

博士論文

複合材 T-joint の製造時残留応力の評価及び
破壊進展の抑制

久田 深作

博士論文

複合材 T-joint の製造時残留応力の評価及び
破壊進展の抑制

東京大学大学院新領域創成科学研究科

久田 深作

目次

第1章 緒言	1
1.1 複合材料	1
1.2 層間樹脂層	2
1.3 CFRP 成形時の残留変形・残留応力	4
1.4 T-joint	8
1.5 T-joint に関する先行研究	10
1.6 成形破壊が機械特性に与える影響	12
1.6.1 試験方法	12
1.6.2 試験結果	15
1.7 本論文の概要	18
第2章 T-joint デルトイド部の成形時ひずみ計測	20
2.1 光ファイバセンサ	20
2.1.1 光ファイバセンサの概要	20
2.1.2 レイリー散乱を利用したひずみ分布計測原理	21
2.2 層間樹脂層による横異方性	23
2.3 デルトイド部成形時ひずみ計測	25
2.3.1 試験方法	25
2.3.2 試験結果	27
2.4 冷却試験	29
2.4.1 試験方法	29
2.4.2 試験結果	30
2.5 第2章のまとめ	33
第3章 T-joint デルトイド部の成形破壊指標及び抑制手法に関する考察	34
3.1 有限要素解析	34
3.1.1 解析手法	34
3.1.2 解析結果	36
3.2 破壊指標の考察	38

3.3 抑制手法の提案.....	43
3.3.1 トライアングルデルトイド構造.....	43
3.3.2 成形破壊抑制効果の検証.....	43
3.4 第3章のまとめ.....	47
第4章 接着界面における亀裂進展抑制機構の提案.....	48
4.1 接着界面における亀裂進展モードの検討.....	48
4.1.1 検討手法	48
4.1.2 検討結果	51
4.2 繊維強化型クラックアレスタ.....	53
4.3 Double Cantilever Beam(DCB)試験	54
4.3.1 試験方法	54
4.3.2 試験結果	58
4.4 有限要素解析.....	62
4.4.1 解析手法	62
4.4.2 解析結果	64
4.5 第4章のまとめ.....	67
第5章 T-joint に対するクラックアレスタの導入.....	68
5.1 T-joint におけるクラックアレスタの有効性検証.....	68
5.1.1 試験方法	68
5.1.2 試験結果	69
5.2 クラックアレスタ配置の検討.....	74
5.2.1 試験方法	74
5.2.2 スティフナ部への亀裂進展モードの検討.....	75
5.2.3 試験結果	79
5.3 クラックアレスタ構成の検討.....	83
5.3.1 試験方法	83
5.3.2 試験結果	83
5.4 第5章のまとめ.....	88
第6章 結言	89

Appendix A. 硬化収縮時の樹脂弾性率推定手法	92
Appendix B. 解析に用いた物性値	94
Appendix C. マイクロメカニクスモデル及び複合則	96
Appendix D. 解析に用いた UMAT サブルーチン	99
参考文献	107
発表論文及び本研究に関する学会発表等	118
謝辞	121

图表目录

Fig. 1.1 Carbon fiber composites usage in aircraft [2].	1
Fig. 1.2 Global demand for CFRP in tonnes 2008-2020 (*estimated) [3].	2
Fig. 1.3 Damages caused by impact load.	3
Fig. 1.4 Material performance of T800H/3900-2 [7].	4
Fig. 1.5 Micrograph of interlaminar toughened layer.	4
Fig. 1.6 Strain development of CFRP during cure.	5
Fig. 1.7 Residual stress in composite cross-ply laminate.	6
Fig. 1.8 Composite wing structure of B777X.	7
Fig. 1.9 Schematic of residual deformation in composite curvature part.	7
Fig. 1.10 Spring-in deformation in composite L-shaped parts.	7
Fig. 1.11 Residual stress in composite L-shaped part.	8
Fig. 1.12 Typical T-joint showing main components.	9
Fig. 1.13 Wing box root section of B787[15].	9
Fig. 1.14 Failure along flange-skin bonding interface.	10
Fig. 1.15 Adverse effects by introduction of z-pin[120].	11
Fig. 1.16 Schematic of specimen used in tensile tests in section 1.6.	12
Fig. 1.17 Preparation of each part of T-joint.	13
Fig. 1.18 Assembly and bagging of specimen.	14
Fig. 1.19 Schematic of tensile tests.	15
Fig. 1.20 Failure development of specimen without a process-induced failure.	16
Fig. 1.21 Failure development of specimen with a process-induced failure.	17
Fig. 1.22 Comparison of load-displacement curve in specimen without a process-induced failure and specimen with a process-induced failure.	17
Fig. 1.23 Overview of this thesis.	19
Fig. 2.1 Schematic and principle of FBG sensor.	21
Fig. 2.2 Principle of distributed strain measurement using ODiSI.	22
Fig. 2.3 Definition of name of each direction in this study.	23

Fig. 2.4 Comparison of strain development during cure between toughened layer direction and orthogonal direction to toughened layer[140].	24
Fig. 2.5 Micrograph of deltoid region of T-joint using material with interlaminar toughened layer.	24
Fig. 2.6 Schematic of specimen used in strain measurement.	25
Fig. 2.7 Three types of deltoid used in strain measurement.	25
Fig. 2.8 Embedment method of optical fiber into the deltoid.	26
Fig. 2.9 Assembly and bagging of specimen used in strain measurement.	27
Fig. 2.10 Local strain development during cure at the bottom of deltoid of random deltoid specimen.	28
Fig. 2.11 Strain distribution in deltoid of random deltoid specimen.	28
Fig. 2.12 Comparison of strain distribution of three types of specimens at room temperature.	29
Fig. 2.13 Failure detection using FBG sensor.	30
Fig. 2.14 Comparison of strain distribution of three types of specimens at failure temperature.	31
Fig. 2.15 Comparison of failure of three types of specimens.	32
Fig. 3.1 FEA model for cure process simulation of T-joint.	35
Fig. 3.2 Schematic of incrementally linear elastic model.	35
Fig. 3.3 Comparison of strain distribution between experiment and FEA.	36
Fig. 3.4 FEA results of horizontally-aligned deltoid specimen.	37
Fig. 3.5 FEA results of vertically-aligned deltoid specimen.	38
Fig. 3.6 Comparison of maximum stress place and actual failure place of horizontally-aligned deltoid.	39
Fig. 3.7 Cross-ply laminate with transverse cracks.	39
Fig. 3.8 Work done by the applied stress at crack generation.	40
Fig. 3.9 X-axis and width of 90° layer at deltoid.	41
Fig. 3.10 Comparison of energy-based failure index and actual failure place.	42
Fig. 3.11 Triangle deltoid structure.	43
Fig. 3.12 Comparison of normal stress in direction to upper corner of deltoid.	44
Fig. 3.13 Comparison of normal stress in direction to lower left corner of deltoid.	44

Fig. 3.14 Comparison of strain distribution of four types of specimens at room temperature....	45
Fig. 3.15 Response of FBG sensor embedded in triangle deltoid specimen during cooling test.	46
Fig. 4.1 Three modes of fracture.....	48
Fig. 4.2 FEA model used for fracture mode examination of crack propagation to flange-skin interface.	49
Fig. 4.3 Stress and displacement state around crack tip.....	50
Fig. 4.4 Nodal force and relative displacement used in VCCT.....	51
Fig. 4.5 Calculated energy release rate at crack tip.....	52
Fig. 4.6 Schematic of fiber-reinforcement-based crack arrester.	53
Fig. 4.7 Photograph of fiber-reinforcement-based crack arrester.....	54
Fig. 4.8 Schematic of DCB specimen with fiber-reinforcement-based crack arrester.	55
Fig. 4.9 Manufacturing flow of fiber-reinforcement-based crack arrester.	55
Fig. 4.10 Photograph of arrester part of DCB specimen.....	55
Fig. 4.11 Schematic of DCB tests.	56
Fig. 4.12 Schematic of DCB specimen showing some parameters for fracture toughness calculation.	57
Fig. 4.13 Determining method of crack correction length.	57
Fig. 4.14 Comparison of typical load-displacement curve of specimen without arrester and specimen with arrester (0 ₂ -90 ₂ specimen).....	58
Fig. 4.15 Comparison of crack tip location at 30mm displacement.....	59
Fig. 4.16 Comparison of typical load-displacement curve of DCB specimen with each arrester configuration.	59
Fig. 4.17 Fracture surface of each arrester configuration.	60
Fig. 4.18 Comparison of apparent mode I fracture toughness of DCB specimen with each arrester configuration.	61
Fig. 4.19 Comparison of energy absorption of DCB specimen with each arrester configuration.	62
Fig. 4.20 FEA model for DCB specimen.	63
Fig. 4.21 Micrograph of arrester part of DCB specimen.	63

Fig. 4.22 Enlarged view of FEA model around crack arrester.	63
Fig. 4.23 FEA results of 0 ₂ -90 ₂ specimen.	65
Fig. 4.24 FEA results of 0 ₂ -90 ₂ specimen when 90° layer fractures 1mm.	65
Fig. 4.25 FEA results of 0 ₂ -90 ₁ specimen.	66
Fig. 4.26 FEA results of 0 ₂ -90 ₁ specimen when 90° layer fractures 1mm.	66
Fig. 5.1 Schematic of specimen used in tensile tests in section 5.1.	68
Fig. 5.2 Arrester position of specimen used in tensile tests in section 5.1.	69
Fig. 5.3 Photograph of arrester part at flange-skin interface.	69
Fig. 5.4 Typical load-displacement curve of T-joint specimen without arrester.	70
Fig. 5.5 Failure flow of T-joint specimen without arrester.	70
Fig. 5.6 Typical load-displacement curve of T-joint specimen with arrester.	71
Fig. 5.7 Failure flow of T-joint specimen with arrester.	72
Fig. 5.8 Comparison of load-displacement curves of T-joint specimen without arrester and specimen with arrester.	73
Fig. 5.9 Comparison of energy absorption of T-joint specimen without arrester and specimen with arrester.	73
Fig. 5.10 Crack propagation to stiffener interface.	74
Fig. 5.11 Arrester position of specimens used in tensile tests in section 5.2.	75
Fig. 5.12 FEA model used for fracture mode examination of crack propagation to stiffener interface.	76
Fig. 5.13 Calculated energy release rate at crack tip from L-deltoid interface.	77
Fig. 5.14 Calculated energy release rate at crack tip of vertical crack in deltoid.	78
Fig. 5.15 Typical load-displacement curve of Type 2 specimen.	80
Fig. 5.16 Failure flow of Type 2 specimen.	80
Fig. 5.17 Typical load-displacement curve of Type 3 specimen.	81
Fig. 5.18 Failure flow of Type 3 specimen.	81
Fig. 5.19 Comparison of load-displacement curves of T-joint specimen depending on arrester position.	82
Fig. 5.20 Comparison of energy absorption of T-joint specimen depending on arrester position.	

.....	82
Fig. 5.21 Comparison of load-displacement curves of T-joint specimen with each arrester configuration.....	83
Fig. 5.22 Comparison of state of T-joint specimen with each arrester configuration at 10mm displacement.	84
Fig. 5.23 Final failure of T-joint specimens.	86
Fig. 5.24 Comparison of initial failure load of T-joint specimen with each arrester configuration.	87
Fig. 5.25 Comparison of energy absorption of T-joint specimen with each arrester configuration.	87
Fig. A.1 Specimen with two FBG sensors with different tail lengths[152].	92
Fig. A.2 Stress transfer from curing composite to optical fiber and consequent deformation[152].	93
Table 4.1 Fracture toughness of CFRP with typical epoxy resin[149].....	53
Table B. 1 Resin modulus development and corresponding strain increment during chemical cure shrinkage used in section 3.1[140].....	94
Table B.2 Material properties of T800S used in section 3.1[153].....	94
Table B.3 Material properties of interlaminar toughened layer used in section 3.1[154].	94
Table B.4 Material properties of T700SC/2592 used in section 4.1, 4.3, and 5.2[155].	95
Table B.5 Material properties of FM300-2M used in section 4.3[156].	95

第1章 緒言

1.1 複合材料

複合材料とは2つ以上の構成材料からなる材料のことであり、自然物・人工物問わず様々な形で利用されている[1]。複合材料では各構成材料が互いの短所を補いあう、あるいは長所を活かしあうことによって材料全体として優れた特性を発揮することができる。身近な例として、鉄筋コンクリートでは圧縮強度に優れたコンクリートを引張強度に優れた鉄筋で補強することによって材料特性を高めている。複合材料は各構成材料の大きさ・形状・分布などによって様々なグループに分類し得るが、軽量で化学的特性に優れた樹脂と機械的特性に優れた繊維を複合することで強度を向上させたものを繊維強化プラスチック(Fiber reinforced plastics, FRP)と呼ぶ。繊維としてはガラス繊維やケブラー繊維などいくつかの候補が挙げられるが、その中でも炭素繊維を用いた炭素繊維強化プラスチック(Carbon fiber reinforced plastics, CFRP)は高比強度・高比剛性などの利点から特に航空宇宙分野での利用が拡大している。例として、Boeing社製 B787 や Airbus社製 A350 では構造重量の50%以上の部材に CFRP が用いられている(Fig. 1.1)[2]。近年では自動車などへの利用も進んでおり、CFRPの需要は年々増加する傾向にある(Fig. 1.2)[3]。

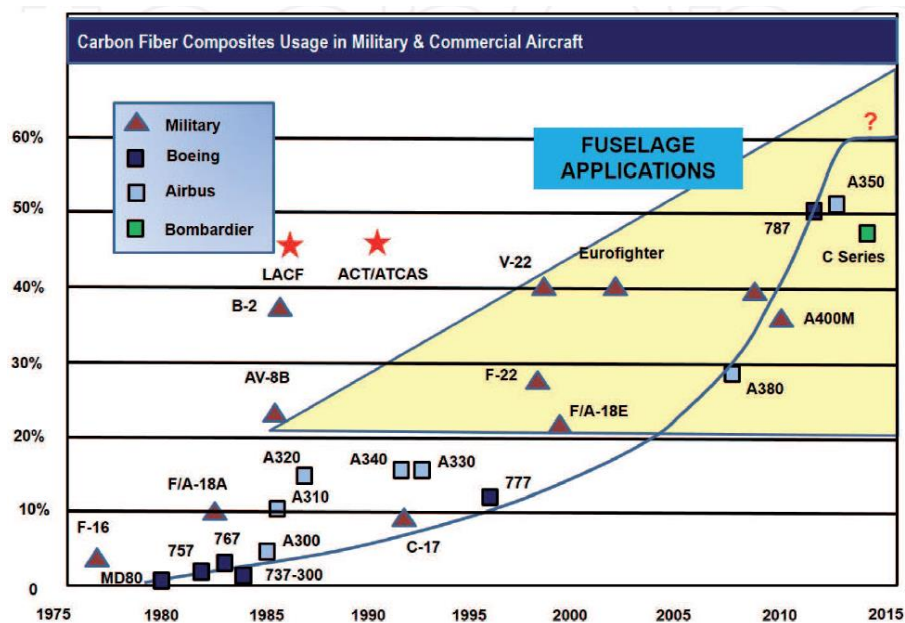


Fig. 1.1 Carbon fiber composites usage in aircraft [2].

