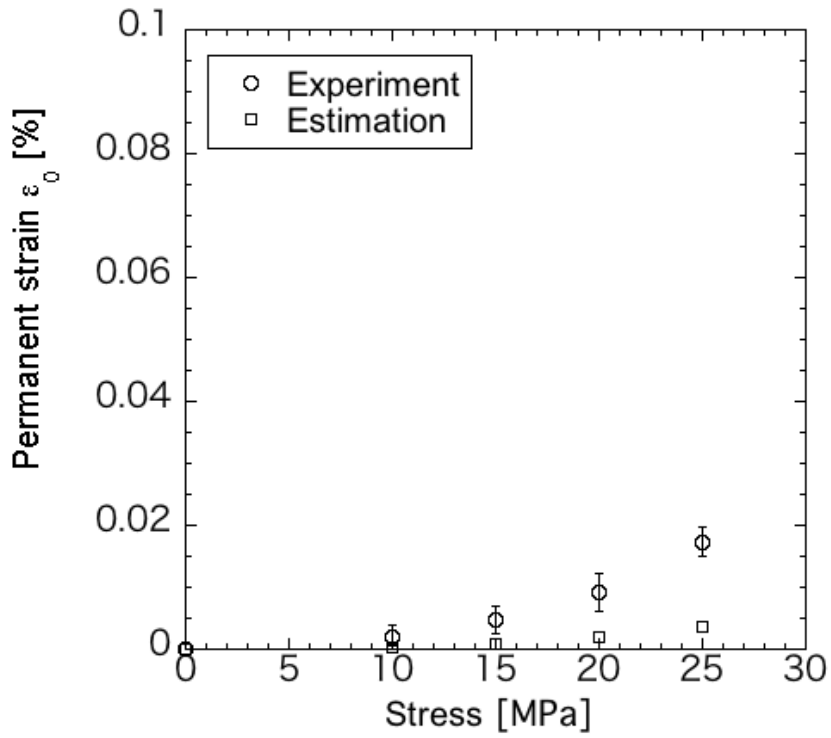
IPせん断試験の場合には，最大負荷応力と永久ひずみの関係は実験結果と同様に非線形な関係を示した．また実験値と推定値を比較すると，最大負荷応力が20MPaまではほぼ同等であったが，25MPaでは0.03%程度の差であった．従って傾向に関しては示せたと言える．

TTせん断試験の場合には，最大負荷応力と永久ひずみの関係は実験結果と同様に非線形な関係を示した．また実験値と推定値を比較すると，いずれの最大負荷応力に関して，推定値の方が低かった．またその差も最大で0.01%程度であった．従って傾向に関しては示せたと言える．

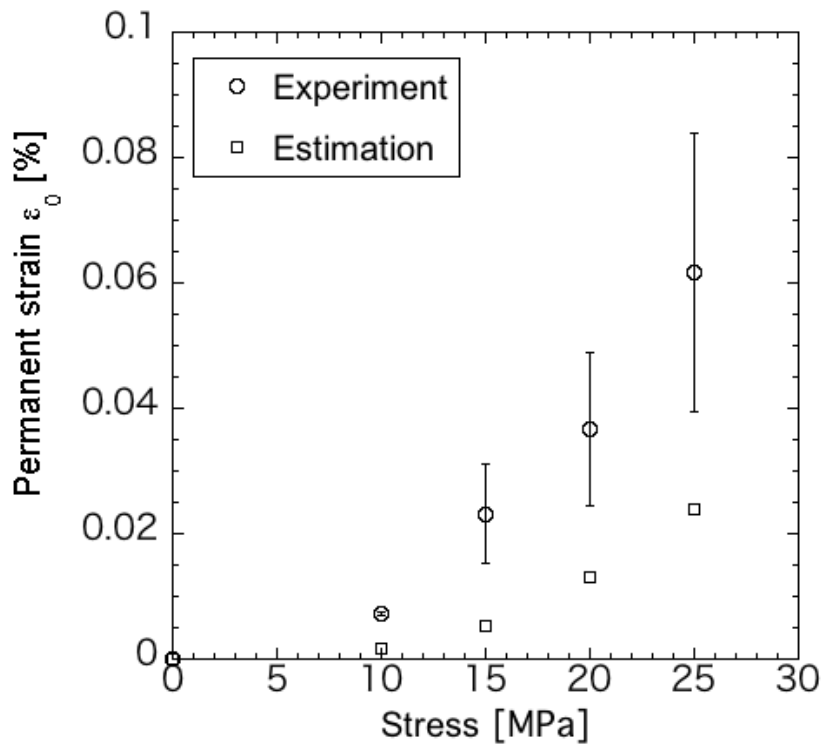
いずれの応力条件においても永久歪みの推定値が実験値より小さい原因としては，本損傷力学モデルが等方性を仮定していることが考えられる．非線形ひずみは，一軸圧縮の場合には式(4-4)より，一軸引張りの場合は式(4-6)より，せん断試験の場合には圧縮側のひずみとして弾性ひずみのみを考慮したため，式(4-6)を用いて推定した．これらの推定式における，非線形ひずみ項で用いた弾性率は，実際は直交異方性である本材料の持つ2つのヤング率（1、2方向70 GPa, 3 方向28 GPa）のうち大きな値（70 GPa）を使用している．このことから，クラックの開口に伴う変形は，負荷応力に対して実際よりも小さく見積もられていると考えられる．以上より，材料の異方性を考慮できれば，現在実験結果よりも推定結果の差異がより小さくなり，推定値はより実験値に近づくと考えられる．



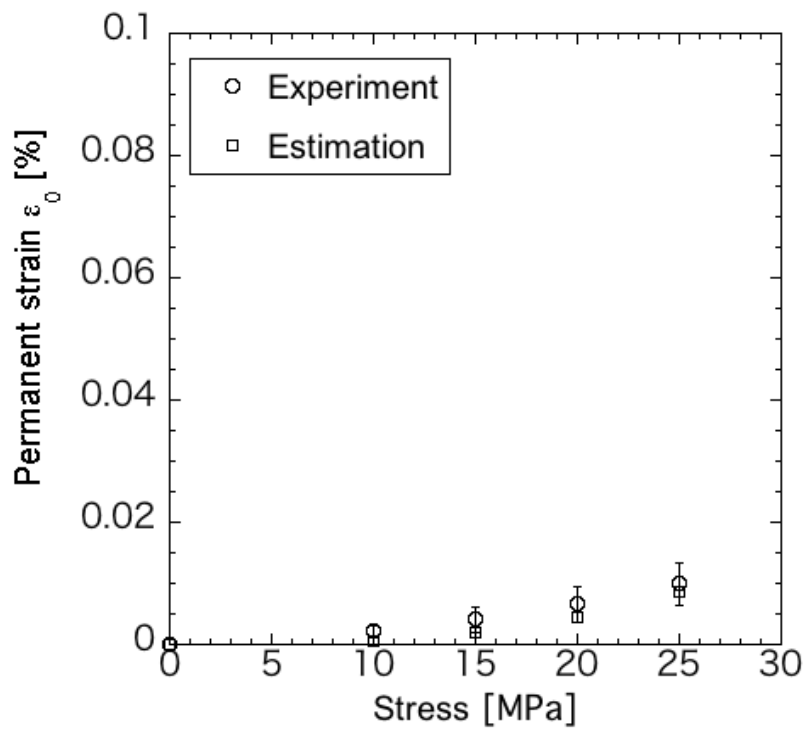
(a)



(b)



(c)



(d)

Fig. 4-2. 最大負荷応力と永久ひずみの関係の推定
 (a) 圧縮 (b) 引張 (c) せん断(TT) (d) せん断(IP)

