

修士学位論文

炭素繊維強化プラスチックの 繰り返し熱応力負荷下における損傷 メカニズムの解明

指導教授 小林 訓史 教授

平成 29 年 2 月 14 日 提出

首都大学東京大学院

理工学研究科 機械工学 専攻

学修番号 15883309

氏 名 眞保 友彰

第1章 緒言

1.1 背景	1
1.2 炭素繊維強化プラスチック	1
1.3 電波天文衛星における CFRP の使用	2
1.4 先行研究	2
1.5 研究目的	5

第2章 理論

2.1 積層板理論を用いた理論弾性率算出	8
2.2 積層板理論を用いた各層における応力算出	10
2.3 クラック発生時のエネルギー解放率算出	11

第3章 実験方法

3.1 試験片	21
3.2 熱サイクル試験	23
3.3 表面観察	25
3.4 熱膨張率測定	26
3.5 三点曲げ試験	27
3.6 低温下における暴露試験	28
3.7 曲げクリープ試験	28
3.8 有限要素解析	29
3.8.1 有限要素解析法を用いた伝熱解析	29
3.8.2 有限要素解析法を用いたクラック発生模擬モデルによる弾性率低下率予測	32

第4章 結果と考察

4.1 表面観察	33
4.1.1 トランスバースクラック密度結果	54
4.1.2 クラック開口変位	56
4.1.3 樹脂部表面の劣化について	58
4.2 熱膨張率測定結果	59
4.3 曲げ剛性測定結果	62
4.4 暴露試験結果	64
4.5 クリープ試験結果	69
4.6 有限要素解析法を用いた解析結果	69
4.6.1 温度分布解析結果	69
4.6.2 熱応力分布解析結果	72

4.6.3 クラック発生模擬モデルによる弾性率低下率予測結果	77
--------------------------------	----

第 5 章 結言	79
----------	----

第1章 緒言

1.1 背景

近年、高解像度での宇宙観測技術開発が求められており、従来の地球から行う天体観測に加え、宇宙空間においてより詳細な天体観測を行うことができる衛星用アンテナの開発が重要となっている。しかしながら一般にミッションの高度化に伴い、宇宙構造物は大型化が求められる傾向にあり、それによる重量増加および寸法精度の低下が考えられる上に、打ち上げ時の寸法の制約から高度な展開機構が要求されるため、展開構造の複雑化が不可避であり、結果として剛性低下を招く可能性がある。また真空中での運用となるため、宇宙空間におけるアウトガスの寸法精度に与える影響も無視できない。つまりこれらの影響による最終的なアンテナ観測精度の低下が考えられるため、部材には、高剛性であり軽量であること、低吸湿性であることが求められる。これらの課題の解決法として、人工衛星アンテナの放射リブ部分に対する比較的軽量である炭素繊維強化プラスチック (CFRP) の使用が挙げられる。

人口衛星を用いた宇宙観測計画の一例[1]として JAXA などにより打ち上げられた電波天文衛星「はるか」や、その後計画された ASTRO-G 計画などがあげられる。

1.2 炭素繊維強化プラスチック

炭素繊維は有機繊維を焼成して得られる炭素含有率が 90%以上の繊維でありその特性は、製造方法、製造条件の違いで大きく変わる。原料、製造方法での分類としてレーヨン系、ポリアクリロニトリル系、ピッチ系などに分けることができる。炭素繊維は比重、比強度、比剛性に優れ高い力学的特性を示す他、ほぼ炭素原子から構成されるため高い耐食性も示す。また一般に炭素繊維は繊維のままの状態を使用するより樹脂などの母材に埋め込まれた複合材料として使用され、炭素繊維強化プラスチックと呼ばれる。

炭素繊維プラスチックは、合金などと異なり、機械的に繊維と母材が分離可能であるという特徴を持ち、母材樹脂、炭素繊維の選択また、積層構成の変更によりその化学的特性、力学的特性を変化させ使用環境に応じて所望の特性を得ることができ、それゆえ炭素繊維強化プラスチックは設計できる材料といわれる。そのため優れた製品を開発するためには、人工衛星などの最終的な製品の設計者と部材である炭素繊維強化プラスチックの設計者の連携が非常に重要であるといえる。

1.3 電波天文衛星における CFRP の使用

電波天文衛星の放射リブ部の材料候補として比剛性の高い炭素繊維強化プラスチックを挙げることができる。Figure 1.1 に放射リブ部の概略図を示す。放射リブ部の運用中の化学的、力学的特性の低下は、構造上アンテナの曲率精度に大きく影響し、結果として観測精度低下を招く。宇宙空間において運用される電波天文衛星は、真空状態におかれ、また放射線に直接曝される。そのため地球上で吸収した水分などが揮発するアウトガスと呼ばれる現象や放射線による材料の劣化が考えられる。その上、太陽光を直接吸収する日照時と、地球の影に隠れる日陰時で熱サイクルを受けるため材料の内部で熱応力が繰り返し負荷され、クラックが発生することが想定される。

本研究では、材料候補の炭素繊維強化プラスチックの試験片に対して特に熱サイクルが及ぼす損傷に焦点を当て研究を行った。

1.4 先行研究

炭素繊維強化プラスチック積層板の熱特性に関する研究や、熱サイクルによる積層板の損傷発生に関する研究例などを Table 1.1 にまとめる。

[2]では複合材料の熱膨張係数について、[3]では熱伝導率について検討している。Yasir Nawebetal[2]らは、使用部材である複合材料の熱膨張係数は、最終製品の性能に大きく影響すると主張し、炭素繊維とエポキシ樹脂の積層構成[0], [0/90], [± 45]の積層板の熱膨張係数を有限要素解析を行い算出し、実験値との良好な一致を示した。また M. W. Pilling[3]らは、炭素繊維とエポキシ樹脂の積層構成[0], [90]の単層板の熱伝導率を測定し、この実験値が既知である繊維の特性や理論モデルに基づいて予測した理論値と一致することを示した。Davide. Bowles[4]らは、大型の宇宙構造物への炭素繊維強化プラスチックの使用のため、複合積層板の熱膨張係数への微視クラックの影響を評価した。また解析的結果と実験的結果を併用して、クラックが積層板の剛性に与える影響についても評価した。まずクラックのないモデルでの有限要素解析を用いた熱膨張係数予測結果が、積層板理論から計算される熱膨張係数と一致することを示し解析の妥当性を示した。その後、層にクラックを想定したモデルを作成し、クラックを有する積層板での熱膨張係数変化の予測や、クラックによる各層の剛性低下を考慮した理論計算を行った。その結果 90°層の剛性低下とそれによる熱膨張係数への影響予測が難しいことや、0°層の損傷は積層板軸方向の熱膨張係数に影響すること、90°層の損傷が熱膨張係数にあたえる影響が大きいことを示した。これらの研究から、使用する炭素繊維強化プラスチック積層板の熱膨張係数、熱伝導率を正確に評価し、所望の熱特性を有する炭素繊維強化プラスチック積層板を設計すること、および使用環境下において熱特性がどのように変化していくのか

を正しく評価することは、最終製品の性能および長期耐久性を決定する上で重要であると言える。特に本研究で対象とする、高温、低温下に繰り返しさらされるような、熱サイクル環境下で使用される炭素繊維強化プラスチック積層板においてこれらの因子を知ることは、運用中の損傷発生の主な原因と予想される部材内部での熱応力値のより正確な予測を可能とするため、本研究においても重要な因子であると言える。Stephen S Tompkins[5]らは熱サイクルを負荷された試験片における、クラック密度変化および熱膨張係数に対して積層板の層厚さがあたえる影響を研究している。層が薄い試験片では、クラック発生層に対する隣接層からの拘束が強く、これにより層の引張が制限されるためサイクル初期のクラック増加が妨げられる。しかしながらサイクル後期での応力緩和が発生しないため、サイクル後期にクラックが急増するとしている。また、熱サイクルを繰り返すことにより、熱膨張係数が減少することも示しており特に厚い試験片では低下が急激に発生するとしている。R. C. Givler[6]らはエポキシを母材とした炭素繊維積層板において、熱サイクルを負荷するとクラック密度が増加することを示した上に熱膨張係数の違いから、繊維と母材の界面でののはく離が予測されるとしている。また、各環境温度において積層板の 90° 層内、45° 層内において発生する熱応力の算出を、熱膨張係数が温度とともに線形的に変化することを仮定したモデルと一定であるモデルの双方に対し行った。その結果、温度による熱膨張変化を考慮したモデルでの熱応力算出値が高いことを示したがその差はわずかであった。C. Henaff Gardin[7]らは機械疲労と熱疲労を負荷した際に発生する炭素繊維強化プラスチックにおける母材クラック進展の特徴を比較し、90° 層内においてどちらの条件でも最終的なクラック密度はほぼ一致するが、熱疲労により発生するクラックはサイクル初期において多くみられる事を示した。Ceelia H. Park[8]らは、複合積層板の熱による損傷の予測方法の検討及び実験的検討を行った。shear-lag モデルを用いてクラック発生により解放されるひずみエネルギーについて議論し材料の破壊臨界エネルギーをエネルギー解放率が上回った際に新たなクラックが形成されるとしクラック発生基準となることを示した。また端部付近において 45 ° 層のように角度を持つ層は、自由縁付近の低い横方向応力のためクラック発生が少ないことも示した。M. C. Lafarie-Frenot[9]らは八角形に切り出した試験片を用いて、熱サイクル下での炭素繊維強化プラスチック積層板の損傷への自由縁層内応力の影響を研究し、八角形の試験片において、端面の角度と繊維配向角の相間関係及び層の位置によるクラック発生数への影響が大きいことを示した。D. S. Forsyth[10]らは、熱疲労させた炭素繊維強化プラスチックに対して超音波測定やSEM観察を行い、疲労後の試験片での、超音波減衰や、樹脂と繊維のはく離の発生を示した。K. Biernacki[11]らは、繊維と樹脂のモデルを作成し、熱疲労化における繊維と樹脂

の相互作用を検討した。John F. Timmerman[12]らは、強化剤として母材のエポキシにジシアレンジアミド、ジウロンを加えた際に構造の柔軟化が発生し、これによるガラス転移温度低下、熱疲労により発生するクラックの増加が起こることや、高弾性率繊維の使用が発生するクラック密度増加につながることも示している。H.Zrida[13]らは熱疲労により発生する複合積層板のクラックと、高温下だけに曝される熱エイジングにより発生するクラック発生をそれぞれ分析し、熱サイクルにおいて発生するクラックの一部は、熱エイジングによるものであるとしている。また観察結果を、有限要素解析や線形破壊力学を用いて考察している。これらの研究から熱サイクルによる複合積層板内部での損傷発生の原因には、積層構成、母材樹脂と繊維の組み合わせなどが大きく影響しているといえ、またそれに伴う剛性低下や熱膨張係数変化を予測、測定、考察することが重要であるといえる。

熱サイクルを原因としたクラックに限定せず、積層板内に発生するクラックやはく離についてその発生メカニズムの考察も行われている。

T. Kevin O'Brien[14]は多くの複合積層板において剛性低下が、層間はく離を原因とする可能性を示している。Jhon A. Nairn[15]らは、炭素繊維強化プラスチックのクラックを積層板内における応力分布の計算を shear-lag モデルを使用せずに予測する方法の提案をしており、より厳密なひずみエネルギー解放率の解析のため、残留熱応力の考慮がなされており、また、クラックが生じた複合材における熱膨張係数変化も考慮している。しかしながら検証には更なる実験データが必要としている。Janis Varna[16]は、線形破壊力学解析を用いてクラックの発生と進展について考察し、厚い層に対しては強度に基づいた解析を行い、薄い層に関しては破壊力学を用いて考察した。S. C. Tan[17]らは、2次元モデルを用いて、エネルギーバランスの考慮に基づいた破壊基準を用いた応力解析をおこない、実験から決定されるパラメータを導入し積層板内のクラック発生について考察した。Z. Hashin[18,19]らは層の厚さにわたって負荷方向に垂直な応力は一定であるという仮定にたった上で、クラックが発生する積層板に対して、つり合い条件や境界条件を満たす応力場を構成し、最小コンプリメンタルエネルギーの原理に基づいて剛性低下や応力の決定を行う、多様なアプローチを示した。以上から複合積層板のクラック発生メカニズムの解明には、各複合積層板に対して実験と解析を組み合わせ用いた様々な検証が必要であるといえる。

本研究では、ポリシアネートエステルを用いた CFRP においても先行研究で示された熱サイクルによる損傷挙動が示されるかを実験的に検証した。特に 90°層に着目し、熱サイクルがクラックなどの微視的損傷挙動、またそれに伴う曲げ剛性、熱膨張係数といった運用時のアンテナの精度に影響をもたらす因子を評価することを目的とする。また、クラック発生メカニズムの解明のため、有

限要素解析を用いた伝熱解析も行った.

1.5 研究目的

本研究の目的は、電波天文衛星の放射リブ部の部材の候補として低吸湿性、低アウトガス性で知られるポリシアネートエステルを用いた炭素繊維強化プラスチックを挙げ、この試験片に対し熱サイクル試験を行い、各サイクルでの弾性率測定、クラック密度測定、軸方向熱膨張係数測定を行うことにより、試験片の長期耐久性評価を行うことである．具体的には、トランスバースクラックや層間はく離などの応力伝達を妨げる損傷に着目しこれらの発生を評価した．また運用時に長期曲げ負荷を受けるためクリープ試験を行いクリープ特性評価を行った．また熱サイクル中に発生する部材内部での温度分布や、部材端部でのエッジ効果がクラック発生に与える影響を考察し熱サイクルによって発生する損傷メカニズムの解明のために、有限要素解析法を用いた伝熱解析ならびに伝熱解析の結果出力される温度分布を入力とした熱応力解析を行い、冷却過程で発生する熱応力を評価した．

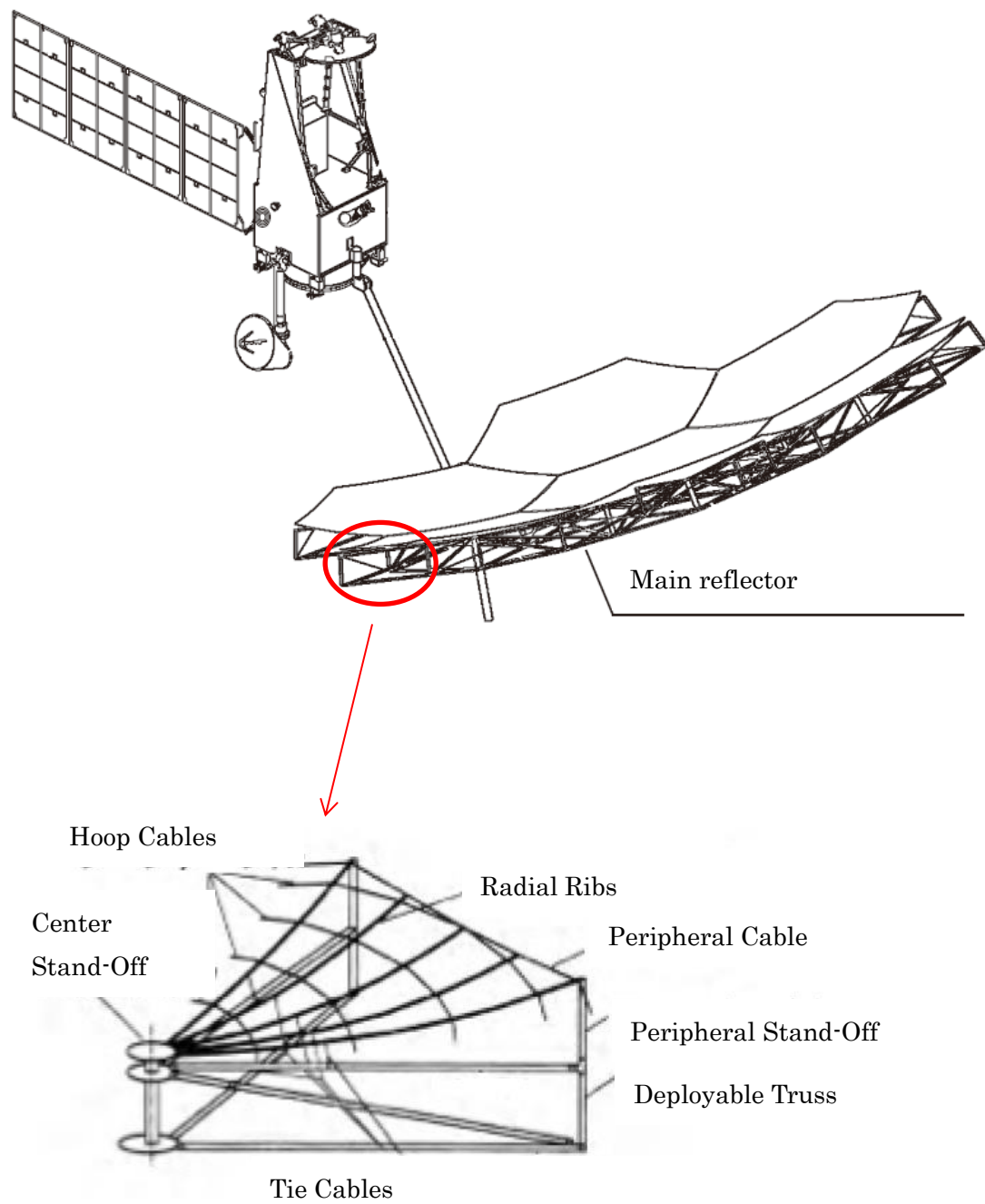


Figure 1.1 Schematic of ASTRO-G.

Table 1.1 Previous Works for Thermal Fatigue or Thermal Property of Composites.

Fiber Orientation	Matrix/Fiber	Temperature	Number of Cycles	Reference Number
[0], [0/90], [± 45]	Epoxy/Carbon	20~220	-	[2]
[0], [90]	Epoxy/Carbon	80~270 K	-	[3]
[0 _m /90 _n] _s , [0/ ± 45 /90] _s , [0/90/ ± 45] _s	Epoxy/Carbon	25~150	-	[4]
[0/90/0/90] _s , [(0/90) ₁₀] _s	Epoxy/Carbon	-156~121	1500	[5]
[0 _{GL5} /0/45/-45/0/45/90/ -45/0/45/-45/0] _s	Epoxy/Carbon	-54~177	1000	[6]
[0 ₃ /90 ₃] _s , [90 ₃ /0 ₃] _s	Epoxy/Carbon	-50~150	500	[7]
[0 ₂ /90 ₂] _s , [0/90/0/90] _s , [0 ₂ / ± 30] _s , [0/45/90/-45] _s , [0/90/ ± 45] _s [0 ₂ /45 ₂ /90 ₂ /-45 ₂] _s	Epoxy/Carbon	-157~RT	1	[8]
[0 ₃ /90 ₃] _s , [+45 ₃ /-45 ₃] _s [90 ₃ /0 ₃] _s	Epoxy Amine /Carbon	-50~150	1000	[9]
unidirectional	Vinylester /Carbon Vinylester /Aramid Polyphenylenesul phide /Aramid	about -35~80	Over1800	[10]
unidirectional	Polyester /Stainless	-25~50	1500	[11]
[0 ₃ /90 ₃] _s	Epoxy/Carbon	-150~60	5	[12]
[(+45/-45)(90/0)] _{2s}	Polyimide/Carbon	-60~RT -60~288	150	[13]

第2章 理論

2.1 積層板理論を用いた理論弾性率算出

複合積層板は、積層構成を選択することにより所望の特性を得ることができる材料である。積層板の各層に注目するとそれぞれが異なった配向角を持つため、各層は試験片軸方向の曲げや引張に対して異なった応答を示し、標準座標系に対する各層の剛性は異なる。まず、試験片軸方向に対し平行に繊維が配向する層(0°層)の剛性行列を考える。剛性行列 Q は(1)式で定義することができる。

$$\begin{Bmatrix} \sigma_L \\ \sigma_T \\ \tau_{LT} \end{Bmatrix} = Q \begin{Bmatrix} \varepsilon_L \\ \varepsilon_T \\ \gamma_{LT} \end{Bmatrix} \quad (1)$$

ここでは、試験片長さ方向に x 軸、幅方向に y 軸とし、繊維方向 L 軸、繊維方向に直角方向を T 軸と定義した。 σ_L , σ_T , τ_{LT} はそれぞれ L 方向にかけた応力, T 方向にかけた応力, せん断応力であり, ε_L , ε_T , γ_{LT} はそれぞれ L 方向ひずみ, T 方向ひずみ, せん断ひずみである。

次に各層が任意の配向角で積層されている際には応力の座標変換等を用いると(2)式で剛性行列を表現できる。

ただし、(2)式は、(3)～(13)式の関係を用いた。

$$\bar{Q} = \begin{Bmatrix} \bar{Q}_{11} & \bar{Q}_{12} & \bar{Q}_{16} \\ \bar{Q}_{12} & \bar{Q}_{22} & \bar{Q}_{26} \\ \bar{Q}_{16} & \bar{Q}_{26} & \bar{Q}_{66} \end{Bmatrix} \quad (2)$$

$$\bar{Q}_{11} = Q_{11}l^4 + 2(Q_{12} + 2Q_{66})l^2m^2 + Q_{22}m^4 \quad (3)$$

$$\bar{Q}_{12} = Q_{12}l^4(l^4 + m^4) + (Q_{11} + Q_{22} - Q_{66})l^2m^2 \quad (4)$$

$$\bar{Q}_{22} = Q_{11}m^4 + 2(Q_{12} + 2Q_{66})l^2m^2 + Q_{22}l^4 \quad (5)$$

$$\bar{Q}_{16} = (Q_{11} - Q_{12} - 2Q_{66})l^3m - (Q_{22} - Q_{12} - 2Q_{66})lm^3 \quad (6)$$

$$\bar{Q}_{66} = (Q_{11} + Q_{22} - 2Q_{12} - 2Q_{66})l^2m^2 + Q_{66}(l^4 + m^4) \quad (7)$$

$$l = \cos \theta \quad (8)$$

$$m = \sin \theta \quad (9)$$

$$Q_{11} = E_L / (1 - \nu_{LT}\nu_{TL}) \quad (10)$$

$$Q_{22} = E_T / (1 - \nu_{LT}\nu_{TL}) \quad (11)$$

$$Q_{12} = \nu_{LT}E_T / (1 - \nu_{LT}\nu_{TL}) \quad (12)$$

$$Q_{66} = G_{LT} \quad (13)$$

ここで θ :配向角, E_L : 0° 層の繊維方向弾性率, E_T : 0° 層の繊維方向と垂直方向の弾性率,

ν_{LT} :ポアソン比(L 方向に引張ったときの T 方向の収縮の割合),

ν_{TL} :ポアソン比(T 方向に引張ったときの L 方向の収縮の割合),

G_{LT} :せん断弾性係数である.

以上から任意の配向角の剛性係数を計算できることが示された. 次に積層板の剛性係数を考える. 積層板の積層方向に z 軸を定義し z 軸原点を板厚の中心にとるとする. ここで z 軸原点から k 番目の層までの距離を z_k と定義すると応力を板厚にわたって積分した合応力 N を(14)式で定義できる. 上付き(k)は k 番目の層を示す.

$$\begin{Bmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \end{Bmatrix} = \sum_{k=1}^n (z_k - z_{k-1}) \begin{Bmatrix} \sigma_x^{(k)} \\ \sigma_y^{(k)} \\ \tau_{xy}^{(k)} \end{Bmatrix} \quad (14)$$

n :層数

よって

$$\begin{Bmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \end{Bmatrix} = \sum_{k=1}^n (z_k - z_{k-1}) \begin{Bmatrix} \overline{Q_{11}} & \overline{Q_{12}} & \overline{Q_{16}} \\ \overline{Q_{12}} & \overline{Q_{22}} & \overline{Q_{26}} \\ \overline{Q_{16}} & \overline{Q_{26}} & \overline{Q_{66}} \end{Bmatrix}_k \begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix} \quad (15)$$

となり

$$A = \sum_{k=1}^n (z_k - z_{k-1}) \begin{Bmatrix} \overline{Q_{11}} & \overline{Q_{12}} & \overline{Q_{16}} \\ \overline{Q_{12}} & \overline{Q_{22}} & \overline{Q_{26}} \\ \overline{Q_{16}} & \overline{Q_{26}} & \overline{Q_{66}} \end{Bmatrix}_k \quad (16)$$

とおくと

$$\begin{Bmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \end{Bmatrix} = A \begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix} \quad (17)$$

A を積層板の面内剛性係数とよぶ

また A を積層板の板厚 t_{total} で除すと積層板の剛性係数となる

$$A/t_{total} = Q_{LAM} \quad (18)$$

と定義すると Q_{LAM} は積層板の剛性係数である.

積層板の剛性は

Q_{LAM} の逆行列をとり, (1,1)成分の逆数で算出される.

2.2 積層板理論を用いた各層における応力算出

各層の熱膨張係数を算出すると式(19)となる.

$$\alpha_i = \begin{Bmatrix} \alpha_x \\ \alpha_y \\ \alpha_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} \alpha_L l^2 + \alpha_T m^2 \\ \alpha_L m^2 + \alpha_T l^2 \\ 2lm(\alpha_L - \alpha_T) \end{Bmatrix} \quad (19)$$

α_x :試験片 x 方向の熱膨張係数, α_y :試験片 y 方向の熱膨張係数, α_{xy} :試験片 xy

方向の熱膨張係数, α_L :繊維の繊維方向の熱膨張係数, α_T :繊維の繊維方向と垂直方向の熱膨張係数

各層の厚さを t とおき, (16), (18)より

積層板全体の剛性係数は、

$$Q_{LAM} = \sum_1^n t \bar{Q} / t_{total} \quad (20)$$

とかける、

各層の熱膨張係数と各層の剛性係数をそれぞれ内積して足し合わせたものと積層板全体の熱膨張係数と積層板全体の剛性を内積したものは等しいため積層板全体の熱膨張係数を算出すると(21)となる、

$$\alpha_{LAM} = Q_{LAM}^{-1} \cdot \left(\sum_1^n t \bar{Q} \cdot \alpha_k / t_{total} \right) \quad (21)$$

各層の熱応力の値を算出すると(22)となる、

$$\sigma = \bar{Q}(\alpha_{LAM} - \alpha_k) \Delta T \quad (22)$$

ΔT : 応力フリー温度と実験温度との温度差

n : 層数

2.3 クラック発生時のエネルギー解放率算出[8]

試験片の各層においてクラックが発生した際にひずみエネルギーが解放される、シアラグモデルを使って、発生するクラック表面の単位面積当たりのエネルギー減少率を算出しクラックが発生した際に解放されるエネルギーを定量的に評価することができる、シアラグモデルを Figure 2.1 に示す、

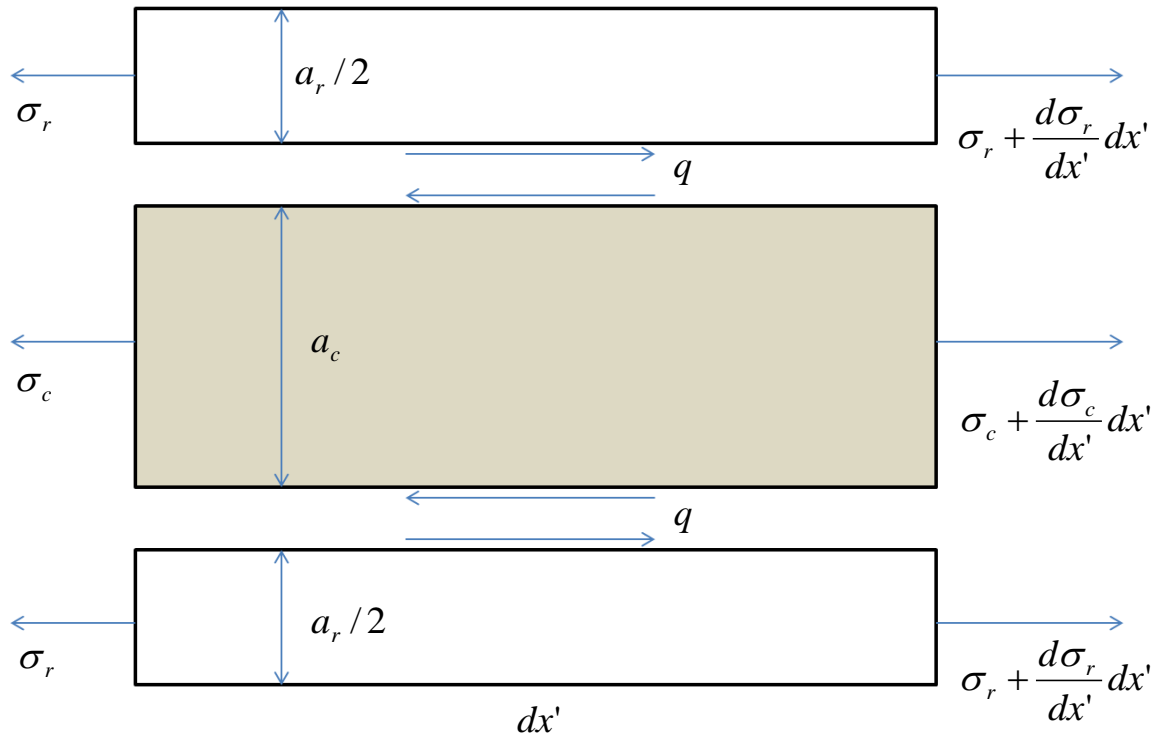


Figure 2.1 Schematic View of Shear-lag Stress Model.