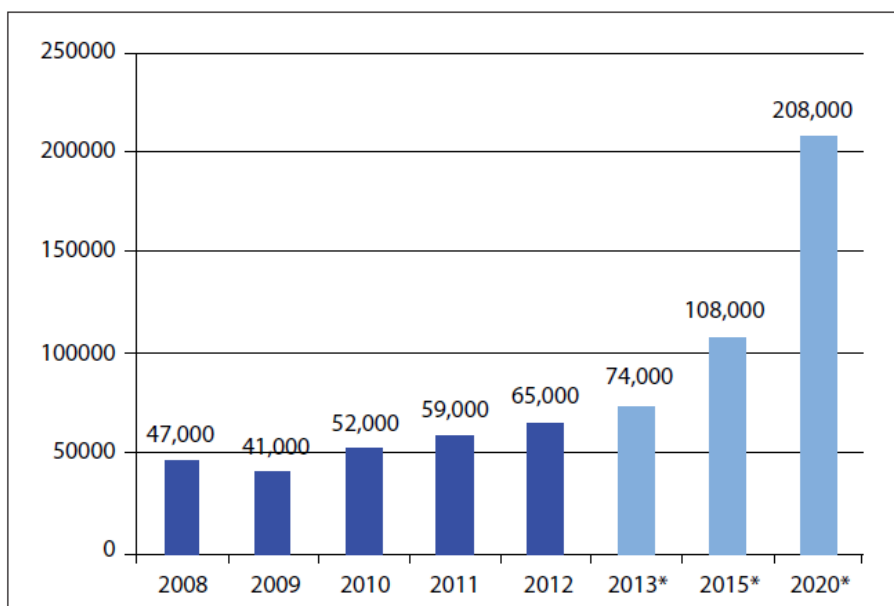


Fig. 1.2 Global demand for CFRP in tonnes 2008-2020 (*estimated) [3].

CFRPの成形法としては、型内に封入された繊維プリフォームに樹脂を含浸させて加熱硬化させる Resin transfer molding(RTM)法や炭素繊維束に樹脂を供給しながら巻きつけていくフィラメントワインディング法など様々な手法が用いられる[4, 5]. 高品質が求められる部材では、炭素繊維に樹脂を含浸させ半硬化させたプリプレグと呼ばれるシート状の中間基材を積層し、オートクレーブ内で高圧をかけながら加熱成形する手法が多く使用される。

1.2 層間樹脂層

CFRPに使用される樹脂は熱硬化性樹脂と熱可塑性樹脂の主に2種類に分類される。熱硬化性樹脂は加熱によって三次元網目構造が形成されることで硬化するもので、例としてエポキシやシアネートエステルなどが挙げられる。一方で、熱可塑性樹脂は加熱すると軟化して流動する可塑性を示すもので、ポリアミドやポリエーテルエーテルケトンなどが使用されている。

一般に、熱硬化性樹脂は熱可塑性樹脂と比較して機械的強度に優れ、耐熱性・耐溶剤性が高いことから、航空機の構造材料としては主に熱硬化性樹脂が使用される。しかし熱硬化性樹脂は硬度が高い分靱性が低く、衝撃荷重に弱いという特徴がある。CFRPを使用した航空機構造に工具の落下や小石の跳ね上げなどによる衝撃荷重が加わると、積層板内部で層

間剥離などの損傷が発生する(Fig. 1.3)[6]. これらの損傷は積層板の圧縮強度を著しく低下させることが知られており, 衝撃後圧縮(Compression after impact, CAI)強度は航空機設計において非常に重要な特性となっている. CAI 強度を高める方法として, 層間に高靱性の熱可塑性粒子を並べた層間樹脂層を挿入する方法が挙げられる(Fig. 1.4)[7]. 層間樹脂層は成形時に熱硬化性樹脂がプリプレグ表面の熱可塑性粒子の層に含浸することで形成される. Figure 1.5 に層間樹脂層を有する CFRP 断面の顕微鏡写真を示す. 従来の炭素繊維・熱硬化性樹脂からなる層の間に熱可塑性粒子が並んでおり, 粒子の隙間に熱硬化性の樹脂が含浸している様子が観察される. 衝撃荷重を受けた際のエネルギーを熱可塑性粒子が負担することで層間が高靱性化しているため, 層間はく離を抑制して損傷面積を低減させることができる[8]. これらの利点から, 層間樹脂層を有する T800H/3900-2 プリプレグ(東レ(株)製)は B777 の尾翼やフロアビームに使用された. さらに T800H/3900-2 プリプレグを改良した T800S/3900-2B プリプレグ(東レ(株)製)は B787 の一次構造部材として多くの部材に採用されている[9].

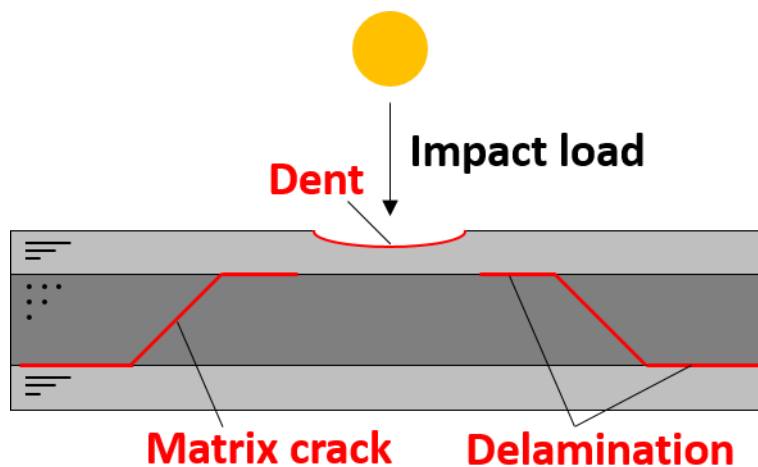


Fig. 1.3 Damages caused by impact load.

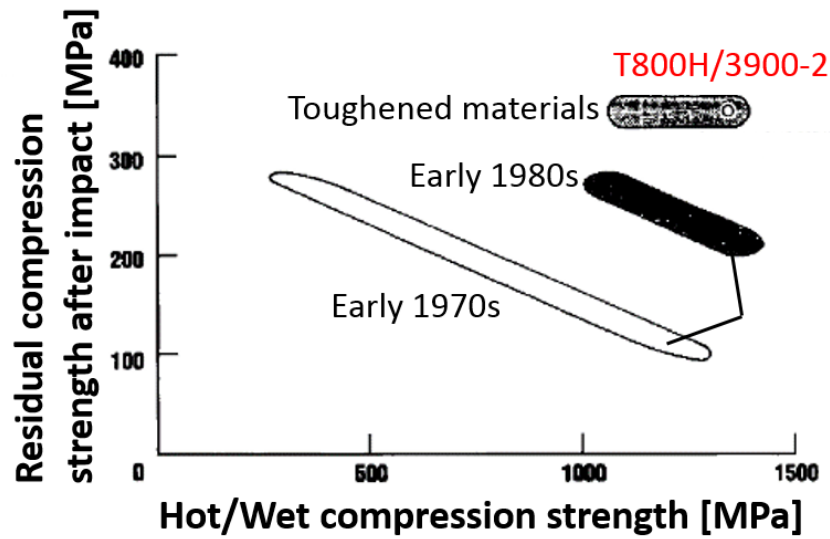


Fig. 1.4 Material performance of T800H/3900-2 [7].

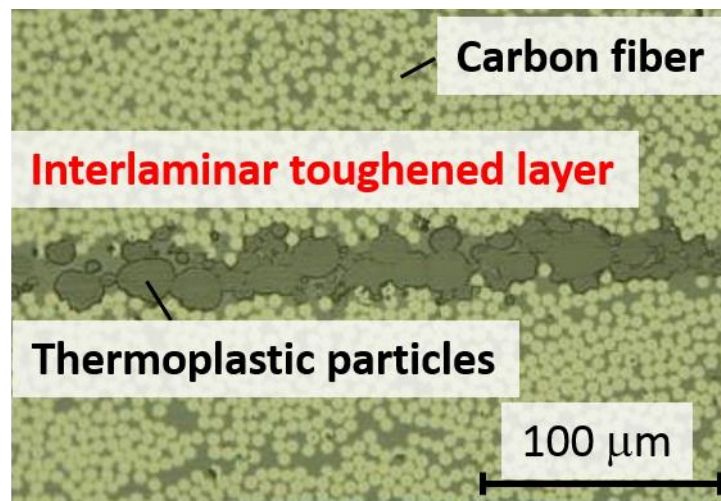


Fig. 1.5 Micrograph of interlaminar toughened layer.

1.3 CFRP 成形時の残留変形・残留応力

CFRP などの FRP 固有の特徴として、繊維が配向している方向の機械特性が繊維と直交する方向と比較すると著しく高い、材料特性の異方性と呼ばれる特徴が挙げられる。従って、より大きな荷重が加わる方向に炭素繊維を配向させられるなど、金属などの等方性材料と比較して設計自由度が高い。一方で、炭素繊維を様々な方向に配向させて積層することに

よって各層の特性が異なるため、成形時に残留変形・残留応力が発生することが問題となる。

Figure 1.6 に CFRP 成形時に発生する繊維直交方向のひずみ変化を示す。成形条件は材料種によって異なるが、ここでは成形温度まで一段階で昇温し、硬化完了後に室温まで冷却するという最も簡単な成形サイクルを考える。また、樹脂のゲル化は高温保持の途中で生じるものとする。成形時の樹脂状態は主に 3 つに分類される[10]。

一つ目はゲル化前の液体の状態、成形開始時から成形温度保持の前半部分に対応する。この領域では、樹脂の流れや治具の熱膨張などの影響によってひずみが発生する。しかし、ここでは樹脂が液状で弾性率が低く、発生したひずみは応力にはつながらないと考えられる。二つ目は樹脂がゲル化した後のゴム状態で硬化反応が進行していく過程で、成形温度保持の後半部分にあたる。この領域では、エポキシ基が架橋して三次元網目構造を形成するに伴い、硬化収縮ひずみが発生する。ここではゲル化によって樹脂の粘度が上昇しており、硬化収縮ひずみによる応力を保持するようになる。さらに硬化反応の進展に伴い弾性率が上昇していくため、時間を追うごとに発生する応力が増大する。3 つ目は樹脂温度がガラス転移温度より低いガラス状態で、冷却過程に対応する。この領域では、温度低下に伴っ

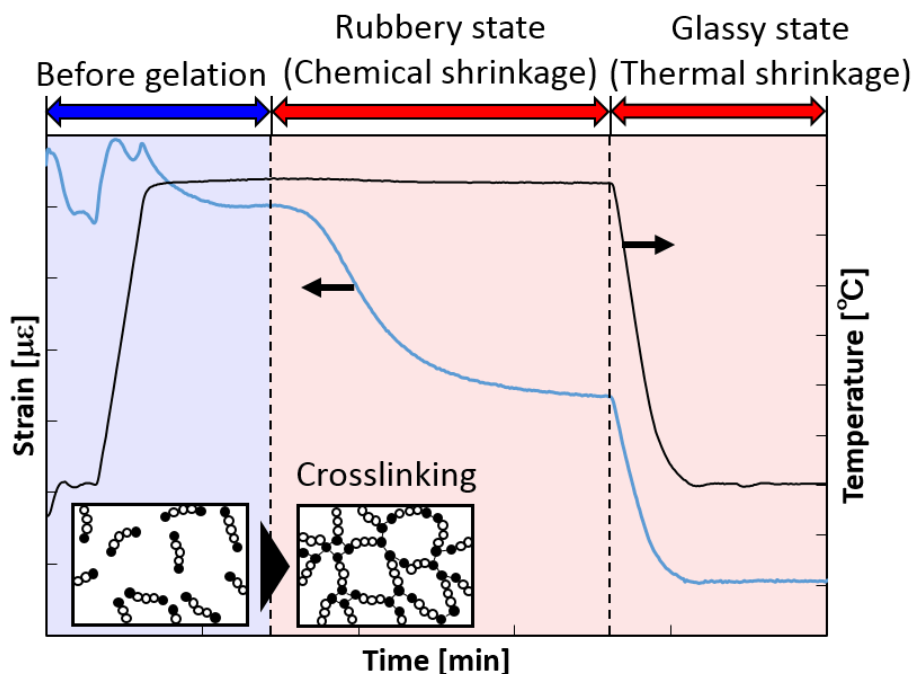


Fig. 1.6 Strain development of CFRP during cure.