4.3.2. 最大負荷応力と最大ひずみの関係の推定

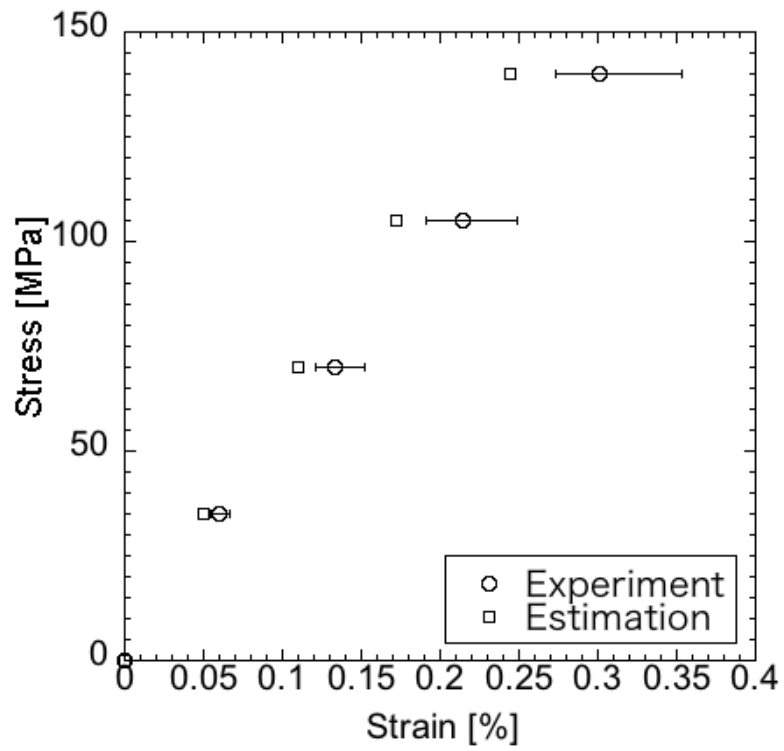
Fig. 4-3. に応力と最大ひずみの関係の推定結果を示す. 一軸圧縮試験に関しては, Fig. 4-3(a). に示す通り, 応力とひずみの関係の推定結果は非線形な関係を示した. 実験値と比較すると, いずれの最大負荷応力に関しても推定値の方が低く, 最大で 0.05 % 程度の差が生じた. この原因としては, 永久ひずみの推定誤差が考えられる. しかしオーダーとしては概ね一致したことから, 一軸圧縮に関する本損傷力学モデルは実験結果の傾向を定量的に説明できたと言える.

一軸引張試験に関しては, Fig. 4-3(b). に示す通り, 応力とひずみの関係の推定結果は非線形な関係を示した. 実験値と比較すると, いずれの最大負荷応力に関しても推定値の方が 0.005 % から 0.01 % 程度低かった. しかし最大負荷応力が 25 MPa では 0.01 % 程度の差が生じた. 推定値が実験値よりも低い原因としては, 永久ひずみの推定誤差が考えられる. しかしオーダーとしては概ね一致したことから, 一軸引張に関する本損傷力学モデルは実験結果の傾向を定量的に説明できたと言える.

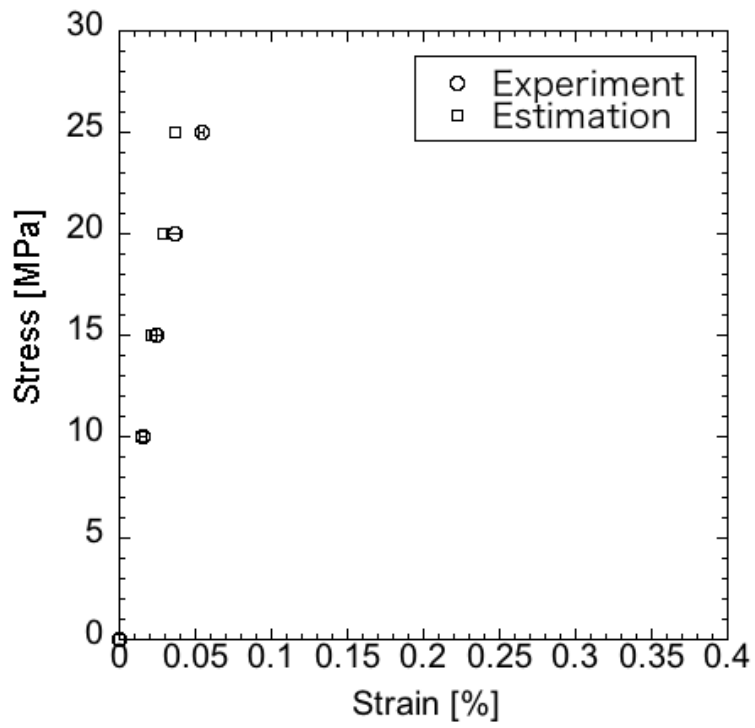
IP せん断試験に関しては, Fig. 4-3(c). に示す通り, 応力とひずみの関係の推定結果は非線形な関係を示した. 実験値と比較すると, いずれの最大負荷応力に関しても概ね一致した. また永久ひずみの推定誤差も最大で 0.02% 程度と小さかったことから, オーダーとしては概ね一致したと言える. 従って, IP せん断に関する損傷力学モデルは実験結果の傾向を定量的に説明できたと言える.

TT せん断試験に関しては, Fig. 4-3(d). に示す通り, 応力とひずみの関係の推定結果は非線形な関係を示した. 実験値と比較すると, 最大で 0.02% 程度の差が生じた. しかしオーダーとしては概ね一致したことから, TT せん断に関する本損傷力学モデルは実験結果の傾向を定量的に説明できたと言える.

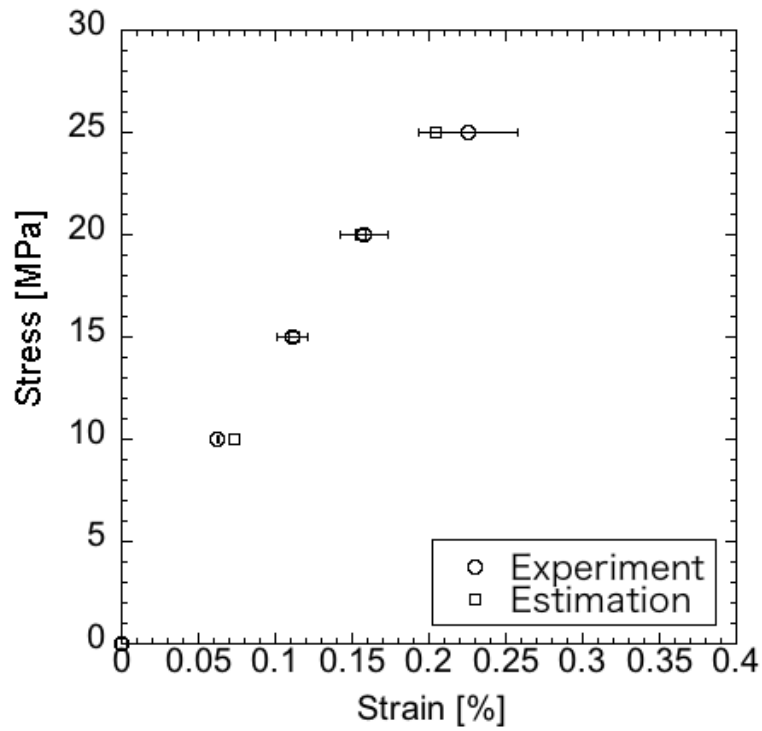
以上より, 本損傷力学モデルは, 一軸圧縮, 一軸引張, せん断いずれの応力とひずみの関係に関する実験結果の傾向を定量的に説明できたと言える. また式(4-4)及び式(4-6)も考慮すると, 応力とひずみが非線形な関係を示す原因は, TT における Transverse 繊維束を進むクラックの進展, 開口であると言える.



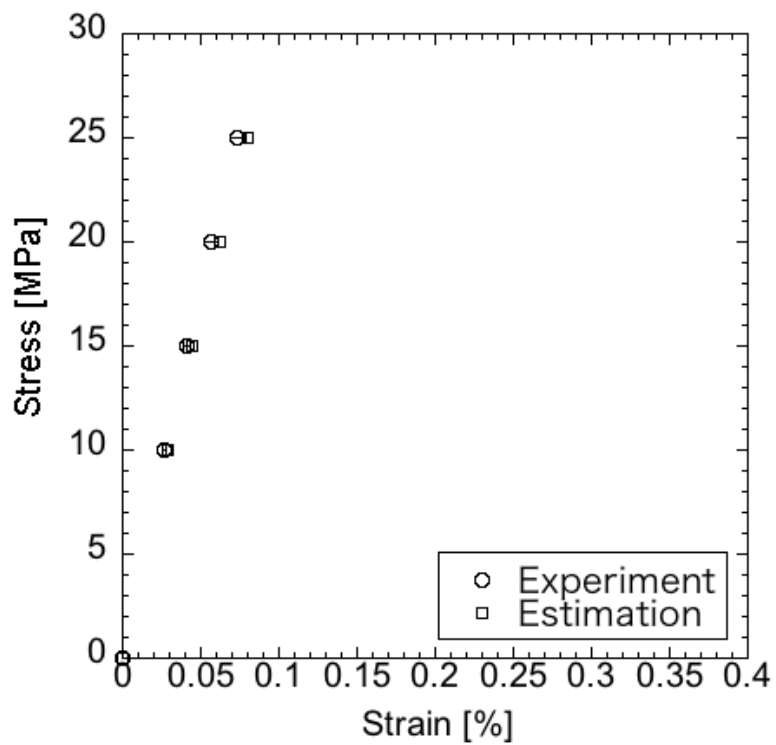
(a)