Figure 2.1 における灰色部はクラック発生層を表し、白部は隣接層であり全ての層は完全接着していると仮定される．また、本モデルにおいて、層間の接着部では x 方向のせん断応力のみ伝えるものと仮定する．下付きの c はクラック層， r は隣接接着層を示す．

K : 結合している層間での有効せん断剛性

u : 変位

q : せん断応力

σ : 引張応力

α : 熱膨張係数

E : 剛性係数

ΔT : 応力フリー温度との温度差

力のつり合いから

$$q = \frac{a_c}{2} \frac{d\sigma_c}{dx'} \quad (23)$$

$$q = -\frac{a_r}{2} \frac{d\sigma_r}{dx'} \quad (24)$$

$$\sigma_r a_r + \sigma_c a_c = 0 \quad (25)$$

また応力と変位の関係からひずみは

$$\frac{\sigma_c}{E_c} = \frac{du_c}{dx'} - \alpha_c \Delta T \quad (26)$$

$$\frac{\sigma_r}{E_r} = \frac{du_r}{dx'} - \alpha_r \Delta T \quad (27)$$

$$q = K(u_c - u_r) \quad (28)$$

よって(23), (28)から

$$K(u_c - u_r) = \frac{a_c}{2} \frac{d\sigma_c}{dx'} \quad (29)$$

両辺 dx' で微分して

$$K\left(\frac{du_c}{dx'} - \frac{du_r}{dx'}\right) = \frac{a_c}{2} \frac{d^2\sigma_c}{dx'^2} \quad (30)$$

(30)式に(26)式, (27)式を代入して

$$K\left(\frac{\sigma_c}{E_c} + \alpha_c \Delta T\right) - K\left(\frac{\sigma_r}{E_r} + \alpha_r \Delta T\right) = \frac{a_c}{2} \frac{d^2\sigma_c}{dx'^2} \quad (31)$$

よって

$$\frac{d^2\sigma_c}{dx'^2} - \frac{2K}{a_c} \left(\frac{\sigma_c}{E_c} - \frac{\sigma_r}{E_r} \right) = \frac{2K}{a_c} (\alpha_c - \alpha_r) \Delta T \quad (32)$$

(25)式を用いて

$$\frac{d^2\sigma_c}{dx'^2} + \frac{2K}{a_r\sigma_r} \left(\frac{\sigma_c}{E_c} - \frac{\sigma_r}{E_r} \right) \sigma_c = \frac{2K}{a_c} (\alpha_c - \alpha_r) \Delta T \quad (33)$$

$$\frac{d^2\sigma_c}{dx'^2} - 2K \left(\frac{a_r E_r + a_c E_c}{a_r a_c E_r E_c} \right) \sigma_c = \frac{2K}{a_c} (\alpha_c - \alpha_r) \Delta T \quad (34)$$

となる .

ここで以下(35), (36)を定義する.

$$\xi = \sqrt{\frac{Ka_c(a_r E_r + a_c E_c)}{2a_r E_r E_c}} \quad (35)$$

$$\lambda = -\frac{2K}{a_c} (\alpha_c - \alpha_r) \Delta T \quad (36)$$

(35), (36)式から(34)式は(37)式となる

$$\frac{d^2\sigma_c}{dx'^2} - \frac{4\xi^2}{a_c^2} \sigma_c = -\lambda \quad (37)$$

(37)式を σ_c について解くと一般解は

$$\sigma_c = A \sinh\left(\frac{2\xi x'}{a_c}\right) + B \cosh\left(\frac{2\xi x'}{a_c}\right) + \frac{\lambda a_c^2}{4\xi^2} \quad (38)$$

境界条件 $\sigma_c = 0, x' = \pm h$ より

$$2A \sinh\left(\frac{2\xi h}{a_c}\right) = 0$$

$$A = 0$$

$$B = -\frac{\lambda a_c^2}{4\xi^2} \frac{1}{\cosh\left(\frac{2\xi h}{a_c}\right)}$$

となる

(38)式に代入し

$$\sigma_c = \left(-\frac{\lambda a_c^2}{4\xi^2} \frac{1}{\cosh\left(\frac{2\xi h}{a_c}\right)} \right) \cosh\left(\frac{2\xi x'}{a_c}\right) + \frac{\lambda a_c^2}{4\xi^2} \quad (39)$$

(35), (36)から

$$\frac{\lambda a_c^2}{4\xi^2} = \left(-\frac{2K}{a_c} (\alpha_c - \alpha_r) \Delta T \right) \frac{a_c^2}{4} \left(\frac{2a_r E_r E_c}{K a_c (a_r E_r + a_c E_c)} \right) = \left(-\frac{a_r E_r E_c}{a_r E_r + a_c E_c} (\alpha_c - \alpha_r) \Delta T \right) \quad (40)$$

よって

$$\sigma_c = \left(-\frac{a_r E_r E_c}{a_r E_r + a_c E_c} (\alpha_c - \alpha_r) \Delta T \right) \left(1 - \frac{\cosh\left(\frac{2\xi x'}{a_c}\right)}{\cosh\left(\frac{2\xi h}{a_c}\right)} \right) \quad (41)$$

(25), (41)式から

$$\sigma_r = \left(-\frac{a_c}{a_r} \sigma_c \right) = \left(\frac{a_c E_r E_c}{a_r E_r + a_c E_c} (\alpha_c - \alpha_r) \Delta T \right) \left(1 - \frac{\cosh\left(\frac{2\xi x'}{a_c}\right)}{\cosh\left(\frac{2\xi h}{a_c}\right)} \right) \quad (42)$$

(23), (24), (41)式から

$$q = \xi \left(-\frac{a_r E_r E_c}{a_r E_r + a_c E_c} (\alpha_c - \alpha_r) \Delta T \right) \left(1 - \frac{\sinh\left(\frac{2\xi x'}{a_c}\right)}{\cosh\left(\frac{2\xi h}{a_c}\right)} \right) \quad (43)$$

また単位面積当たりのエネルギー減少率は(44)式で表される

$$G_1 = \frac{\Delta W - \Delta U}{a_c} \quad (44)$$

G_1 : 単位面積当たりのエネルギー減少率

ΔW : クラック形成時の外部仕事(機械的荷重負荷による仕事がない場合0)

ΔU : ひずみエネルギー変化

U_σ : クラック発生前の引張応力によるひずみエネルギー

U_q : クラック発生前のせん断応力によるひずみエネルギー

とすると

$$U_\sigma = \frac{a_r}{2} \int_{-h}^h \sigma_r \varepsilon_r dx' + \frac{a_c}{2} \int_{-h}^h \sigma_c \varepsilon_c dx' = \frac{a_r}{2} \int_{-h}^h \frac{\sigma_r^2}{E_r} dx' + \frac{a_c}{2} \int_{-h}^h \frac{\sigma_c^2}{E_c} dx' \quad (45)$$

2つの界面を考慮し係数 $1/2$ が外れ

$$U_q = \int_{-h}^h \frac{q^2}{K} dx' \quad (46)$$

となる

新しいクラックは、すでに存在するクラックの中央に発生すると仮定し
その際の応力は

$$\sigma_c^* = \left(-\frac{a_r E_r E_c}{a_r E_r + a_c E_c} (\alpha_c - \alpha_r) \Delta T \right) \left(1 - \frac{\cosh\left(\frac{2\xi x''}{a_c}\right)}{\cosh\left(\frac{\xi h}{a_c}\right)} \right) \quad (47)$$

$$\sigma_r^* = \left(\frac{a_c E_r E_c}{a_r E_r + a_c E_c} (\alpha_c - \alpha_r) \Delta T \right) \left(1 - \frac{\cosh\left(\frac{2\xi x''}{a_c}\right)}{\cosh\left(\frac{\xi h}{a_c}\right)} \right) \quad (48)$$

$$q^* = \xi \left(-\frac{a_r E_r E_c}{a_r E_r + a_c E_c} (\alpha_c - \alpha_r) \Delta T \right) \left(1 - \frac{\sinh\left(\frac{2\xi x''}{a_c}\right)}{\cosh\left(\frac{\xi h}{a_c}\right)} \right) \quad (49)$$

h : すでに存在するクラックと新しく発生するクラック間距離

σ^* : クラック発生後の引張応力

q^* : クラック発生後のせん断応力

エネルギーは

$$U_\sigma^* = a_r \int_{-h/2}^{h/2} \frac{\sigma_r^{*2}}{E_r} dx'' + a_c \int_{-h/2}^{h/2} \frac{\sigma_c^{*2}}{E_c} dx'' \quad (50)$$

$$U_q^* = \int_{-h/2}^{h/2} \frac{q^{*2}}{K} dx'' \quad (51)$$

U_σ^* : クラック発生後の引張応力によるひずみエネルギー

U_q^* : クラック発生後のせん断応力によるひずみエネルギー

(52)式で G_I を表すことができ

$$G_1 = -\frac{1}{a_c} (U_\sigma^* - U_\sigma + U_q^* - U_q) \quad (52)$$

(41)(42)(43)を(45)(46)

(47)(48)(49)を(50)(51)に代入し(52)式を書き直すと(53)となる

$$G_1 = \left(-\frac{a_r E_r E_c}{2(a_r E_r + a_c E_c)} (\alpha_c - \alpha_r)^2 \Delta T^2 \right) \left(2 \int_{-h/2}^{h/2} \left(\frac{\cosh\left(\frac{2\xi x''}{a_c}\right)}{1 - \frac{\cosh\left(\frac{2\xi x''}{a_c}\right)}{\cosh\left(\frac{\xi h}{a_c}\right)}} + \frac{\sinh\left(\frac{2\xi x''}{a_c}\right)}{\cosh\left(\frac{\xi h}{a_c}\right)} \right)^2 dx'' \right. \\ \left. - \int_{-h}^h \left(\frac{\cosh\left(\frac{2\xi x'}{a_c}\right)}{1 - \frac{\cosh\left(\frac{2\xi x'}{a_c}\right)}{\cosh\left(\frac{2\xi h}{a_c}\right)}} + \frac{\sinh\left(\frac{2\xi x'}{a_c}\right)}{\cosh\left(\frac{2\xi h}{a_c}\right)} \right)^2 dx' \right) \quad (53)$$

ここで

$$m = \cosh\left(\frac{2\xi h}{a_c}\right)$$

$$M = \cosh\left(\frac{\xi h}{a_c}\right)$$

とおき

各項を計算し

$$\int_{-h}^h \left(\frac{\cosh\left(\frac{2\xi x'}{a_c}\right)}{1 - \frac{\cosh\left(\frac{2\xi x'}{a_c}\right)}{\cosh\left(\frac{2\xi h}{a_c}\right)}} \right)^2 dx' = \frac{8(2m^2 + 1)\xi h - 16m\alpha_c \sinh\left(\frac{2\xi h}{a_c}\right) + 2\alpha_c \sinh\left(\frac{4\xi h}{a_c}\right)}{8m^2 \xi}$$

$$\int_{-h}^h \left(\frac{\sinh\left(\frac{2\xi x'}{a_c}\right)}{\cosh\left(\frac{2\xi h}{a_c}\right)} \right)^2 dx' = \frac{2\alpha_c \sinh\left(\frac{4\xi h}{a_c}\right) - 8\xi h}{8m^2 \xi}$$

$$\int_{-h/2}^{h/2} \left(1 - \frac{\cosh\left(\frac{2\xi x''}{a_c}\right)}{\cosh\left(\frac{\xi h}{a_c}\right)} \right)^2 dx'' = \frac{8(2M^2 + 1)\xi \frac{h}{2} - 16M\alpha_c \sinh\left(\frac{\xi h}{a_c}\right) + 2\alpha_c \sinh\left(\frac{2\xi h}{a_c}\right)}{8M^2 \xi}$$

$$\int_{-h/2}^{h/2} \left(\frac{\sinh\left(\frac{2\xi x''}{a_c}\right)}{\cosh\left(\frac{\xi h}{a_c}\right)} \right)^2 dx'' = \frac{2\alpha_c \sinh\left(\frac{2\xi h}{a_c}\right) - 4\xi h}{8M^2 \xi}$$

となり

(53)式は

$$\begin{aligned} G_1 &= \left(-\frac{a_r E_r E_c}{2(a_r E_r + a_c E_c)} (\alpha_c - \alpha_r)^2 \Delta T^2 \right) \\ &\quad \left(\frac{-16a_c \cosh\left(\frac{\xi h}{a_c}\right) \sinh\left(\frac{\xi h}{a_c}\right) + 4a_c \sinh\left(\frac{2\xi h}{a_c}\right)}{4\xi (\cosh(\xi h / a_c))^2} + \frac{16a_c \cosh\left(\frac{2\xi h}{a_c}\right) \sinh\left(\frac{2\xi h}{a_c}\right) - 4a_c \sinh\left(\frac{4\xi h}{a_c}\right)}{8\xi (\cosh(2\xi h / a_c))^2} \right) \\ &= -\frac{a_c}{\xi} \left(-\frac{a_r E_r E_c}{2(a_r E_r + a_c E_c)} (\alpha_c - \alpha_r)^2 \Delta T^2 \right) \\ &\quad \left(\left(\frac{16 \cosh\left(\frac{\xi h}{a_c}\right) \sinh\left(\frac{\xi h}{a_c}\right) - 8 \sinh\left(\frac{\xi h}{a_c}\right) \cosh\left(\frac{\xi h}{a_c}\right)}{4(\cosh(\xi h / a_c))^2} \right) + \left(\frac{-16 \cosh\left(\frac{2\xi h}{a_c}\right) \sinh\left(\frac{2\xi h}{a_c}\right) + 8 \sinh\left(\frac{2\xi h}{a_c}\right) \cosh\left(\frac{2\xi h}{a_c}\right)}{8(\cosh(2\xi h / a_c))^2} \right) \right) \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
&= -\frac{a_c}{\xi} \left(4 \tanh\left(\frac{\xi h}{a_c}\right) - 2 \tanh\left(\frac{\xi h}{a_c}\right) - 2 \tanh\left(\frac{2\xi h}{a_c}\right) + \tanh\left(\frac{2\xi h}{a_c}\right) \right) \left(-\frac{a_r E_r E_c}{2(a_r E_r + a_c E_c)} (\alpha_c - \alpha_r)^2 \Delta T^2 \right) \\
&= \left(\frac{a_r a_c E_r E_c}{2\xi(a_r E_r + a_c E_c)} (\alpha_c - \alpha_r)^2 \Delta T^2 \right) \left(2 \tanh\left(\frac{\xi h}{a_c}\right) - \tanh\left(\frac{2\xi h}{a_c}\right) \right) \quad (54)
\end{aligned}$$

仮に各物性値や条件値を以下のように設定する.

$$a_c = a_r = 0.01125 \text{ mm}$$

$$K = 4.56 \text{ GPa}$$

$$\alpha_c = 37 \times 10^6$$

$$\alpha_r = -1.66 \times 10^5$$

$$E_c = 8.0 \text{ GPa}$$

$$E_r = 252 \text{ GPa}$$

$$\Delta T = -377 \text{ }^\circ\text{C}$$

すると $2h$ と G_I の関係は, **Figure 2.2** のように表すことができる.

よってクラック発生時に解放されるエネルギーは, クラック密度増加に伴って $2h$ の値が減少するため低下していくことが示された.

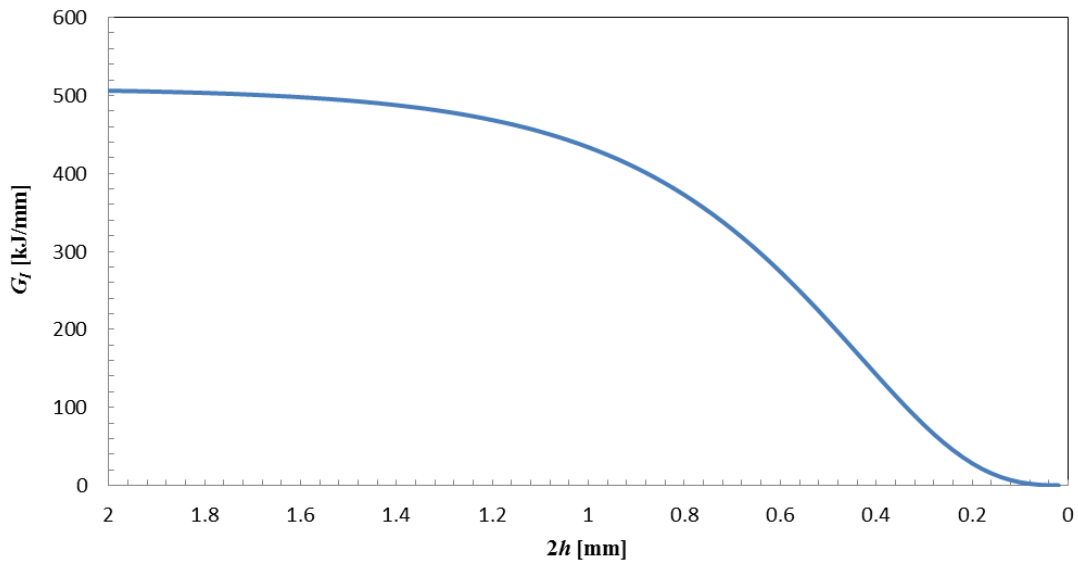


Figure 2.2 Relationship of Clacks Displacement and Energy Release Rate Per Unit Area of New Crack Surface.

第3章 実験方法

3.1 試験片

本研究で扱う試験片は、母材として低吸湿性、低アウトガス性に優れるポリシアネートエステル NM31 を用いた試験片と、耐クリープ特性に優れる熱硬化性ポリイミド PETI-340M を用いた試験片と汎用性が高いエポキシ#133 を用いた試験片の 3 種類である。繊維は全試験片で、繊維方向に負の熱膨張係数である炭素繊維 M46J を用いた。それぞれ CM 試験片、IM 試験片、EM 試験片とした。

また運用時の寸法精度の低下による観測精度の低下を防ぐ為、熱膨張率がほぼ 0 になるような積層構成となっており、CM 試験片、IM 試験片は、[0/30/90/-30/0]_{4s} の積層構成になっている。EM 試験片は[0/30/90/-30/0]_{8s} の積層構成である上に、試験片寸法も異なるが、90°層に発生する引張の熱応力値は CM 試験片、IM 試験片と等しいため比較材とした。また後に示す表面観察を行う試験片に対し、エメリー紙を用いてあらかじめ表面研磨を行った。その後バフ研磨を行い観察面が鏡面状になるようにした。試験片厚さ及び試験片幅はそれぞれ 3 点で計測し、平均を算出して求めた。各試験片の概要は、Table 3.1 に示した。Figure 3.1 に、試験片の模式図を示す。試験片 CM、IM、EM とともに、試験片の最も外側に位置する 90°層を 1st90°と定義する。同様に 2nd90°、3rd90°、4th90°を定義した。

Table 3.1 Outline of Specimens.

Specimen	CM	IM	EM
Size [mm ³]	4.5×1.5×160		3.5×1.5×160
Lay up	[0/30/90/-30/0] _{4s}		[0/30/90/-30/0] ₈
Matrix	NM31	PETI-340M	#133
Fiber	M46J		

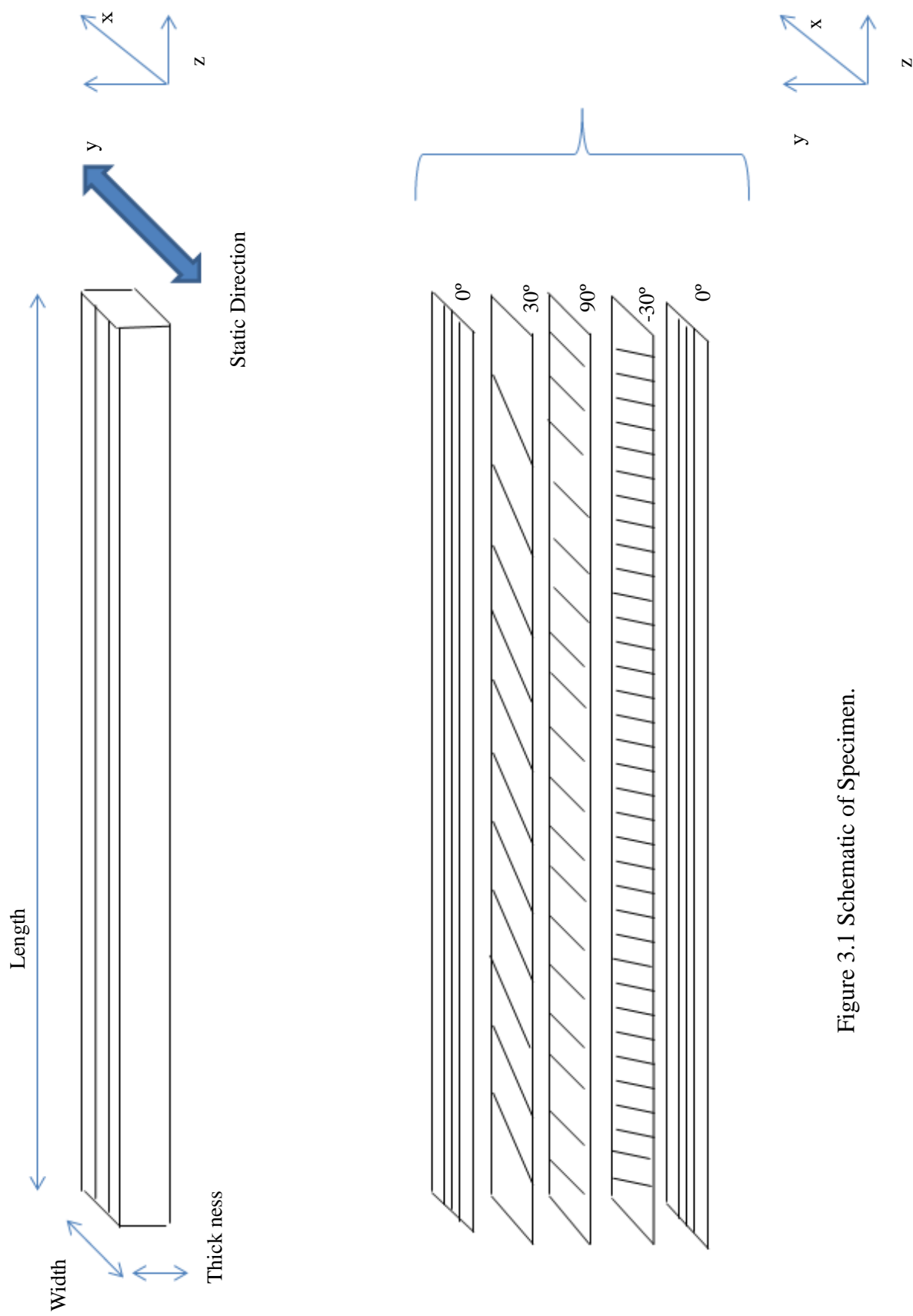


Figure 3.1 Schematic of Specimen.

3.2 熱サイクル試験

熱サイクル試験は宇宙環境下での日照時を仮定して試験片を設定温度 120°C の電気炉(Yamato DK240S)に 10 分間静置し、その後、宇宙環境下での日陰時を仮定して液体窒素(-197°C)で満たした発泡スチロール容器内に 5 分間静置することをくり返すことにより行った。これを 1 サイクルとした。本試験方法では、試験片の冷却速度条件が宇宙環境下で推定されるアンテナ放射リブ部の冷却速度条件に対し急冷であるが、本試験条件下では、試験片内部で発生する熱応力値の急激な増加が発生する上に、試験片内部での温度勾配発生によって複雑な熱応力状態となるため、試験片が使用環境で想定される冷却条件より厳しい条件下に曝されると考えられ本試験方法を採用した。

本試験で扱う CM 試験片の積層構成は[0/30/90/-30/0]_{4s} である。本試験条件下で冷却された際に各層に発生する熱応力値を積層板理論を用いた(2)~(13)式、(16)式、(18)~(22)式から算出し、*z* 方向、*y* 方向、*yz* 方向の熱応力値を、Figure 3.2 に示す。3.4 で詳述するが、0° 層の繊維方向の熱膨張係数 α_L 、0° 層の繊維方向と垂直方向の熱膨張係数 α_T は測定値を用いた。また配向角 θ 、0° 層の繊維方向弾性率 E_L 、0° 層の繊維方向と垂直方向の弾性率 E_T 、ポアソン比(*L* 方向に引張ったときの *T* 方向の縮の割合) ν_{LT} 、ポアソン比(*T* 方向に引張ったときの *L* 方向の縮の割合) ν_{TL} 、せん断弾性係数 G_{LT} 層数 *n*、は、それぞれ以下の値を仮定した。応力フリー温度は 180°C とした。

$$\alpha_L: -1.66 \times 10^{-6} \text{ [1/K]}$$

$$\alpha_T: 3.7 \times 10^{-5} \text{ [1/K]}$$

$$\theta: 0^\circ, 30^\circ, 90^\circ, -30^\circ$$

$$E_L: 252 \text{ [GPa]}$$

$$E_T: 8 \text{ [GPa]}$$

$$\nu_{LT}: 0.49$$

$$\nu_{TL}: 0.0098$$

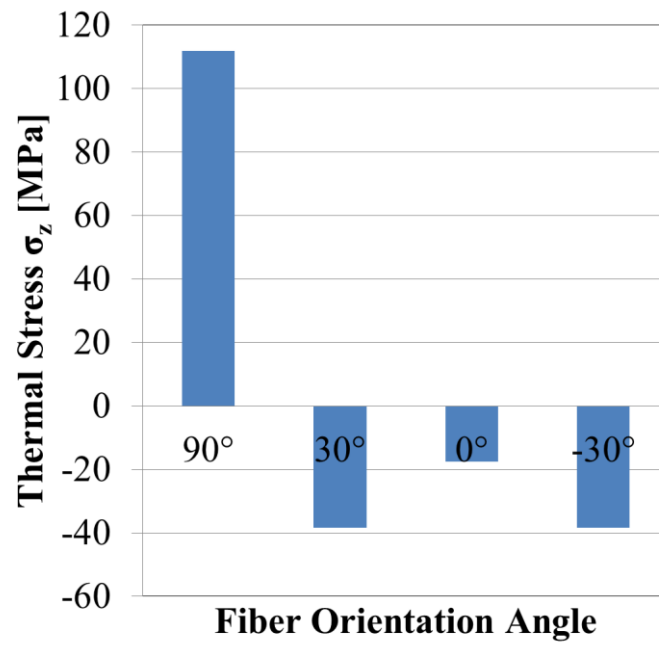
$$G_{LT}: 4.56 \text{ [GPa]}$$

$$n: 40$$

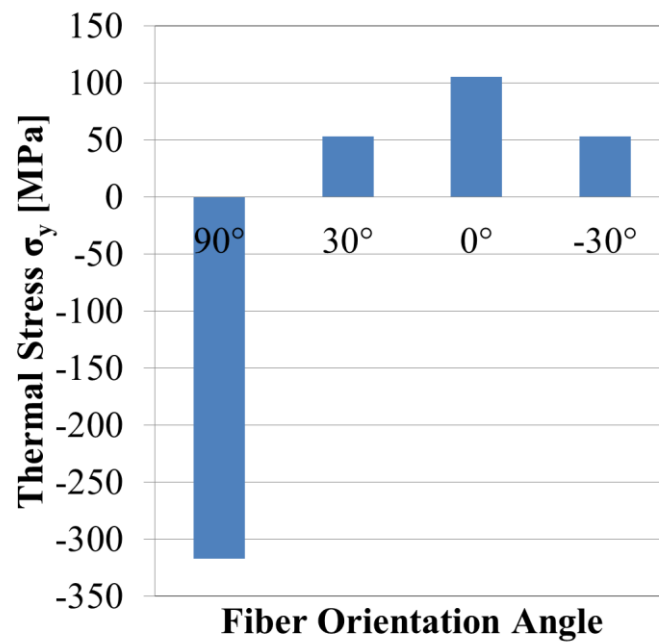
$$t_{total}: 4.5 \text{ [mm]}$$

$$\Delta T: 377^\circ\text{C}$$

Figure 3.2 から、熱サイクル試験において冷却完了時、90° 層 *z* 方向に約 110 MPa の引張応力が負荷されることがわかり、*y* 方向に約 300 MPa の圧縮応力が負荷されることがわかる。 σ_z により試験片 90° 層にクラックが発生することが考えられる。

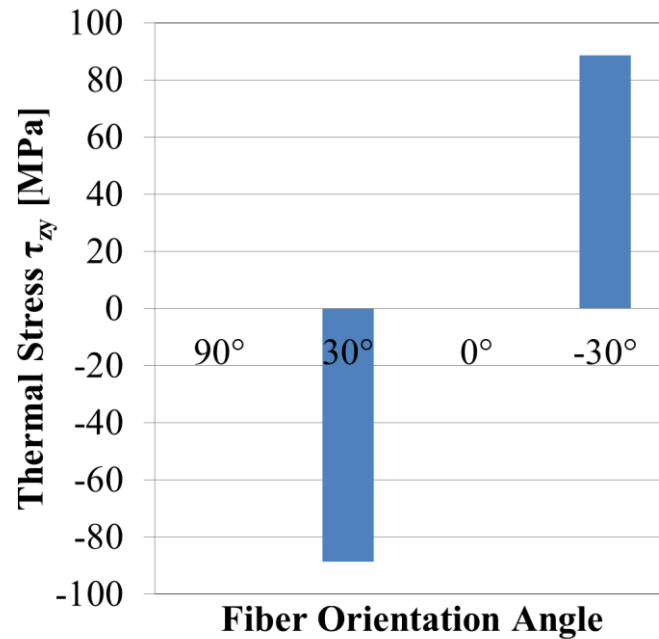


(a) Thermal Stress σ_z of Individual plys.



(b) Thermal Stress σ_y of Individual plys.

Figure 3.2 Thermal Stress of Individual plys.



(c) Thermal Stress τ_{yz} of Individual plys.

Figure 3.2 Continued.