て熱収縮ひずみが発生する。ここでは樹脂がガラス化しているため弾性率が高く、大きな応力が生じる。冷却時にはすでに硬化が完了しており、弾性率は一定とみなせる。

繊維直交方向では成形時に前述のひずみ変化が生じる一方で、繊維方向では炭素繊維の低熱膨張率・高剛性によってほとんどひずみを生じない。従って、Fig. 1.7 に示されるような各層の炭素繊維の配向角度が異なっている積層板では、成形時の収縮ひずみが隣接する繊維層に拘束されることで残留応力が発生し、材料の強度を低下させる。

対称な積層構成を用いた平板では成形時に残留応力が発生するものの、曲げなどの残留変形はほとんど生じない。しかし、実構造では平板に加え、曲率部を有する複雑形状部材が多く使用される(Fig. 1.8)。曲率部では繊維が配向していない面外方向には大きく収縮するのに対し、面内方向には繊維層の拘束によってほとんどひずみが発生しない。結果として、面内の弧長を維持するために成形後には成形前と比較して部材の角度が小さくなる、Spring-in変形と呼ばれる残留変形が生じる(Fig. 1.9) [11–14]。Figure 1.10 は 90°に積層して成形した2つのL型材を背中合わせにした写真であるが、成形時に Spring-in 変形することによって各部材の隙間が空いている様子が観察される。組み立て時にはこのような変形は拘束されるため、平板と比較すると曲率部に大きな残留応力が発生する(Fig. 1.11)。

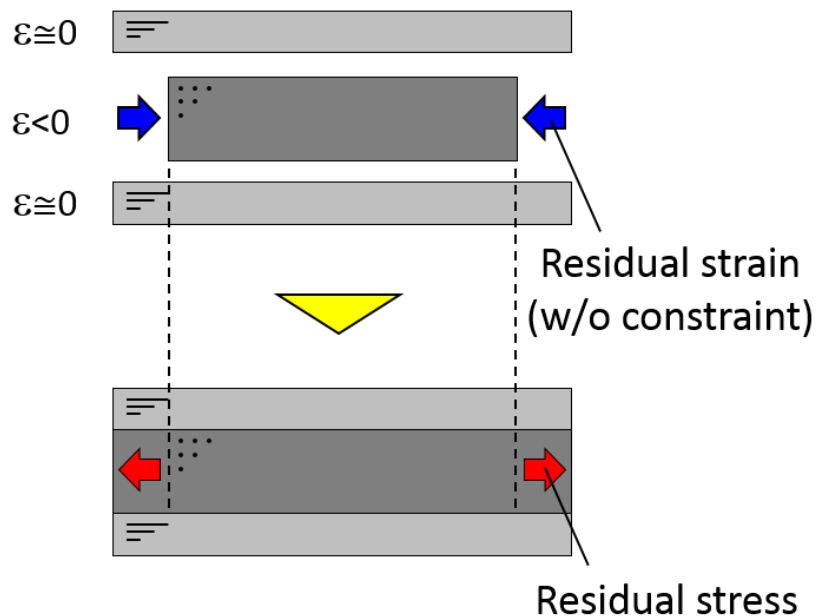


Fig. 1.7 Residual stress in composite cross-ply laminate.

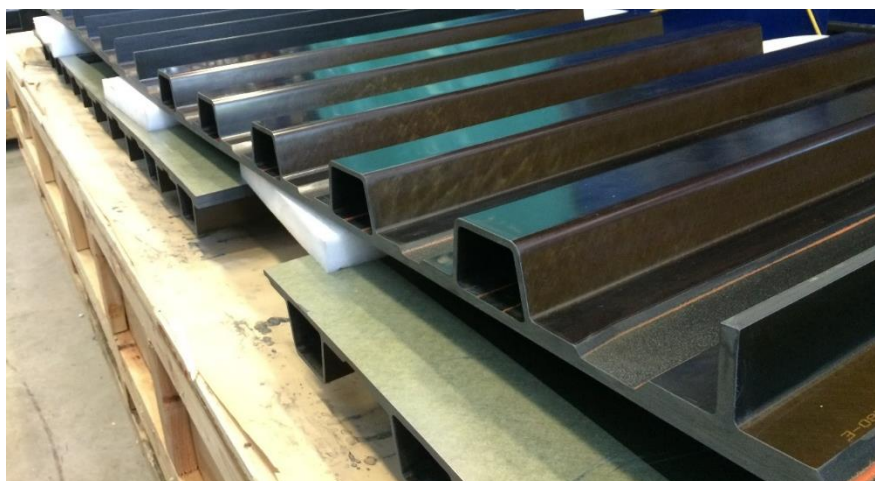


Fig. 1.8 Composite wing structure of B777X.

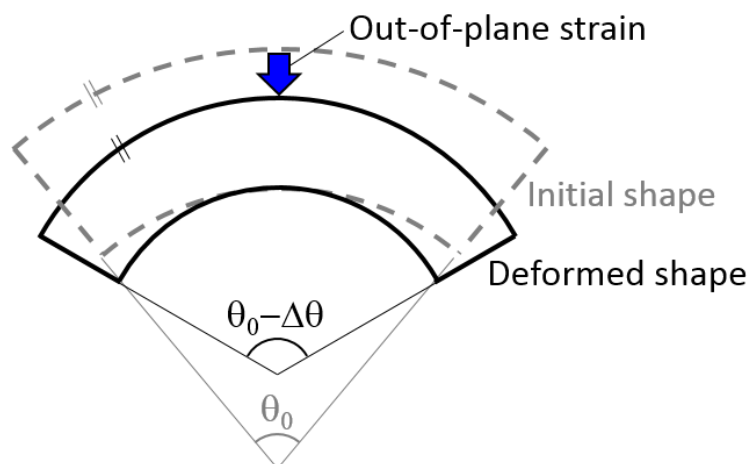


Fig. 1.9 Schematic of residual deformation in composite curvature part.



Fig. 1.10 Spring-in deformation in composite L-shaped parts.

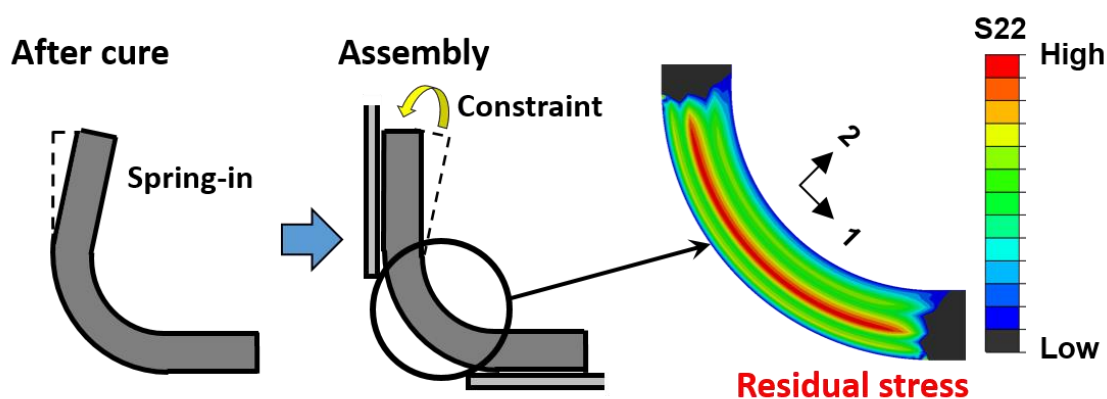


Fig. 1.11 Residual stress in composite L-shaped part.

1.4 T-joint

曲率部を有する複雑形状部材は、垂直部材と水平部材を接合するためによく用いられる。接合部材では面内方向だけでなく面外方向にも大きな荷重が加わるが、面外方向には炭素繊維が配向していないことから面内方向と比較して力学特性が著しく低い。従って、接合部材は 1.3 節で述べた残留応力の影響も相まって非常に壊れやすいため、接合部材の特性向上は非常に重要な課題である。

本研究では接合部材の中でも T-joint と呼ばれる部材に注目する。T-joint は 2 つの L 型材とスキン、及び各部材の隙間を埋めるデルトイドから構成される (Fig. 1.12)。デルトイドでは一般に紙面垂直方向に繊維が配向している。T-joint は主翼や胴体など様々な構造の接合部材として使用されており (Fig. 1.13) [15]、垂直部材と水平部材の面内荷重を伝達する重要な役割を担っている [16, 17]。複合材 T-joint では成形時に発生する残留応力や面外方向の力学特性の低さ、初期欠陥などの影響によって、引張や曲げなどの機械荷重に対して特に L 型材コーナー部及びデルトイド部において早期破壊を起こすことが問題となっている [18, 19]。さらに、成形時に発生する硬化収縮及び熱収縮による応力だけでデルトイド部が破壊する事例も報告されている [20–23]。

複合材 T-joint におけるもう一つの重要な課題として、デルトイド内部で生じた亀裂がフランジとスキンの接着界面を容易に進展し、最終破壊に至ることが挙げられる (Fig. 1.14) [24–26]。フランジとスキンの分離は T-joint の荷重伝達能力の喪失を意味しており、機体の破壊につながる極めて重要な問題である。現在の航空機設計は損傷許容設計、すなわ

ち損傷が出ることを前提として、損傷した場合でも安全性を保てるような設計が用いられている。具体的には、大量のボルト締結を用いることで接着界面がはがれた際の構造の信頼性を確保している。しかし、ボルト締結を用いることで工程、コスト、さらには重量が増加するため、軽量で一体成形できるという CFRP の利点を活かしてきれていないのが現状である。また、ボルト周辺における応力集中による強度低下も問題である[27]。

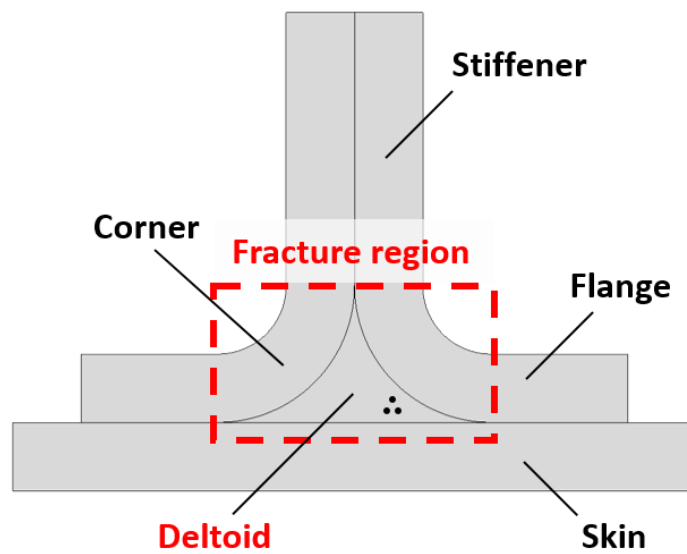


Fig. 1.12 Typical T-joint showing main components.



Fig. 1.13 Wing box root section of B787[15].



Fig. 1.14 Failure along flange-skin bonding interface.

1.5 T-joint に関する先行研究

T-joint に関する先行研究では、機械荷重に対する挙動に関して多くの研究が行われており[16–19, 21–22, 24, 28–69], デルトイド部の寸法・形状や材料[31, 34, 36, 40, 56–57], L 型材の積層構成[19, 28–30, 48, 69]などの各パラメータの影響が評価されてきた。積層構成に関する研究では、L 型材に木の幹を模擬した非対称積層を適用することで面外方向の応力を低減し、初期破壊荷重を向上させる手法なども提案されている[19, 28–29]。また、T-joint の初期破壊荷重を予測するために、繊維直交方向最大主応力[44, 45]や LaRC05[58, 70]などの破壊指標が提案されている。さらに初期破壊後の亀裂進展の予測に関しては非常に多くの研究が行われており、Cohesive zone model[17, 21–22, 24, 31, 35–36, 41, 47, 51, 64–65, 69]や Virtual crack closure technique[43, 68]などが用いられている。このように機械荷重に対する T-joint の挙動について多くの研究が行われている一方で、成形時の挙動に関する研究は残留変形の予測[71–73]やデルトイド部に生じ得る欠陥に関する研究[20, 23, 61, 74]など非常に限定的である。

接着界面を強化するための機構としては、金属にスパイクをつけた HYPER[75]や RHEA[76, 77]など様々な構造が提案されている。その中でも最も盛んに研究が行われている機構として、スティッチ[78–99]と Z-pin[100–126]が挙げられる。スティッチは炭素繊維やアラミド繊維などを面外方向に縫い込むことで界面を強化する機構であり、様々な縫い方が存在する[79, 90, 95]。また、熱可塑性フィラメントを使用することで修復機能をもたせたスティッチなども提案されている[89, 99]。Z-pin は金属あるいは繊維束でできたピンを面外方向に鉾のような形で打ち込むことによって界面を強化する機構である。各機械特性、特

に層間強度[25–27, 100–110, 112, 118–127]に対して非常に多くの研究が行われており、マクドネル・ダグラス社(現ボーイング社)製の F/A-18E/F(Superhornet)の吸気ダクトなどに適用した事例もある[119]. ステッチ及び Z-pin は亀裂進展を抑制する有効な手段であるが、面外方向に挿入した繊維束周辺で積層板の炭素繊維がよれる、あるいはクリンプするなどして剛性や初期破壊強度、疲労特性が低下することが問題となっている(Fig. 1.15)[113–117, 128–131]. 層間強度を向上させるために挿入する繊維束を増やすほどこの傾向は顕著になる.