(b)



(c)



(d)

Fig. 4-3. 応力と最大ひずみの関係の推定
 (a) 圧縮 (b) 引張 (c) せん断(TT) (d) せん断(IP)

4.4. 結言

第3章にて述べた損傷観察結果より，Evans らの連続繊維強化 CMC に関する損傷力学モデルは本材料に適用できないことがわかった．そこで Batista らの圧縮負荷を受ける花崗岩の応力とひずみの関係の推定方法を本材料の一軸圧縮，一軸引張及びせん断それぞれの場合に拡張することによって，新たに損傷力学モデルを提案した．またその妥当性を検証するために，応力とひずみの関係を推定し，実験結果と比較した．

1. 本材料の TT における損傷の特徴量を平均化した 2D の等方性損傷モデルを考えた．
2. Batista らの，花崗岩を圧縮した時のピークひずみの推定方法を拡張して，圧縮，引張，せん断それぞれにおける永久ひずみの見積方法と最大負荷応力時のひずみの推定方法を導出した．
3. 永久ひずみの見積のオーダーは，圧縮，引張，せん断いずれに関しても概ね実験値と一致した．
4. 応力と最大ひずみの関係の推定結果は非線形な関係を示し，最大ひずみのオーダーも実験値と一致したことから，本損傷力学モデルで実験結果の傾向を定量的に表せた．
5. 応力とひずみの関係が非線形である原因は，TT における Transverse 繊維束を進むクラックの進展，開口に起因することがわかった．

第5章 総括

短繊維強化セラミックス複合材料は、従来のセラミックス複合材料の利点である高温圧縮強度や熱物性、軽量性に加え、連続繊維強化セラミックス複合材料よりも低コストで製造できる。これらの特性から、自動車のブレーキディスクや再使用宇宙往還機の耐熱タイルの様な、高温強度が求められる用途への、金属や連続繊維強化セラミックス複合材料の低コスト代替材料として期待できる。

しかしながら、航空宇宙分野のような安全率の低い用途に求められる信頼性を得られておらず、短繊維強化セラミックス複合材料を適用できた例は、自動車のブレーキディスクのみであった。信頼性が低い原因は、クラック進展観察が困難なためである。本材料内部は、繊維やセラミックス、金属が混在している上に、繊維束がランダムに分散した複雑な構造である。このため焼成過程や冷却過程において発生する大きな熱応力に起因してプロセスクラックの向きや位置がランダムに分布し、新しく進展したクラックを判別することが困難である。従って、連続繊維強化セラミックス複合材料に関して Evans らにより行われた様な、クラック長さや数などの損傷の特微量の計測までも未だ行われておらず、繰り返し負荷中の応力とひずみの関係をクラック進展観察結果から推定可能な損傷力学モデルも構築されていない。

ところで実際に材料を繰り返し使用するには、材料の寿命を非破壊で推定できる知見が必要である。航空機の一部の部品に既に導入されている連続繊維強化セラミックス複合材料の場合、損傷力学モデルを用いた応力とひずみの関係の推定から寿命を予測する手法が提案されている。従って短繊維強化セラミックス複合材料に関しても繰り返し使用するには、連続繊維強化セラミックス複合材料の場合と同様に、損傷力学モデルが必要不可欠である。また実際に適用される場合、圧縮、引張、せん断いずれかのみでの負荷とは限らないため、それぞれに関する損傷力学モデルも必要である。

以上より本研究では、短繊維強化セラミックス複合材料の損傷累積機構の解明と損傷力学モデルの構築を目的として、炭素短繊維強化 SiC の圧縮、引張、せん断それぞれに関して、繰り返し負荷中の応力とひずみの関係を取得した。また除荷後にクラック進展観察を行い、損傷過程を調べた。更に、取得した応力とひずみの関係と損傷過程をもとに、新たに短繊維強化セラミッ

クス複合材料を対象とした損傷力学モデルを構築した。そして応力とひずみの関係の推定結果と実験結果を比較し、実験結果の定量的な解釈が可能となった。

第1章では、短繊維強化セラミックス複合材料が他の構造材への適用が期待できる利点と現状の研究課題を示し、本研究の目的と概要を説明した。

第2章では、繰り返し応力負荷中の応力とひずみの関係を取得した。その結果、連続繊維強化セラミックス複合材料と同様に、応力とひずみの関係は非線形な関係を示し、最大負荷応力の増加に伴い見かけの弾性率は低下、永久ひずみは増加した。またこの原因としてクラック進展が考えられた。一方、複合材料弾性率は低下しなかった。そこでこの原因に関して、 F_u らの短繊維強化プラスチックの複合材料弾性率の推定方法を拡張して、本材料の繊維束弾性率を Longitudinal 方向と Transverse 方向の2種類推定し、それぞれが低下した場合の複合材料弾性率を推定することで考察した。その結果、複合材料弾性率が低下していない原因は、繊維破断が生じていないためであると考えられた。

第3章では、応力とひずみが非線形な関係を示した原因を明らかにするために、破断に至るまでのクラック進展過程の観察を行い、マッピングにより可視化した。またクラック進展角や長さ、数などの損傷の特徴量を計測した。その結果、圧縮と引張、せん断いずれに関しても、クラックは、TT (Through-thickness plane)における Transverse 方向の繊維束を主に進んだ。またクラックは、除荷後にも開いたままであった。この原因として、圧縮では、クラックが閉じることで摩擦が生じること、引張、せん断ではクラックが蛇行していることから、その内面が引っかかるため元の位置にまで変形しないことが考えられた。またクラックは、圧縮、引張、せん断いずれに関しても、モード I 様式で進展していることがわかった。更に、クラックは連続繊維強化セラミックス複合材料の損傷形態と異なり、向きや位置が不規則だった。また Longitudinal な繊維の少ない面を進んだことから連続繊維強化セラミックス複合材料で生じる引き抜き現象が発生しないことから、短繊維強化セラミックス複合材料特有の損傷力学モデルが必要であることがわかった。

そこで第4章では、新たに短繊維強化セラミックス複合材料の損傷力学モデルを提案した。損傷力学モデルは Batista らの花崗岩の圧縮下における損傷力学モデルを拡張して、圧縮、引張、せん断それぞれの場合に対して作成した。またその妥当性を検証するために、応力と最大ひずみの関係の推定結果と実験結果とを比較した。その結果、両者は概ね一致し、本損傷力学モデルにより実験結果を定量的に表せた。

以上より本研究により、まずこれまで全く調べられてこなかった短繊維強化セラミックス複合材料の、圧縮、引張及びせん断に関する損傷過程を明らかにした。またクラック長さや角度、数などの損傷の特徴量を明らかにした。更には既存の連続繊維強化セラミックス複合材料の損傷力学モデルでは説明できない、本材料固有の損傷力学モデルを新たに提案し、実験結果の傾向を定量的に表せることを示した。

本研究で明らかにした損傷の累積過程とそれに伴う非線形変形の推定手法は、実構造物の設計手法に展開できる。構造物の設計では、実際の使用条件における内部に発生する応力やひずみを数値シミュレーションにより推定し、強度余裕を持った形状に修正してゆく手法をとる。鉄鋼材料やアルミニウム合金などの構造用金属材料では、塑性変形に伴う非線形ひずみを考慮することで、塑性変形を許容した設計が可能となる。しかし、同様の手法を本材料に適用するためには、本研究のような荷重履歴に応じた損傷の累積過程の理解に基づいて、永久ひずみを含んだ応力とひずみの関係を引張、圧縮、せん断およびこれらの混合条件で推定することが必要となる。本研究で明らかにした引張、圧縮、せん断の応力条件における力学特性の変動と推定方法を取り入れることで、本材料を実構造に用いる際に必要な数値シミュレーションによる設計が可能となる。このことで、現在各国においても取り組まれているセラミックス複合材料の数値シミュレーションを最大に生かしたバーチャルテストが可能となり、セラミックス複合材料の実際の使用における強度推定を精度よく行うことができる。また、同様の手法を疲労試験結果の推定に適用することで、疲労解析も可能となる。また、本研究で明らかにした内部の損傷量と力学特性の変化の関係を活用することにより、各種非破壊検査手法（X線CTやタルボ・ローX線干渉計などのX線、電磁波や超音波を用いた手法、ロックインサーモグラフィなど）で測定した損傷量から使用中の構造物の寿命推定に発展させることもできる。