3.3 表面観察

研磨後の試験片に対し、マイクロ스코プ(Keyence 製)を用いて、各サイクル数におけるトランスバースクラック数を測定した。Figure 3.2 から 90° 層に最も高い引張応力が発生する傾向にあると考えられ、90° 層にトランスバースクラックが集中して発生することが考えられる。そのため本研究では各サイクル時の 90° 層におけるトランスバースクラック密度を算出し熱サイクルによる損傷の定量的評価を行った。本研究においてクラック密度とは、観察領域内の各層に存在するトランスバースクラックの数をカウントし単位長さあたりのトランスバースクラック数として定義した。この値が大きいくほど、試験片の損傷の程度が大きいといえる。試験片スパンの中心部 30 mm を観察領域とし、クラック数を計測し、クラック密度を算出した。

また比較的サイクル初期において発生したクラックに注目し、各サイクル時のクラック開口変位を測定した。これはクラック開口変位の増加が曲げ剛性の低下に影響することが考えられるためである。

3.4 熱膨張係数測定

積層板理論による熱応力算出に用いる物性値を得るため、CM 試験片と同一の繊維、樹脂を用いて成形された 0° 材において繊維方向と繊維に垂直方向の熱膨張係数測定を行った。

また、1300 サイクル熱サイクル負荷を行った、積層構成 $[0/30/90/-30/0]_{4S}$ である CM 試験片、IM 試験片、および積層構成 $[0/30/90/-30/0]_8$ である EM 試験片に対して、線膨張計 TMA-60(Shimadzu 製)を用いて試験片軸方向熱膨張係数の測定を行った。これは軸方向熱膨張係数への熱サイクル負荷による影響を評価するためである。Figure 3.3 に測定部の概略図を示す。

測定に用いた試験片は、試験片軸方向長さが約 10 mm となるようにラボカッターを用いて切り出した。その後試験片を素焼き板に平行にロウ付けし、より精密に試験片をカットできるファインカッターを用いて試験片軸方向長さが約 9 mm となるように切り出す。カット後、測定装置のステージにのせロッドを常に一定の荷重で押し当てるように設定する。その後、炉内の温度を上昇させ、ロッドの変位量から、試験片の熱膨張係数を測定する。1 条件に対し 3 試験片用意し、1 試験片に対して 3 回ずつ試験を行い、平均値から熱膨張係数を決定した。

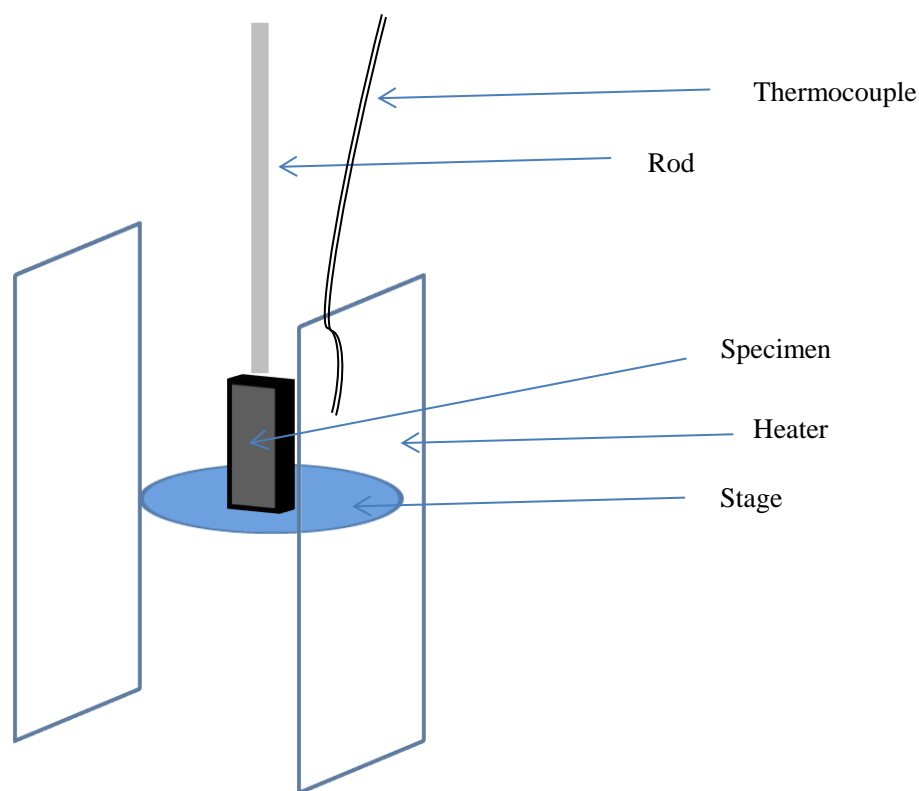


Figure 3.3 Schematic View of TMA .

3.5 三点曲げ試験

各サイクルにおける試験片の曲げ弾性率 E を測定するために、三点曲げ試験を行った。試験条件は、室温下でクロスヘッド速度 0.5 mm/min とした。曲げ負荷による損傷の進展を防ぐために曲げひずみ 0.2% を超えないように荷重を負荷し、その後負荷時のクロスヘッド速度と同じ速度で除荷した。この試験の負荷中の応力ひずみ線図の傾きから弾性率を得た。3 回同様の操作を行い平均値を算出し、各試験片の各サイクル数における弾性率を決定した。本試験では Figure 3.4 に概略図を示した治具を万能試験機に取り付けて行った。スパン間隔は 140 mm とした。以下の式において P : 荷重, v : たわみ, L : スパン長さ, b : 試験片幅, h : 試験片厚さである。また、各層の弾性係数を得るため CM 試験片と同一の繊維、樹脂を用いて成形された 0° 材, 90° 材に対しても三点曲げ試験を行った。

$$E = \frac{PL^3}{4bvh^3} \quad (55)$$

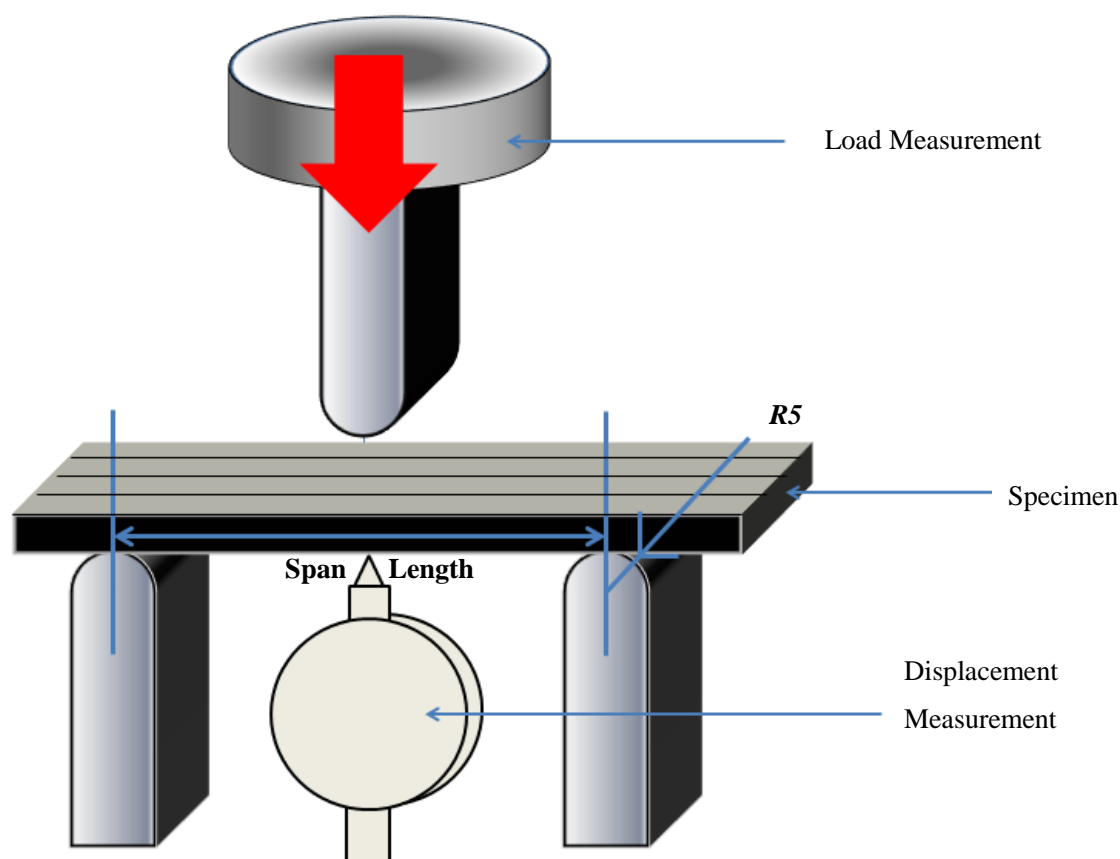


Figure 3.4 Schematic of 3-point bending test.

3.6 低温下における暴露試験

Figure 3.2 に示されたように，試験片が冷却された際に，試験片の応力フリー温度との差が大きくなり，熱応力が発生することが分かっている．本実験では，試験片が長時間にわたり低温下に曝された際に発生する損傷およびそれによる剛性低下の評価を目的とする．

熱サイクル試験の結果と比較するために，本試験では，熱サイクルを 1300 サイクル負荷した際に低温下に曝される合計時間が 6500 分であることから，6500 分間連続で冷却暴露試験を行い，その後表面観察，三点曲げ試験を行った．試験条件の決定は，H.Zrida [13]らの論文を参考にした．

3.7 曲げクリープ試験

曲げによる長期のクリープ特性に対する熱サイクルの影響を調べるために曲げクリープ試験を行った．Figure 3.5 に示した治具および試験片を電気炉を用いて 100°C まで加熱し，試験片に錘で 3.2 N の負荷を与え，約 5000 時間の変位データを採取し(55)式からクリープコンプライアンスを求めた．

変位は変位計(KYOWA/DTH-A-10M19)を用いた．今回実験温度を 100°C に設定したのは，変位計の限界温度が 100°C であるためである．

$$D(t, T) = \frac{4bvh^3}{PL^3} \quad (56)$$

$D(t, T)$: クリープコンプライアンス, t : 時間, T : 温度, L : スパン長さ, b : 試験片幅, h : 試験片厚さ, P 荷重, v : たわみである．

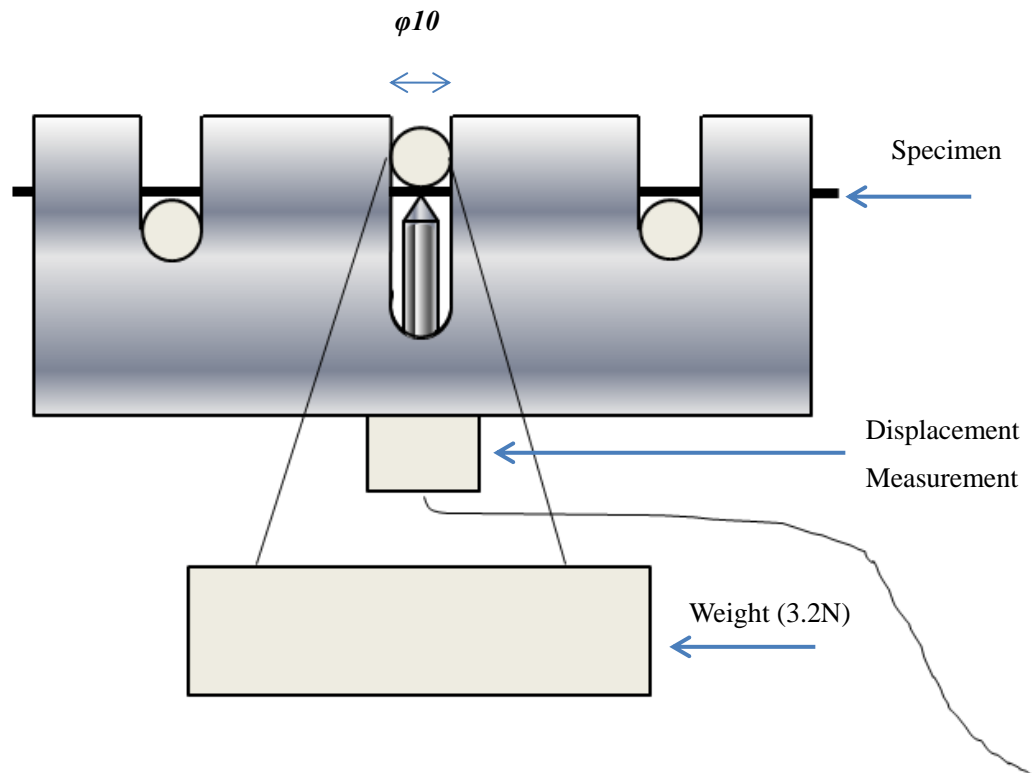


Figure 3.5 Schematic of Creep test jig.

3.8 有限要素解析

3.8.1 有限要素解析法を用いた伝熱解析

モデル作成および解析には、ANSYS15.0 を用いた。解析モデルの概略図を Figure 3.6 に示す。CM 試験片を模擬した 1/2 モデルを作成した。試験片は、積層方向に 40 層積層されているが、簡略化のため 20 層をモデル化し、20 層目に対称境界条件を定義した。また各層での配向角を模擬するため、全体直交座標系の試験片長さ方向に対して試験片の積層方向を軸にして 30° , 90° , -30° , 0° 回転させた座標を定義し、各層の物性値を定義する際に、各座標系の主軸方向に物性値を与えた。各層の寸法は厚さ 0.1125 mm, 幅 1.5 mm, 長さ 160 mm としたため、モデル全体では厚さ 2.25 mm, 幅 1.5 mm, 長さ 160 mm とした。ソリッドモデルの要素タイプは、伝熱解析では PLANE278 (6 面体 8 節点)を用い、熱応力解析では PLANE185 (6 面体 8 節点)を用いた。解析に用いた 0° 方向の物性値を Table 3.2 に示す。

本モデルを用いて熱サイクル試験を模擬するため、伝熱解析を行い試験片の温度分布を求めた。解析条件は、初期温度を 120°C、負荷温度を-197°C と設定した。また試験片成形温度が約 180°C であるため、参照温度を 180°C とした。熱伝達率は 1000 W/m²・K とし、対称面を除く試験片表面 5 面に対し熱伝達負荷を与えた。液体窒素と冷却対象との熱伝達率の決定には、Kunito ら[20]の論文を参考にした。その後、伝熱解析で求めた温度分布から試験片に発生する熱応力解析を行うために連成解析を行った。温度条件は、熱伝達解析で求めた各時間での温度分布とし、各層における熱応力値を試験片表面部、中心部に対して出力した。

Table 3.2 Properties of one direction (0°) Specimen.

Elastic Modulus E_L	252 GPa
Elastic Modulus E_T	8 GPa
Shearing Modulus G_{TL}	4.56 GPa
Shearing Modulus G_{TT}	2.7 GPa
Thermal Expansion α_L	-1.66×10^{-6} [1/K] (Experimental Data)
Thermal Expansion α_T	3.7×10^{-5} [1/K] (Experimental Data)
Thermal Conductivity K_L	85 W/m・K
Thermal Conductivity K_T	0.65 W/m・K
Density	1640 kg/m ³ (Experimental Data)
Specific Heat Capacity	840 J/kg・K
Poisson Ratio ν_{TL}	0.0098
Poisson Ratio ν_{TT}	0.49
Heat Transfer Coefficient h	1000 W/m ² ・K

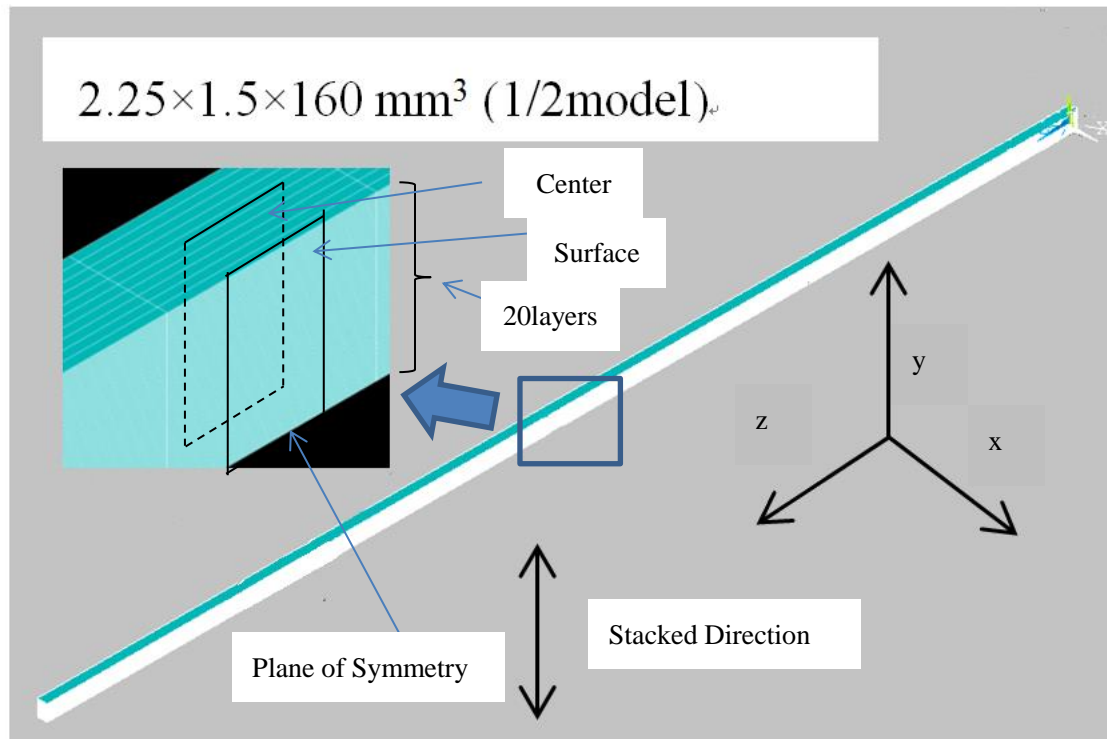


Figure 3.6 Schematic view of FEM Model for. Heat Transfer Analysis.

3.8.2 有限要素解析法を用いたクラック発生模擬モデルによる剛性低下率予測

モデル作成および解析には、ANSYS15.0を用いた。解析モデルの概略図をFigure 3.7に示す。本解析では1st90°層のみ1 number/crackのクラック密度でクラックが存在するモデル、同様に2nd90°層のみにクラックが存在するモデル、3rd90°層のみにクラックが存在するモデル、4th90°層のみにクラックが存在するモデル、クラックが存在しないモデルの5つのモデルを作成した。またクラック密度が増加した条件との比較の為、2 number/crackのクラック密度でクラックが存在するモデルも作成した。試験片は、積層方向に40層積層されているが、簡略化のため20層をモデル化し、20層目に対称境界条件を定義した。使用可能な節点数の上限を超えないようにするため、モデルの長手方向長さは1 mmとしたが1st~4th90°層に位置する各クラックが長手方向の引張弾性率に与える影響の評価が主な目的であるため、以上のモデルで十分であると判断した。また各層での配向角を模擬するため、全体直交座標系の試験片長さ方向に対して試験片の積層方向を軸にして30°, 90°, -30°, 0°回転させた座標を定義し、各層の物性値を定義する際に、各座標系の主軸方向に物性値を与えた。各層の寸法は厚さ0.1125 mm, 幅1.5 mm, 長さ1 mmとしたため、モデル全体では厚さ2.25 mm, 幅1.5 mm, 長さ1 mmとした。クラックは1 μm の開口変位を持つ厚さ方向に貫通したクラックを長手方向中央に配置した。ソリッドモデルの要素タイプは、解析ではPLANE185 (6面体8節点)を用い、各エリアは全ての座標軸方向に対し10分割され、解析に用いた0°方向の物性値はTable 3.2に示された値である。

各90°層に存在するクラックが引張弾性率に与える影響の大きさを比較することで、各90°層にクラックが発生した際に解放されるエネルギーの大小関係を定性的に評価することが可能である。本解析では長手方向(Z方向)の引張試験を模擬するため、長手方向端部の片端部を長手方向に対し固定し、反対側の片端部に1.0%, 1.5%, 2.0%の強制ひずみを与え、各ひずみで発生する端部のZ方向応力値の平均値から上記の全5モデルでの引張弾性率を算出した。

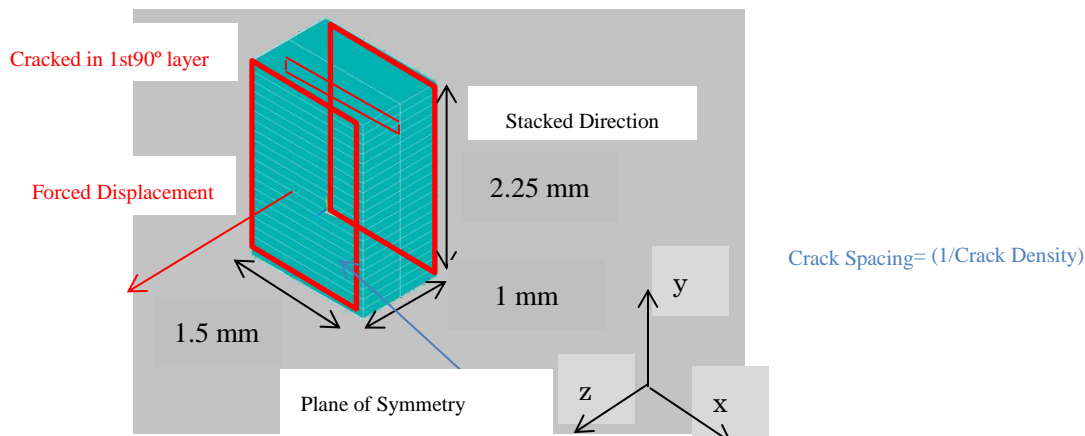


Figure 3.7 Schematic view of FEM Model for Elastic Modulus Analysis.

第4章 結果と考察

4.1 表面観察

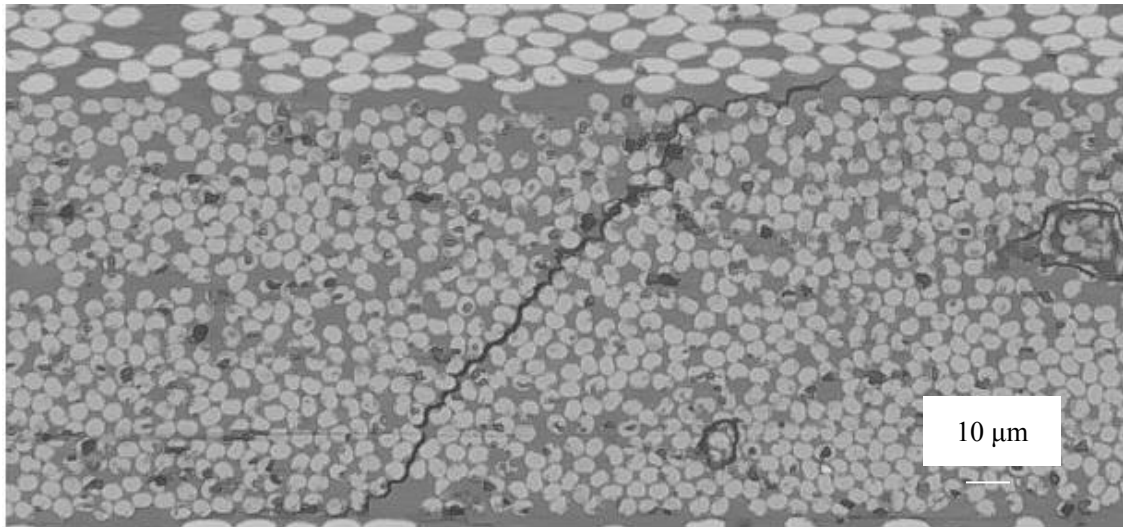
初めに、0 サイクル時に各試験片でトランスバースクラックが発生しているか確認したが、0 サイクル時では、トランスバースクラックがほとんど発生していないことが確認された。しかしながら、IM 試験片では成形時に発生したと考えられる初期クラックが、90° 層にわずかに見られた。また EM 試験片において樹脂リッチ領域が確認されたが、わずかであり、影響は少ないと考えられる。

各サイクルごとにマイクロ스코プ(Keyence 製)を用いて撮影したクラックの形態を Figure 4.1, 4.2, 4.3 に示す。今回示すクラックは、1 サイクル時から存在したクラックの典型例である。

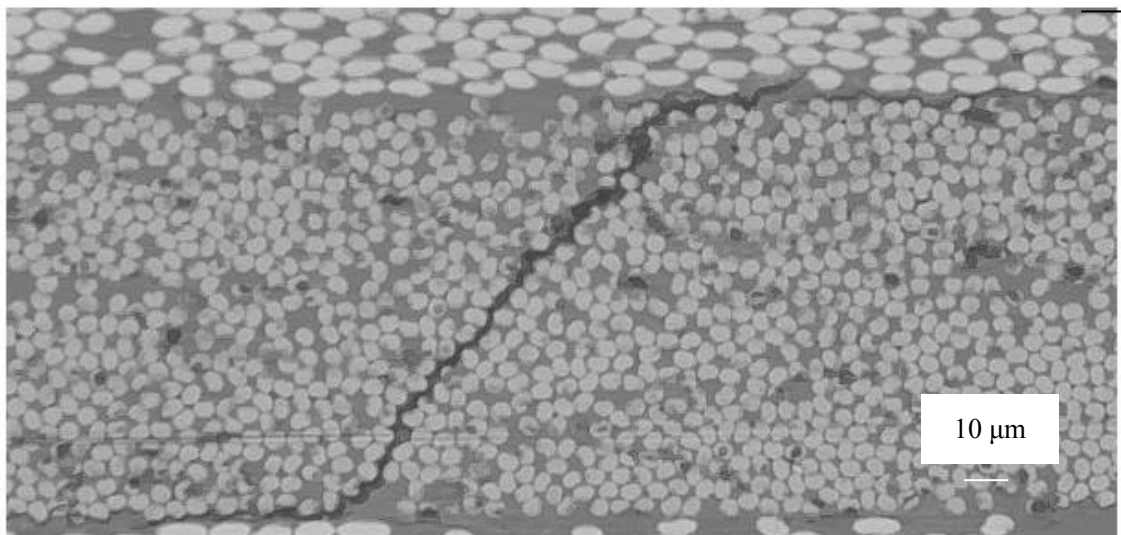
Figure 4.1 から、CM 試験片においては1 サイクルにてトランスバースクラックが発生し、10 サイクルでわずかに開口変位が拡大しトランスバースクラックが層間はく離に進展していることがわかる。100 サイクル付近でさらに層間はく離が進展した。200 サイクル付近で開口変位がさらに拡大した。また 400 サイクル付近で層間はく離がわずかに進展した。しかしながら 600 サイクル以降では 400 サイクルと比べて顕著な変化は見られなかった。

また、Figure 4.2 から、EM 試験片において1 サイクルで発生したトランスバースクラックが 10 サイクルでトランスバースクラックが層間はく離に進展していることがわかる。100 サイクル付近でさらに層間はく離が進展した。200 サイクル付近で開口変位がさらに拡大した。400 サイクルで層間はく離の進展、開口変位の拡大を確認し、樹脂リッチ部の劣化および開口変位の拡大も観察された。600 サイクル以降で樹脂リッチ部の劣化および開口変位の拡大が観察された。

Figure 4.3 から、IM 試験片において1 サイクルで発生したトランスバースクラックが 10 サイクルで層間はく離に進展していることがわかる。100 サイクル付近でさらに層間はく離が進展した。開口変位は 1~5 サイクルでわずかに拡大したが、その後 1300 サイクルまでに顕著な変化は見られなかった。

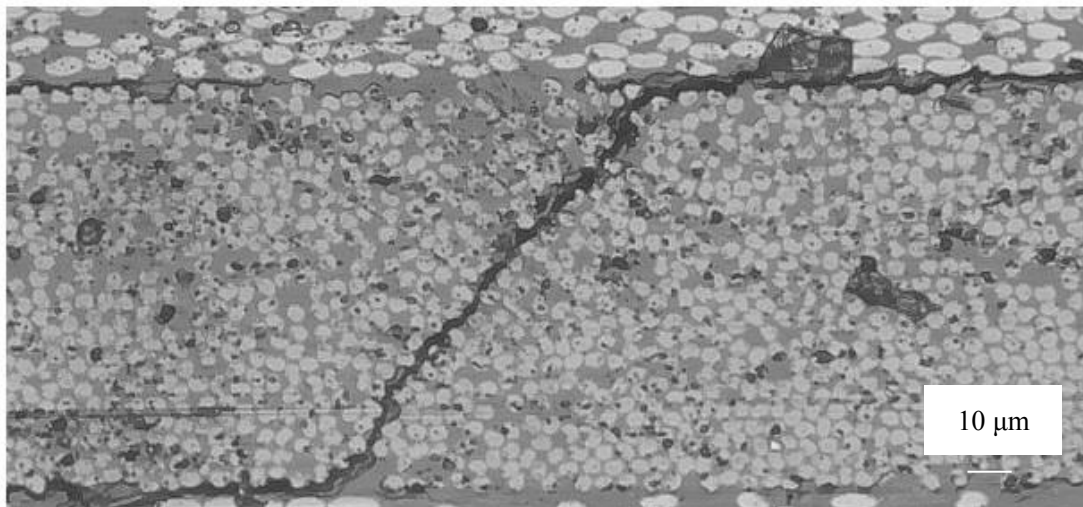


(a) Crack growth of 1st90° of specimen CM at 1cycle.

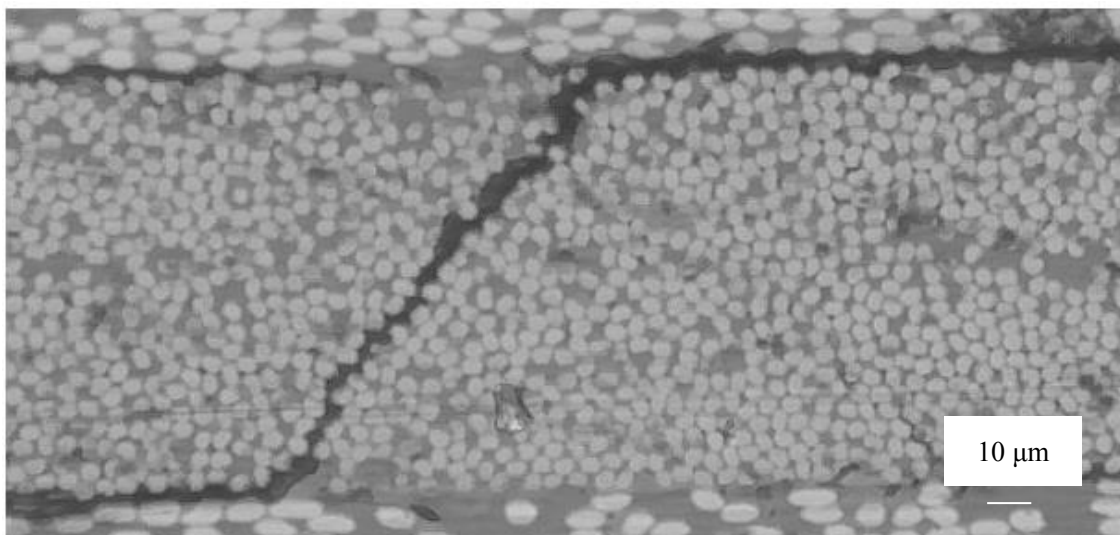


(b) Crack growth of 1st90° of specimen CM at 10cycles.

Figure 4.1 Crack growth of 1st90° of specimen CM.

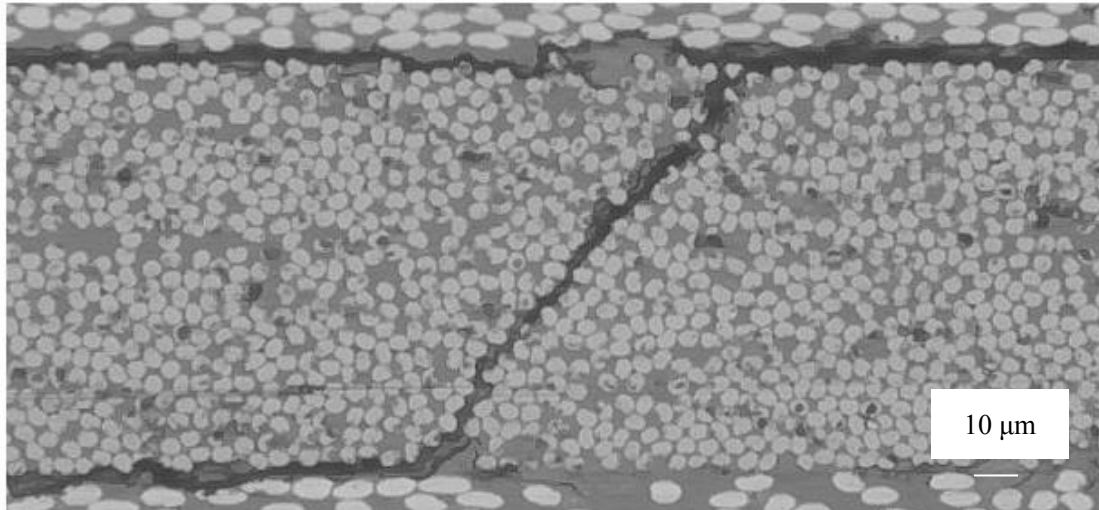


(c) Crack growth of 1st90° of specimen CM at 100cycles.