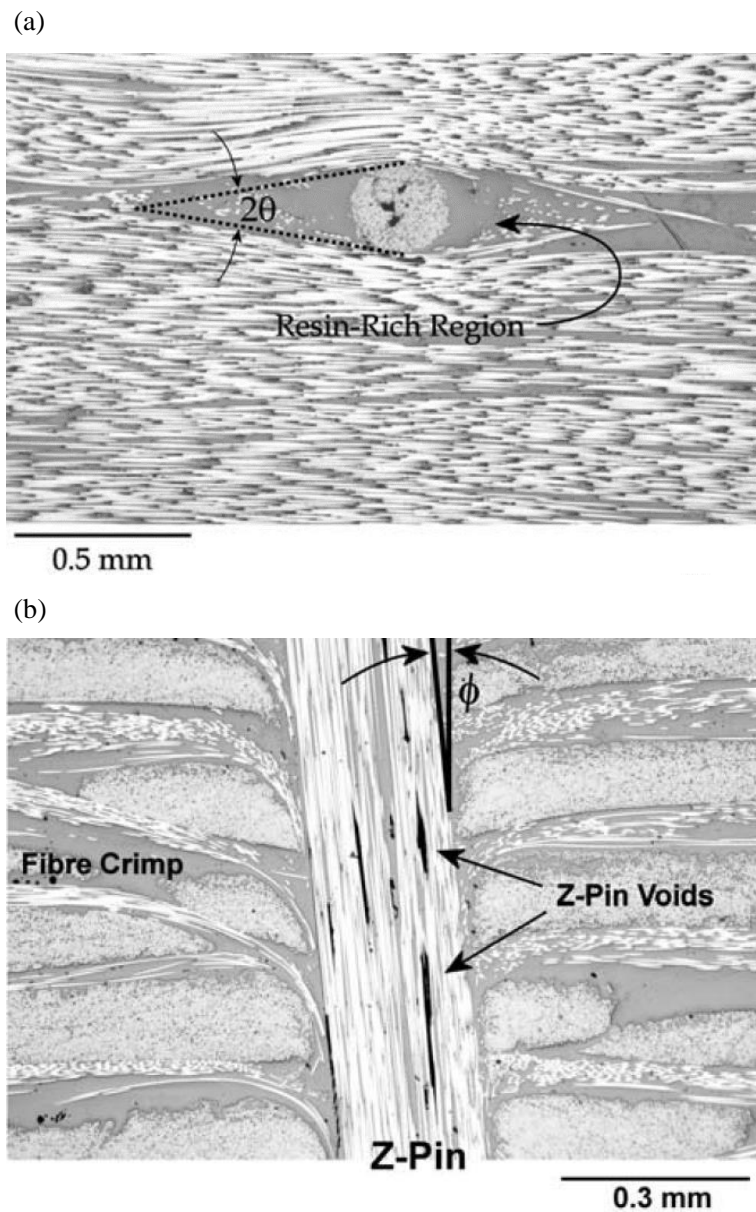


Fig. 1.15 Adverse effects by introduction of z-pin[120]. (a) Fiber waviness. (b) Fiber crimp.

1.6 成形破壊が機械特性に与える影響

1.6.1 試験方法

T-joint デルトイド部における成形時の破壊が機械特性に与える影響について評価するために引張試験を行った。引張試験に使用した試験片の形状及び 0° 方向の定義を Fig. 1.16 に示す。スティフナ部及びフランジ部の長さは 50mm であり、コーナー部において曲率半径 12.8mm で 90° に曲げられている。スキンの長さはフランジと端部が揃うように調整されている。奥行き方向は 20mm とした。また、図中に矢印で示した部材に沿った方向を 0° 、紙面垂直方向を 90° と定義した。試験片材料は層間樹脂層を有する T800S/3900-2B プリプレグ(東レ(株)製)を使用した。各 L 型材の積層構成は $[0_2/90_2]_{2s}$ (成形後厚み: 3.2mm) とし、スキンの積層構成は $[0_2/90_2]_{2s3}$ (成形後厚み: 9.6mm) とした。各部材はアルミ治具上に積層され、また治具との摩擦を低減するために Polytetrafluoroethylene (PTFE) シート (厚み: 50 μ m) を部材と治具の間に挿入した (Fig. 1.17(a), (b))。デルトイドは、PTFE シートを貼り付けた 2 つの隣接した円筒アルミ治具の隙間に炭素繊維が 90° 方向に配向した同じ材料を指とピンセットを用いて体積分挿入し、同じく PTFE シートを貼り付けた平板アルミ治具と挟んで全体をバギングフィルムで覆い、真空引きしながら 50°C で 1 時間ホットコンパクションすることで作製した (Fig. 1.17(c))。各部材をアセンブリして全体をバギングフィルムで覆い、真空引き及び 0.6MPa 負荷下でオートクレーブ内で成形した (Fig. 1.18)。成形サイクルは室温から $2^\circ\text{C}/\text{min}$ で 180°C まで昇温し、4 時間保持した後 $2^\circ\text{C}/\text{min}$ で室温まで冷却するサイクルとした。温度

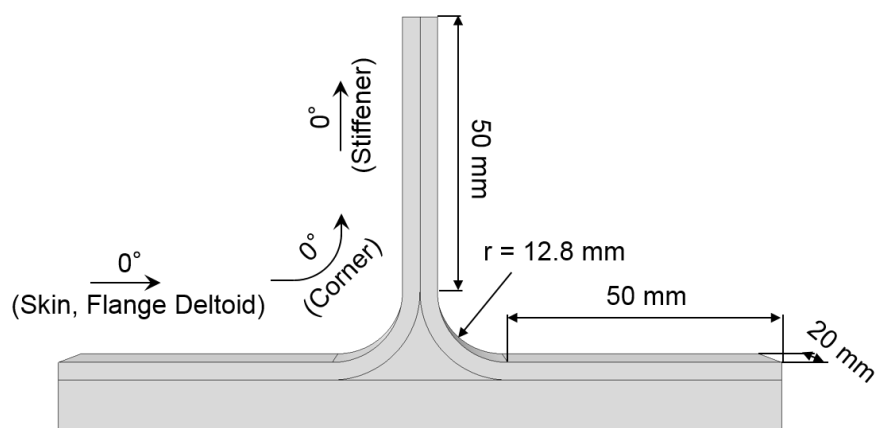


Fig. 1.16 Schematic of specimen used in tensile tests in section 1.6.

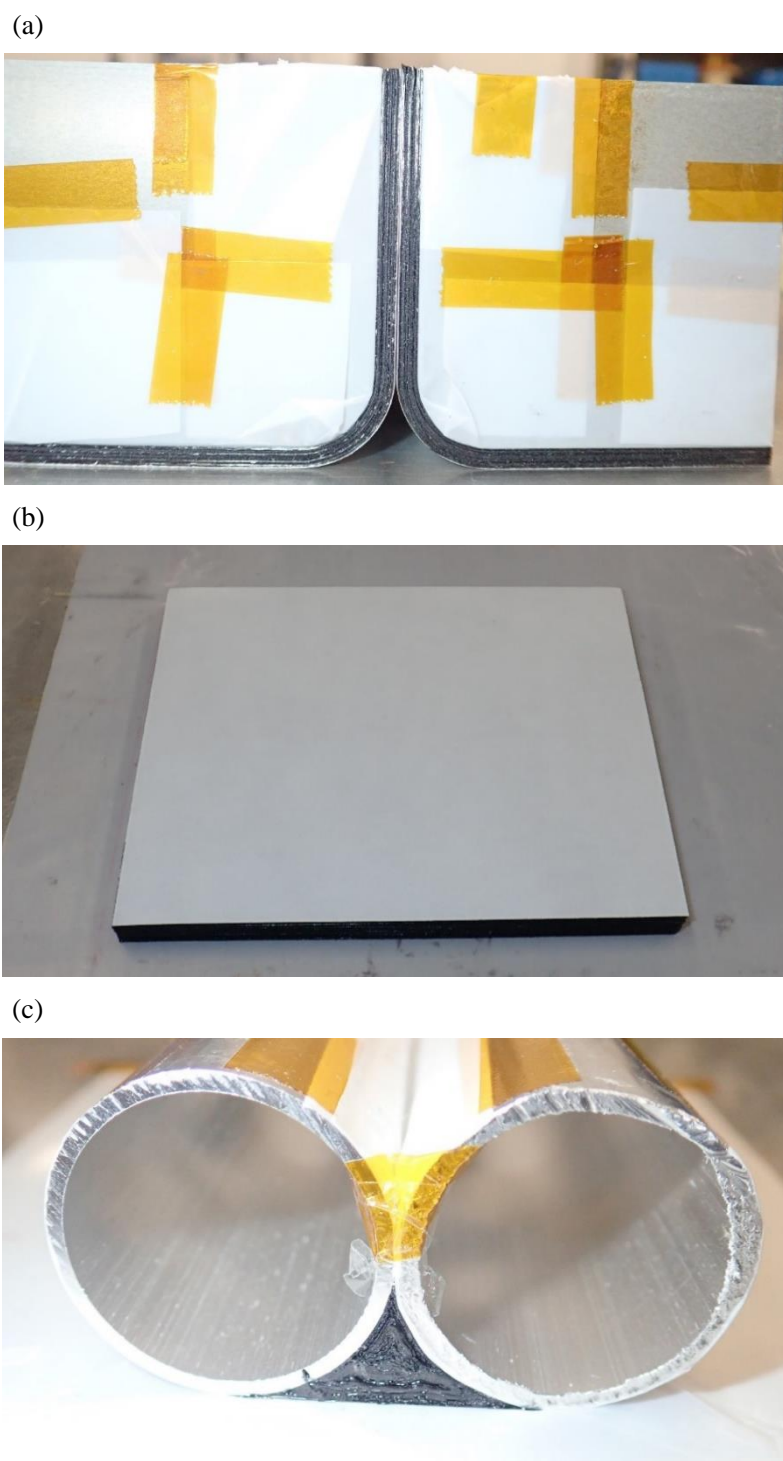


Fig. 1.17 Preparation of each part of T-joint.

(a) L-shaped parts. (b) Skin laminate. (c) Deltoid.

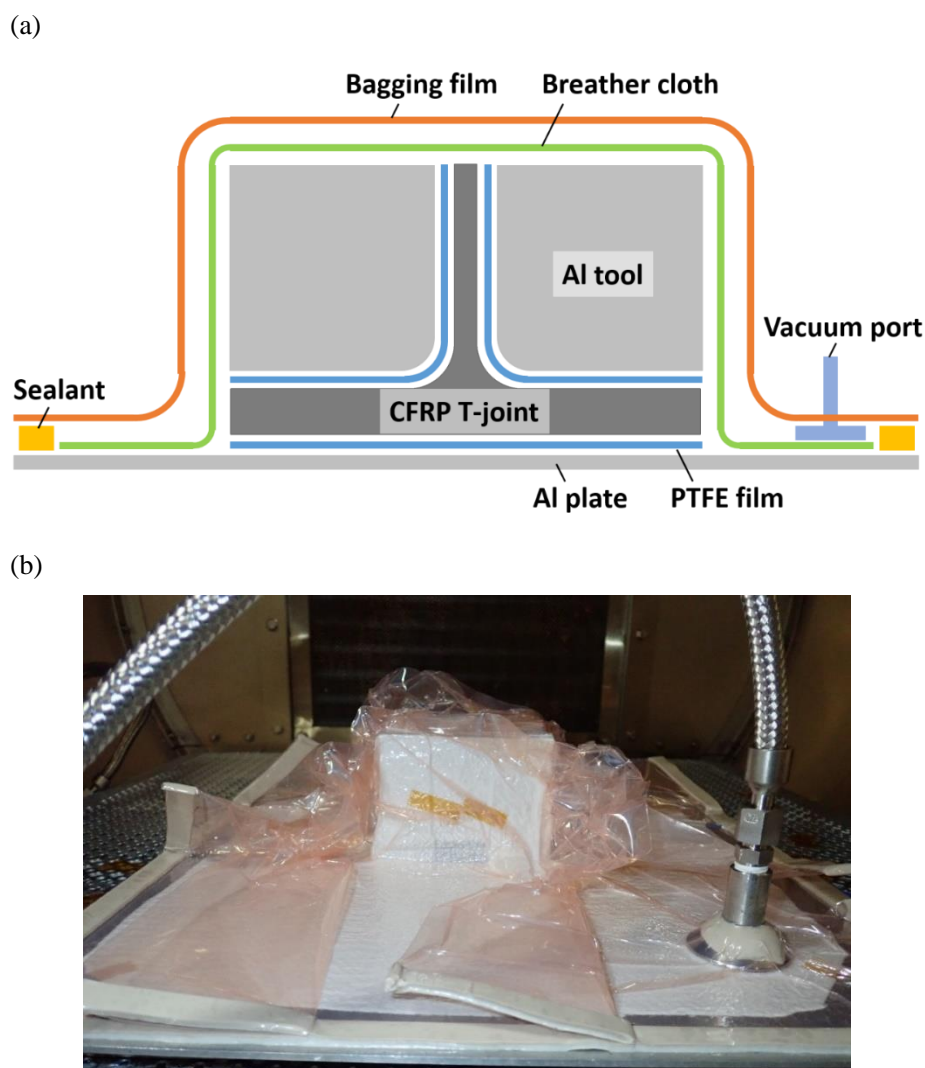


Fig. 1.18 Assembly and bagging of specimen. (a) Schematic. (b) Photograph.