付録 1. クラック進展モード

ここでは、本文中に記載のあったクラック進展モードの概要を述べる。クラックの進展モードは、Fig. A-1. に示す 3 種類がある。一つ目のモードは、クラックに対して面外引張を負荷したモードである。二つ目は、面内せん断を加えたモードである。そして三つ目は、面外せん断を加えたモードである。クラック変形様式が異なると、クラック先端付近にかかる応力場も異なる。また、クラック進展モードは必ずしも単一のモードとは限らず、混合する場合もある。その場合クラック周りの応力場は、各モード由来のものを重ね合わせることで求められる。

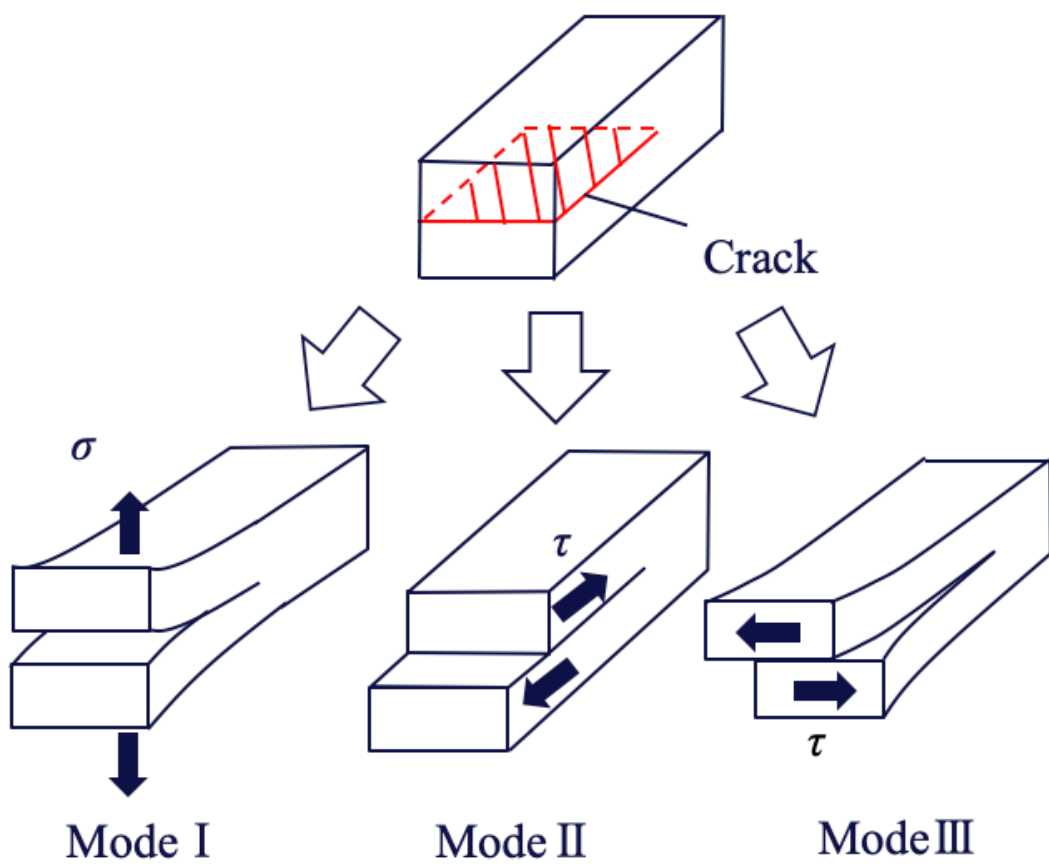


Fig. A-1. クラック進展モード

付録 2.

一軸引張における応力とひずみの関係の推定式の導出過程

第 4 章では、圧縮、引張、せん断それぞれの応力とひずみの関係を推定した。本付録では、その推定式の導出を行った。

第 4 章にて述べた通り、Batista らの損傷力学モデルは、あくまで圧縮負荷の場合を対象とし、モード II 型の進展開口に伴うポテンシャルエネルギーから非線形ひずみ ε^i を導くことで求めた。しかし応力とひずみの関係を推定する数学的記述過程は、引張負荷の場合においても有用であると考えられる。そこで、圧縮下における Batista らの応力とひずみの関係の推定方法を引張負荷の場合に対して拡張する。

Fig. 3-6, 3-7 に示す通り、実際にはクラックは湾曲しているが簡単化のため、Batista らと同様にクラックの形状を楕円と仮定し、非線形ひずみを導出した。クラックにかかる応力は、Fig. 4-1(a). に示すような代表体積要素を考えた場合、次のように表せる。

$$\sigma_{11}^r = \sigma_{11} \cos^2\left(\frac{\pi}{2} - \gamma\right) \quad (A-1)$$

$$\tau_{12}^r = \frac{1}{2} \sigma_{11} \sin(\pi - 2\gamma) \quad (A-2)$$

またクラックは負荷方向に対して偏向しているため、正の垂直応力とせん断応力が生じることから Mode I と Mode II の混合型による進展が考えられる。そこでそれぞれの Mode における開口変位は、Fig. 4-1(b). に示すようなクラック座標系を考えると、Westergard の楕円形状のクラックの開口変位の式を用いて、次のように表せる[49]。Mode I の場合、

$$\bar{u}_I = \frac{(1+\nu)K_I\sqrt{2r}}{E_T} \cos\frac{\theta}{2} \left\{1 - 2\nu + \sin^2\frac{\theta}{2}\right\} \quad (A-3)$$

$$\bar{v}_I = \frac{(1+\nu)K_I\sqrt{2r}}{E_T} \sin\frac{\theta}{2} \left\{2(1-\nu) - \cos^2\frac{\theta}{2}\right\} \quad (A-4)$$

$$K_I = \sigma_{11}^r \sqrt{\pi c/2} \quad (A-5)$$

$$r = \sqrt{\left\{1 - \left(\frac{b}{c}\right)^2\right\}x^2 - cx + \frac{1}{4}c^2 + \frac{1}{4}b^2} \quad (A-6)$$

$$\theta = \pi - \cos^{-1} \frac{2x - c}{2r} \quad (A-7)$$

一方 Mode II の場合,

$$\bar{u}_{II} = \frac{(1+v)K_{II}\sqrt{2r}}{E_T} \sin \frac{\theta}{2} \left\{ 2(1-v) + \cos^2 \frac{\theta}{2} \right\} \quad (A-8)$$

$$\bar{v}_{II} = \frac{(1+v)K_{II}\sqrt{2r}}{E_T} \cos \frac{\theta}{2} \left\{ 1 - 2v - \sin^2 \frac{\theta}{2} \right\} \quad (A-9)$$

$$K_{II} = \tau^r_{12} \sqrt{\pi c / 2} \quad (A-10)$$

ここで, $\bar{u}_I, \bar{v}_I, r, \theta$ は x の関数であるので, 各方向, 各 Mode のクラック平均開口幅は次のように表せる.

$$\bar{b} = \frac{2}{c} \int_{\frac{c}{2}}^0 b(x) dx \quad (A-11)$$

ここで b は任意の方向 Mode におけるクラック開口幅を表す. 従って, Mode I 開口モードにおけるポテンシャルエネルギーは,

$$\begin{aligned} \Delta\psi_I &= (\sigma^r_{11}c) \cdot (2d\bar{v}_I) + (\tau^r_{12}c) \cdot (2d\bar{u}_I) \\ &= 2\sigma_{11}c \cos^2\left(\frac{\pi}{2} - \gamma\right) \cdot d\bar{v}_I + \sigma_{11}c \sin(\pi - 2\gamma) \cdot d\bar{u}_I \\ &= f^I_1 \cdot d\xi^I_1 + f^I_2 \cdot d\xi^I_2 \end{aligned} \quad (A-12)$$

より, 熱力学力と内部変数はそれぞれ, 次のように表せる.

$$\begin{aligned} f^I_1 &= 2\sigma_{11}c \cos^2\left(\frac{\pi}{2} - \gamma\right) \\ f^I_2 &= \sigma_{11}c \sin(\pi - 2\gamma) \\ d\xi^I_1 &= d\bar{v}_I \\ d\xi^I_2 &= d\bar{u}_I \end{aligned} \quad (A-13)$$