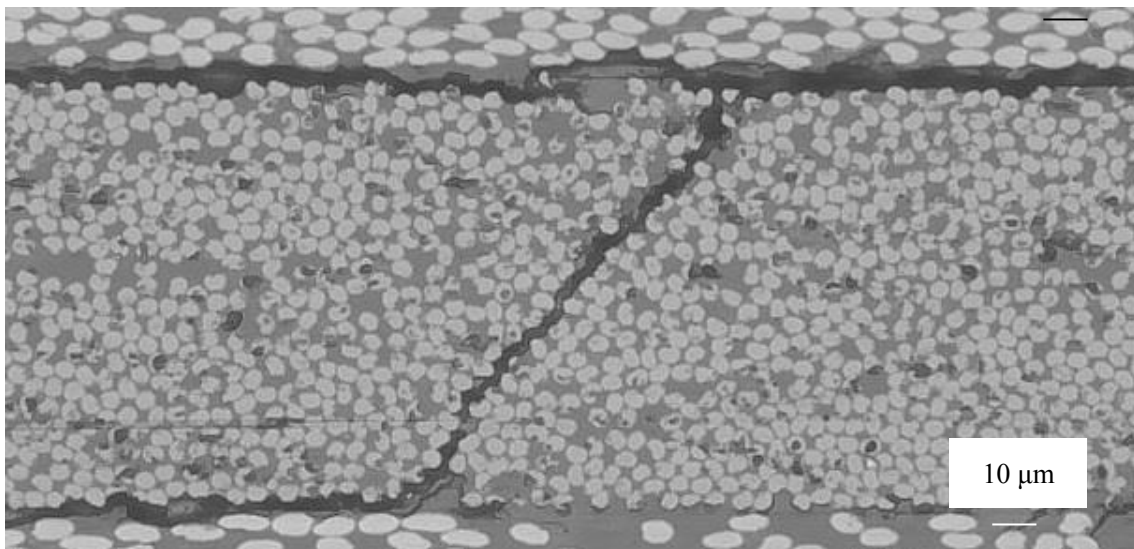


(d) Crack growth of 1st90° of specimen CM at 200cycles.

Figure 4.1 Continued.

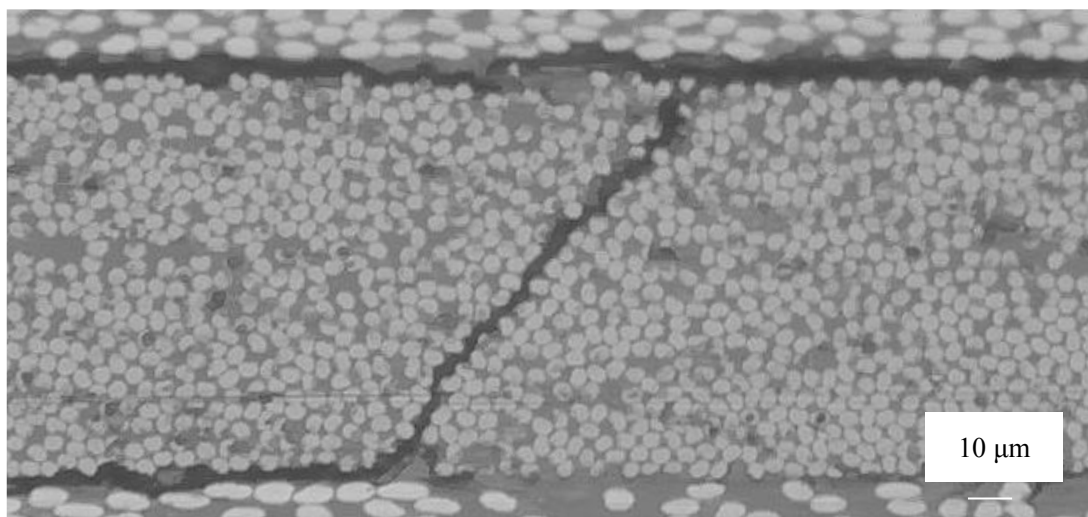


(e) Crack growth of 1st90° of specimen CM at 400cycles.

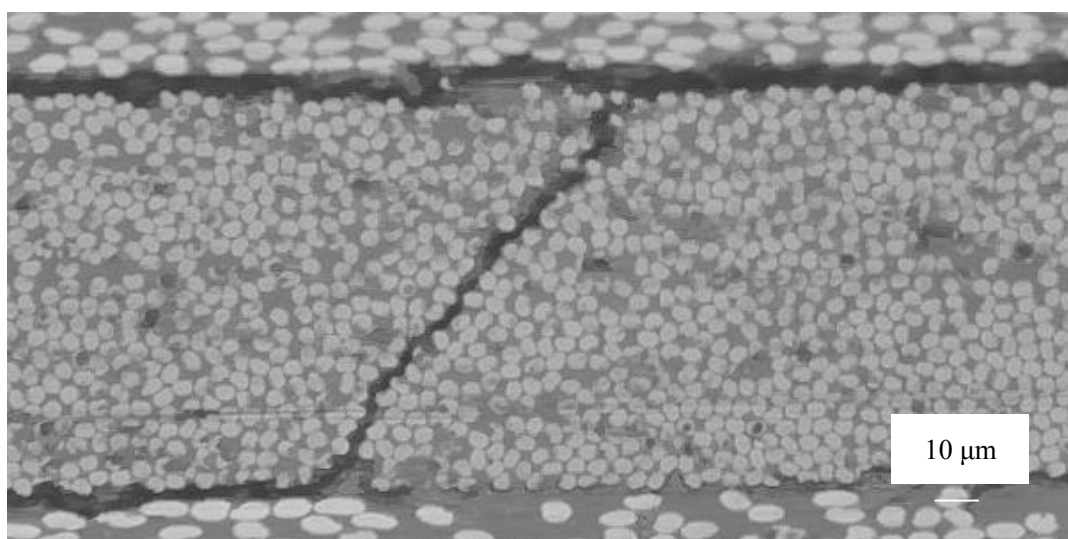


(f) Crack growth of 1st90° of specimen CM at 600cycles.

Figure 4.1 Continued.

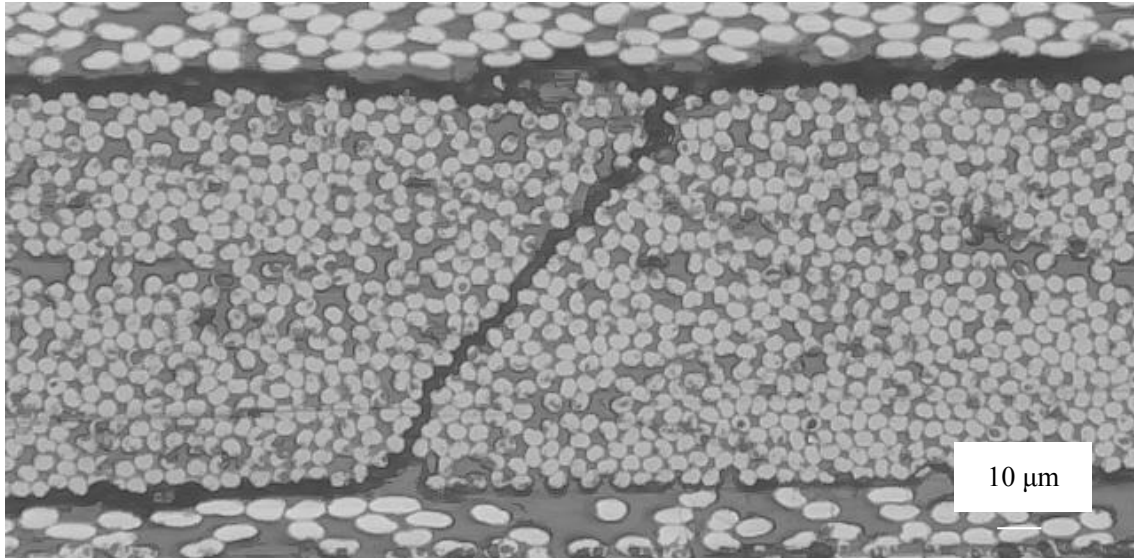


(g) Crack growth of 1st90° of specimen CM at 800cycles.

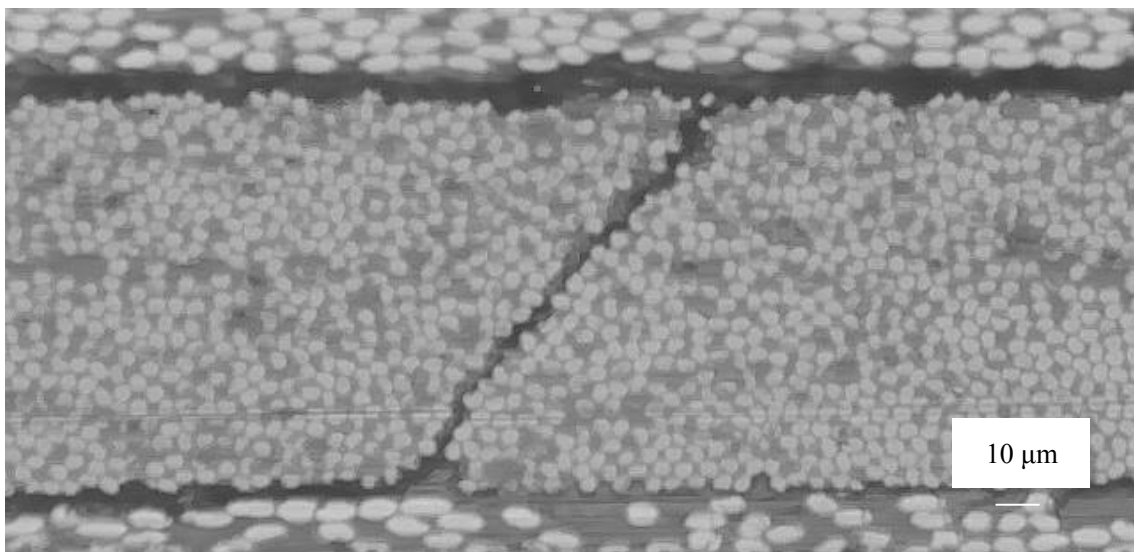


(h) Crack growth of 1st90° of specimen CM at 900cycles.

Figure 4.1 Continued.

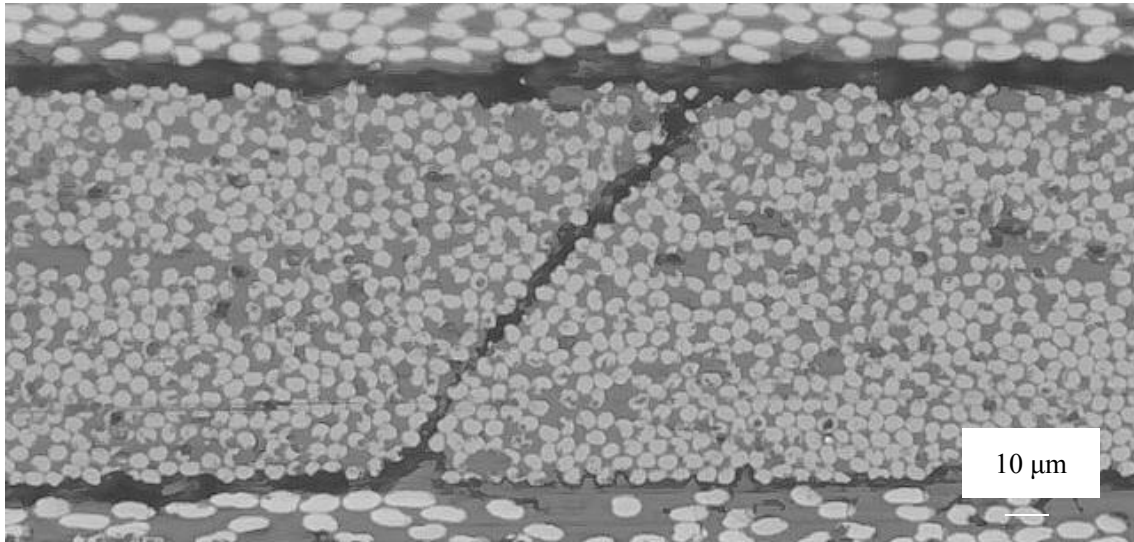


(i) Crack growth of 1st90° of specimen CM at 1000cycles.

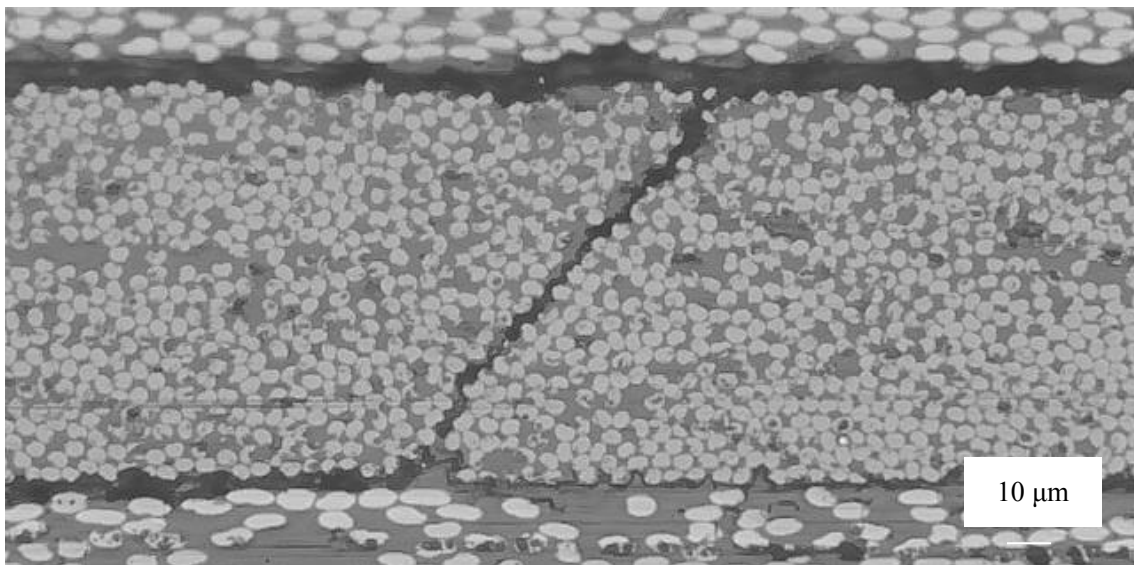


(j) Crack growth of 1st90° of specimen CM at 1100cycles.

Figure 4.1 Continued.

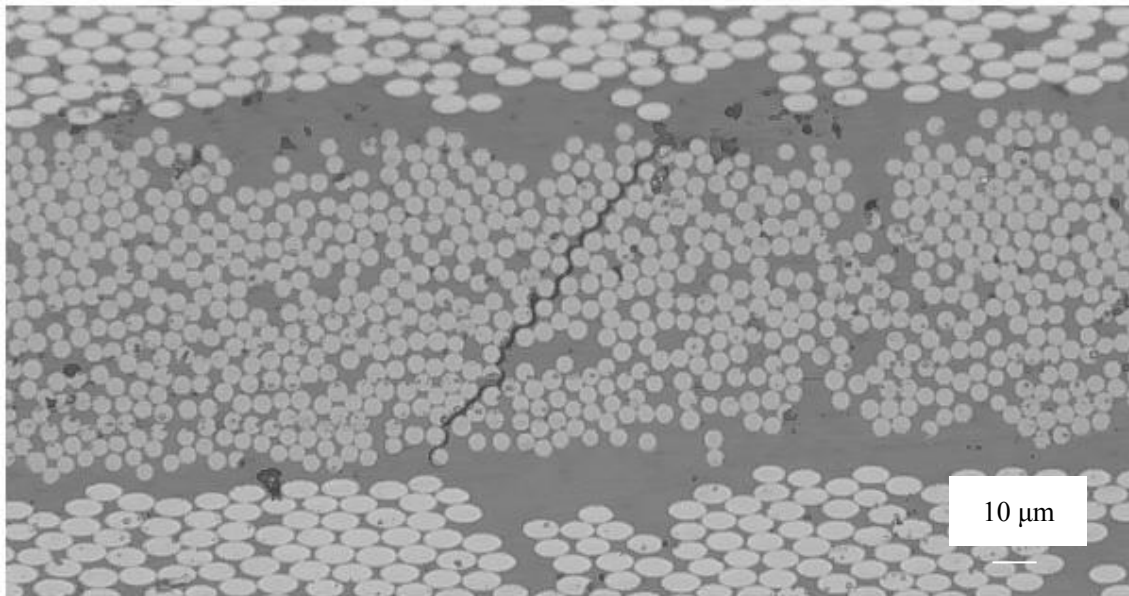


(k) Crack growth of 1st90° of specimen CM at 1200cycles.

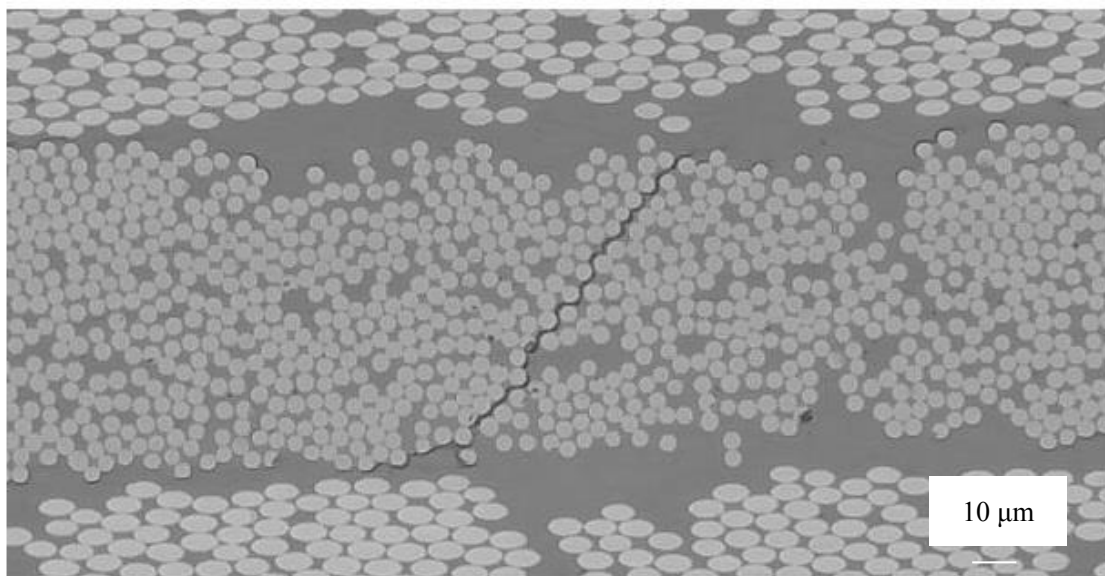


(l) Crack growth of 1st90° of specimen CM at 1300cycles.

Figure 4.1 Continued.

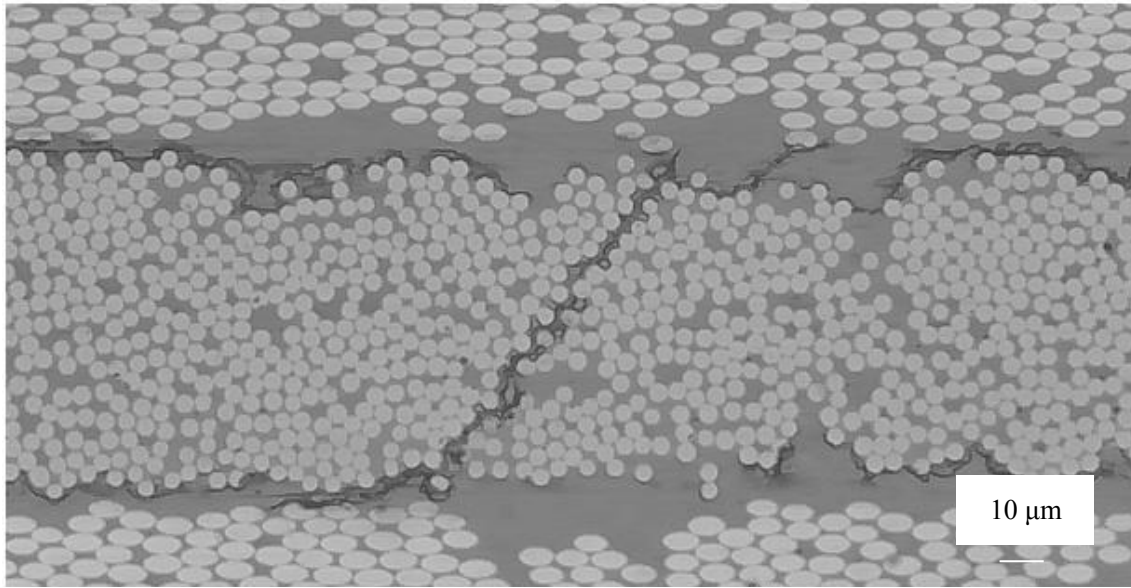


(a) Crack growth of 1st90° of specimen EM at 1cycle.

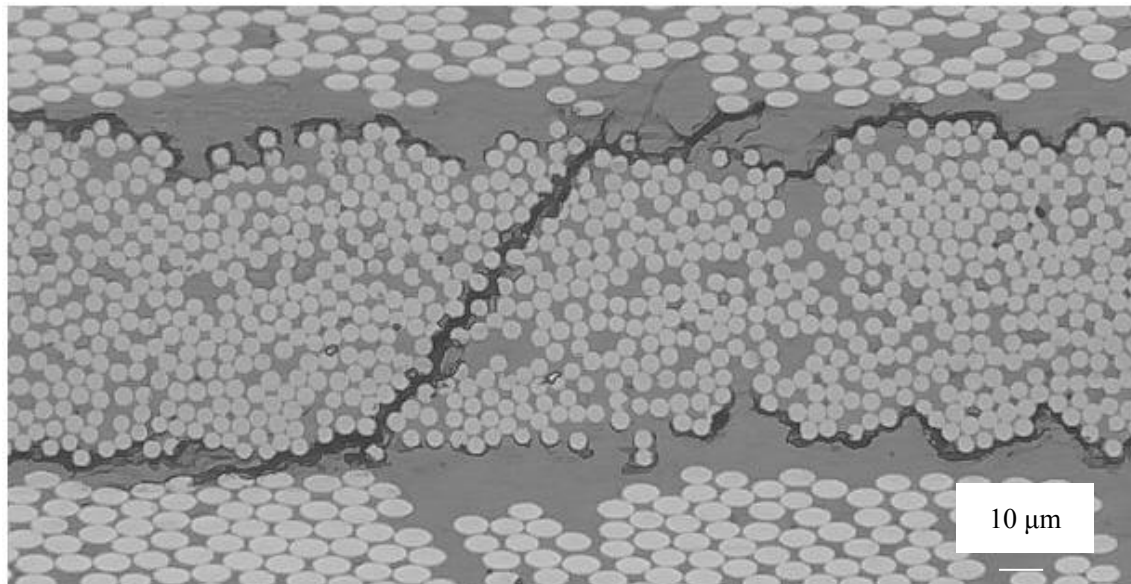


(b) Crack growth of 1st90° of specimen EM at 10cycles.

Figure 4.2 Crack growth of 1st90° of specimen EM.

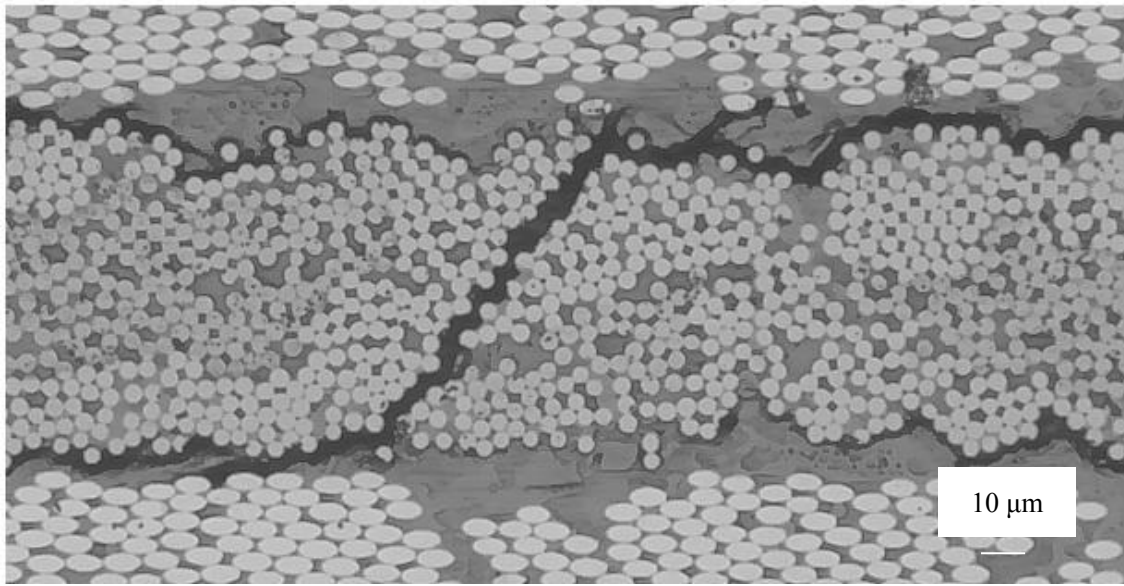


(c) Crack growth of 1st90° of specimen EM at 100cycles.

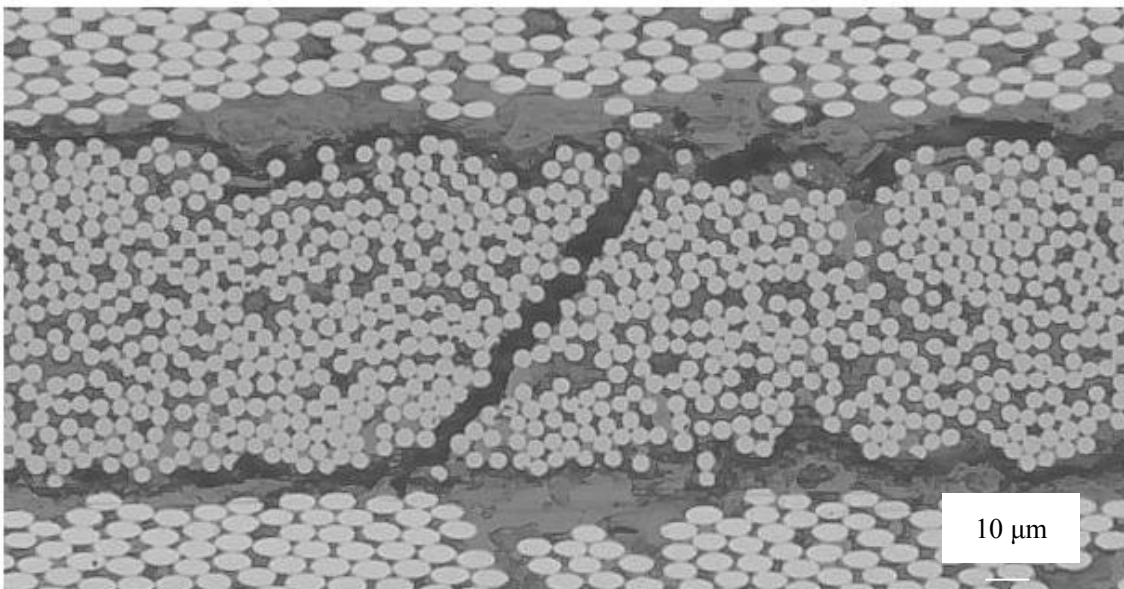


(d) Crack growth of 1st90° of specimen EM at 200cycles.

Figure 4.2 Continued.

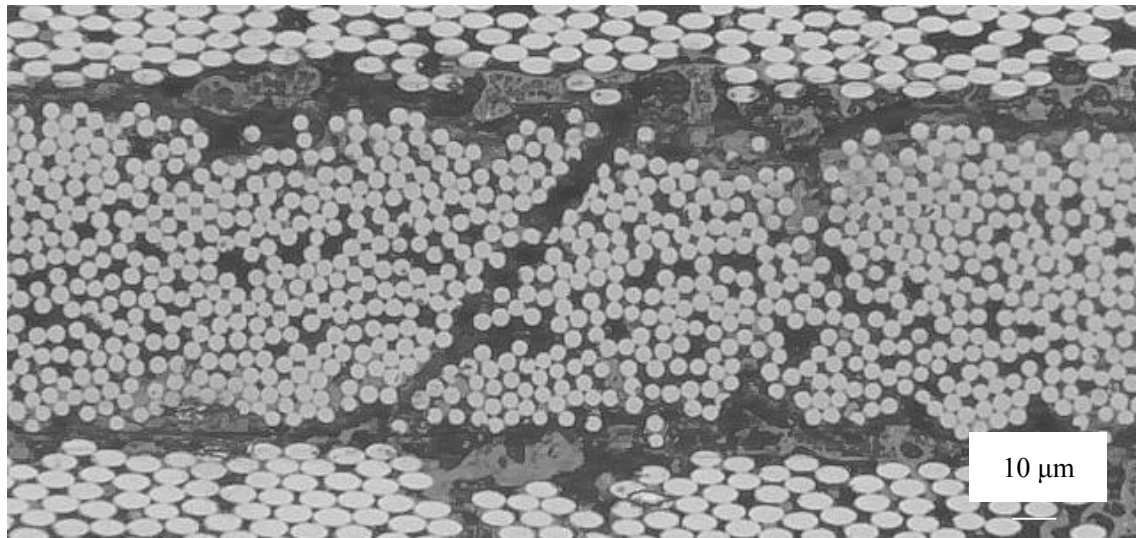


(e) Crack growth of 1st90° of specimen EM at 400cycles.