はフランジ-スキン界面に導入した K 熱電対によって計測された温度を用いて物温制御した。試験片は成形破壊を有する試験片と有さない試験片の 2 種類を作製した。成形破壊を有する試験片では、液体窒素を用いて初期亀裂が生じるまで冷却することで成形破壊を導入した。温度分布による不要な応力が生じないように、液体窒素が試験片に直接触れないように注意しながら、約 $6^{\circ}\text{C}/\text{min}$ で徐々に冷却した。引張試験では、フランジ部をアルミ治具で固定し、スティフナ上部 30mm をクランプして上方向に $1\text{mm}/\text{min}$ で引張荷重を与えた(Fig. 1.19)。試験装置には万能試験機 AG-100kNXPlus(島津製作所製)を使用し、0.1sec 毎に荷重と変位を記録した。また、破壊の起点及び進展方向を観察するため、デルトイド部の破壊の様子を高速カメラ FASTCAM SA-Z(フォトロン(株)製)を用いて 30 万コマ/sec で撮影した。

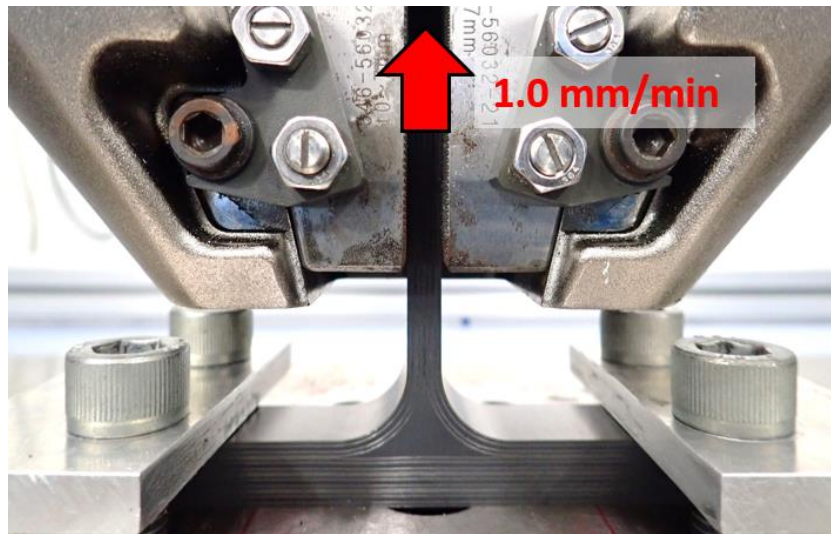
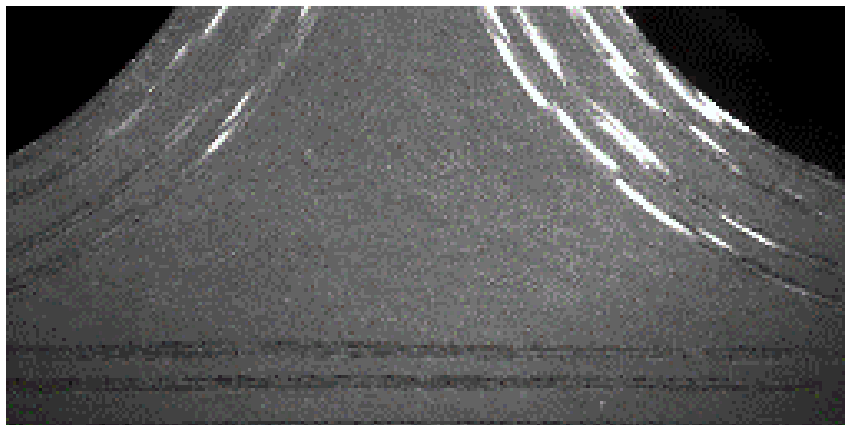


Fig. 1.19 Schematic of tensile tests.

1.6.2 試験結果

引張荷重下における成形破壊の無い試験片の破壊の様子を Fig. 1.20, 成形破壊を有する試験片の破壊の様子を Fig. 1.21 に示す. 成形破壊の無い試験片ではまずデルトイド下部で縦方向の亀裂が発生した. その後デルトイド界面に沿ってスティフナ部に進展していく亀裂とスキン界面に沿って左右に進展していく亀裂が発生し, 最終破壊した. これらの破壊は約 50 μ s の極めて短時間で生じており, 荷重-変位線図上では荷重は一段階でゼロになった (Fig. 1.22). 一方で, デルトイド上部に横方向の成形破壊を有する試験片では, 成形破壊を起点としてデルトイド界面に沿ってスティフナ部に亀裂が進展し, さらにデルトイド界面に沿って各フランジ-スキン界面に亀裂が進展していくことで最終破壊した. 結果として成形破壊を有する試験片では成形破壊の無い試験片と比較して強度及び剛性が著しく低下しており, T-joint デルトイド部における成形破壊は成形後の機械特性に深刻な影響を与えることが示された. 従って, 複合材 T-joint の成形時の挙動について詳しく調査し, 成形破壊を抑制することが重要であると考えられる.

(a)



(b)

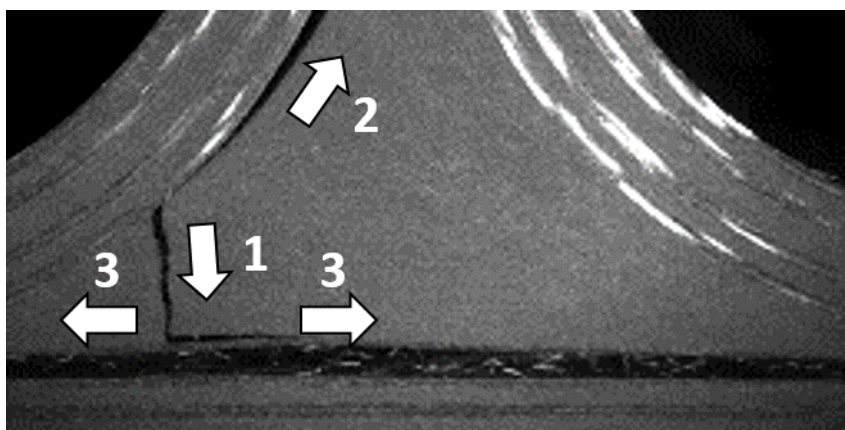


Fig. 1.20 Failure development of specimen without a process-induced failure.

(a) Before applying tensile load. (b) After final failure. Numbers indicate the order of failure.

(a)



(b)

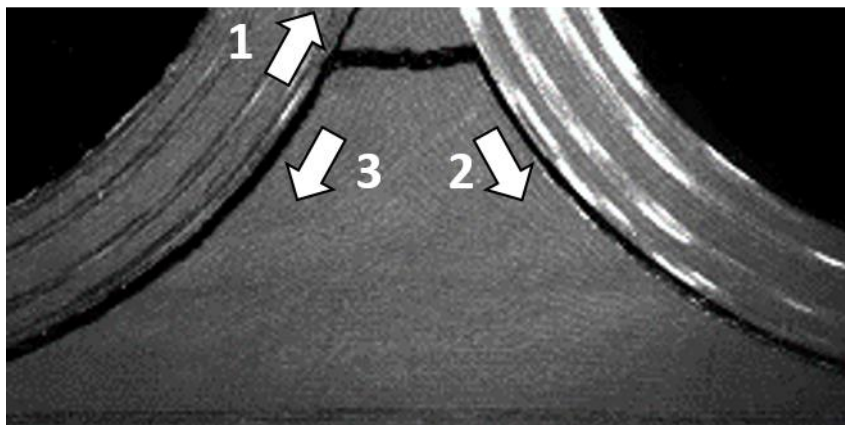


Fig. 1.21 Failure development of specimen with a process-induced failure.

(a) Before applying tensile load. (b) After final failure. Numbers indicate the order of failure.

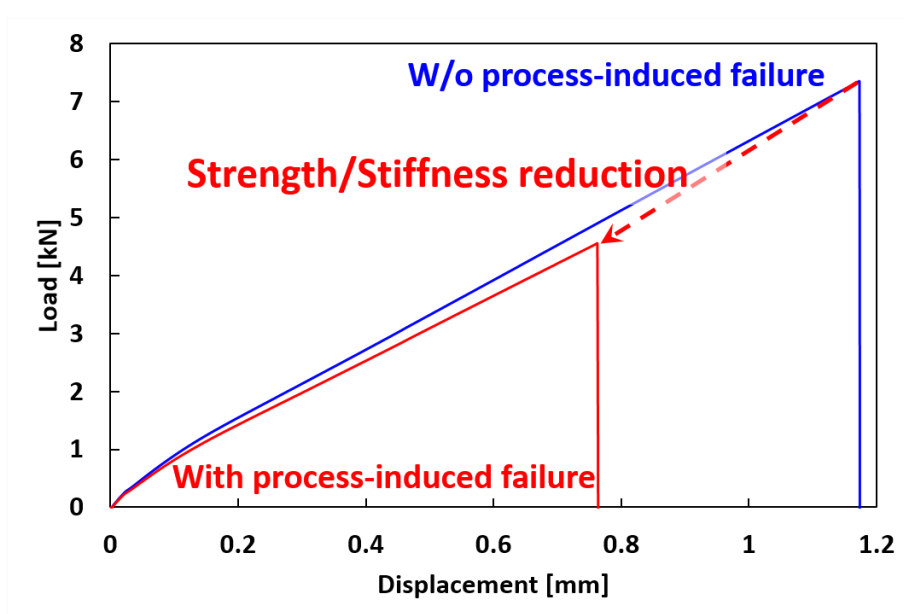


Fig. 1.22 Comparison of load-displacement curve in specimen without a process-induced failure and specimen with a process-induced failure.

1.7 本論文の概要

複合材 T-joint 製造時に発生するデルトイド部の破壊は部材の機械特性に大きな影響を与えるにも関わらず、複合材 T-joint の成形過程に主眼をおいた研究はほとんど行われていない。そこで本研究では複合材 T-joint の特性向上を目的として、複合材 T-joint の成形破壊に関する研究に取り組む。また、現在の航空機では損傷許容設計が用いられており、効率的な航空機構造を実現するためには成形破壊の抑制に加え、損傷が生じた場合にその後の亀裂進展を抑制する機構が必要である。現在提案されている亀裂進展抑制機構では初期破壊強度や疲労特性の低下などの問題があり、ボルト締結に代わる理想的な手段とは言えないのが現状である。そこで本研究では従来手法に代わる亀裂進展抑制機構を提案し、提案機構の基礎的な特性と複合材 T-joint への適用性について検討する。Figure. 1.23 と併せて以下に各章の概要を示す。

第 2 章では光ファイバを用いて T-joint デルトイド部のひずみ計測を行い、成形時のデルトイド内部の応力-ひずみ状態を推定する。このとき、層間樹脂層の配向が異なる 3 種類のデルトイドを作製して比較することで、複合材 T-joint の成形破壊に対する層間樹脂層の影響と各試験条件におけるひずみ分布と破壊様式の関係について考察する。

第 3 章では 2 章における実験結果を踏まえ、有限要素解析を行う。解析結果から複合材 T-joint の成形破壊に対する指標について考察する。さらに実験及び解析結果を基に成形破壊を抑制する手法を提案し、有効性を検証する。

第 4 章ではまず有限要素解析を用いて、複合材 T-joint の最終破壊における破壊モードについて考察し、解析結果を踏まえて効率的であると考えられるクラックアレスタ構造を提案する。また、Double cantilever beam(DCB)試験によって提案したクラックアレスタ構造の有効性を検証する。さらに、実験と解析の両面からアレスタの積層構成の影響を評価する。

第 5 章では提案したクラックアレスタ構造を T-joint に導入し、引張試験によってその効果を検証する。また、効率的なアレスタの配置や積層構成について評価を行う。

第 6 章では本研究全体の結言を述べる。

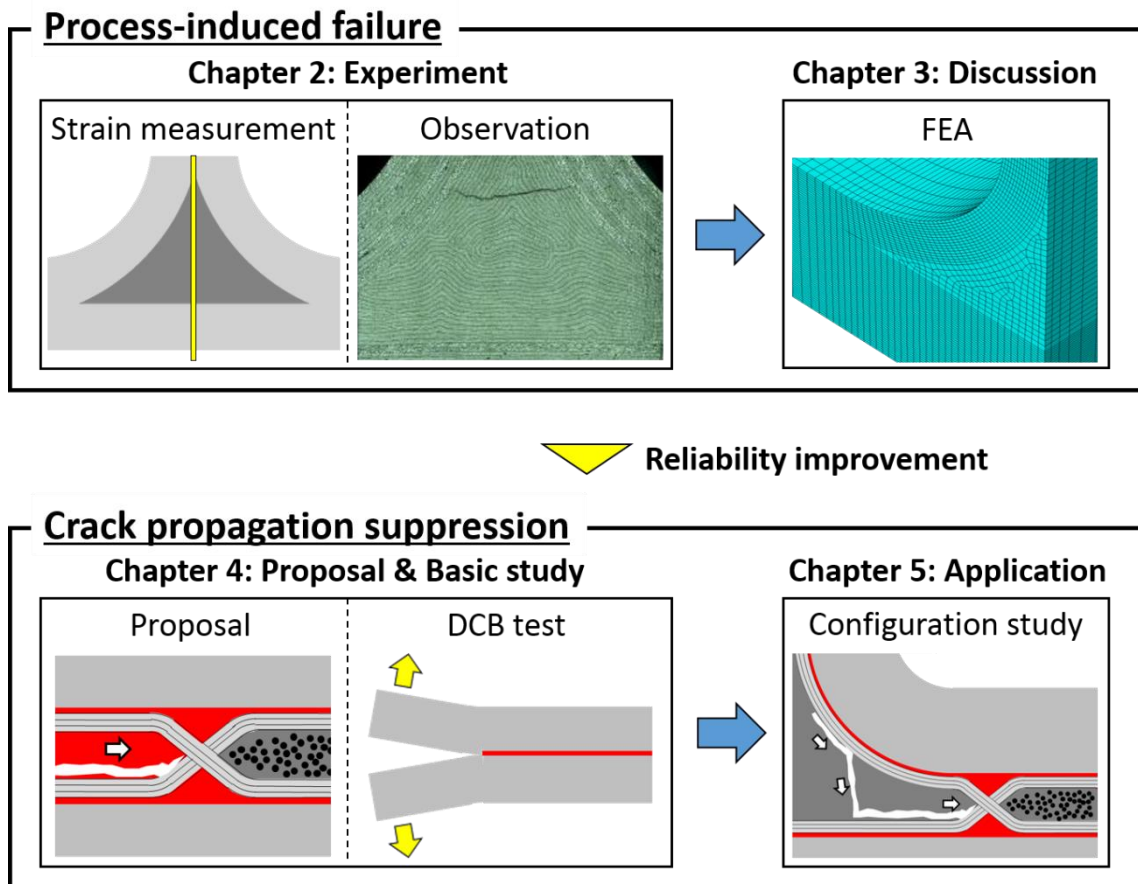


Fig. 1.23 Overview of this thesis.