一方, Mode II 開口モードにおけるポテンシャルエネルギーは,

$$\begin{aligned} \Delta\psi_{II} &= (\tau^r_{12}c) \cdot (2d\bar{u}_{II}) + (\sigma^r_{11}c) \cdot (2d\bar{v}_{II}) \\ &= \sigma_{11}c \sin(\pi - 2\gamma) \cdot d\bar{u}_{II} + 2\sigma_{11}c \cos^2\left(\frac{\pi}{2} - \gamma\right) \cdot d\bar{v}_{II} \\ &= f^{II}_1 \cdot d\xi^{II}_1 + f^{II}_2 \cdot d\xi^{II}_2 \end{aligned} \quad (A-14)$$

より, 熱力学力と内部変数はそれぞれ, 次のように表せる.

$$\begin{aligned}
f^{\text{II}}_1 &= 2\sigma_{11}c \cos^2\left(\frac{\pi}{2} - \gamma\right) \\
f^{\text{II}}_2 &= \sigma_{11}c \sin(\pi - 2\gamma) \\
d\xi^{\text{II}}_1 &= d\bar{v}_{\text{II}} \\
d\xi^{\text{II}}_2 &= d\bar{u}_{\text{II}}
\end{aligned} \tag{A-15}$$

従って非線形ひずみは、次式

$$d^i \varepsilon_{ij} = \frac{1}{A} \sum \frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}} d\xi \tag{A-16}$$

と式(A-12)より、

$$d\varepsilon^{\text{I}} = \frac{2Nc \cos^2\left(\frac{\pi}{2} - \gamma\right) \cdot d\bar{v}_{\text{I}} + Nc \sin(\pi - 2\gamma) \cdot d\bar{u}_{\text{II}}}{A} \tag{A-17}$$

Mode II に起因する非線形ひずみは同様に、

$$d\varepsilon^{\text{II}} = \frac{Nc \sin(\pi - 2\gamma) \cdot d\bar{u}_{\text{II}} + 2Nc \cos^2\left(\frac{\pi}{2} - \gamma\right) \cdot d\bar{v}_{\text{II}}}{A} \tag{A-18}$$

更にクラックの中には、応力の増大にも関わらず進展しなかったものもあった。そこで Table 3-2 に示すように、進展したものとそうでないものそれぞれの場合の非線形ひずみを足し合わせることによって、最終的な非線形ひずみを計算した。ポアソン比と弾性率は先行研究の値を引用した。最大ひずみは、弾性ひずみと永久ひずみ及び各進展 mode における非線形ひずみの和で表せることから、以下のように表せる。

$$d\varepsilon_p = \frac{d\sigma_1}{E_{c11}} + \varepsilon_0 + d\varepsilon^{\text{I}} + d\varepsilon^{\text{II}} \tag{A-19}$$

参考文献

- [1] WILEY, CERAMIC MATRIX COMPOSITES, 2015, p113
- [2] アグネ承風社, 香川豊, 八田博志, 「セラミックス基複合材料」, 第一版, 1990年, pp.10
- [3] K. Goto, Fracture behavior and toughness of a plane-woven SiC fibre-reinforced SiC matrix composite, *Materials Science and Engineering A* 211 (1996) 72-81
- [4] K. Goto et al. / *Composites Science and Technology* 65 (2005) 1044–1051
- [5] *Composites Science and Technology* 40 (1991) 231-250
- [6] Y. Liu et al. / *Materials Science and Engineering A* 528 (2011) 1436–1441
- [7] R. Naslain, “Design, preparation and properties of non-oxide CMCs for application in engines and nuclear reactors: an over view”, *Composites Science and Technology* 64 (2004) 155-170
- [8] S. Tokudome, K. Goto, T. Yagishita, N. Suzuki, T. Yamamoto “An Experimental Study of a Nitrous Oxide/Ethanol(NOEL) Propulsion System”, *AIAA Propulsion and Energy 2019 Forum*, 2019-4429
- [9] W. Krenkel, Carbon fiber reinforced silicon carbide composite (C/SiC, C/ C–SiC), in: P.N. Bansal (Ed.), *Handbook of Ceramic Composites*, Kluwer Academic Publishers, Luwer, 2005, pp. 117–148.
- [10] W. Krenkel, “Carbon Fiber Reinforced CMC for High-Performance Structures”, *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 1[2] 188-200 (2004)
- [11] H. A. El-Hija, W. Krenkel, S. Hugel, “Development of C/C-SiC Brake Pads for High-Performance Elevators”, *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 1[2] 188-200 (2004)
- [12] D. E. Glass, “Ceramic Matrix Composite (CMC) Thermal Protection System (TPS) and Hot Structures for Hypersonic Vehicles”, *proceedings of 15th AIAA International Space Planes and Hypersonic Systems and Technologies Conference*, 2008
- [13] J. A. DiCarlo, “Advances in SiC/SiC Composites for Aero-Propulsion”, *NASA NTRS report*, 2013
- [14] J.A. DiCarlo and R.T. Bhatt, Modeling SiC/SiC Creep-Rupture Behavior from 2400 to 3000°F. *Proceedings of 35th Annual Conference on Composites, Materials*,

and Structures, Cocoa Beach/Cape Canaveral, FL (2011).

[15] R.T. Bhatt, J.A. DiCarlo, and J.D. Kiser, Tensile and Creep Properties of Hybrid CVI-PIP SiC/SiC Composites at High Temperatures in Air. Proceedings of 36th Annual Conference on Composites, Materials, and Structures, Cocoa Beach/Cape Canaveral, FL (2012).

[16] R. Inoue, J. M. Yang, H. Kakisawa, Y. Kagawa, "Mode I fracture toughness of short carbon fiber-dispersed SiC matrix composite fabricated by melt infiltration process", *Ceramics International* 39 (2013) 8341-8346

[17] R. Inoue, J. M. Yang, H. Kakisawa, Y. Kagawa, "Mixed-mode fracture criterion of short carbon fiber dispersed SiC matrix composite" *Journal of Ceramics Science and Technology*, 08 [2] 223-232 (2017)

[18] Y. Shi, K. Tushtev, D. Koch, "Characterization of mechanical properties under shear load of a short-carbon-fiber-reinforced C/SiC ceramic", *Journal of ceramic science and technology*, 06[03] 183-190 (2015)

[19] John Wiley & Sons, Inc., Carl Zweben, "Mechanical Engineers' Handbook: Materials and Mechanical Design, Volume 1, Third Edition: CHAPTER 10, COMPOSITE MATERIALS", p.30, 2005

[20] J. T. Mottram, B. Geary, R. Taylor, "Thermal expansion of phenolic resin and phenolic-fibre composites", *JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE* 27 (1992) 5015-5026

[21] H. R. Blevins, R. J. Bedard, "NOZZLE DESIGNS WITH PITCH PRECURSOR ABLATIVES", proceedings of AIAA/SAE 12th propulsion, conference, 1976

[22] M. Y. Lee, J. H. Hofer, D. R. Bronowski, Robert D. Hardy, "Mechanical Properties of Thermal Protection System Materials", SANDIA REPORT 2005

[23] L. Korb, "MEMORIES OF THE APOLLO AND SPACE SHUTTLE PROGRAMS", Page Publishing, Inc, Chapter 27 "The Shuttle Orbiter Thermal Protection System-Tiles", 2017

[24] Norman F. Knight, Jr. et al, "Space Shuttle Orbiter Wing-Leading-Edge Panel Thermo-Mechanical Analysis for Entry Conditions", proceedings of 51st AIAA/ASME/ASCE/ASC Structures, Structural Dynamics, and Materials Conference, 2010

[25] M. C. Halbig, J. D. McGuffin-Cawley, A. J. Eckel, D. N. Brewer, "Oxidation Kinetics and Stress Effects for the Oxidation of Continuous Carbon Fibers within