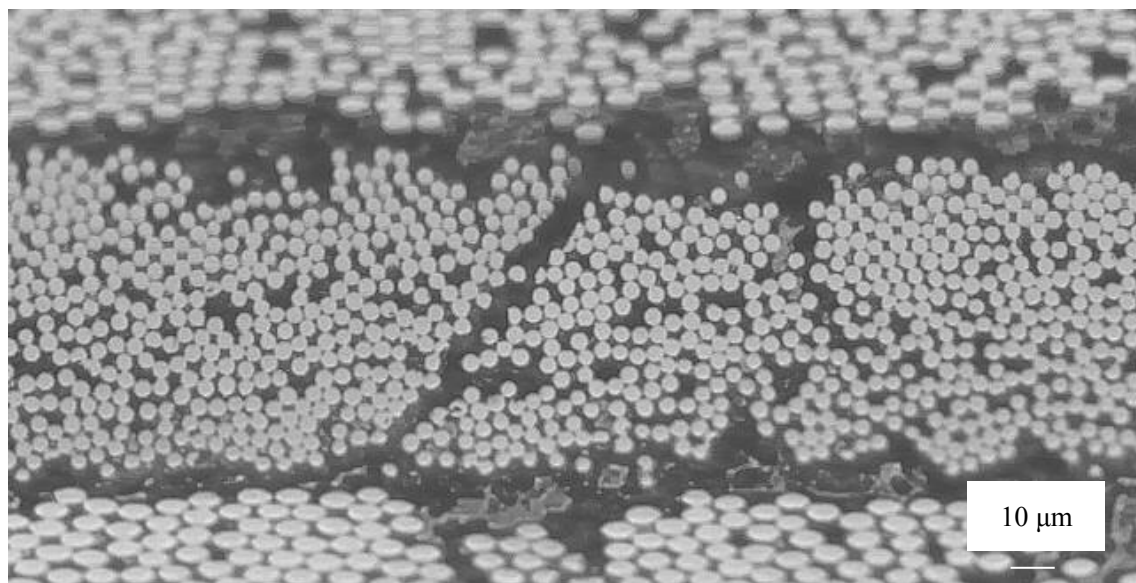


(f) Crack growth of 1st90° of specimen EM at 600cycles.

Figure 4.2 Continued.

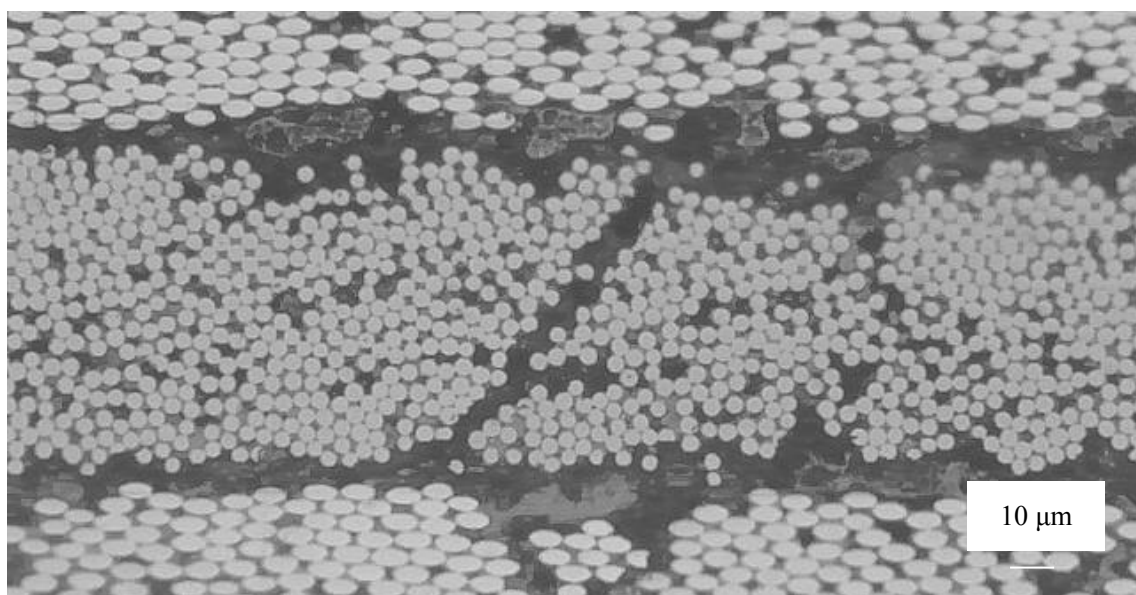


(g) Crack growth of 1st90° of specimen EM at 800cycles.



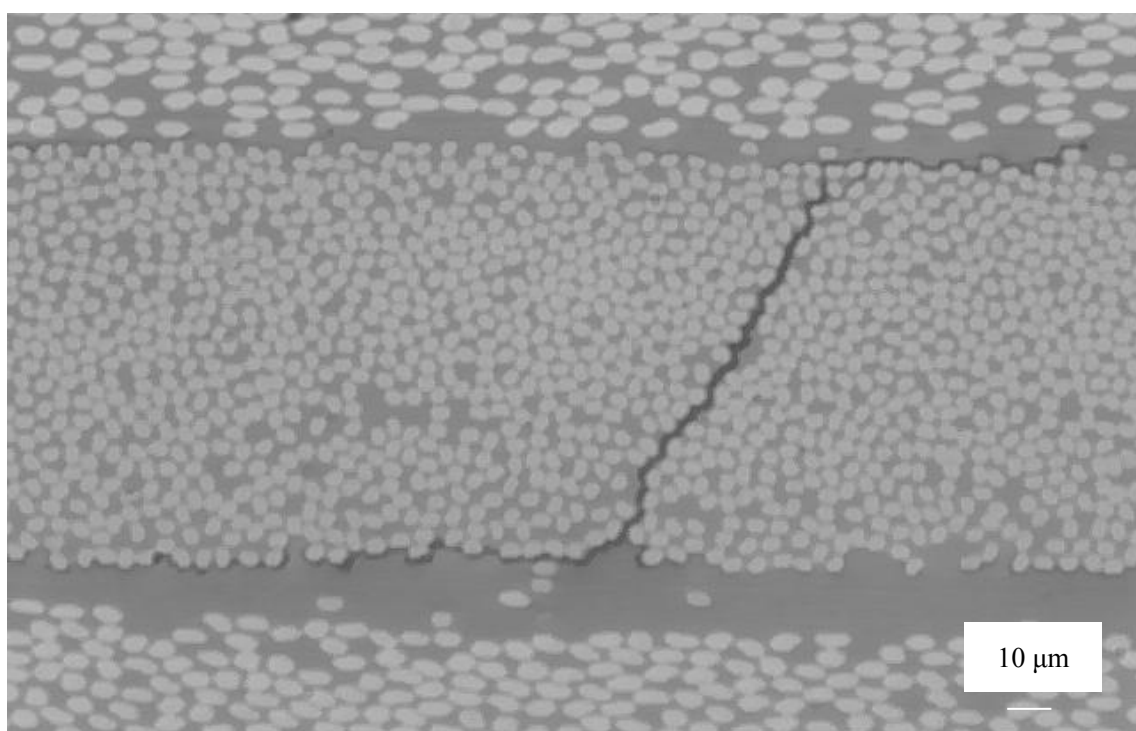
(h) Crack growth of 1st90° of specimen EM at 1000cycles.

Figure 4.2 Continued.



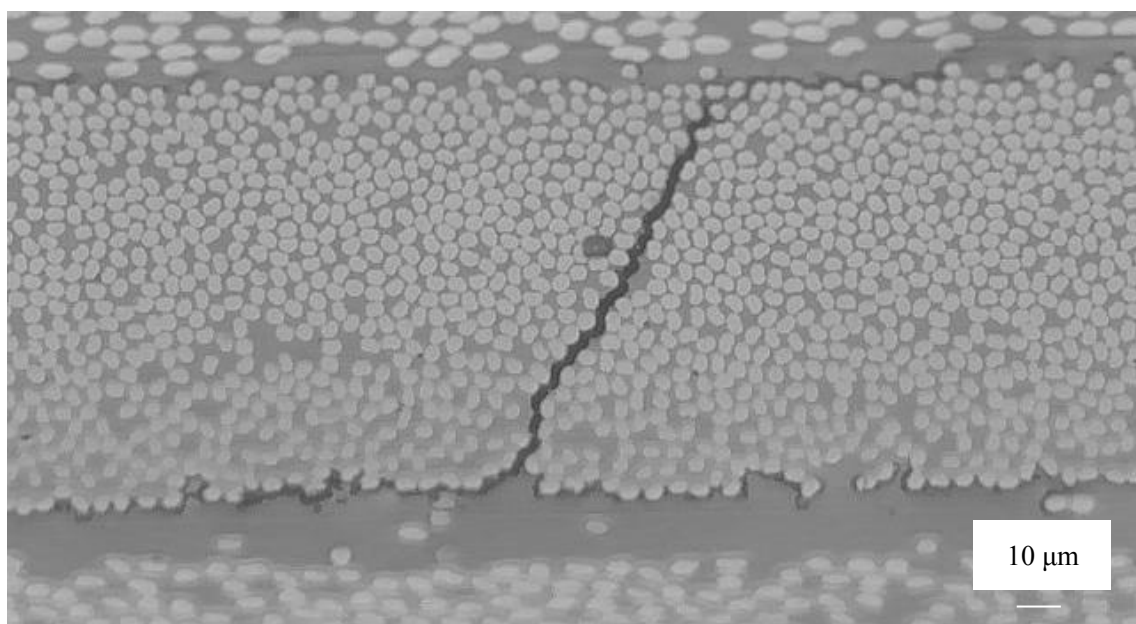
(i) Crack growth of 1st90° of specimen EM at 1300cycles.

Figure 4.2 Continued.

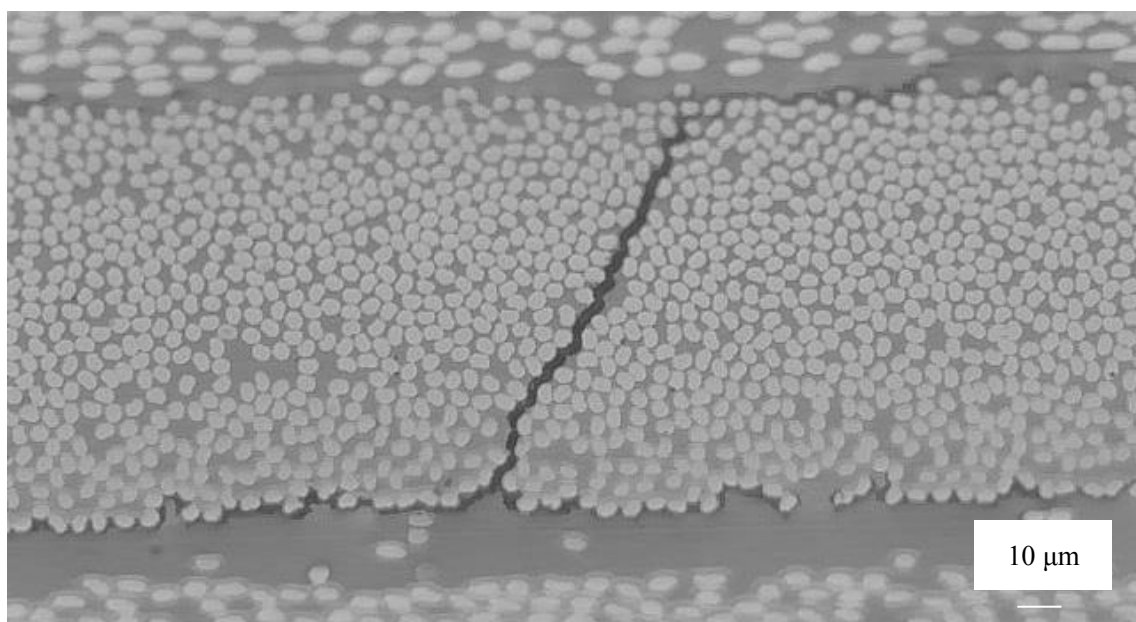


(a) Crack growth of 1st90° of specimen IM at 1cycle.

Figure 4.3 Crack growth of 1st90° of specimen IM.

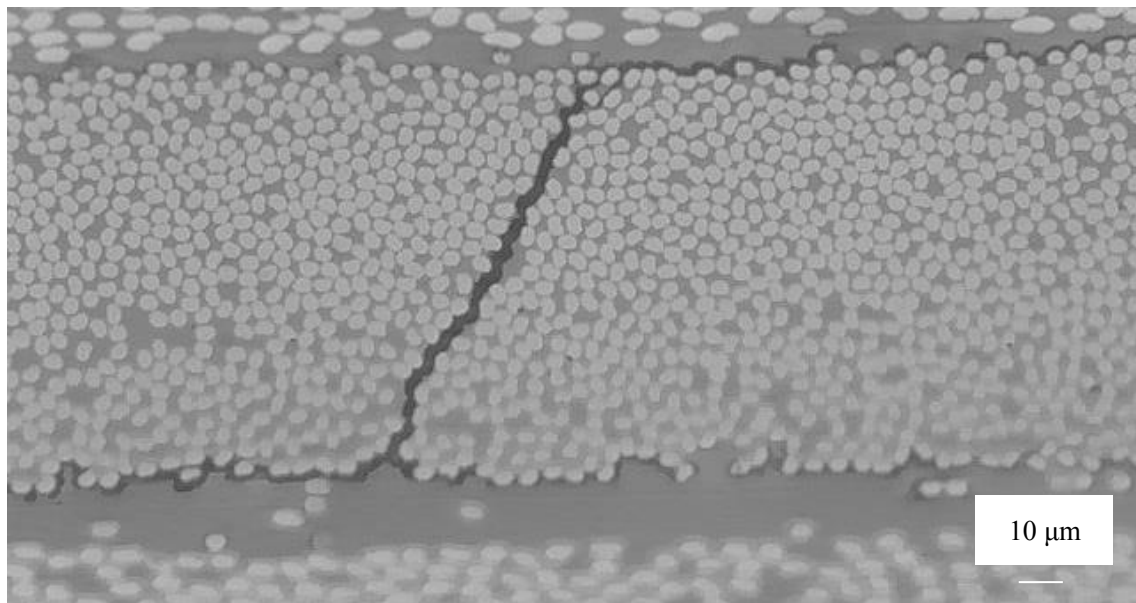


(b) Crack growth of 1st90° of specimen IM at 5cycles.

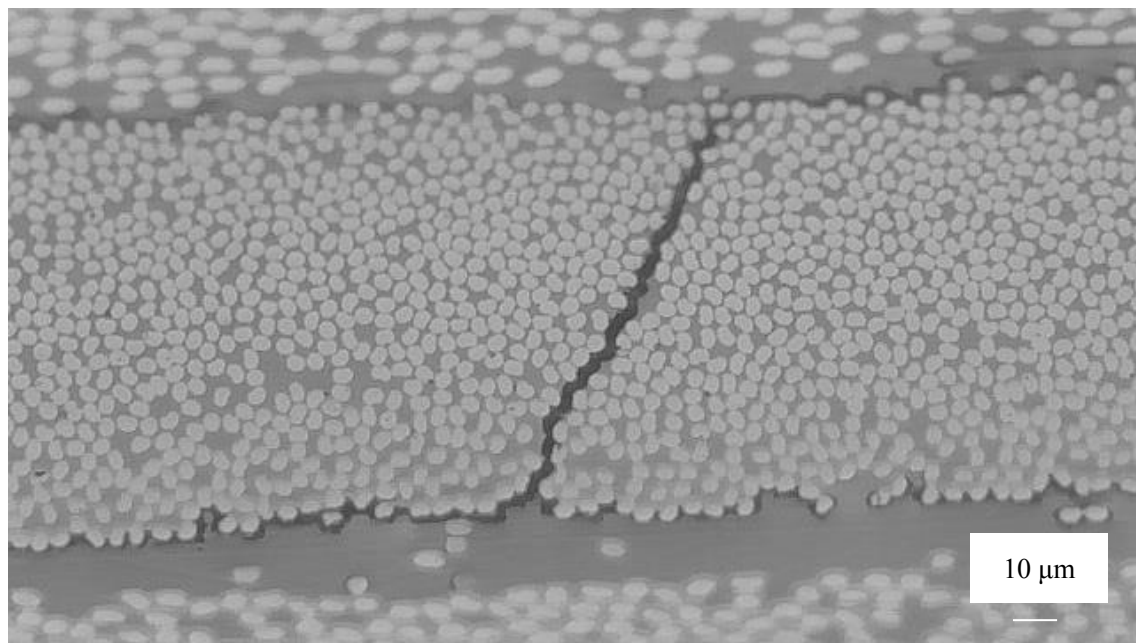


(c) Crack growth of 1st90° of specimen IM at 10cycles.

Figure 4.3 Continued.

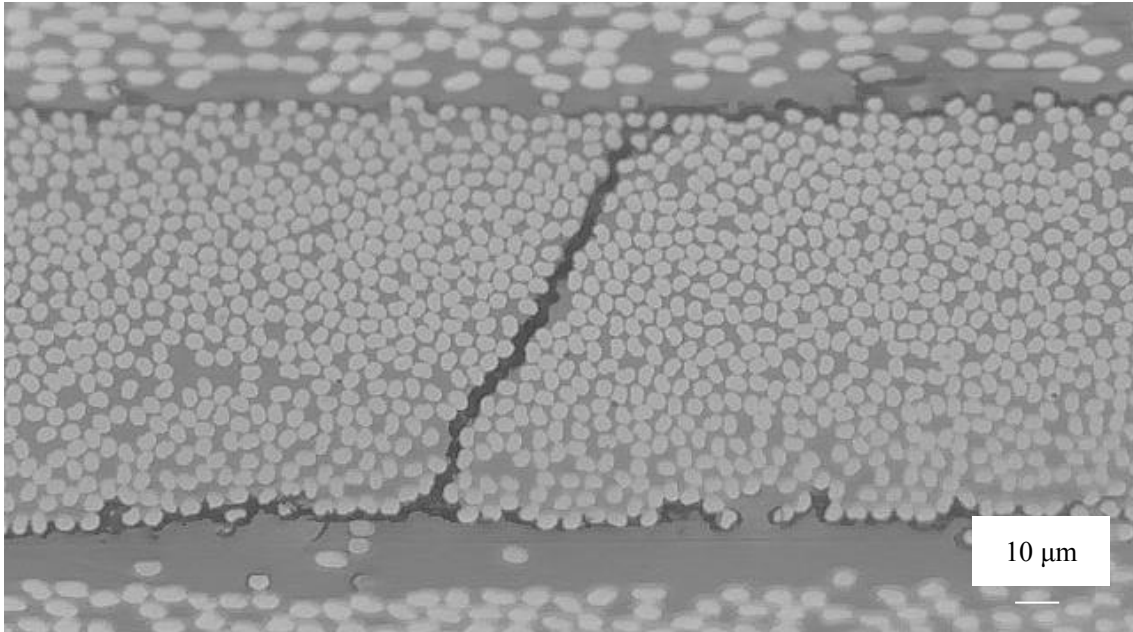


(d) Crack growth of 1st90° of specimen IM at 50cycles.

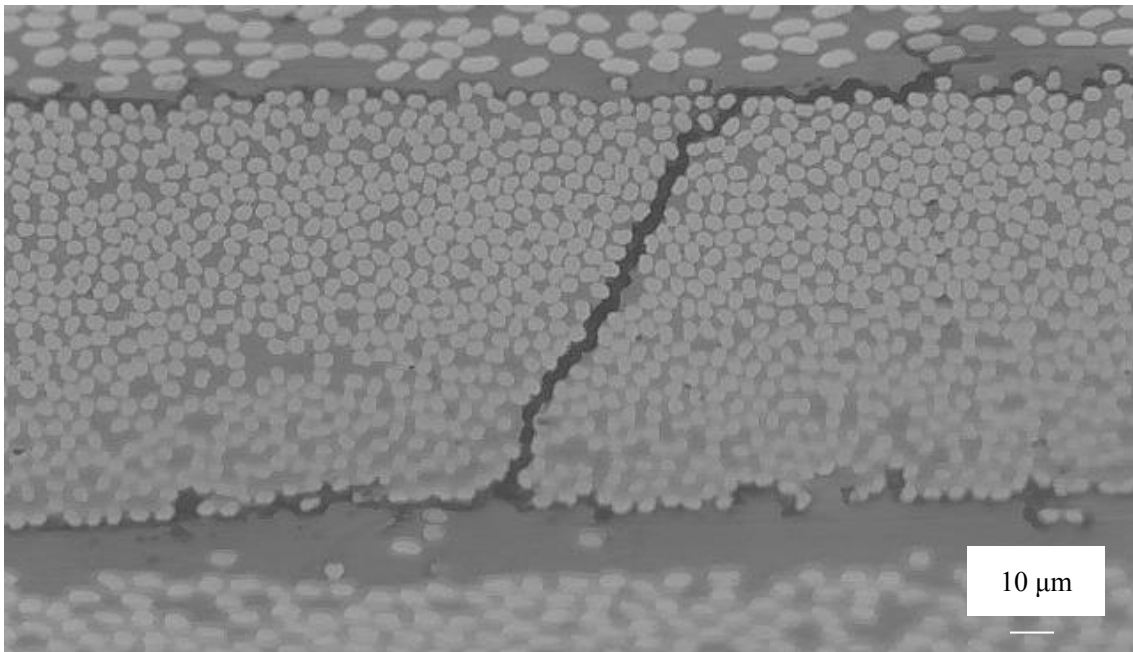


(e) Crack growth of 1st90° of specimen IM at 100cycles.

Figure 4.3 Continued.

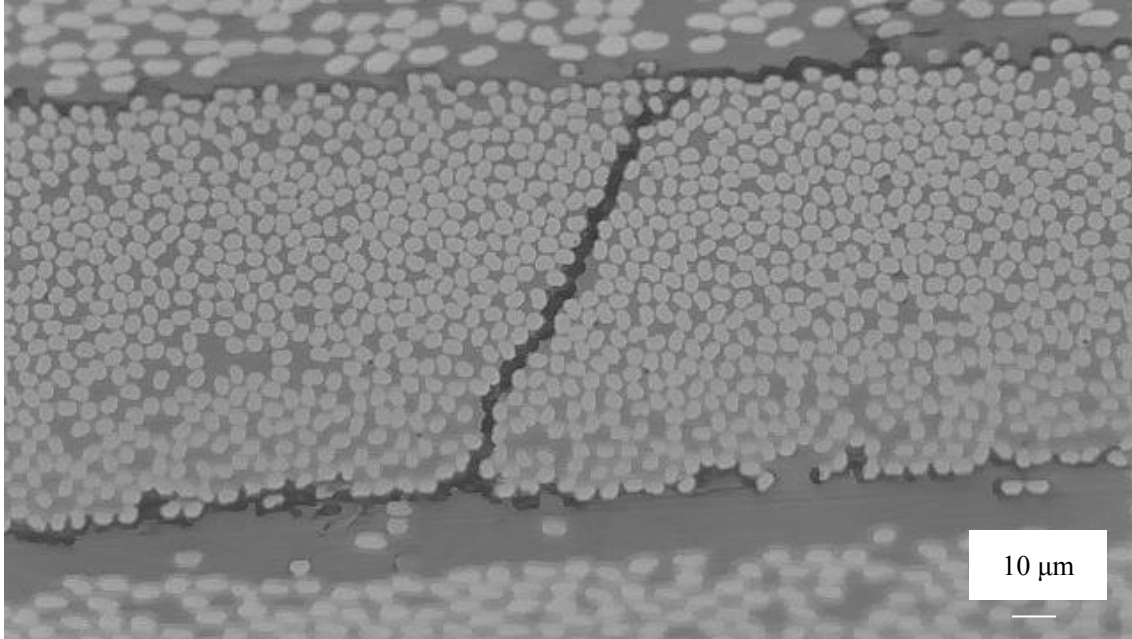


(f) Crack growth of 1st90° of specimen IM at 200cycles.

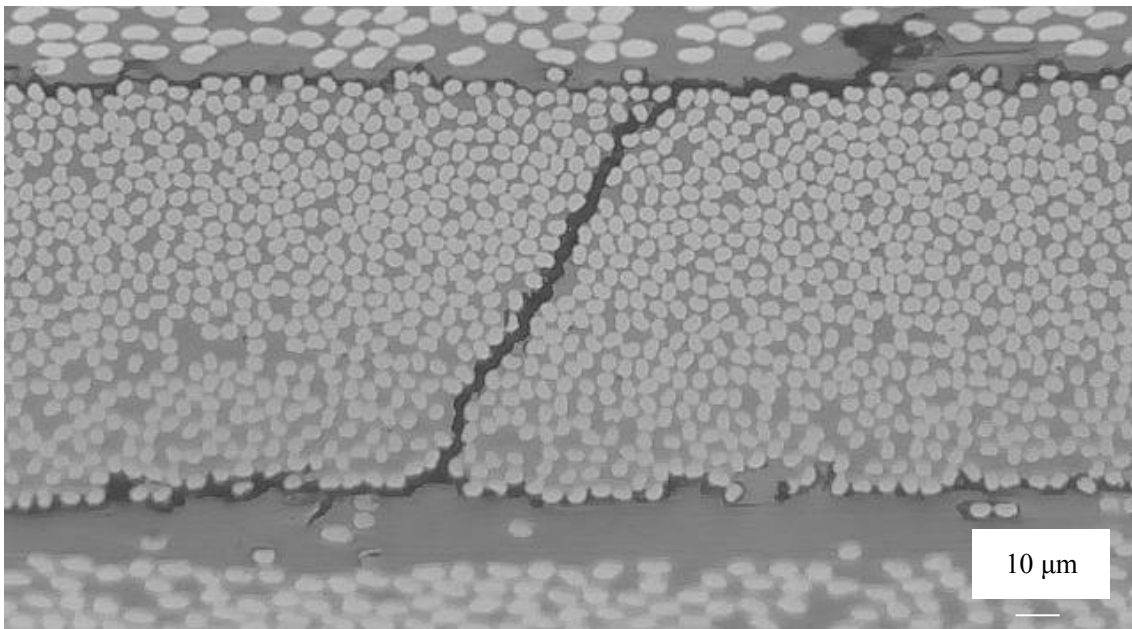


(g) Crack growth of 1st90° of specimen IM at 300cycles.

Figure 4.3 Continued.

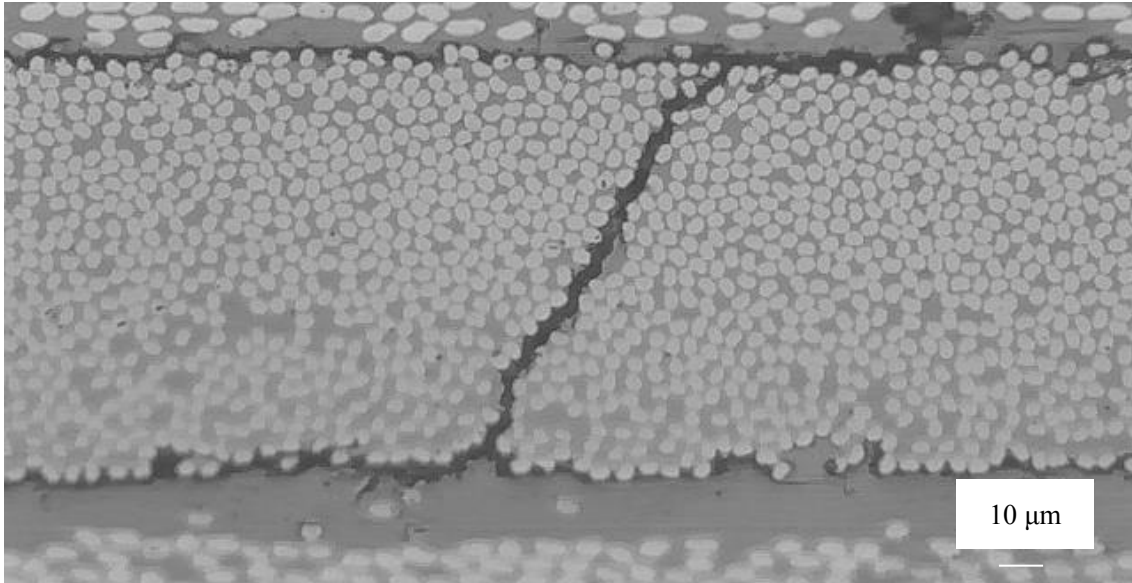


(h) Crack growth of 1st90° of specimen IM at 400cycles.

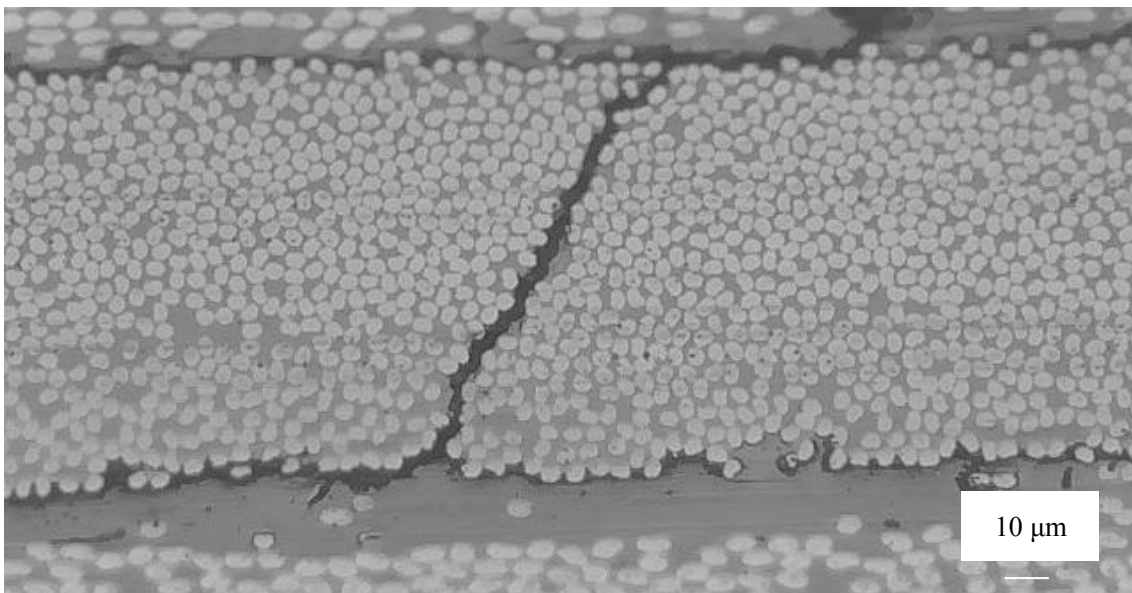


(i) Crack growth of 1st90° of specimen IM at 600cycles.

Figure 4.3 Continued.