第2章 T-joint デルトイド部の成形時ひずみ計測

2.1 光ファイバセンサ

2.1.1 光ファイバセンサの概要

光ファイバはメタリックケーブルと比較して低損失・広帯域などの特長から、大容量の長距離伝送に用いられている[132]. 光ファイバは光が伝搬するコアと光をコア内に閉じ込める役割を果たすクラッド、さらに熱や荷重から保護するためのコーティングの3層構造を成している(Fig. 2.1)[132, 133]. コア及びクラッドには主に石英ガラス、コーティングにはポリイミドなどが用いられる. クラッドの屈折率はコアの屈折率よりも小さく設計されており、入射した光がコアとクラッドの界面で全反射することによって光ファイバ内を伝搬していく. 光ファイバセンサは外部の影響による光の強度、位相、波長、偏光などの光学現象の変化を利用して温度やひずみなどを計測するセンサである[134]. 以下に光ファイバセンサの特長を示す.

- ✓ 細径・軽量であり、材料内部への埋め込みが容易である.
- ✓ 電磁気干渉に耐性がある.
- ✓ 計測部で電力を必要とせず、安全防爆性がある.
- ✓ 耐久性・耐食性に優れる.
- ✓ 多点計測・分布計測が可能である.

光ファイバセンサには測定対象による分類や利用する光学現象による分類など様々な分類が可能である[135]. ここではひずみセンサにおける計測領域の空間的配置による分類(単点, 多点, 分布)について簡単に述べる.

単点計測は光ファイバ上のある一点のひずみを取得する方法であり、光ファイバは主に光の伝送路として使用される. 代表的なセンサとして Fiber Bragg grating(FBG)センサが挙げられる. FBG センサはコアの一部に周期的な屈折率変化が与えられており、広帯域光が入射するとブラッグ波長と呼ばれる特定波長の狭帯域光のみを反射する(Fig. 2.1). ブラッグ波長は温度変化 ΔT 及び軸方向ひずみ変化 $\Delta \varepsilon$ に対して、以下の式で表される線形な関係を有することが知られている[134].

$$\Delta \lambda = C_T \Delta T + C_\varepsilon \Delta \varepsilon. \quad (2.1)$$

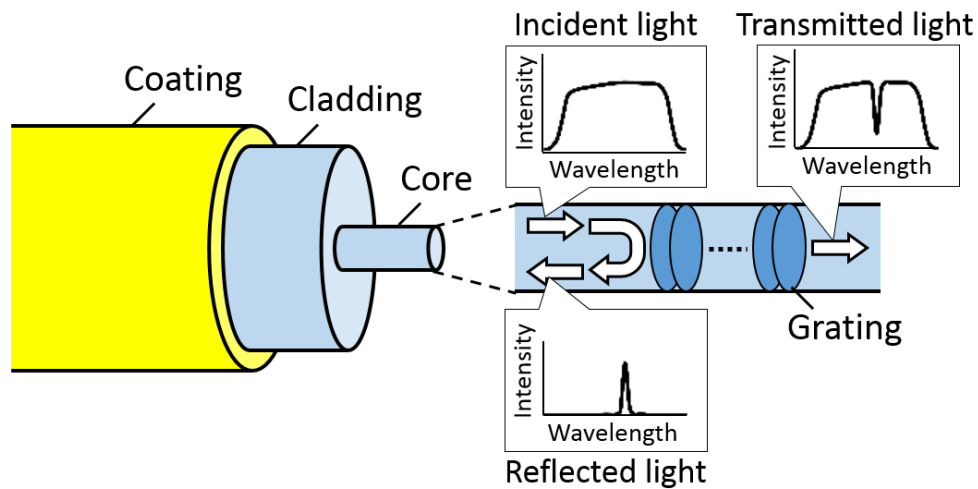


Fig. 2.1 Schematic and principle of FBG sensor.

従って、計測されたブラッグ波長シフトに対して温度の影響を補正することでひずみを算出することができる。

多点計測は光ファイバ上の多数の点のひずみを一挙に取得する方法であり、FBG センサなどの単点計測用センサを 1 本の光ファイバ上に多数配置することで実現できる。多点計測では各センサから来る光の情報を分離・検出する技術が必要である。分離技術には時間、周波数、波長といったパラメータを多重化する技術などが用いられる[136]。

分布計測は光ファイバ全長にわたる任意の位置を計測点とできる手法であり、位置情報とひずみ情報を併せて取得することができる。例として、Optical time domain reflectometer (OTDR)や Optical frequency domain reflectometer(OFR)が挙げられる[137]。いずれの手法でも、光ファイバ内に生じるラマン散乱、ブリルアン散乱、レイリー散乱などを計測することでひずみを算出することができる。

2.1.2 レイリー散乱を利用したひずみ分布計測原理

本研究ではレイリー散乱を利用したひずみ分布計測を行った。レイリー散乱とは光の波長よりも小さい粒子による光の散乱である。粒子に固有振動数と同程度の振動数を有した光が入射すると、共鳴して粒子内の電子が振動を始める[132]。入射した光はエネルギーを失って消滅する一方で、粒子は光を四方に放出する。観察者には粒子に当たった光が四方に

散乱されるように見えることから、発見者にちなんでレイリー散乱と呼ばれる。例えば青空と夕焼けはレイリー散乱現象の身近な例であり、波長の短い青色光と波長の長い赤色光のレイリー散乱のしやすさに起因する現象である。光ファイバでは、製造時に 2000°C から室温まで急冷する際に生じる二酸化ケイ素分子のミクロレベルでの密度や組成のゆらぎによってレイリー散乱が発生する。この現象を利用することで光ファイバ上のひずみ分布を計測することができる。

本研究では Optical distributed sensor interrogator(ODiSI, LUNA Innovations Inc.)を用いてひずみ分布計測を行った。ODiSI ではレイリー散乱を計測するために掃引波長干渉法を利用する [138]。ODiSI の計測原理を Fig. 2.2 に示す。計測システムは可変光源、干渉計、及び検出器から構成される。可変光源から出た光はカップラによって2つの経路に分岐され、一方の光は検出器に直接入射し、もう一方の光は光ファイバに入射してレイリー散乱を生じる。レイリー散乱光も後に検出器に入射する。2つの光には経路差による時間差が生じており、この時間差から光ファイバ上のレイリー散乱が生じた箇所を特定できる。また、レイリー散乱光の周波数は温度変化 ΔT 及び軸方向ひずみ $\Delta\varepsilon$ によって線形にシフトすることが知られている。

$$-\frac{\Delta\nu}{\nu} = K_T\Delta T + K_\varepsilon\Delta\varepsilon. \quad (2.2)$$

従って、レイリー散乱光の周波数と温度を計測することで、光ファイバ上の任意の位置におけるひずみ量を算出することができる。

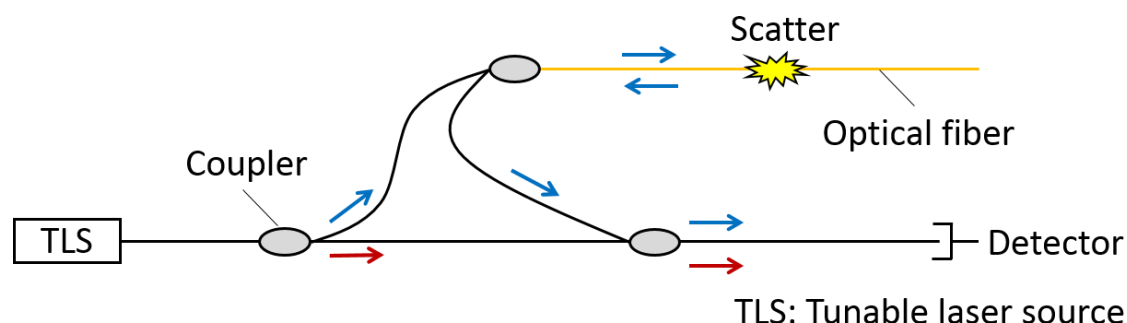


Fig. 2.2 Principle of distributed strain measurement using ODiSI.

2.2 層間樹脂層による横異方性

1.2 節で述べたように, CFRP の層間に熱可塑性粒子が並べられた樹脂層を導入することによって層間が高靱性化し, 層間はく離を抑制することができる. しかし一方で, 層間樹脂層の影響によって一般的な CFRP より複雑な挙動を示す.

層間樹脂層のない材料では繊維と直交する方向で等方性を示すが, 層間樹脂層を有する材料では熱可塑性粒子の影響によって, 樹脂層と平行な方向(樹脂層方向, Fig. 2.3)と直交する方向(樹脂層直交方向)とで材料特性が異なることが報告されている[139]. 層間樹脂層による横異方性は, 弾性率などの力学特性だけでなく, 材料の成形時の挙動にも影響を及ぼす. Figure 2.4 は樹脂層方向と樹脂層直交方向の成形時のひずみ変化を比較したものである[140]. 層間樹脂層の影響によって, 樹脂層直交方向では樹脂層方向と比較して硬化収縮, 熱収縮ともに約 1.5 倍のひずみ量が計測されている.

Figure 2.5 に T-joint デルトイド部の顕微鏡写真を示す. デルトイド内に観察される縞模様は層間樹脂層によるものである. デルトイドには一般に紙面垂直方向に炭素繊維が配向した 90°材が用いられているため, 層間樹脂層のない材料であれば Fig. 2.5 の平面内で等方性とみなせたのに対し, 層間樹脂層を有する材料では樹脂層方向と樹脂層直交方向とで材料特性が異なる. 従って, 層間樹脂層の配向によって成形時のデルトイド内部状態, さらには成形破壊様式が変化すると考えられる. 本研究では層間樹脂層の配向の影響についても評価を行う.

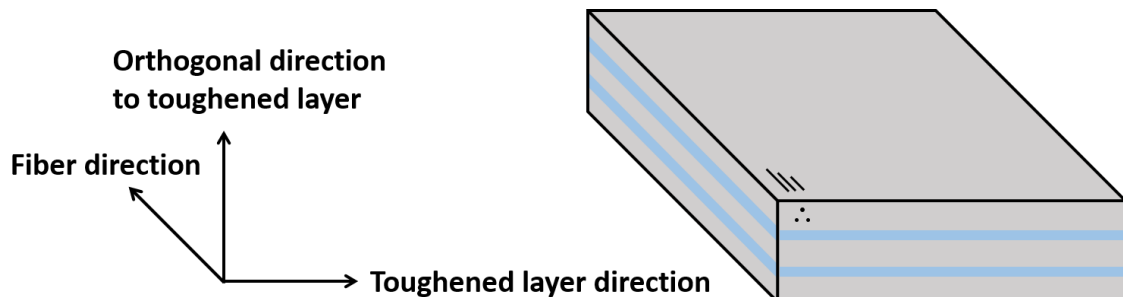


Fig. 2.3 Definition of name of each direction in this study.

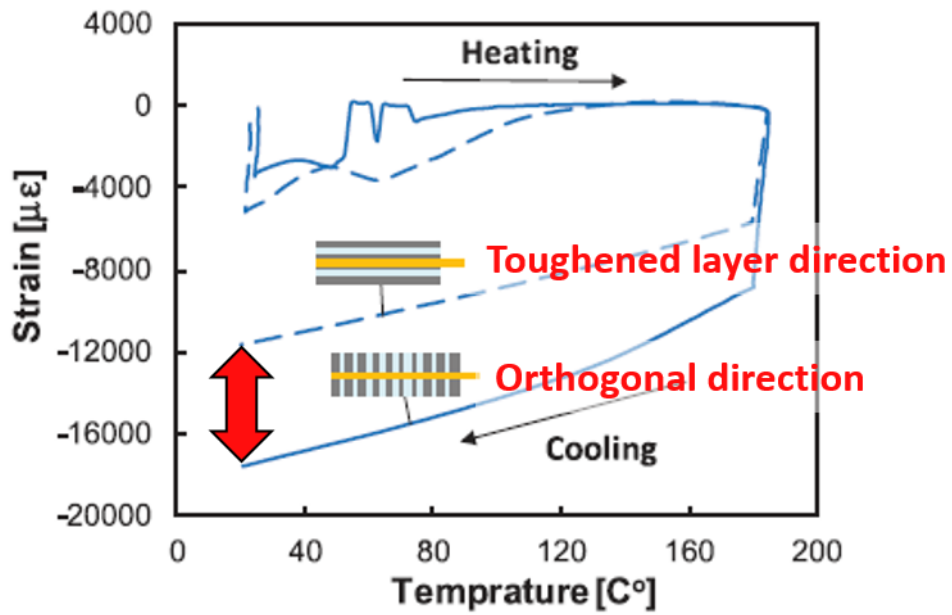


Fig. 2.4 Comparison of strain development during cure between toughened layer direction and orthogonal direction to toughened layer[140].