- a Microcracked C/SiC Ceramic Matrix Composite”, Journal of the American Ceramic Society, 91[2] 519-526 (2008)
- [26] W. L. Ko, R. D. Quinn, L. Gong, L. S. Schuster, D. Gonzales, “REENTRY HEAT TRANSFER ANALYSIS OF THE SPACE SHUTTLE ORBITER”, NASA Technical Reports, 1982
- [27] Y. Shi, J.-M. Hausherr, H. Hoffmann, D. Koch, “Inspection of geometry influence and fiber orientation to characteristic value for short fiber reinforced ceramic matrix composite under bending load”, Journal of the European Ceramic Society 37 (2017) 1291-1303
- [28] D. S. Beyerle, S. M. Spearing, A. Evans, “Damage Mechanisms and the Mechanical Properties of a Laminated 0/90 Ceramic/Matrix Composite”, Journal of the American Ceramic Society, 75 [12] 3321-30 (1992)
- [29] E. Vagaggini, J. Domergue, A. Evans, “Relationships between Hysteresis Measurements and the Constituent Properties of Ceramic Matrix Composites: I , Theory”, Journal of the American Ceramic Society, 78 [10] 2709-20 (1995)
- [30] J. Domergue, E. Vagaggini, A. Evans, “Relationships between Hysteresis Measurements and the Constituent Properties of Ceramic Matrix Composites: II , Experimental Studies on Unidirectional Materials”, Journal of the American Ceramic Society, 78 [10] 2709-20 (1995)
- [31] A. G. Evans, F. W. Zok, R. M. Mcmeeking, “FATIGUE OF CERAMIC MATRIX COMPOSITES”, Acta metal. Mater. Vol. 43, No.3, pp. 859-875, 1995
- [32] A. Gasser, P. Ladeveze, P. Peres, “Damage modelling for a laminated ceramic composite”, Materials Science and Engineering A250 (1998) 249-255
- [33] Torben K. Jacobsen, Povl Brondsted, “Mechanical Properties of Two Plain-Woven Chemical Vapor Infiltrated Silicon Carbide-Matrix Composites”, Journal of the American Ceramic Society, 84[5] 1043-51 (2001)
- [34] M. Wang, C. Laird, “Damage and fracture of a cross woven C/SiC composite subject to compression loading”, Journal of Materials and Science, 31 (1996) 2065-2069
- [35] G. Camus, L. Guillaumat, S. Baste, “DEVELOPMENT OF DAMAGE IN A 2D WOVEN C/SiC COMPOSITE UNDER MECHANICAL LOADING: I . MECHANICAL CHARACTERIZATION”, Composites Science and Technology 56 (1996) 1363-1372
- [36] P. Pluvinage, A. Parvizi-Majidi, T. W. Chou, “Damage characterization of two dimensional woven and three-dimensional braided SiC-SiC composites”, Journal

of Materials and Science, 31 (1996) 232-241

[37] J. W. Hutchinson, H. M. Jensen, "MODELS OF FIBER BUNDLE DEBONDING AND PULLOUT IN BRITTLE COMPOSITES WITH FRICTION", Mechanics of Materials 9 (1990) 139-163

[38] W. L. Ko, R. A. Fields, "Thermal Stress Analysis of Space Shuttle Orbiter Subjected to Reentry Aerodynamic Heating", NASA Technical Memorandum 88286 (1987)

[39] S.Y. Fu, B. Lauke, The Elastic Modulus of Misaligned Short-Fiber-Reinforced Polymers, Composite Science and Technology 58 (1998) 389-400.

[40] T. Aoki, H. Hatta, T. Hitomi, H. Fukuda, I. Shiota, SiC/C Multi-layered coating contributing to the antioxidation of C/C composites and the suppression of through-thickness cracks in the layer, Carbon 39 (2001) 1477-1483.

[41] S. Kim, W. M. Kriven, "Preparation, Microstructure and Mechanical Properties of Silicon Carbide-Dysprosia Composites", Journal of the American Ceramic Society, 80 [12] 2997-3008, 1997

[42] P. L. Swanson, C. J. Fairbanks, B. R. Lawn, Y. Mai, B. J. Hocley, "Crack-Interface Grain Bridgein as a Fracture Resistance 1, Mechanism in Ceramics: 1, Experimental Study on Alumina", Journal of the American Ceramic Society, 166-B-86, 1986

[43] J. Rodel, J. F. Kelly, B. R. Lawn, "In Situ Measurements of Bridged Crack Interfaces in the Scanning Electron Microscope", Journal of the American Ceramic Society, 73 [11] 3313-18, 1990

[44] Westergaard, H. M.: "Bearing Pressure and Cracks", J. Appl. Mech. 6(2), 1939

[45] M. F. Ashby, S. D. Hallam, "THE FAILURE OF BRITTLE SOLIDS CONTAINING SMALL CRACKS UNDER COMPRESSIVE STRESS STATES", Acta metall. Vol. 34, No.3, pp. 497-510, 1986

[46] M. Batista, D. Gross, The Sliding Crack Model of Brittle Deformation: An Internal Variable Approach, Int. J. Solids Structures 35(5-6) (1998) 487-509.

[47] H. Hatta, K. Goto, T. Aoki, Strength of C/C composites under tensile, shear and compressive loading: Role of interfacial shear strength, Composites Science and Technology 65 (2005) 2550-2562.

[48] E. Maeda, K. Miyazaki, K. Shibata, H. Yoshida, Friction and Wear between Carbon Materials at High temperature, TANSO, No. 162 (1994) 96-99.

- [49] J. Lucas, "DELAMINATION FRACTURE: EFFECT OF FIBER ORIENTATION ON FRACTURE OF A CONTINUOUS FIBER COMPOSITE LAMINATE", *Engineering Fracture Mechanics*, Vol 42, No.3, pp.543-561, 1992
- [50] H. Miyagawa, C. Sato, K. Ikegami, Effect of Fiber Orientation on Mode I Fracture Toughness of CFRP, *Journal of Applied Polymer SCIENCE*, Vol 115, 6, 2010

記号表 一覧

σ_l	: 最大負荷応力
σ_l	: 負荷応力
σ_{eu}	: 除荷時に非線形が開始する応力
τ_{eff}	: クラックにかかるせん断応力
τ_c	: クラック抵抗応力
ε_p	: 最大ひずみ
ε_0	: 永久ひずみ
E^*	: 見かけの弾性率
E_u	: 除荷弾性率
E_{c11}	: 1方向の複合材料のヤング率
E_{c11}	: 3方向の複合材料のヤング率
E_L	: 繊維軸方向の繊維束弾性率
E_T	: Transverse方向の繊維束弾性率
ν_{LT}	: LTにおけるポアソン比
ν_{TZ}	: TZ面におけるポアソン比
c	: クラック長さ
b	: クラック開口変位
u	: せん断方向の変位
v	: 垂直応力方向の変位
N	: クラック数
ω	: クラック密度
ω_p	: 進展したクラックの密度
ω_{np}	: 進展していないクラックの密度
γ	: クラック進展角
f	: 熱力学力
ξ	: 内部変数

発表論文リスト

査読付き学術論文

1. Y. Tobata, S. Takeuchi, K. Goto, “Cumulative Damage Mechanism of Short Fiber type C/SiC under compression”, Journal of the European Ceramic Society, European Ceramic Society, in press, (2020)

国際会議発表論文

1. Y. Tobata, K. Goto, S. Takeuchi, “Damage accumulative behavior of short carbon fiber reinforced silicon carbide under compression”, 10th International Conference on High Temperature Ceramic Matrix Composite, Bordeaux, France, September, 2019
2. Y. Tobata, K. Goto, “Damage Accumulation Behavior of C/SiC under Compression”, 42nd International Conference and Expo on Advanced Ceramics and Composites, Daytona Beach, America, January, 2018

国内会議発表論文

1. 戸端佑太, 後藤健, 竹内伸介, 短繊維強化型 C/SiC の引張下における損傷累積機構, 日本複合材料学会第 45 回複合材料シンポジウム, オンライン, 2020 年 9 月
2. 戸端佑太, 後藤健, 竹内伸介, 短繊維強化型 C/SiC の圧縮下におけるクラック進展と力学特性の関係, 第 35 回宇宙構造・材料シンポジウム, 神奈川, 2019 年 12 月
3. 戸端佑太, 後藤健, 竹内伸介, 短繊維強化型 C/SiC の圧縮下における損傷累積機構, 日本複合材料学会第 44 回複合材料シンポジウム, 岡山, 2019 年 9 月
4. 戸端佑太, 後藤健, 短繊維強化型 C/SiC の圧縮下における破壊機構, 日本セラミックス協会 2019 年年会, 東京, 2019 年 3 月
5. 戸端佑太, 後藤健, C/SiC の圧縮破壊挙動, 第 34 回宇宙構造・材料シンポジウム, 神奈川, 2018 年 12 月
6. 戸端佑太, 後藤健, 短繊維強化型 C/SiC の圧縮下における損傷累積過程, 日本セラミックス協会, 第 31 回秋季シンポジウム, 愛知, 2018 年 9 月
7. 戸端佑太, 後藤健, C/SiC の圧縮荷重下における損傷累積過程, 第 33 回宇宙構造・材料シンポジウム, 神奈川, 2017 年 12 月

表彰

1. 日本複合材料学会第 44 回複合材料シンポジウム最優秀論文賞「林学生賞」, 岡山, 2019 年 9 月

謝辞

今尚若輩者の著者が、今尚世界を取り巻く社会不安も含め、遣瀨ない出来事や、己の未熟さへの憤りを覚えながらも、ここに博士論文が完成しましたのは、沢山の方々のご支援の賜物でした。皆様への心からの感謝の意を本論文の末尾に記します。