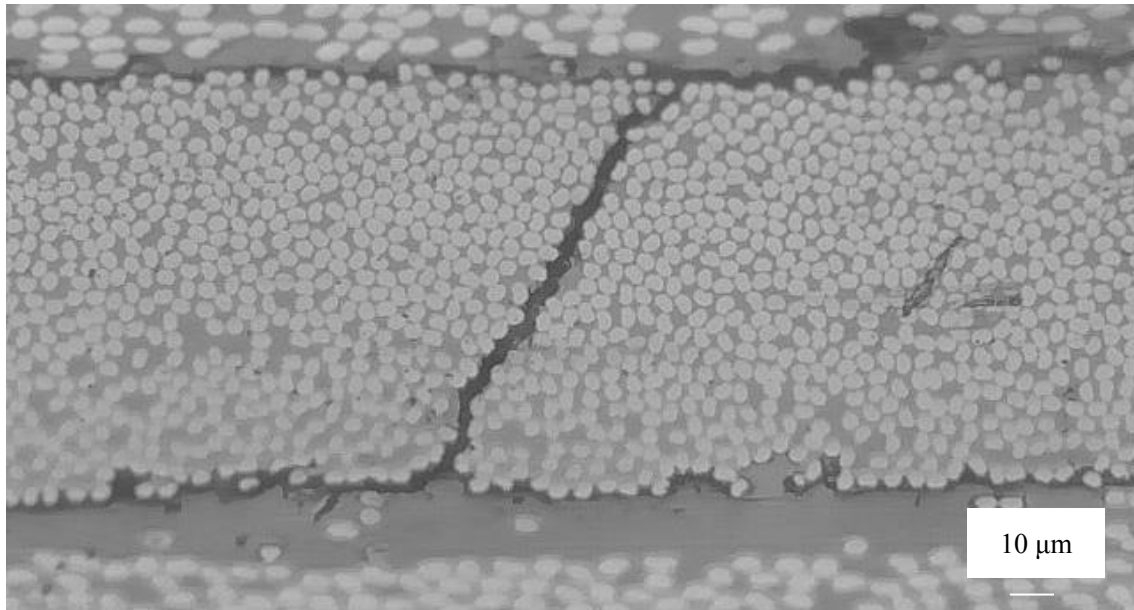


(j) Crack growth of 1st90° of specimen IM at 800cycles.



(k) Crack growth of 1st90° of specimen IM at 1000cycles.

Figure 4.3 Continued.



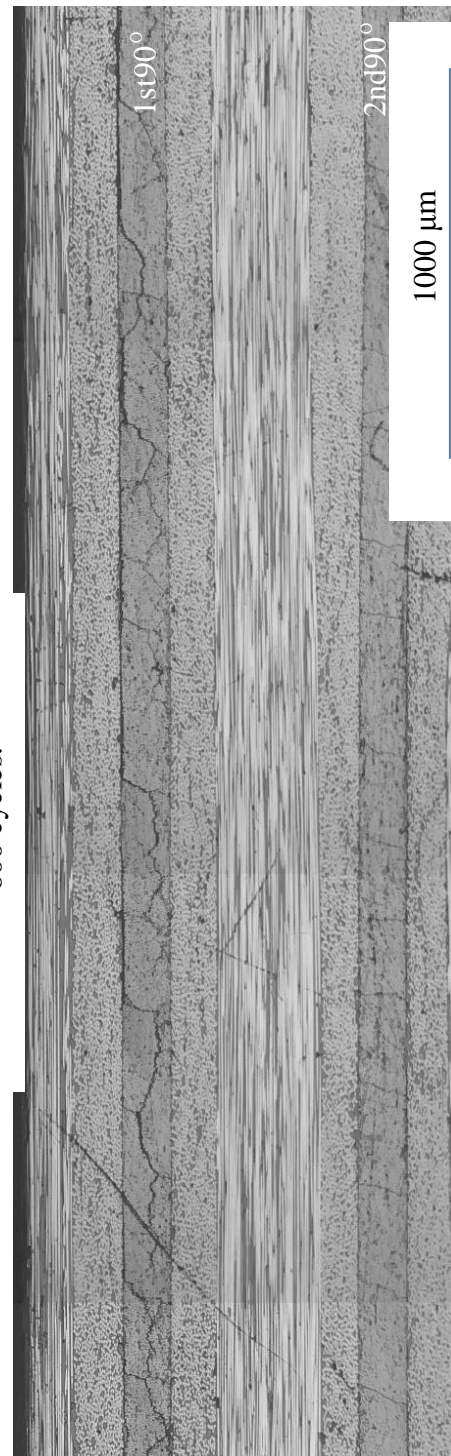
(l) Crack growth of 1st90° of specimen IM at 1300cycles.

Figure 4.3 Continued.

600 サイクル負荷後の結果と, 1300 サイクル後の 1st 層と 2nd 層の写真を Figure 4.4 に示す. 600 サイクル時に EM 試験片において, CM, IM 試験片と比較して層間はく離が進展している様子が観察された. これはサイクル初期の 90° 層でのクラック密度が小さい EM 試験片において, クラック間の距離が長くなるためクラック間で応力回復し高い層間応力が発生したためと考えられる. また 1300 サイクル試験を行った試験片において, 全試験片で 0° 層に顕著な損傷が発生していないことが確認された.

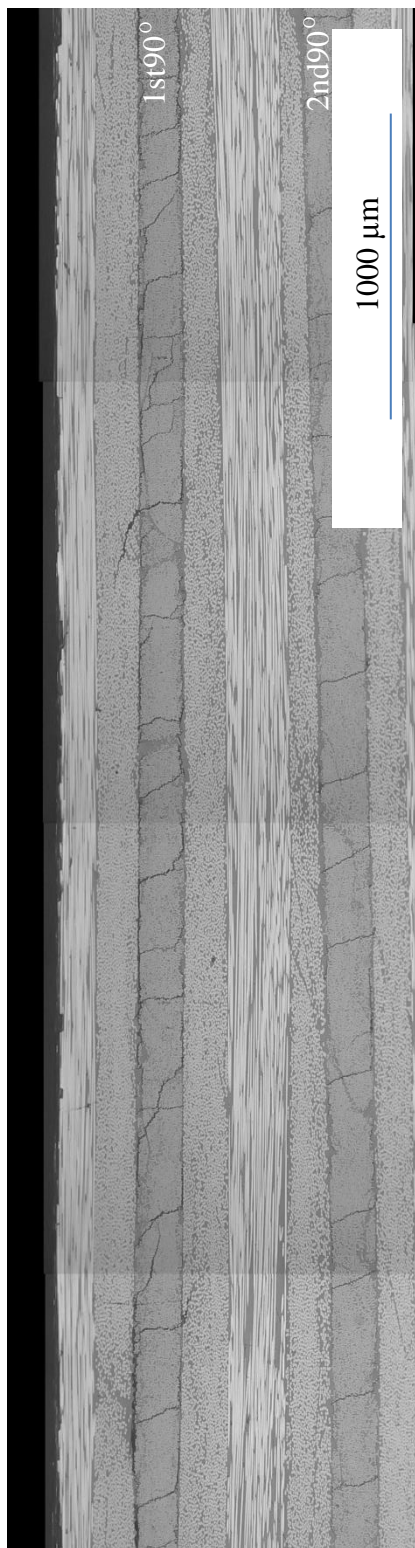


(a) Surface of Specimen CM at
600 cycles.

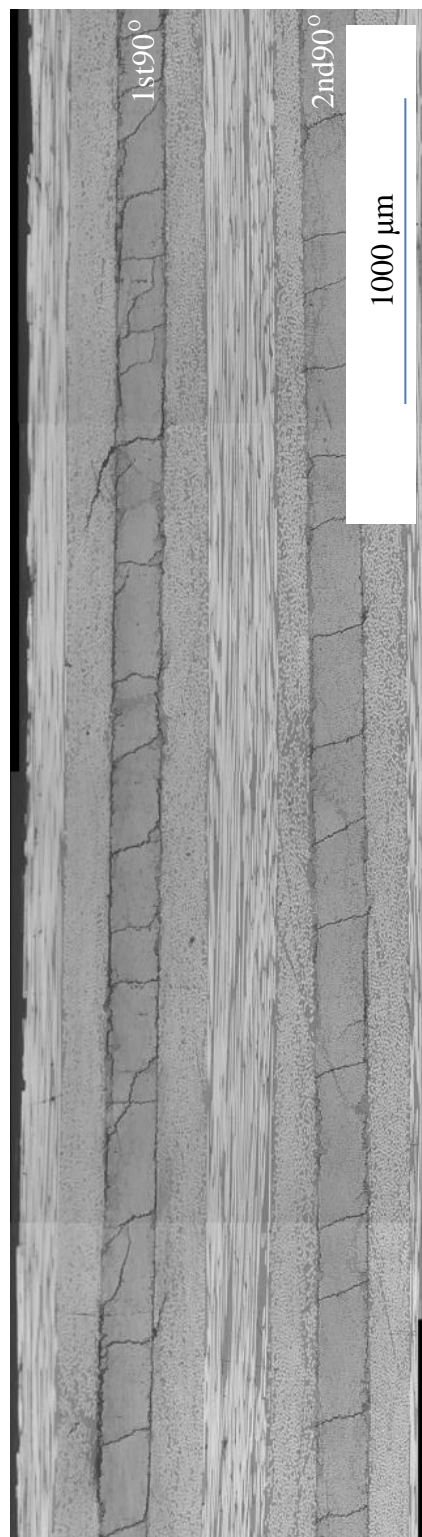


(b) Surface of Specimen CM at
1300 cycles.

Figure 4.4 Surface of Specimens at Each Cycles(1st, 2nd layers).

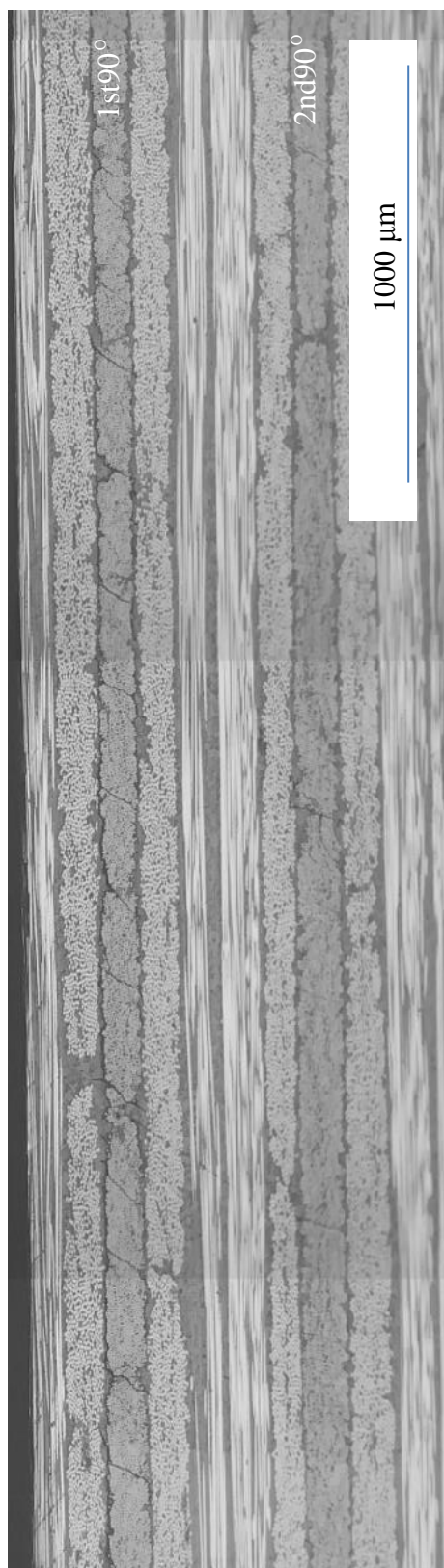


(c) Surface of Specimen IM at
600 cycles.

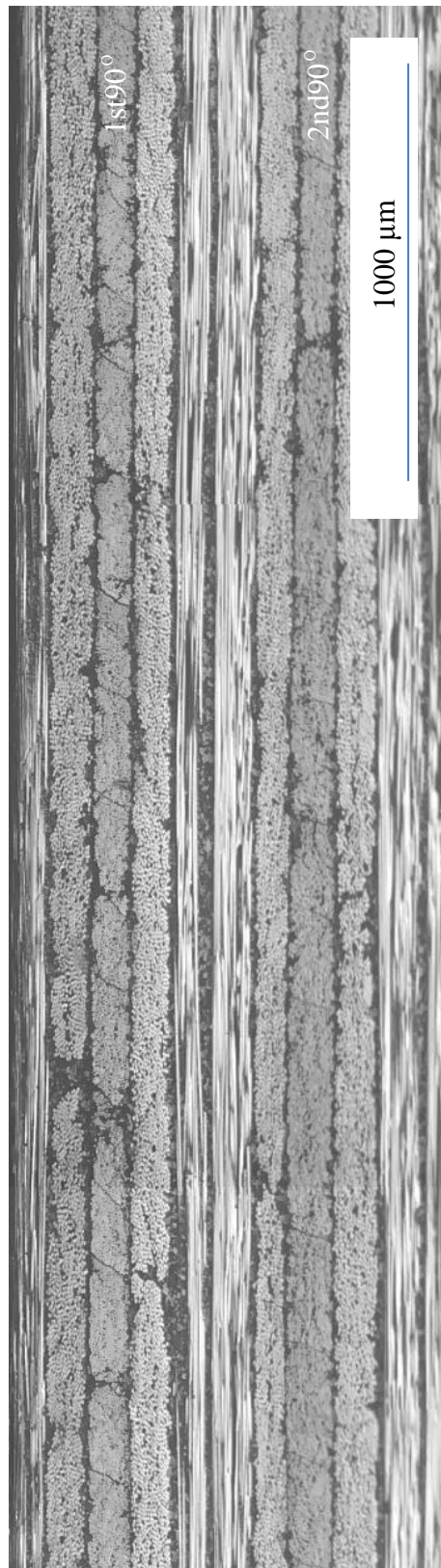


(d) Surface of Specimen IM at
1300 cycles.

Figure 4.4 Continued.



(e) Surface of Specimen EM at
600 cycles.



(f) Surface of Specimen EM at
1300 cycles.

Figure 4.4 Continued.

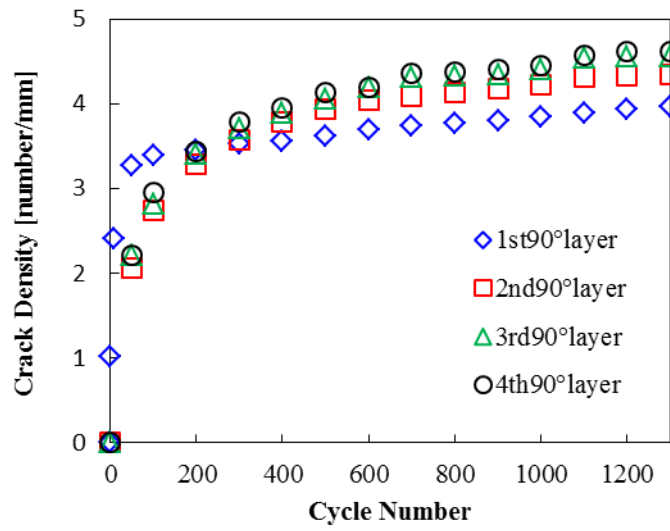
4.1.1 トランスバースクラック密度測定

各サイクルごとの、観察領域内のトランスバースクラック数をカウントし、トランスバースクラック密度を算出した。結果を Figure 4.5 に示す。

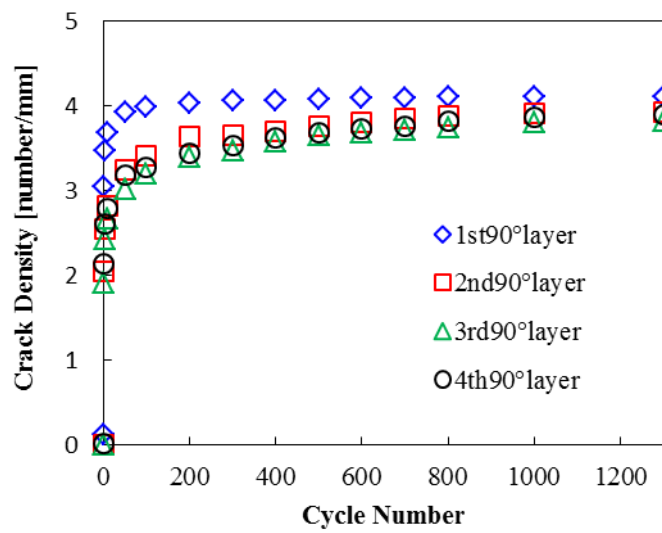
Figure 4.5 からサイクル初期において CM, IM, EM 試験片共に 1st90° 層でクラック密度が著しく高い傾向にあることが分かった。これは試験片表面では熱サイクル冷却時に急冷され熱衝撃を受けたためと考えられる。しかしながら EM 試験片では他の試験片と比較して 2nd90°, 3rd90°, 4th90° でクラック発生速度が著しく遅いことが示されたことから母材樹脂の破壊靱性値が比較的高いことが推察される。

また、全試験片とも全ての 90° でクラック密度が 4~5 number/mm で飽和する。これは、クラック密度増加後、クラック間距離が短くなり 90° 層内での応力回復低下が発生するため新たなクラック発生が困難になるためと考えられる。その上、クラック発生に伴いすでにエネルギーが解放されているため、サイクル後期ではエネルギー解放率は小さくなり材料の破壊に関する臨界エネルギーを下回るためクラックの発生が抑制されるものと考えられる。クラック間距離が小さくなると単位面積当たりのエネルギー解放率が小さくなることは(54)式からも説明できる。

しかしながら EM 試験片では、800 サイクル時で 700 サイクル時と比較してクラック密度がわずかに上昇し続けており、1300 サイクル時でも緩やかに増加し続けている。EM 試験片では樹脂表面部での劣化が確認されたため Figure 16 に 1000 サイクル時の EM 試験片の表面観察画像を示す。劣化の状態から樹脂部の破壊じん性値低下が考えられ、サイクル後期のクラック増加の原因となった可能性がある。

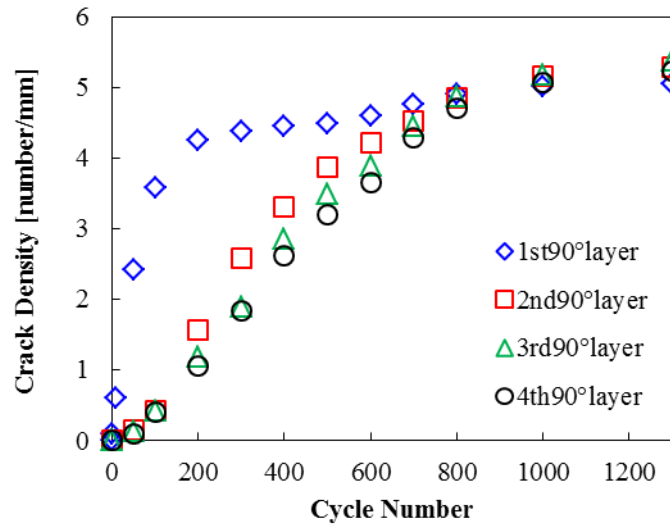


(a) CM specimen.



(b) IM specimen.

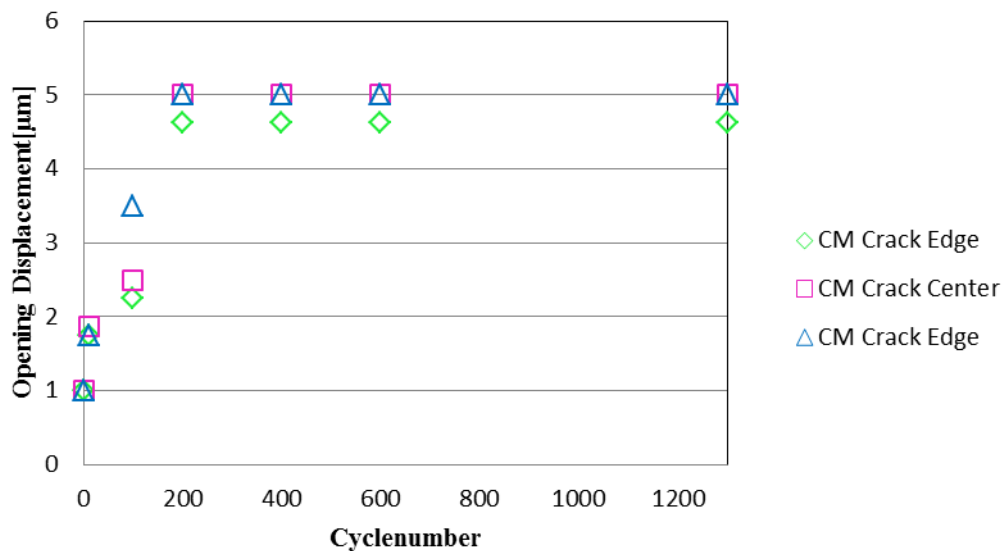
Figure 4.5 Transverse crack density as a function of number of thermal cycles.



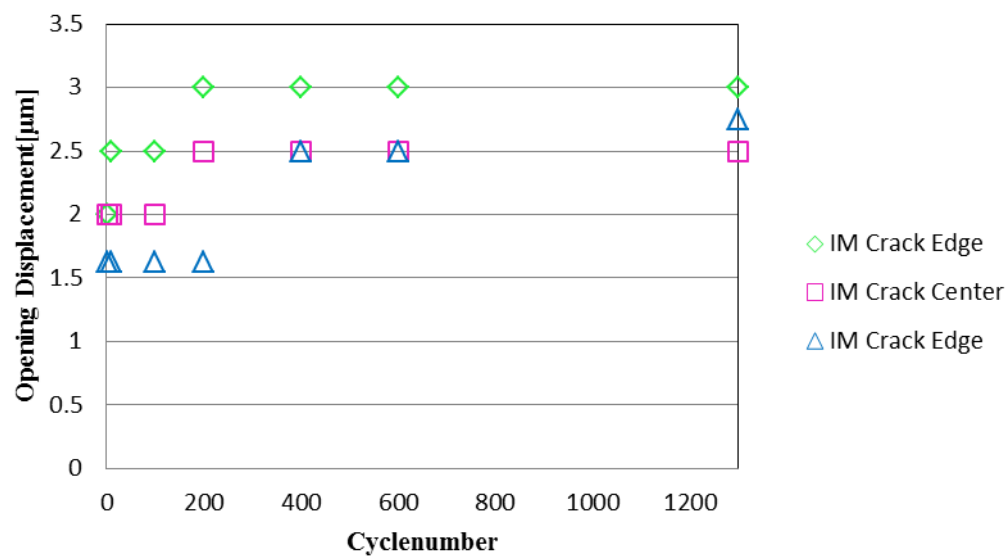
(c) EM specimen.
Figure 4.5 Continued.

4.1.2 クラック開口変位

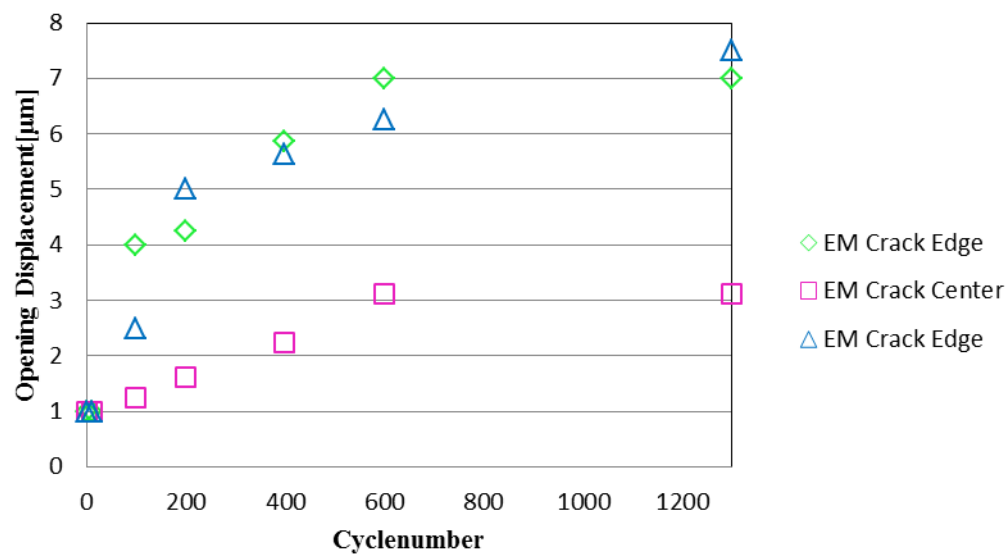
Figure 4.3 のクラックに対し、各サイクルでの開口変位の測定を行った。Figure 4.6 に結果を示す。CM, IM ではサイクル初期にクラック開口変位が著しく増加しその後一定となるのに対し、EM 試験片ではサイクル初期から後期にかけて緩やかに開口変位が増加し、開口変位の最大値が他の試験片と比較して大きい傾向がある。この傾向は、クラック密度の変化とも相関性があると考えられる。



(a) CM Specimen.
Figure 4.6 Opening Displacement of Clacks



(b) IM Specimen.



(c) EM Specimen.

Figure 4.6 Continued

4.1.3 樹脂表面の劣化について

Figure 4.3,4.4 から EM 試験片特有の現象として、樹脂表面部の劣化がみられた。表面の劣化をより顕著に観察できる樹脂リッチ部の画像を Figure 4.7 に示す。後に 4.5 節で示す暴露試験結果では、EM 試験片においてこのような樹脂劣化は見られなかったため、熱サイクル中においてエポキシ樹脂に熱収縮が発生したものと推察される。

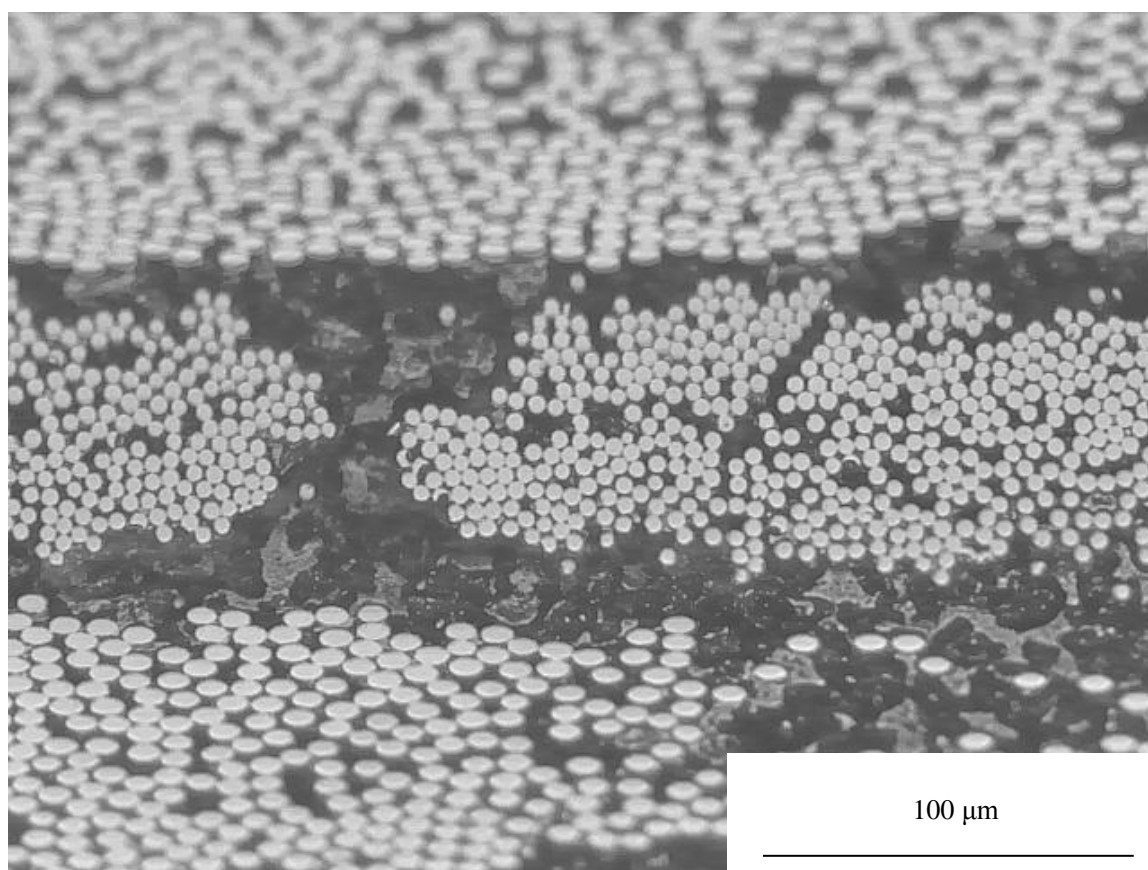


Figure 4.7 Surface of EM Specimen at 1000 Cycles.

4.2 熱膨張係数測定

CM 試験片と同一の繊維，樹脂を用いて成形された 0° 材における繊維方向と繊維に垂直方向の熱膨張係数測定結果を Figure 4.8, 4.9 に示す．これらの物性値は，積層板理論による熱応力算出，および有限要素解析法における熱応力解析の物性値として使用した．

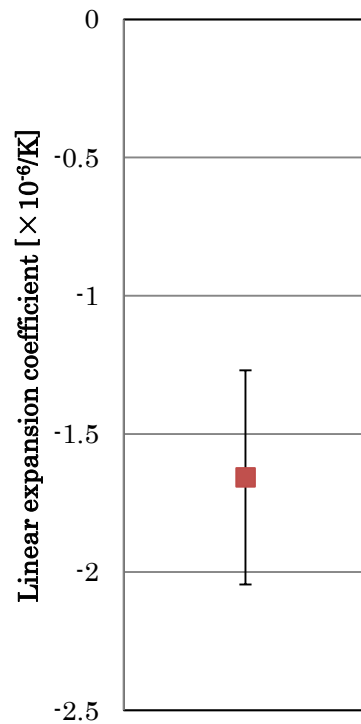


Figure 4.8 Longitudinal thermal expansion coefficient of CM unidirectional specimens(0°).

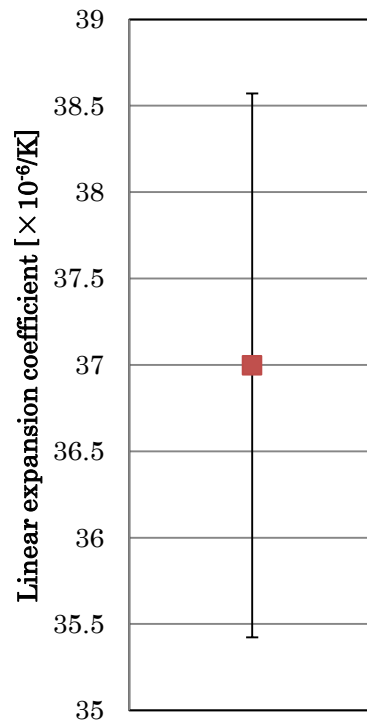


Figure 4.9 Longitudinal thermal expansion coefficient of CM unidirectional specimens(90°).