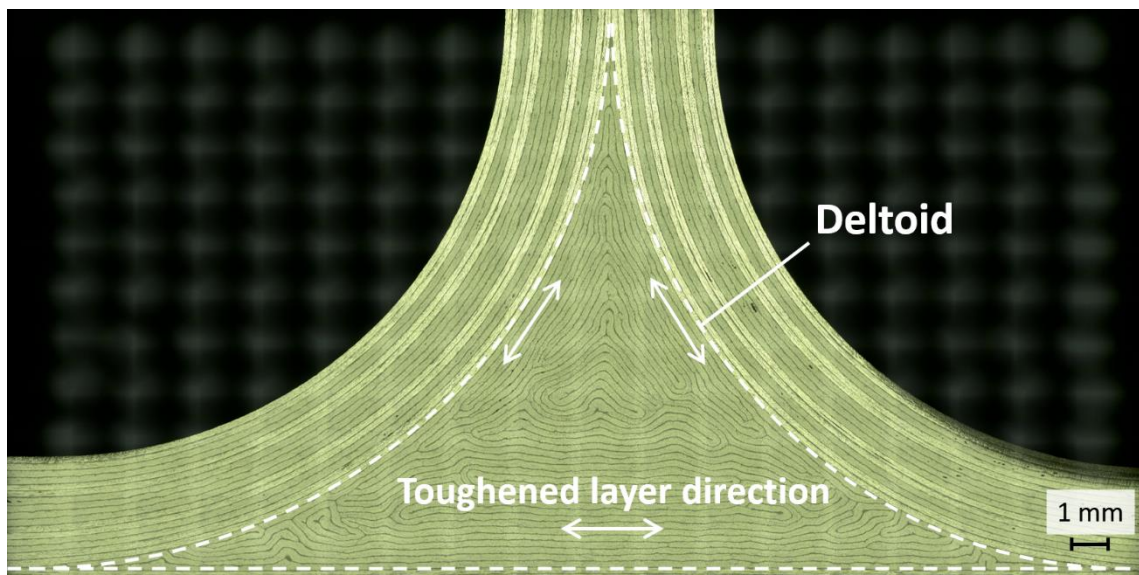


Fig. 2.5 Micrograph of deltoid region of T-joint using material with interlaminar toughened layer.

2.3 デルトイド部成形時ひずみ計測

2.3.1 試験方法

ひずみ計測に使用した試験片の形状を Fig. 2.6 に示す。スティフナ部及びフランジ部の長さは 25mm であり、コーナー部において曲率半径 12.8mm で 90°に曲げられている。スキンの長さはフランジと端部が揃うように調整されている。奥行き方向は 30mm とした。試験片材料は層間樹脂層を有する T800S/3900-2B プリプレグ(東レ(株)製)を使用した。各部材の積層構成は L 型材で $[0_2/90_2]_{2S}$ (成形後厚み: 3.2mm), スキンで $[0_2/90_2]_{2S3}$ (成形後厚み: 9.6mm)とし、それぞれアルミ治具上に配置した PTFE シート(厚み: 50 μm)に積層した。デルトイドは層間樹脂層がランダムに詰められたランダムデルトイド、横方向に配向した横配向デルトイド、

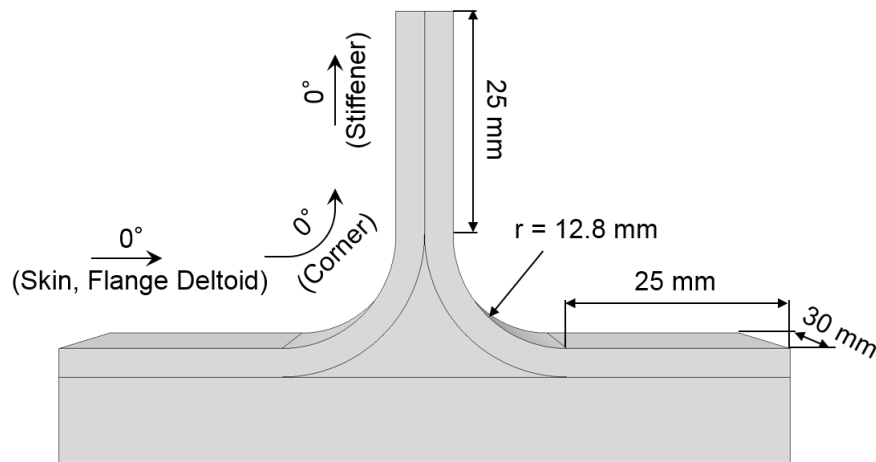


Fig. 2.6 Schematic of specimen used in strain measurement.

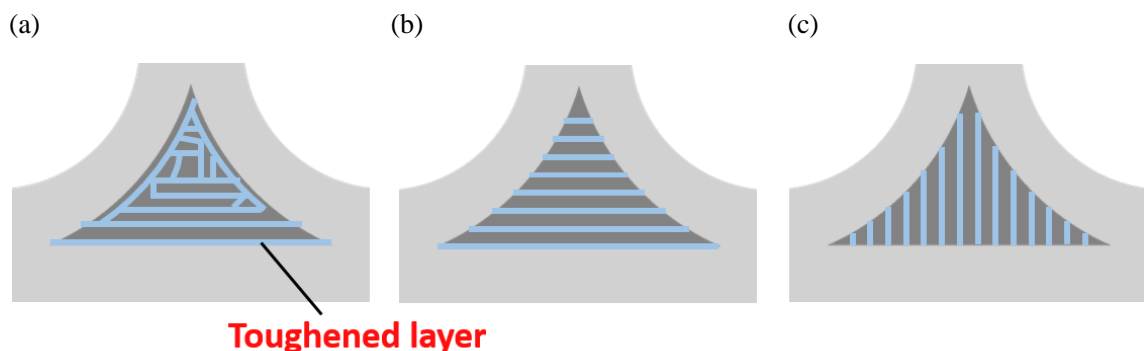


Fig. 2.7 Three types of deltoid used in strain measurement.

(a) Random deltoid. (b) Horizontally-aligned deltoid. (c) Vertically-aligned deltoid.

縦方向に配向した縦配向デルトイドの3種類を作製した(Fig. 2.7). 炭素繊維は全て 90° 方向に配向させた. ランダムデルトイドは PTFE シートを貼り付けた2つの隣接した円筒アルミ治具の隙間に, 指やピンセットを用いてランダムに体積分のプリプレグを詰め込むことで作製した. 横配向デルトイド及び縦配向デルトイドはそれぞれ 80ply, 160ply 積層した一方向材を超音波カッターでデルトイドの形状に切断することで作製した. 全てのデルトイド条件において, プリプレグを2つの円筒アルミ治具と平板アルミ治具で挟んで全体をバギングフィルムで覆い, 真空引きしながら 50°C で1時間ホットコンパクションすることで形状をなじませた. デルトイド内部のひずみを計測するために光ファイバ($\phi=150\mu\text{m}$)をデルトイドの中心線に沿って垂直方向に埋め込んだ(Fig. 2.8). 光ファイバはアルミ治具, デルトイド, スキンに作製した小さな穴(アルミ治具: $\phi=1\text{mm}$, デルトイド及びスキン: $\phi<0.5\text{mm}$)を通じて挿入した. デルトイド及びスキンの穴は針を超音波ホーンと角度固定用の治具を用いて押し込むことで作製した. 各部材をアセンブリして全体をバギングフィルムで覆い, 真空漏れ及び樹脂漏れを防ぐために光ファイバを導入した穴をシーラントで塞いだ(Fig. 2.9). なお, ひずみ分布計測用の光ファイバとは別に FBG センサも同様の手法で埋め込んでいるが, これについては2.4節で述べる. 成形サイクルは真空引き及び 0.6MPa 負荷の下, 室温から $2^\circ\text{C}/\text{min}$ で 180°C まで昇温し, 4時間保持した後 $2^\circ\text{C}/\text{min}$ で室温まで冷却するサイクルとした. ひずみ分布計測には ODiSI(LUNA Innovations Inc.)を使用し, 1min 間隔で計測を行った. ゲージ長及びスペース長はランダムデルトイド試験片及び横配向デルトイド試験片で 2mm, 縦配向デルトイド試験片では 4mm とした. 温度はフランジ-スキン界面に導入した K 熱電対によって計測された温度を用いて物温制御し, ひずみの算出にもこの温度を使用した.

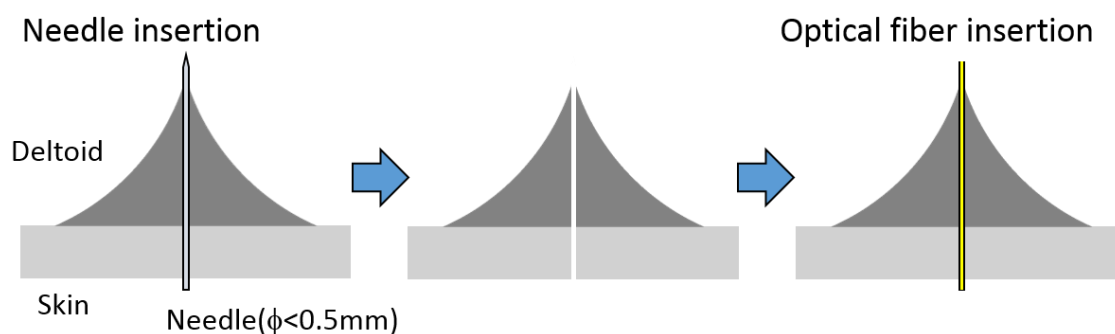


Fig. 2.8 Embedment method of optical fiber into the deltoïd.

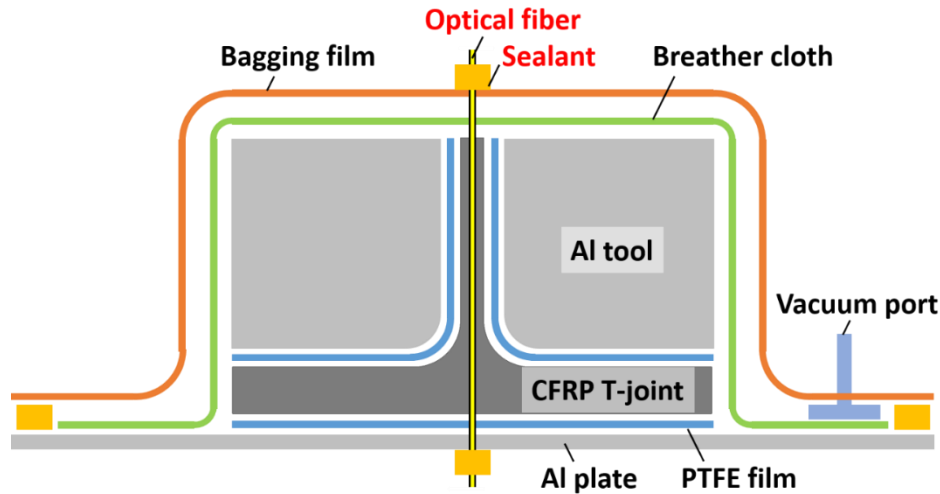


Fig. 2.9 Assembly and bagging of specimen used in strain measurement.

2.3.2 試験結果

Figure 2.10 にランダムデルトイド試験片のデルトイド最下部におけるひずみの時間履歴を示す。ゲル化前の領域では樹脂がやわらかく、光ファイバに材料のひずみが伝達していない。ゲル化後には硬化が進行して架橋が形成されるに伴い、硬化収縮ひずみが計測された。さらに 180°C 保持後には、冷却過程に伴う熱収縮ひずみが計測された。所々にノイズが見られるものの、硬化収縮ひずみ及び熱収縮ひずみが明確に計測できることが示された。

Figure 2.11 にランダムデルトイド試験片におけるひずみ分布計測結果を示す。横軸が収縮ひずみ量、縦軸が光ファイバのパスに沿った場所を表しており、0mm がデルトイド最上部、16mm がデルトイド最下部に対応している。青線が硬化収縮ひずみ、赤線が冷却後の 30°C 地点における熱収縮ひずみ、緑線が硬化収縮と熱収縮を足し合わせた総ひずみを表している。デルトイド上部では 2つの L 型材の繊維層によって極めて強い拘束を受けるため、硬化収縮、熱収縮ともにほとんどひずみが発生していない。デルトイド下部になるほど繊維層による光ファイバ軸方向の拘束が弱くなるため、それに応じてひずみが大きくなっていく傾向が計測された。拘束のない状態であればデルトイドの各場所で同程度のひずみが生じるのに対し、デルトイド上部ではひずみが拘束されている状態にあるため、応力はデルトイド上部ほど高い状態にあると推定される。

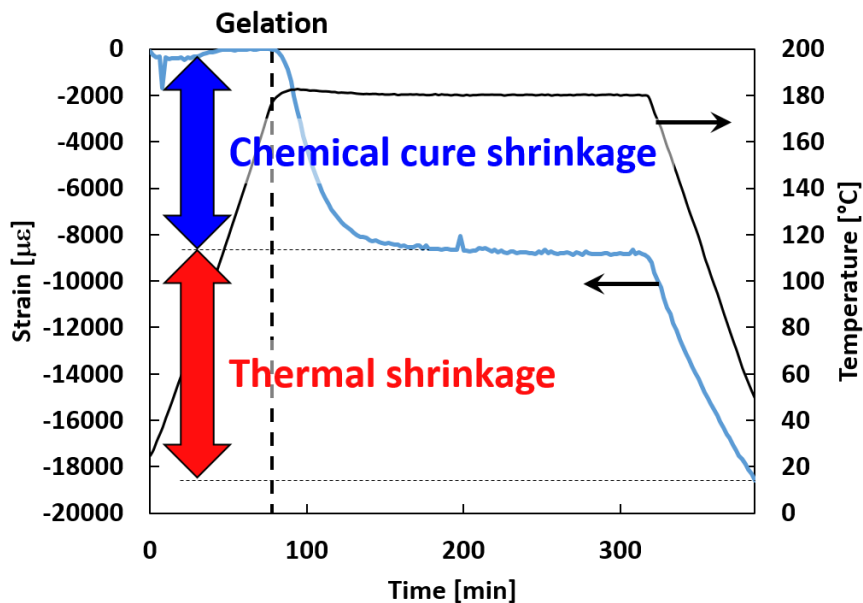


Fig. 2.10 Local strain development during cure at the bottom of deltoïd of random deltoïd specimen.