はじめに大学院入学時から、研究や論文作成の指導を賜りました後藤健准教授に感謝申し上げます。ロケットや衛星の開発工程や運用現場を学びながら、次世代の耐熱構造材料の、それも大変高価なセラミックス複合材料の研究に従事し、成果を収めることができましたのは先生のご指導と研究環境があればこそ、でした。また紆余曲折経て本研究に取り組み始めた当初は、余りに複雑な材料構造だったために本研究に少なからず抵抗感を抱きましたが、理論的なモデルを使って説明できる段に辿り着いた際には、学問の深淵、博士の真髓を垣間見ることができました。目先の成果に囚われず腰を据えて取り組み続けることの大切さを学びました。また予備審査直前には、かなり無理のあるスケジュールだったにも関わらず、ご指導頂きまして本当にありがとうございました。

竹内伸介准教授には、2019年3月より研究の方向性や論文作成などへの指導を賜りありがとうございました。構造分野の観点からのご指摘を頂きましたことは、自分の視野を広げるにあたり大変勉強になりました。また後藤先生以外にも研究に関するご相談の機会を頂いたことを大変嬉しく感じていました。予備審査直前には、特にご指導頂きまして本当にありがとうございました。

副指導教官の稲富裕光教授(元専攻長)には、修士論文審査や中間報告会審査(特別研究2)、博士論文審査の際に大変お世話になったばかりか、研究の進め方や進路のことで叱咤激励賜り、この場書き切れぬ程沢山お世話になりました。全く感謝の念に絶えません。深く感謝申し上げます。

秘書の長坂祐子様には、事務的な手続きから雑談、お茶会その他様々お世話になりまして深く感謝申し上げます。3年で研究室を離れる者ばかりだっただけに、日々お会いできることを嬉しく感じていました。

また同じく秘書の國政直美様にも事務的な手続きから雑談、その他様々お世話になりまして本当にありがとうございました。突然お世話になることになりまして、ご迷惑をお掛けしたにも関わらず、真摯にご対応を頂き深く感謝申し上げます。

本博士論文に関わる審査に際し、上記の皆様に加えまして、まず副査の徳留真一郎准教授に感謝申し上げます。徳留先生には修士論文の審査の頃からお世話になり、材料分野とは異なる宇宙科学研究の専門家の観点から本博士論文の内容に関しまして貴重なご指摘を頂きました。またコロナウイルスの影響により研究所が閉鎖され3ヶ月程実験を行えなかったがために、直前に論文をご提出することとなりその際は、大変ご迷惑をお掛け致し申し訳ございませんでした。それにも関わらず適格なご指摘を頂き本当にありがとうございました。

次に同じく副査の横関智弘准教授に感謝申し上げます。複合材料の専門家として名高い先生から直々にコメントを頂きましたことは今後の進路に進む上で大変励みとなりました。また直前に論文をご提出したにも関わらず適格なご指摘を頂き、誠にありがとうございました。

中間報告会のコメンテータとしてお立ち会い頂きました佐藤英一教授にも深く感謝申し上げます。内容に関するご指摘だけでなく、博士論文の内容をまとめる上での研究方針に関してもご助言頂きましたことに重ねて感謝申し上げます。

そして、堂谷忠晴専攻長には日頃より学生の研究環境の改善に向けてご支援を頂いたばかりか、予備審査の申請の際や進路のことでもご相談に乗って頂き大変お世話になりありがとうございました。先生のご支援無くして今日の日付をもって、謝辞を書き記すことはできませんでした。深く感謝申し上げます。

また同じく学生の研究環境の改善や教務関係の手続きに関してお世話になりました大学院系の藤田義人様や深山直子様にも深く感謝申し上げます。特に深山さんには、手続きに関するご相談から、座談会に関する学生全体へのメール案内、時に励ましの言葉を頂き、音楽部でもお世話になり感謝の念に絶えません。

八田博志名誉教授や香川豊教授、八田研究室ご出身の青木卓哉博士、や小山昌志准教授、栗田大樹助教、久保田勇希博士、香川研究室ご出身の垣澤英樹博士、井上遼講師、新井優太郎助教には、学会や研究室にお越しになられた際に、研究内容に関するご指摘から進路に関するご相談、実験装置の使用法、博士論文の参考にさせて頂き、大変お世話になりありがとうございました。また一時期後藤研究室に在籍されていた百瀬利明技術職員や Dr. Tran Fu Nam には、公私に渡り相談に乗って下さりありがとうございました。また在学学生、卒業生含め後藤研究室の学生であった、小川さん、浅井さん、中内さん、村田さんにもお世話になりありがとうございました。同期の加藤君

や松村君，大里君，堀君，山本君や池田君，土屋君，赤堀君，竹永君，山浦君，高橋君には，笑いの絶えない日々をどうもありがとうございました．これほど面白くユニークな人達はなかなかいないでしょう．また学部生の神藤君や久保君には，セラミック複合材料の研究に取り組もうとする姿を日々目にし，嬉しく思っていました．

本研究を実施するにあたりお世話になりましたクアーズテック株式会社，共和電業株式会社，株式会社島津製作所，株式会社松見科学計測，オリンパス株式会社，JMC 株式会社，武蔵エンジニアリング，丸本ストルアス株式会社，尾崎理科株式会社，株式会社マルトーの担当者の皆様にも感謝申し上げます．更に試験片治具の一部加工にお世話になりました先端科学研究等の工作室の皆様にも感謝申し上げます．自分で加工する経験を積むことができ，工学者としての素養を高めることができましたのは，皆様のご指導のおかげです．

宇宙科学研究の先端の現場を学ぶに当たり，沢山の方々にお世話になり，沢山勉強をさせて頂きました．この体験なくしては，博士研究を続ける意欲を保つことはできず，この論文を完成させることはありませんでした．お世話になった全ての方々に感謝申し上げますが，紙面の都合により恐れながら割愛させて頂きます．まず入学当初にお世話になりました，吉田哲也教授，福家英之准教授をはじめとする大気球実験グループの皆様にご感謝申し上げます．気球実験そのものへの理解から，大規模実験プロジェクトを連携して進めることの難しさ，通信システム，飛行安全や地元の自治体との協力体制の構築など実験を行う上で考慮すべき事案が沢山あることを勉強させて頂きました．

イプシロンロケット 2 号機打ち上げ運用への参加に際し，お世話になりました野中聡准教授をはじめとする OP(Orbital Planning) 班の皆様，受け入れに際し様々のご支援を賜りました北川幸樹助教，そして森田泰弘教授，井元隆行プロジェクトマネージャーをはじめとするイプシロンプロジェクトチームの皆様にご深く感謝申し上げます．基幹ロケットの組立工程や打ち上げ判断の一連の過程を学ぶことができましたのは，大変貴重でした．学部生の頃に，延期のために見られなかった打ち上げを，関係者として見上げることができ，生涯忘れられない体験となりました．

はやぶさ 2 号機打ち上げ運用への参加に際し，SVS として運用補助業務に参加させて頂きましたはやぶさ 2 プロジェクトチームの皆様，学生の参加に向けて特にご調整下さいました月崎竜童助教にご深く感謝申し上げます．深宇宙探査の運用体制や探査機の仕組みや構造を学ぶことができたただけでな

く、海外の通信局とのやり取りをその場で拝見することができ、国際連携で求められる語学レベルを実感致しました。また工学系の研究者だけでなく PI の方々との研究に関する議論も、大規模プロジェクト固有の貴重な機会でした。

観測ロケット S-310-45 号機の噛み合わせ試験、打ち上げ運用に際し、お世話になりました、前原健次様、山内義勝様をはじめとする品質管理班の皆様には感謝致します。また羽生宏人准教授、荒川聡様をはじめとする観測ロケット実験グループの皆様には深く感謝申し上げます。羽生先生には特に、進路に関するご相談から人生観に渡り沢山勉強をさせて頂きお世話になりました。噛み合わせから打ち上げまでの一連の工程を体系的に見学できたことに加え、ロケットの部品精度や、コンポーネントとしての機能をどの様に保証するか、全体のチームをどうまとめていくか現場を通してでしか学べない体験を沢山積ませて頂きました。また同時にまだまだ沢山学ぶべきことがあることを学びました。角田宇宙センターの小林完博士には、内之浦にて研究や進路に関するご相談や興味深いお話をお聞かせ頂きありがとうございました。体験記を ISAS ニュースに掲載頂くにあたりお世話になりました利岡加奈子様にも感謝申し上げます。