次に 0 サイクル時の CM 試験片、熱サイクルを 1300 サイクル行った CM 試験片、IM 試験片、EM 試験片の熱膨張係数を Figure 4.10 に示す。本来[0/30/90/-30/0]_{4s}の積層構成にすることにより試験片軸方向の熱膨張係数は理想的には 0 となるが、全試験片において負の熱膨張係数となる結果になってしまった。熱サイクルを負荷した試験片では 90° 層にクラックが発生したことにより、軸方向に正の熱膨張係数を有する 90° 層の熱膨張係数の値が小さくなり、積層板全体の熱膨張係数が、負の値になってしまったものと考えられる。90° の損傷による熱膨張係数への影響については文献[4]においても議論されている。また熱サイクルを負荷する前の CM 試験片においても熱膨張係数が負の値になってしまった。これは試験片成形時にわずかに損傷が発生してしまったか、理想の配向角と実際の配向角に誤差が生じている可能性も考えられるが熱サイクル負荷後の試験片と比較すると著しく熱膨張係数が 0 に近いため、熱サイクル負荷による熱膨張係数への影響が確認されたと言える。

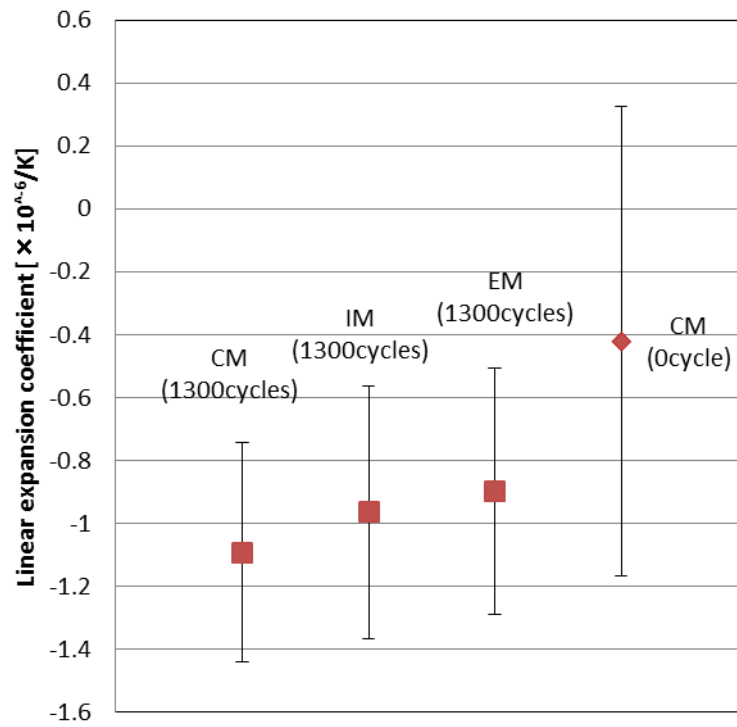
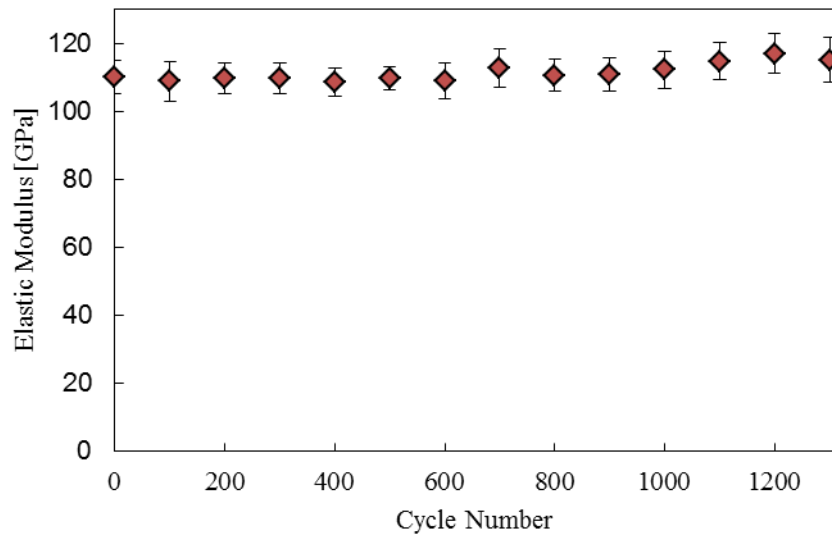


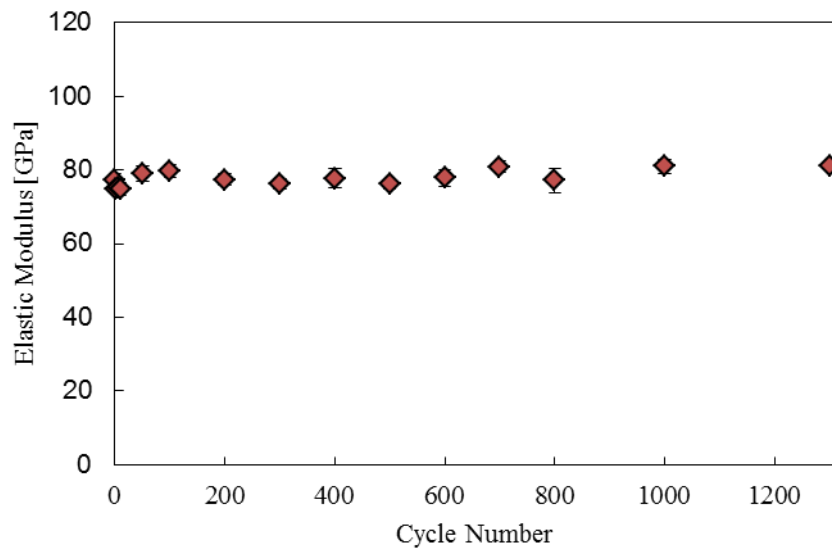
Figure 4.10 Longitudinal Thermal Expansion Coefficient of CM, EM, IM Specimens.

4.3 曲げ剛性測定結果

CM, IM, EM 試験片における各サイクル時の弾性率の平均値及び, 参考値として CM 試験片の一方向材の弾性率を Figure 4.11 に示す. 1300 サイクルまで弾性率変化をみると, 100 サイクルごとの弾性率測定においては, 顕著な変化はみられなかった. これは主に応力を負担する 0° 層においては Figure 4.4 で確認されるように大きな損傷が発生していないためと考えられ, 顕著な弾性率変化は起きていないといえる.

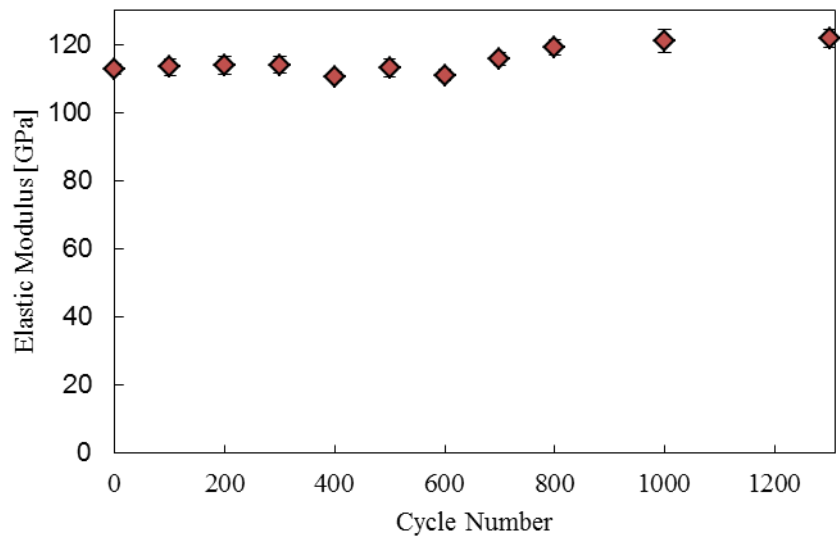


(a) Elastic Modulus of CM Specimens.

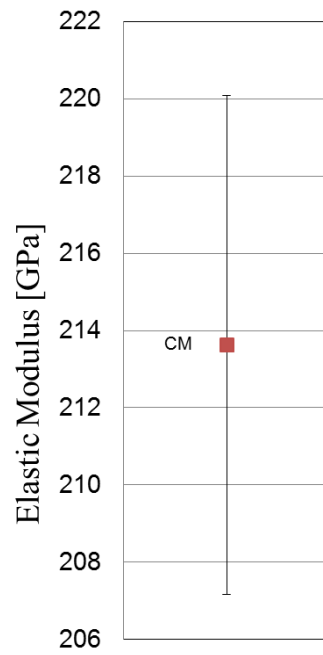


(b) Elastic Modulus of IM Specimens.

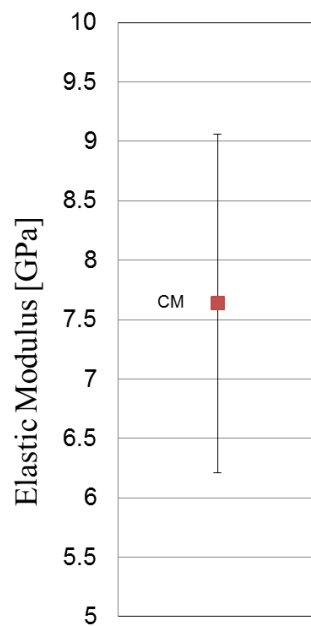
Figure 4.11 Elastic Modulus of Thermal Cycled Specimens.



(c) Elastic Modulus of EM Specimens.



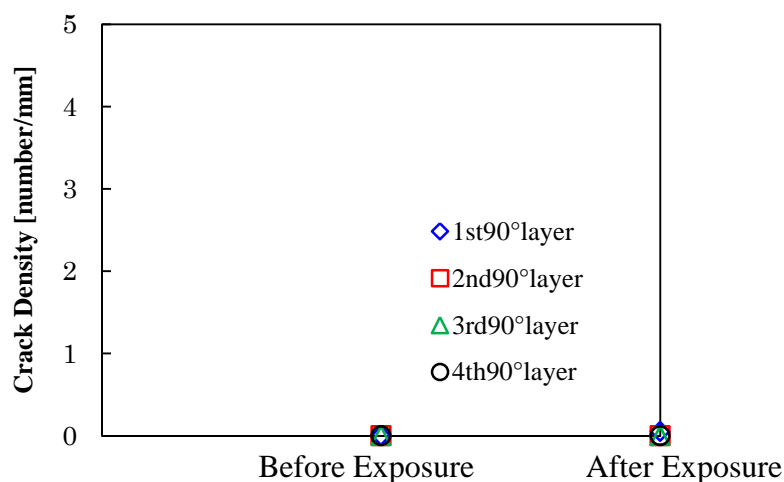
(d) Elastic Modulus of CM unidirectional specimens(0°).
Figure 4.11 Continued.



(e) Elastic Modulus of CM unidirectional specimens(90°).
Figure 4.11 Continued.

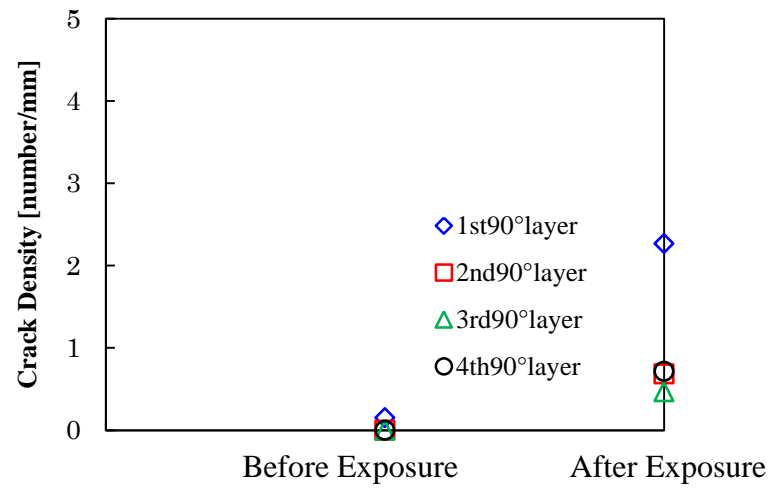
4.4 暴露試験結果

6500 分間冷却暴露試験を行った試験片 CM, IM, EM に対して, 表面観察, 三転曲げ試験を行った. 試験前と試験後のクラック密度の値を Figure 4.12 示す. 熱サイクル試験片の結果同様, IM 試験片において著しいクラック密度増加が見られ, 熱サイクル試験片のクラック密度変化の傾向との相関関係が見られた. また, 冷却暴露後の試験片の画像を Figure 4.13 に示す. 全試験片において, 熱サイクル試験片における損傷と比較して大きな損傷は見られなかった. 熱サイクルの際に見られた EM 試験片における樹脂劣化は確認されなかった. また Figure 4.14 に暴露前と暴露後の弾性率変化を示した. 全試験片において顕著な変化は見られなかった.

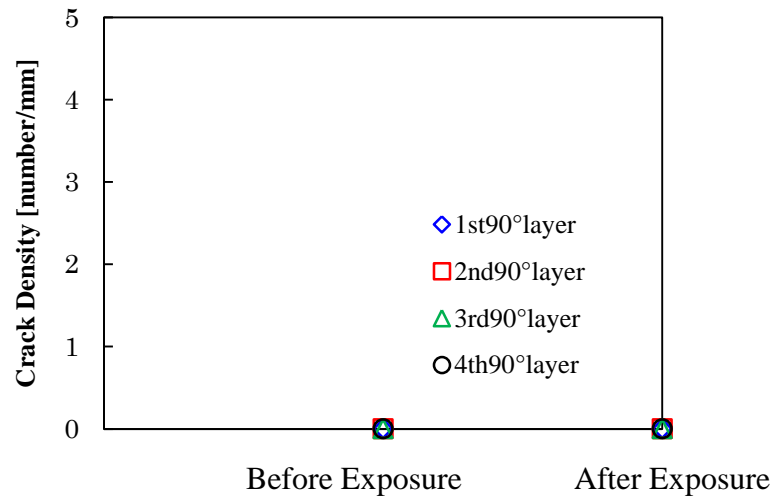


(a) CM specimen.

Figure 4.12 Transverse crack density as a function of number of thermal cycles of specimens.

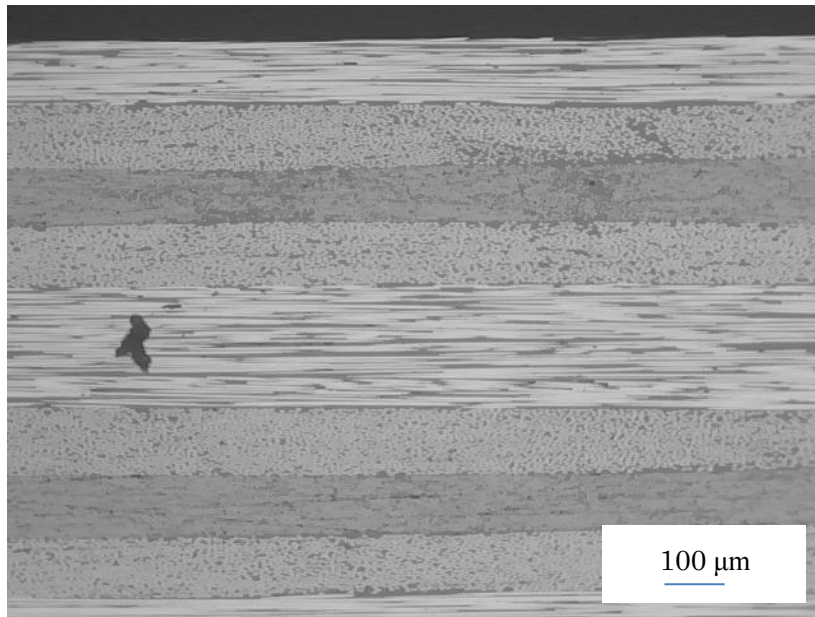


(b) IM specimen.

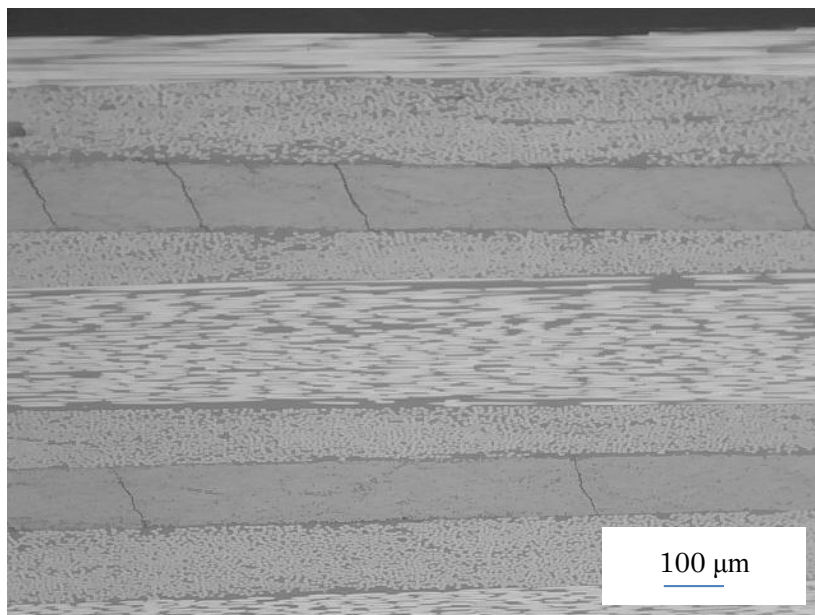


(c) EM specimen.

Figure 4.12 Continued.

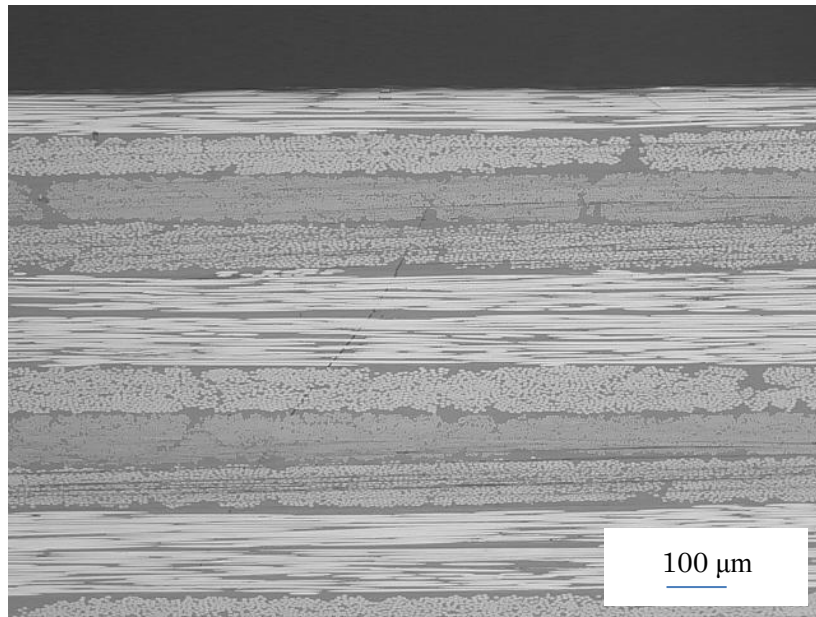


(a) CM Specimen.



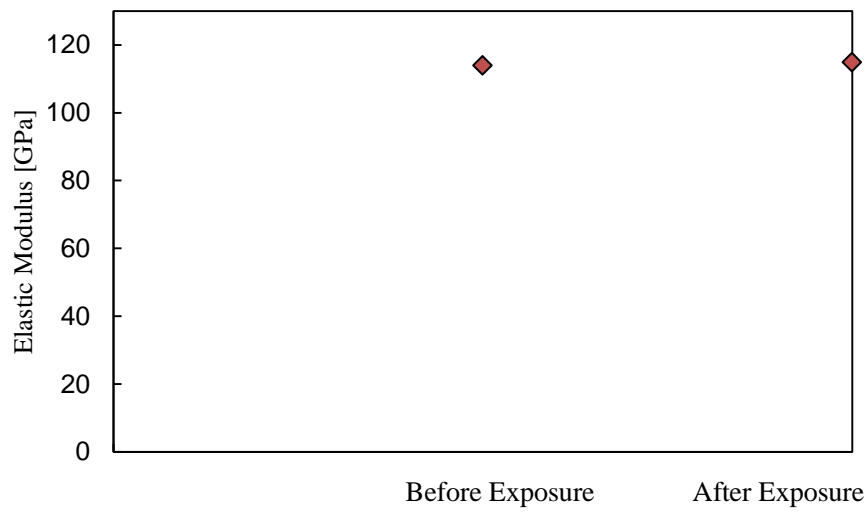
(b) IM Specimen.

Figure 4.13 Surface of Cool Exposure Specimens.



(c) EM Specimen.

Figure 4.13 Continued.

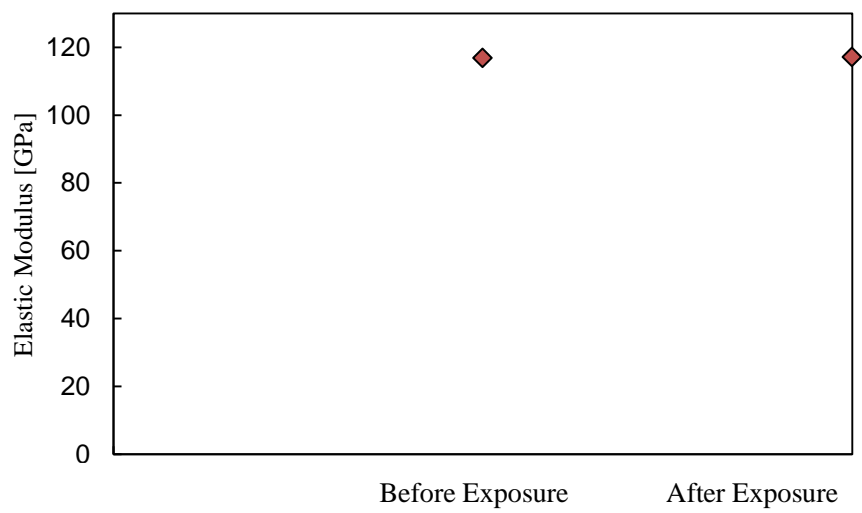


(a) Elastic Modulus of CM Specimens.

Figure 4.14 Elastic Modulus of Cool Exposure Specimens.



(b) Elastic Modulus of IM Specimens.



(c) Elastic Modulus of EM Specimens.

Figure4.14 Continued.

4.5 クリープ試験結果

CM 試験片におけるクリープ試験結果を Figure 4.15 に示す. CM 試験片でクリープコンプライアンス増加が見られおよそ 4000 時間で曲げ剛性が 10% 低下することが分かった. このことから, 熱サイクルによるクラック発生が引き起こす弾性率低下と比較して, 一定過重負荷下での長期熱暴露の影響の方が著しく大きいことが分かった.

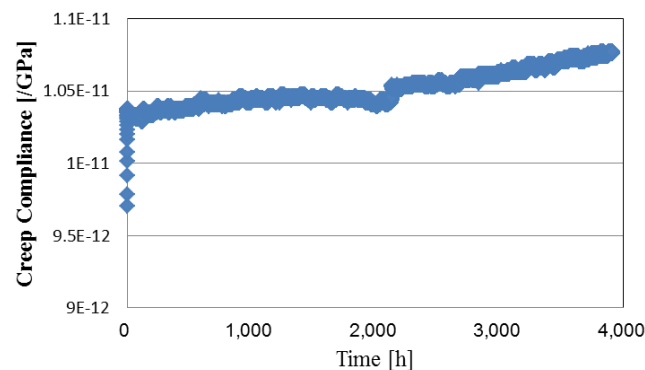


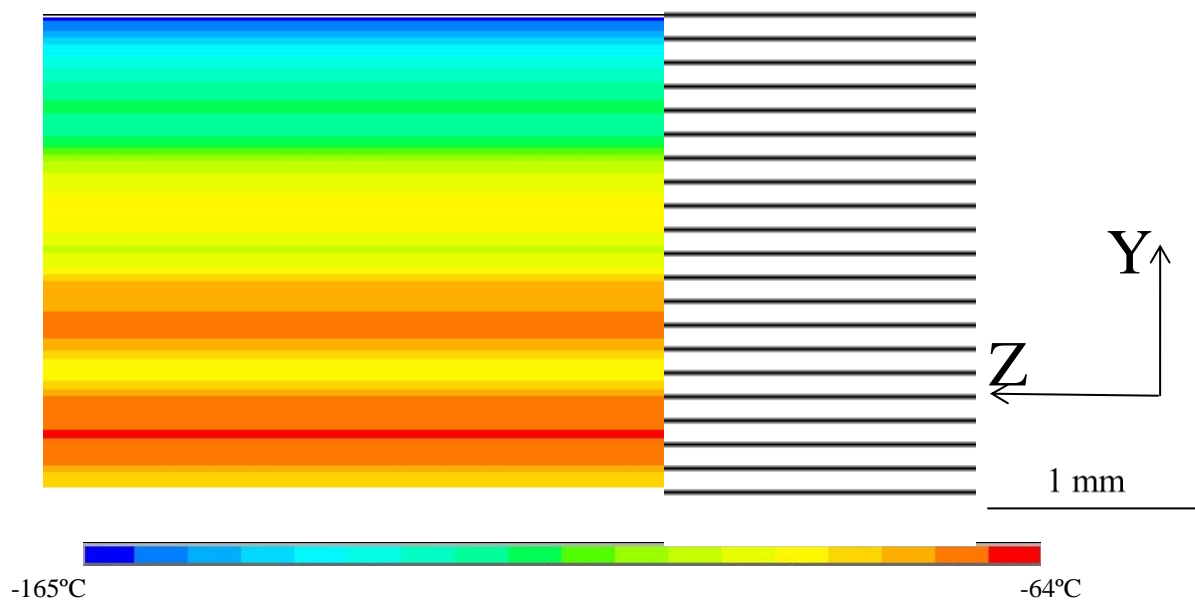
Figure 4.15 Creep Compliance of CM Specimen.

4.6 有限要素解析法を用いた解析結果

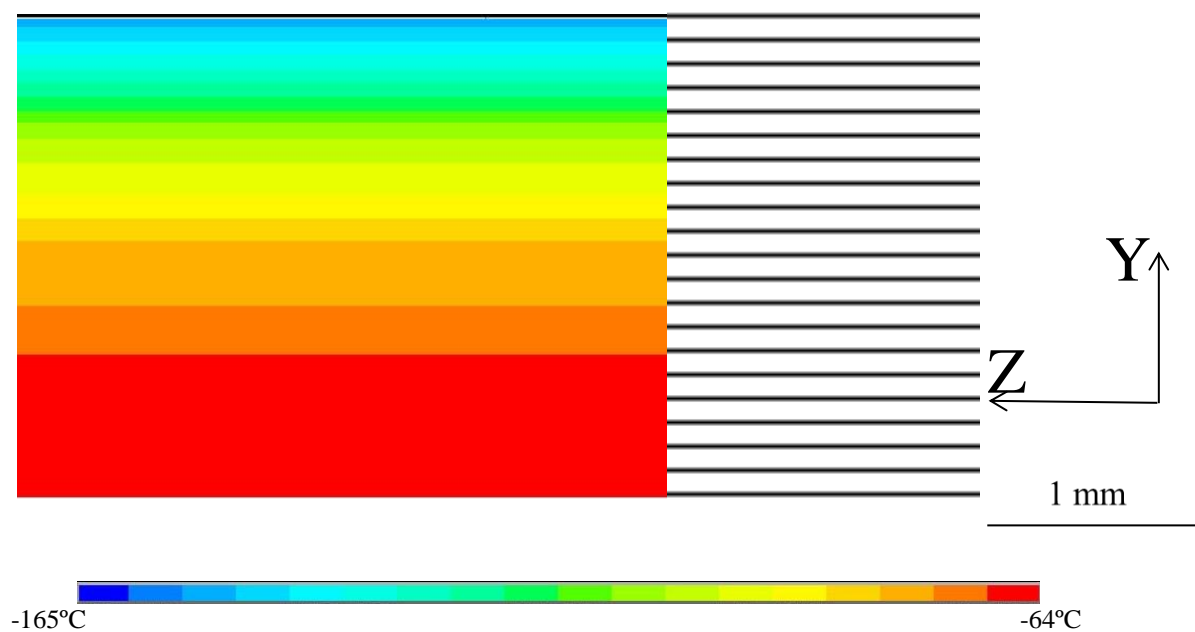
4.6.1 温度分布解析結果

120°C の試験片に-197°C の熱伝達負荷を開始してから 1s 後, 3s 後, 10s 後の, 試験片厚さ方向の中心部および表面部における温度分布解析を行った. 1s 後, 3秒後の結果を Figure 4.16 に示す. 10s 後は試験片全体が-197°C で安定した. 1s 後の温度分布は, 試験片表面部と中心部で明らかに異なった. これは, 試験片表面は冷却面であるため急冷されるため低い温度分布となったためである. また試験片表面部では 4th90° 層に対応する層が著しく冷却が遅れているのがわかる. これは, この層では, 試験片上面の冷却面からの距離が遠い上に, 繊維が試験片厚さ方向に配向されているため, 試験片中心部の熱がこの層で優先的に試験片表面に伝熱されるためと考えられる. 逆に 3s 後では, 試験片中心部において対称面に近い 0° 層で冷却が著しく遅れている. これは 0° 層では熱伝導率が試験片軸方向と垂直方向には高くないため, 排熱が効率的に行われなかったためと考えられる.

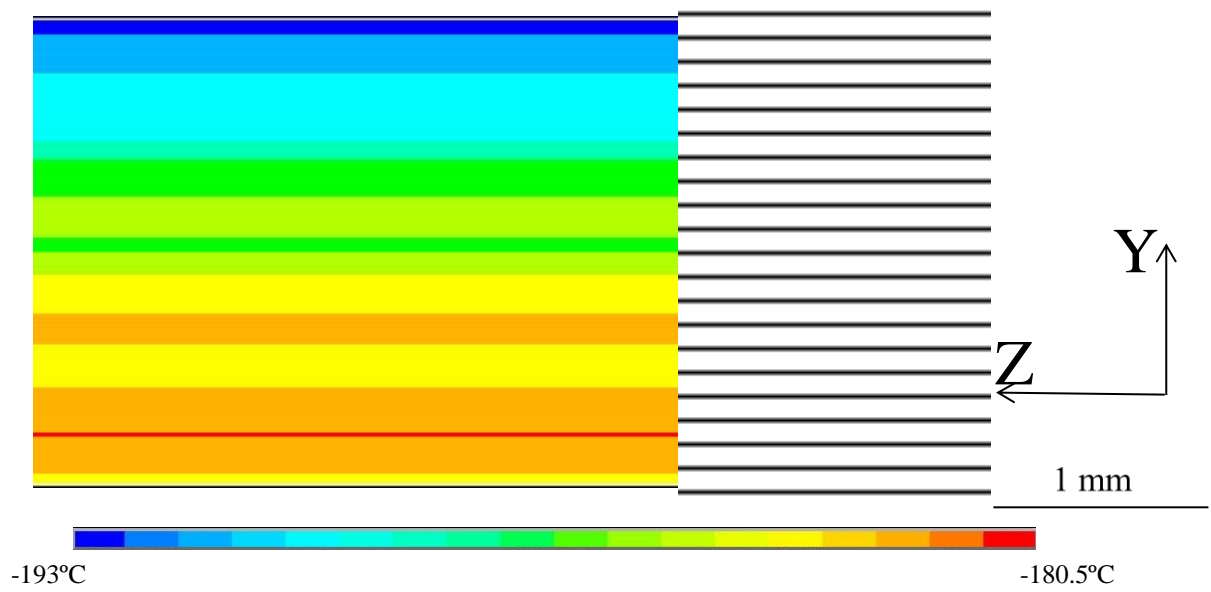
このように冷却開始から冷却終了までの間, 各層の位置関係と熱伝導性の異方性から各時間において複雑な温度分布となる.