またその体験記に対するご感想や当時の開発の様子や励ましの言葉をお話下さいました、松尾弘毅名誉教授に深く感謝申し上げます。おおすみ、L4-S のような偉業を、私達の世代でも実現しようと心に誓い、一層研究に励むことができました。

富田信之名誉教授には、ロケット開発の変遷から、ロシアの宇宙開発に関するご見聞をご披露頂き、また当時試作されていた GFRP を用いた燃焼器の強度試験の様子などのお話や、励ましの言葉も頂き深く感謝申し上げます。私には身に余る程の幸運、大変励みとなりました。

長谷川義幸様には、ご自身の国際プロジェクトのご経験をもとにプロジェクトマネジメントに関するご高説賜り、また今後の進路に関してもご助言賜り誠にありがとうございました。

また先生方に直接お話を伺う座談会を企画させて頂いた際にお世話になりました、曾根理嗣准教授、山村一誠准教授、月崎竜童助教、村上豪助教、稲谷芳文特任教授、稲富祐光教授、臼井寛裕教授、國中均所長、橋本博文准教授、和泉究国際トップヤングフェロー、船瀬龍教授に深く感謝申し上げます。先生方お一人ずつから、ご専門の内容から、プロジェクトでの体験談、これからの展望に関するお話を伺い、議論させて頂けましたのは、宇宙研ならではの貴重な体験でした。また國中所長には座談会をきっかけに、coffee

chatにて、現役学生の宇宙科学に関する所感をお話しする機会を頂きありがとうございました。自分の言葉に覚悟が生まれました。座談会の企画立案にあたっては、同期の小川研究室の武藤智太郎君、中川研究室の前嶋宏志君、同じ研究室だった大里智樹君には会の運営に関する相談に乗ってもらいありがとうございました。また企画運用に際し途中から参加して下さった津田研究室の大平元気君、海老沢研究室の御堂岡拓哉君、様々なサポートを頂きました秘書の米田由香様にも感謝致します。

「きみっしょん」の活動に関しまして、ご支援頂きました山村一誠准教授、黒谷明美准教授、曾根理嗣准教授、花輪香代子様、中村カオル様、宇宙教育センターの皆様、先輩後輩の皆様には感謝申し上げます。運営会議や当日の運営まで本当に沢山お世話になりました。特に山村先生や曾根先生には、「きみっしょん」以外にも沢山お世話になり感謝の念に絶えません。また高校生が急激に成長する姿に毎年心動かされ、良い活力剤となりました。またこの活動を通じて、何某か社会に還元できるきっかけを得られましたのは心の救いでした。コロナウイルスにより例年と同様の活動を行えなかったのは大変残念ですが、再び無事に再開できることを心からお祈りします。

I would also like to express my deep sense of gratitude to Prof. Tomohiro Usui and Dr. Stephane Bonardi Top Young Fellow. Both of you have provided us precious practical opportunities regarding Mars exploration rover experiments. Through this activity called “M2 challenge (Moon to Mars challenge)”, we have got much learning on project management and communication. In addition, I thank Takuma Sakamoto team leader, Kousuke Sakamoto, Chihiro Uemura, Amiko Takano, Tsubasa Ishihara, Iori Kajitani, Masaru Kambayashi, Masatoshi Motohashi, Kaori Hirata, Leo Wang, Kosei Toyokawa and all members of M2 challenge team. I would like to praise all of your efforts because this is the first trial but keeps forward and getting more exciting!

在学中宇宙研にてお世話になった先輩方として、まず岩崎祥大博士(元羽生研究室)や出口雅也さん(元佐藤研究室)にはロケット工学の勉強会から進路に関するご相談、その他様々沢山お世話になりありがとうございました。岩崎さんには特にオンオフ問わず沢山お世話になり、己を見失わず今日まで研究を続けることができました。また増田紘士助教(元佐藤研究室)には在学中に、進路に関するご相談から申請書の添削などでお世話になり本当にありがとうございました。また大葉崇義博士(元清水研究室)や柴田拓馬博士(元坂井研究室)、狩谷和季博士(元福田研究室)、万戸雄輝博士(元田中研究室)

には総研大のイベントに関しまして色々ご相談に乗って頂きありがとうございました。馬場俊介博士(元中川研究室)や井辻宏章博士(元廣瀬研究室), 小山舜平博士(元松原研究室)には, 長い間「きみっしょん」の活動に関してお世話になりありがとうございました。松本幸太郎助教(元プロジェクト研究員)や伊東山登助教(元羽生研究室)には, 進路に関するご相談からプライベートでもお世話になりましてありがとうございました。坂本勇樹博士や尾崎直哉特任助教, 小田切公秀博士にも進路に関するご相談やお酒の席でお世話になりありがとうございました。

岩崎祥大博士, 出口さんに加え, 武藤智太郎君(小川研究室), 木村永翔君(元嶋田研究室), 大里智樹君(元後藤研究室), 坂岡恵美さん(森田研究室), 山田哲嗣君(峯杉研究室)には, ロケット工学勉強会(ロケプリ)にてお世話になりありがとうございました。色々な研究室の学生とロケットについて語り合えたのは夢の如くよき思い出です。

宇宙研における学生間の交流促進を目指したコミュニティ「学生コミュニティ」の立ち上げから運営まで精力的に取り組んできた, リーダーの久保勇貴君(川口研究室)をはじめ, 森下貴都君(西山研究室), 近澤拓弥君(川勝研究室), 御堂岡拓哉君(海老沢研究室), 大平元気君(津田研究室), 平田大君(小川研究室)に感謝します。新型肺炎の影響により直接交流する場を設けられなかったのは残念でしたが, それでもこのような状況下で交流の輪が広がっているのは皆さんのおかげだと思います。

I thank all members of Kimission FC for playing soccer and having fantastic time together! I am so glad that there is no border of soccer in spite of the difference of nationalities and languages. I also appreciate all of supports of our supervisor, associate professor Yoshitugu Sone for providing us these precious opportunities.

宇宙研音楽部の皆様には, 楽譜が読めない, 音痴などの致命的欠陥だったにも関わらず暖かく接して下さいありがとうございました。お陰様で心豊かな日々を過ごすことができました。

数少ない総研大宇宙科学専攻の同級生である柏岡秀哉君(津田研究室), 田内思担君(船木研究室)には, 総研大のイベント毎に打ち上げに行ったり, 遊びに行ったりと色々な時間を共有できとても嬉しかったです。また同じ宇宙研の同期の博士課程の学生である河合成孝君(大山研究室), 長谷川隆洋君(清水研究室)には一緒に研究の息抜きに付き合ってくださいありがとうございました。

JAXA 職員の相馬央令子様, 伊藤隆様には, 進路に関するご相談に親身に

ご対応頂き、総研大宇宙科学専攻に進学するご縁ができました。上記に記載しましたような貴重な経験を積みながら、この博士論文を作成できたのはお二人のお陰です。本当にありがとうございました。

小川和洋教授には、学部卒業後に参加しました溶射学会や EBC 研究分科会にてお世話になり、また研究者としてあるべき姿を勉強させて頂きありがとうございました。また服部博博士には、EBC 研究分科会をきっかけにセラミックス複合材料の社会的需要や研究課題に関する指針に関しご高説賜り、本博士論文の意義や方向性、展望を見出すことができました。その節は本当にありがとうございました。

学部時代の恩師、荒井正行教授から学んだことは今尚自分の血肉となり、本当に心から感謝しております。先生のご指導がなければ、この論文の作成を断念していたように思います。思う成果を挙げるために相応の時間を要したものの、やはり多少の後ろめたさを感じていたがために、ご挨拶に行けなかったご無礼をお許し下さい。

鳥人間の活動を続けながら、まがりなりにも研究と両立できたのは「チームあざみ野」の優秀なメンバーの皆さんのおかげでした。再び琵琶湖のプラットフォームに立てたことは一生の良き思い出です。そして私の原点はやはり、'14 年執行代の鳥科として皆さんとも切磋琢磨した鳥人間コンテストであることを再認識しました。あの時の経験なく同じく、この論文が完成することもなかったことでしょう。チームあざみ野、そしてお世話になった鳥科の皆さんに深く感謝します。

最後に、長年居候を許して下さった両親、応援下さった家族の皆様に感謝します。特に祖母には並々ならぬ支援を頂きました。それにも関わらず、この論文を二度と直接お見せできぬ非礼をお許し下さい。卒業時期を 1 年早めるところか、無事に卒業することさえ私一人ではできませんでした。

2021 年 3 月 12 日
戸端 佑太