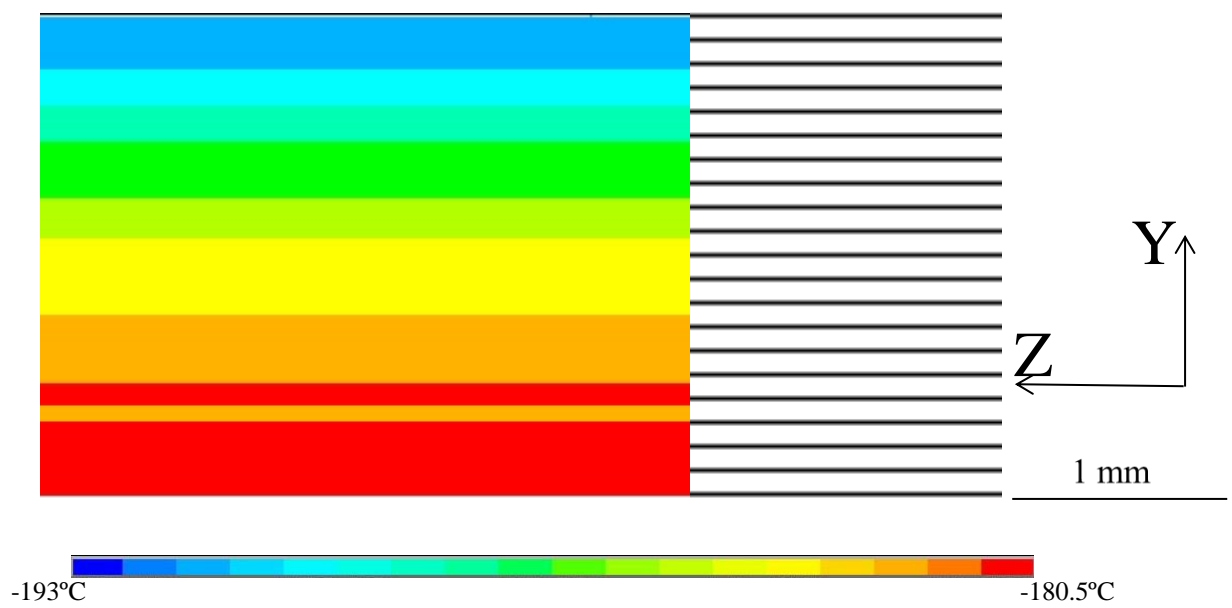
(a) Temperature Distribution of Specimen surface Model at 1s.



(b) Temperature Distribution of Specimen center Model at 1s
Figure 4.16 Temperature Distribution of Specimen Models.



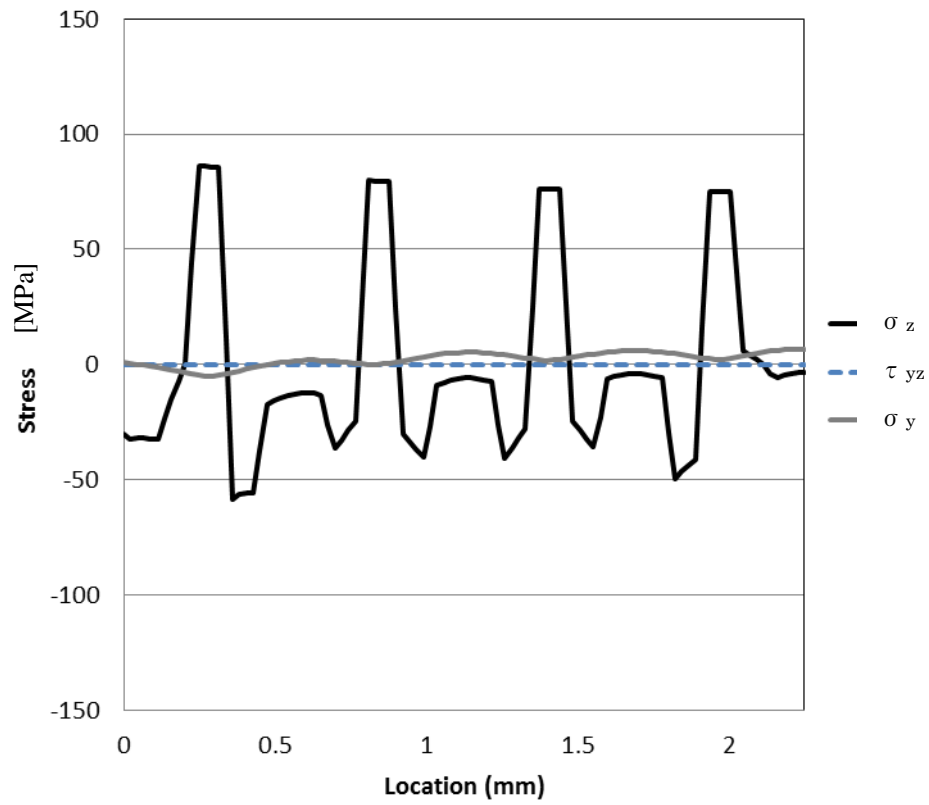
(c) Temperature Distribution of Specimen surface Model at 3s.



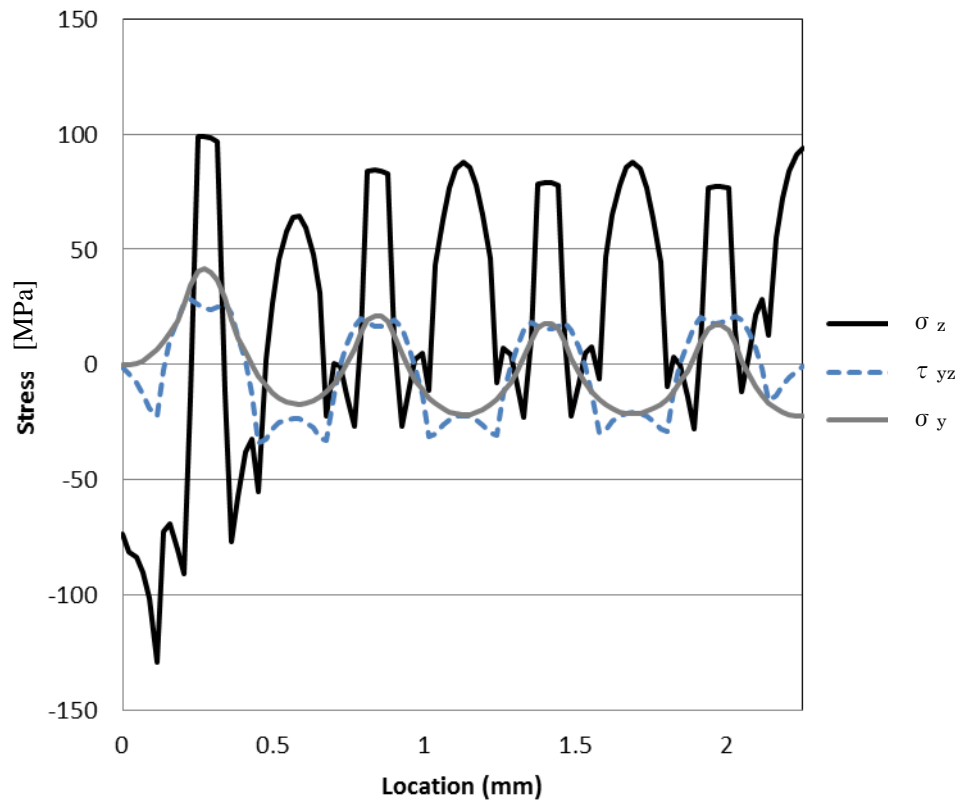
(d) Temperature Distribution of Specimen center Model at 3s
Figure 4.16 Continued.

4.6.2 熱応力分布解析結果

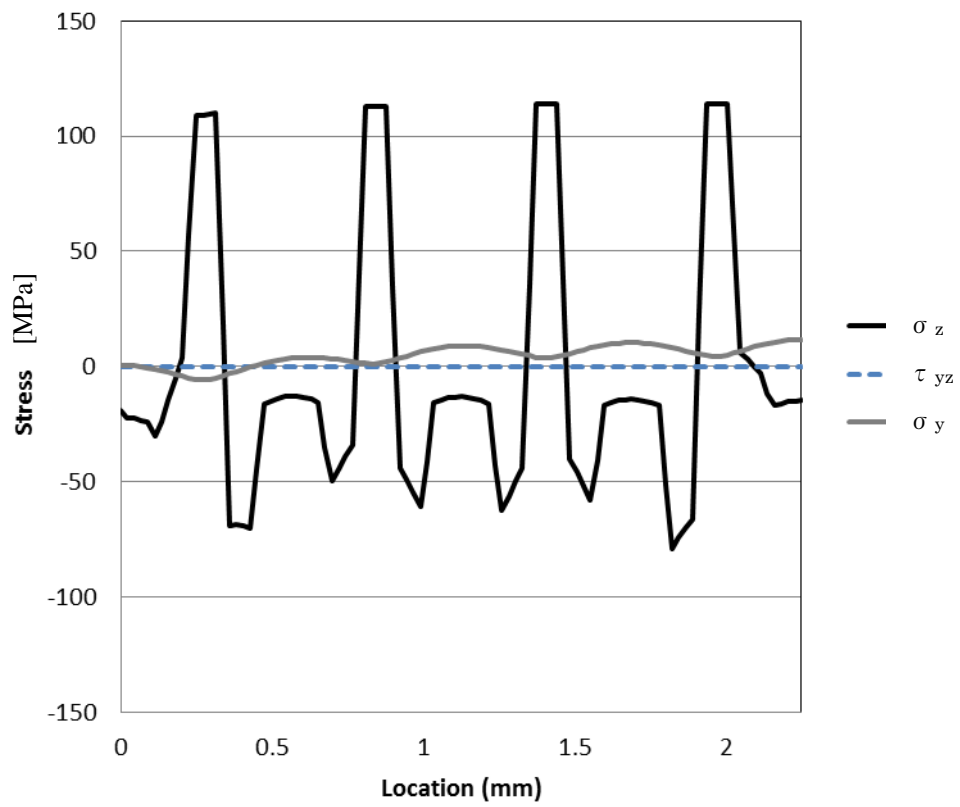
熱伝達解析開始から 1s 後, 10s 後の, 解析モデルの長さおよび厚さ方向の中央と厚さ方向表面における, σ_z , τ_{yz} , σ_y の幅(積層)方向分布を Figure 4.17(a)に示す. -197°C で安定した 10s 後の試験片モデル中心部における熱応力解析値 Figure 4.17(c)と積層板理論から計算された熱応力値は, 双方の結果において, 90° 層で引張応力が発生し, 0° 層, 30° 層, -30° 層で圧縮応力が発生する結果となり類似し絶対値もほぼ一致したため, 解析の妥当性が示された. Figure 4.17(b), 4.17(d)から試験片表面部においては, 著しく z 方向応力値が高く, また yz せん断応力が発生する結果となった. これは長手方向に圧縮応力が負荷されせん断ひずみを生じようとする 30° 層, -30° 層において, クロスエラスティシティ効果によりせん断ひずみを生じようとするが, 実際には隣接層により拘束されるためせん断応力が発生する. この応力と釣り合うために, 90° 層表面ではせん断応力が発生するためと考えられる. また試験片表面での y 方向応力が高くなる結果となった. この応力によって Figure 4.2, 4.3 で確認された 1st90° 層と隣接層の間での層間はく離が発生するものと考えられる. また Figure 4.17(a), (c)から, 試験片中心部では y 方向応力は表面部と比較して低いため, 層間はく離は試験片中心部では発生しないと考えられる. Figure 4.17(a), 4.17(b)から 1st90° 層において 10s 後の z 方向応力値は他の 90° 層と比較して低いのに対し, 1s 後の z 方向応力値は高い傾向にある, 結果応力の増加速度は著しく速いと言える. これは 1st90° 層において急冷されるためであり Figure 4.5 で 1st90° 層においてクラック発生速度が高いことと相関関係があると考えられる.



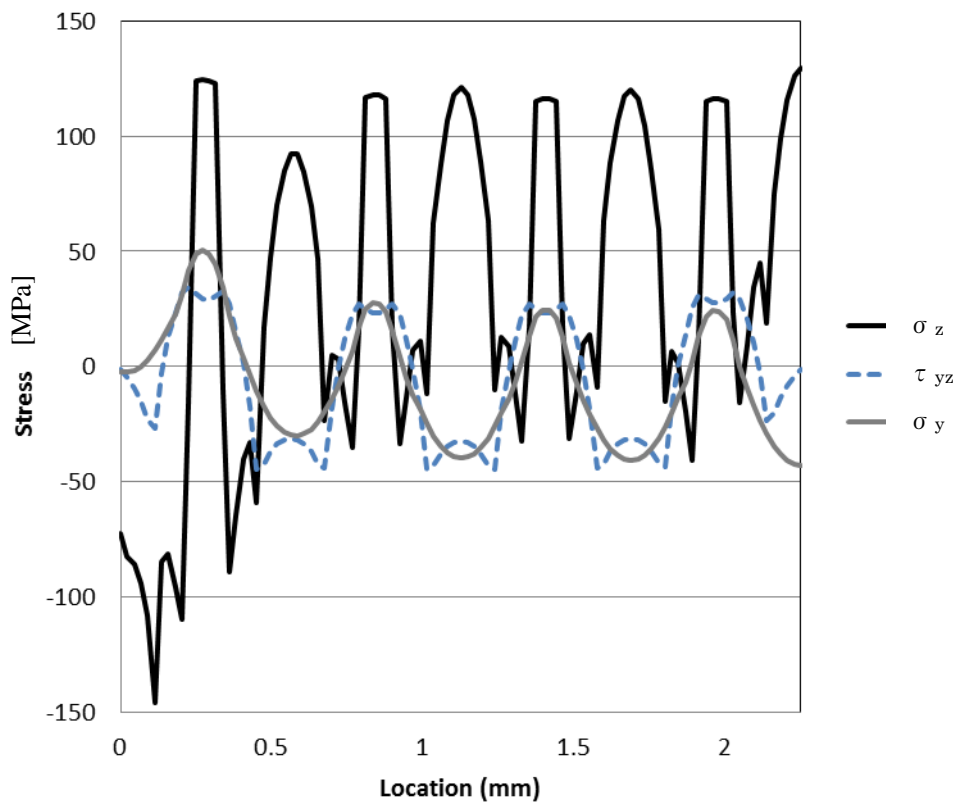
(a) Analysis result of Thermal Stress for Center of Specimen (1s).
Figure 4.17 Analysis result of Thermal Stress.



(b) Analysis result of Thermal Stress for Surface of Specimen (1s).
Figure 4.17 Continued.



(c) Analysis result of Thermal Stress for Surface of Specimen (10s).
Figure 4.17 Continued.



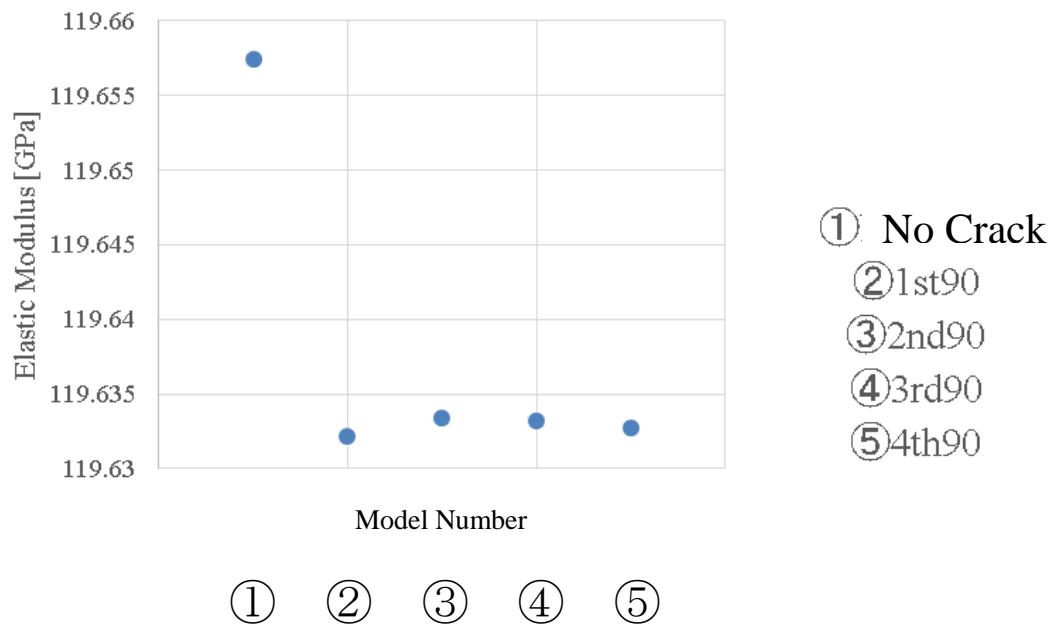
(d) Analysis result of Thermal Stress for Center of Specimen (10s)
Figure 4.17 Continued.

4.6.3 クラック発生模擬モデルによる弾性率低下率予測結果

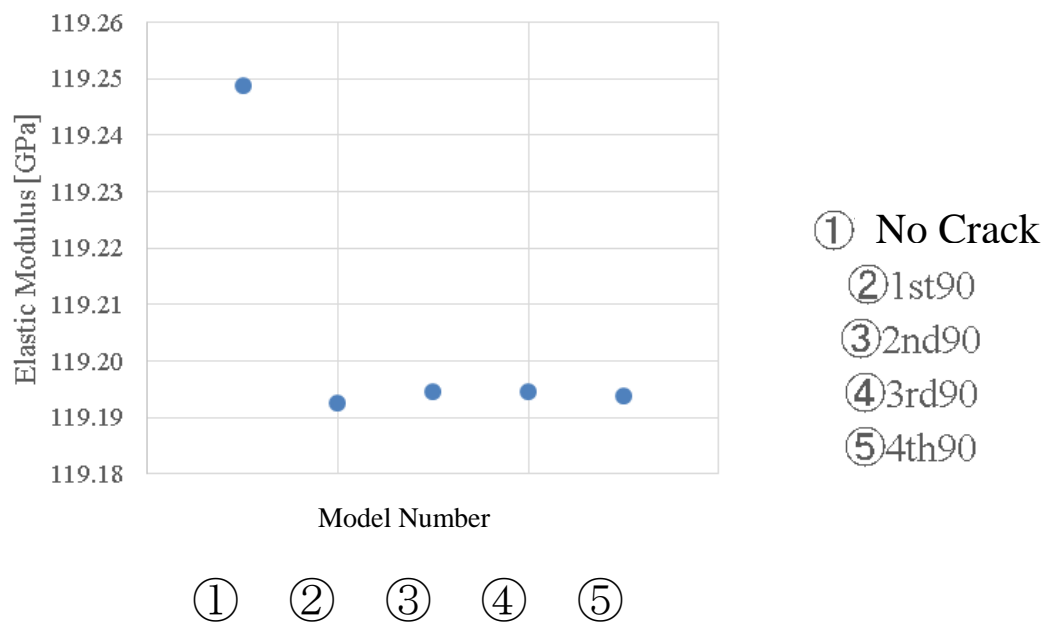
各モデルにおける引張弾性率の比較を Figure 4.18(a), (b)に示す. (a)ではクラック密度が 1 number/mm であり, (b)ではクラック密度が 2 number/mm である. この結果から 1st90° 層にクラックが発生した場合最も弾性率が低下することがわかった. 今回は比較のために, 小数点以下の有効桁数を無視して表示した.

(a), (b)ともに 1st90° 層にのみクラックを設定したモデルの場合, 他のモデルと比較して最も弾性率が低下することから, クラックが解放された際に消費されるエネルギーが最も大きくなるのは, 1st90° 層にクラックが発生した場合であるといえる. そのため熱サイクル初期において, 1st90° 層が他の 90° 層に比べ冷却時にエネルギー解放率が大きくなるので母材の破壊に必要な臨界エネルギーに達しやすくなるため, 初期にクラックが増加しやすくなると考えられ, Figure 4.5 の CM における熱サイクル数と各 90° 層のトランスバースクラック密度の相関関係結果とも矛盾しない. またすべての条件で弾性率がわずかに低下していることから 90° 層に発生するクラックが積層板全体の弾性率を低下させることは示唆されたが, どの条件でも 1%以上の弾性率低下は見られておらず, Figure 4.11 で熱サイクルによる顕著な弾性率変化が見られないことと矛盾しない.

しかしながら理想的には同じ値になるべきであるクラックなしモデルでの弾性率の結果(a)①と(b)①を比較すると, わずかに(b)①が低いことから, モデルのクラックを模擬するために挿入した Z 方向に 1 μm の要素が存在することによる解析結果への影響が無視できないことが考えられる.



(a) Comparison of Elastic Modulus for FEM Models (1number/mm model).



(b) Comparison of Elastic Modulus for FEM Models (2number/clack model).

Figure 4.18 Comparison of Elastic Modulus for FEM Models.

第5章 結言

本研究においてアンテナ放射リブ用材料候補である炭素繊維強化プラスチックに対して、熱サイクル試験、冷却暴露試験、クリープ試験等、使用環境を模擬した負荷試験を行った。また表面観察、三点曲げ試験、熱膨張係数測定を行い、損傷の定量的評価並びに損傷による剛性への影響評価を行った。

また積層板理論，sear-lag モデル，有限要素解析法を用いて，クラック発生メカニズムの検討を行った。

- すべての試験片において熱サイクルによるクラック発生が確認された。CM 試験片 IM 試験片ではサイクル初期にクラック発生し，サイクル後期ではクラック発生が抑制されたのに対し，EM 試験片ではサイクル後期においてクラック増加が継続された。また全試験片で 1st90° において先行してクラックが発生することが確認された。
- EM 試験片では，樹脂の熱収縮と思われる樹脂部の劣化現象が 600 サイクル以降から顕著に確認された。
- すべての試験片において熱膨張係数測定の結果，1300 サイクル負荷した試験片において，試験片軸方向に負の熱膨張率となってしまった。これは軸方向に正の熱膨張係数を有する 90° 層において発生したクラックが原因であると考えられる。
- 熱サイクル，冷却暴露試験を行った試験片において顕著な弾性率低下は見られなかった。これは最も応力を負担する 0° 層に顕著な損傷が見られないためと考えられる。
- 積層板理論による熱応力算出値と有限要素解析による伝熱解析での試験片内部における熱応力解析値が一致し，解析の妥当性が示された。また，有限要素解析から，試験片冷却開始直後の試験片表面での 1st90° における熱応力値の急増が確認され，1st90° で先行するクラック発生の原因と考えられる。
- 有限要素解析の結果，試験片表面における z 方向，yz 方向，y 方向応力は，試験片中心部と比較して高い傾向にあることが示された。

- ・強制的に貫通クラックを発生させたモデルの引張弾性率を比較した結果、定性的ではあるが、1st90°にクラックが発生した際に、クラックが解放された際に消費されるエネルギーが最も大きくなることが示された。

本研究から、[0/30/90/-30/0]_{4s}の積層構成を有する炭素繊維強化プラスチックにおいて高温下から低温下に急冷された際の損傷メカニズムの解明を行った。冷却時に引張の熱応力が負荷されることが積層板理論から計算される90°層が、優先的に損傷し、特に最外層に位置する90°層で損傷が最も激しくなる結果が示された。本研究では、冷却時の熱応力値の増加速度やクラック発生時のエネルギー解放率の比較により原因の考察を行った。

参考文献

- [1]Ken Goto, Tsuneo Kii, Keisuke Yoshihara, Kosei Ishimura, Keiji Komatsu, Ken Higuchi, Taro Maruyama, Yuichi Ikeda, Kazuro Matumoto, Makoto Yoshihara, Masaharu Tsuchiya: Long Term Durability of a Rib and Cable Tensioned Structure for High Accuracy Large Deployable Antenna Reflector: International Symposium on Space Technology and Science. , 2001:28:5-12
- [2]Yasir Nawab, Frederic Jacquemin, Pascal Casari, Nicolas Boyard, Yann Borjon-Prion, Vincent Sobotka: Study of Variation of Thermal Expansion Coefficients in Carbon/Epoxy Laminated Composite Plates: Composites:Part B. ,2013:50:144-149
- [3]M.W.Pilling, B.Yates, M.A.Black: The Thermal Conductivity of Carbon Fibre-Reinforced Composites: Journal of Materials Science. ,1979:14:1326-1338
- [4]David E. Bowles: Effect of Microcracks on the Thermal Expansion of Composite Laminates: Journal of Composite Materials. ,1984:17:173-187
- [5] Stephen S. Tompkins, James Y. Shen, Andre J. Lavoie: Thermal Cycling of Thin and Thick Ply Composites: Nasa Technical Memorandum 111552
- [6] R. C. Givler, J. W. Gillespie. Jr., R. B. Pipes: Environmental Exposure of Carbon/Epoxy Composite Material Systems: ASTM STP. N. R. Adit, American Sociaety for Testing and Materials. , 1982:768:137-147
- [7]C. Henaff-Gardin, M. C. Lafaric-Frenot,: Specificity of Matrix Cracking Development in CFRP laminates under mechanical or thermal loadings :International Journal of Fatigue. , 2002:24;171-177.
- [8]Cecelia H. Park, Hugh L. McManus: Thermally Induced Damage in Composite Laminates: Predictive Methodology and Experimental Investigation :Composite Science and Technology. , 1996:56:1209-1219
- [9]M.C.Lafarie-Frenot, N.Q.Ho: Infuluence of Free Edge Intralaminar Stresses on Damage Process in CFRP Laminates under Thermal Cycling Conditions: Science and Technology. , 2006:66:1354-1365

- [10]D.S.Forsyth, S.O.Kasap, I. Wacker, S.Yannacopoulos: Thermal Fatigue of Composites:Ultrasonic and SEM Evaluations: Journal of Engineering Materials and Technology. ,1994:116:113-120
- [11]K.Biernacki, W.Szyszkowski, S.Yannacopoulos: An Experimental Study of Large Scale Model Composite Materials under Thermal Fatigue: Composites:Part A. ,1999:30:1027-1034
- [12]John F.Timmerman, Matthew S. Tillman, Brian S.Hayes, James C. Seferis: Matrix and Fiber Influences on Cryogenic Microcracking of Carbon Fiber/Epoxy Composites: Composites:Part A. ,2002:33:323-329
- [13]H.Zrida, P.Fernberg,Z.Ayadi,J.Varna: Microcracking in Thermally Cycled and Aged Carbon Fibre/Polyimide Laminates: International Journal of Fatigue.,2017:94:121-130
- [14]T. Kevin O'Brien: Chracterization of Delamination Onset and Growth in a Composite Laminate: Nasa Technical Memorandum 81940
- [15]John A.Nairn: The Strain Energy Release Rate of Composite Microcracking:A Variational Approach: Journal of Composite Materials.,1989:23:1106-1129
- [16]Janis Varna: Modeling Mechanical Performance of Damaged Laminates: Journal of Composite Materials.,2012:47(20-21):2443-2474
- [17]S.C.Tan, R.J.Nuismer: A Theory for Progressive Matrix Cracking in Composite Laminates: Journal of Composite Materials.,1989:23:1029-1047
- [18]Z.Hashin: Analysis of Cracked Laminates: A Variational Aproach: Mechanics of Materiaials: Mechanics of Materials.,1985:4:121-136
- [19]V.Vinogradov, Z.Hashin: Variational Analysis of Cracked Angle-Ply Laminates: Composites Science and Technology.,2010:70:638-646
- [20]Kunito Okuyama and Transient Boiling Heat Transfer Characteristics of Nitrogen (Bubble Behavior and Heat Transfer Rate at Stepwise Heat Generation),.Int.J.Heat Mass Transfer.,1990:33:2065-2971

謝辞

本研究を進めるにあたり，指導教員の小林先生には丁寧な研究指導をいただき心から感謝申し上げます．平山先生には提出資料の修正等ご助言をいただきありがとうございました．ポストドクターの坂口さんには学会や実験の際に多くのご助言をいただきました．先行研究をされていた鈴木さんには機器の使い方や試験片の扱い方など丁寧な引き継ぎ指導をいただきました．研究室のOBさんには4年生の頃から多くのご助言をいただきました．ありがとうございます．またともに努力してまいりました同期の方，後輩の皆さんにはお礼申し上げます．

質疑応答

角田先生

Q

一つの層内の温度勾配は考慮されているか?

A

今回の解析は、ある層と隣接層との温度勾配と発生する熱応力に着目したが、各層が同時に同じ温度になるわけではなく同一層内においてもわずかに温度勾配が発生している。

Q

より細かく冷却開始直後の熱応力解析結果を出力するべきか?

A

今回、温度勾配の発生する代表例として 3s 後の温度勾配の結果を出力した。冷却直後の温度分布は解析的には出力可能だが、高橋先生からご指摘を頂いたように、実際の熱サイクル試験下では、冷却開始直後は試験片が気体の窒素の膜に覆われている。そのため冷却直後の解析結果は、実験環境下での温度分布とは異なると考えたため冷却直後の温度勾配は示さなかった。

Q

繊維と母材の熱特性の違いからミクロな損傷が発生するのではないか?

A

表面観察結果から、繊維と母材のはく離よりも、90°層が隣接層に拘束されることによって発生する熱応力による損傷発生の方が支配的であることが確認されたため今回は、繊維と母材の熱特性の違いからミクロな損傷には着目しなかった。

高橋先生

Q

液体窒素に接触した直後は冷却が開始されないのではないか?

A

液体窒素と冷却対象との熱伝達率は、液体窒素と冷却対象の間に冷却直後に発生する気泡の研究をしている Okuyama[20]らの文献を参考に決定した。

Q

層間のはく離の評価はしていないのか?

A

曲げ負荷に対する損傷の影響を評価するためトランスバースクラック密度測定を損傷の定

量的評価としたが，層間はく離の評価も必要であるとする。

Q

線膨張係数の測定方法は？

A

TMA を用いて 40℃～120℃ での平均熱膨張係数を出力した。

真鍋先生

Q

メカニズムの解明をしっかりと示しているのか？

A

発生した損傷とその損傷発生の原因となったと考えられる熱応力成分を各 90° 層で示した。