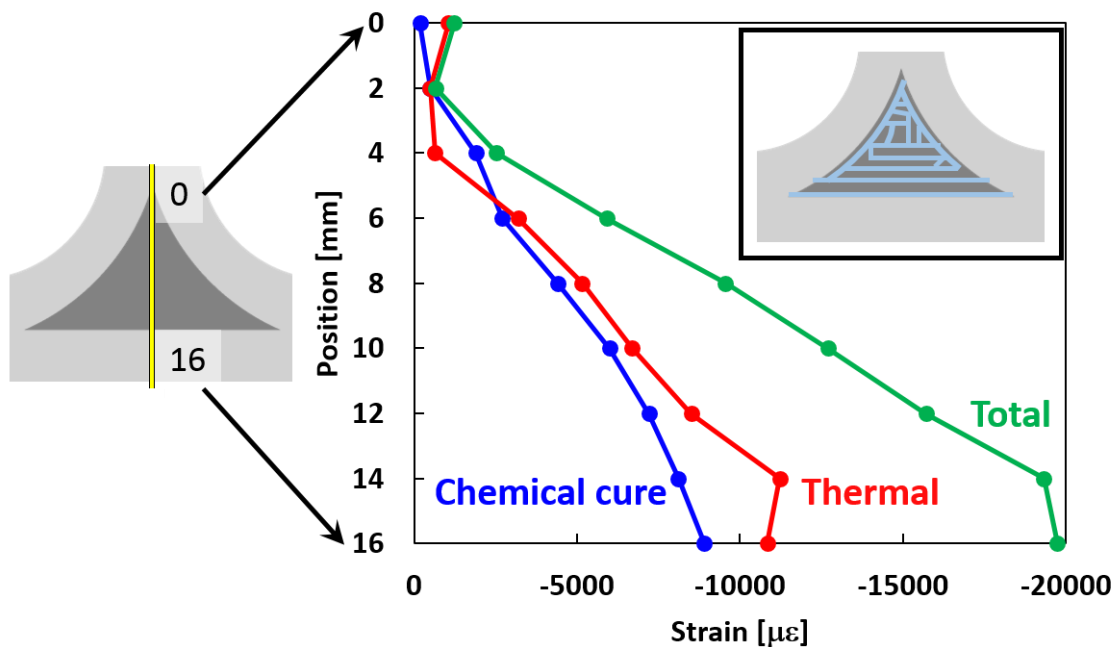


Fig. 2.11 Strain distribution in deltoïd of random deltoïd specimen.

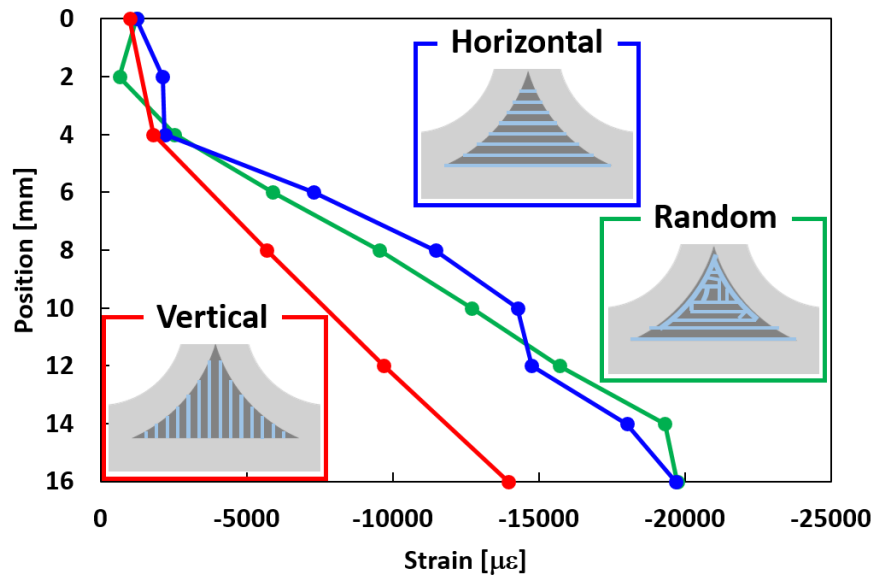


Fig. 2.12 Comparison of strain distribution of three types of specimens at room temperature.

Figure 2.12 に各試験片の総ひずみ分布を比較した結果を示す。全ての試験片において、デルトイド下部になるほどひずみが大きくなる傾向が計測された。横配向デルトイド試験片ではランダムデルトイド試験片よりも大きな収縮ひずみが生じた一方で、縦配向デルトイド試験片ではランダムデルトイド試験片よりも小さな収縮ひずみが計測された。これは先行研究で示されているように[140]、層間樹脂層の影響によって、樹脂層方向よりも樹脂層直交方向に大きな収縮が生じるためだと考えられる。

2.4 冷却試験

2.4.1 試験方法

本研究の試験条件では成形中に破壊が生じなかったため、液体窒素を用いて冷却試験を行った。温度分布によって試験片に不要な応力が生じないように、液体窒素が試験片に直接触れないように注意しながら、約 $6^{\circ}\text{C}/\text{min}$ で徐々に冷却した。各試験片が破壊したタイミングを検知するために、FBG センサによる計測を行った。FBG センサによって計測される波長は式(2.1)で表されるように温度変化とひずみ変化に対してシフトするため、破壊した際のひずみ解放によって計測波長の急激な変化が生じる(Fig. 2.13)。この変化によってデルトイド部の破壊を検知することができる。FBG センサの応答は 1s 間隔で計測した。

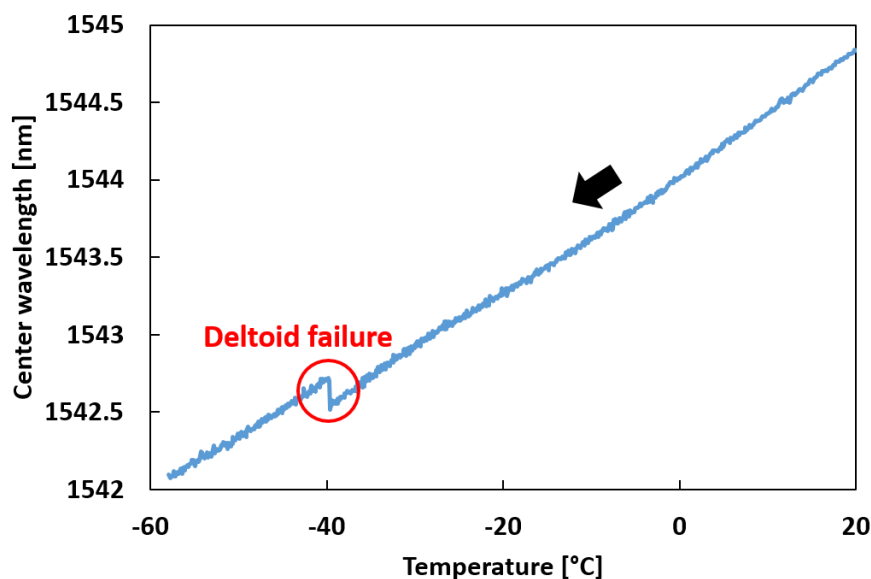


Fig. 2.13 Failure detection using FBG sensor.

2.4.2 試験結果

デルトイド部の破壊はランダムデルトイド試験片では -115°C 、横配向デルトイド試験片では -40°C 、縦配向デルトイド試験片では -25°C で生じた。破壊温度における各試験片の総ひずみを比較した結果を Fig. 2.14 に、各試験片の破壊断面の顕微鏡写真を Fig. 2.15 に示す。Figure. 2.14 では横軸が収縮ひずみ、縦軸がデルトイド内部の光ファイバのパスに沿った場所を示しており、0mm がデルトイド最上部、16mm がデルトイド最下部を表している。総ひずみには成形時の硬化収縮と熱収縮、さらに室温から破壊温度まで冷却した際の熱収縮が含まれる。冷却試験時のひずみは、成形時の熱収縮ひずみの温度に対する傾きを用いて算出した。緑線がランダムデルトイド試験片、青線が横配向デルトイド試験片、赤線が縦配向デルトイド試験片の結果を示している。ランダムデルトイド試験片と横配向デルトイド試験片ではほとんど同じひずみ量で破壊が発生した。また、両者ともデルトイド上部において横方向の亀裂が発生しており、同じような破壊様式が観察された(Fig. 2.15(a), (b))。垂直ひずみ量と破壊様式が一致していることから、T-joint デルトイド部における成形破壊では、垂直ひずみ・応力が強く影響していると考えられる。ランダムデルトイド試験片と横配向デルトイド試験片で同程度のひずみ量が計測されたのに対し、縦配向デルトイド試験片では他の2つの試験片と比較して著しく小さな垂直ひずみ量で破壊が発生した(Fig. 2.14)。また、破

壊様式も他の 2 つの試験片と異なり、デルトイド下部において縦方向の亀裂が観察された (Fig. 2.15(c)). これらの結果から、2.2 節で予想された通り、層間樹脂層の配向によって成形時のデルトイド内部状態及び破壊様式が変化することが示された。破壊様式は異なっているものの、縦配向デルトイド試験片のデルトイド部左下隅と成形亀裂の位置関係はランダムデルトイド試験片及び横配向デルトイド試験片の上隅と成形亀裂の位置関係と類似していることから、縦配向デルトイド試験片ではデルトイド部左下隅に対する垂直応力の影響で破壊したと考えられる。従って、デルトイド部の上隅に対する垂直応力だけではなく、3 隅それぞれに対する垂直応力及びそれらの大小関係が重要であると予想される。

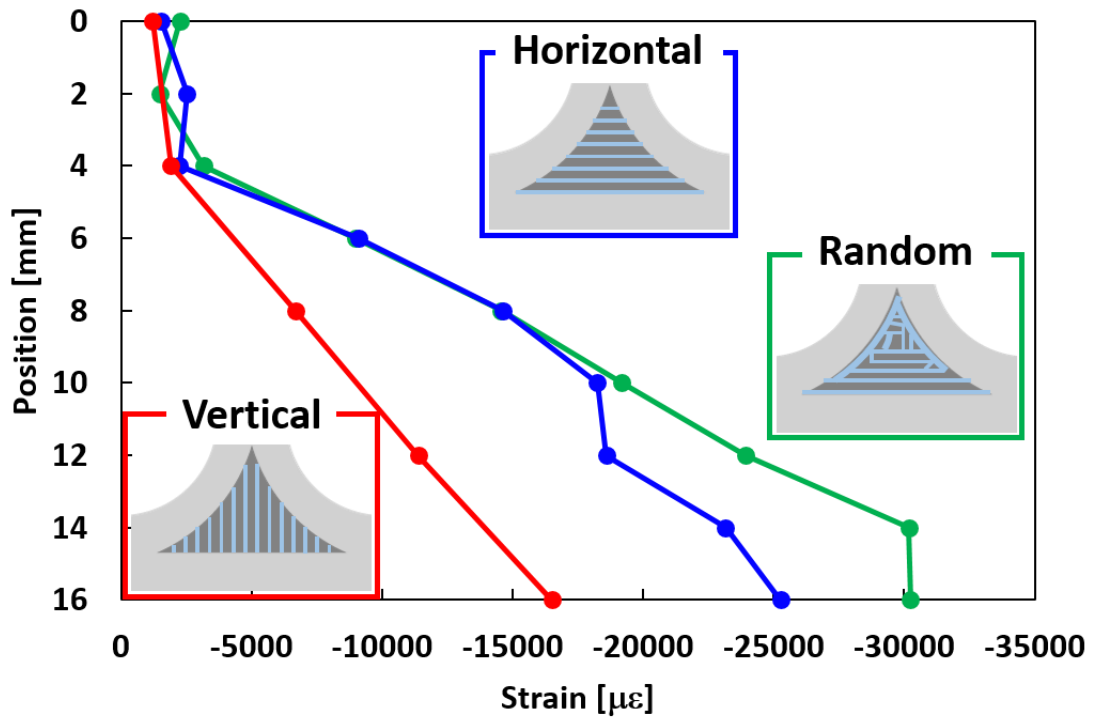


Fig. 2.14 Comparison of strain distribution of three types of specimens at failure temperature.

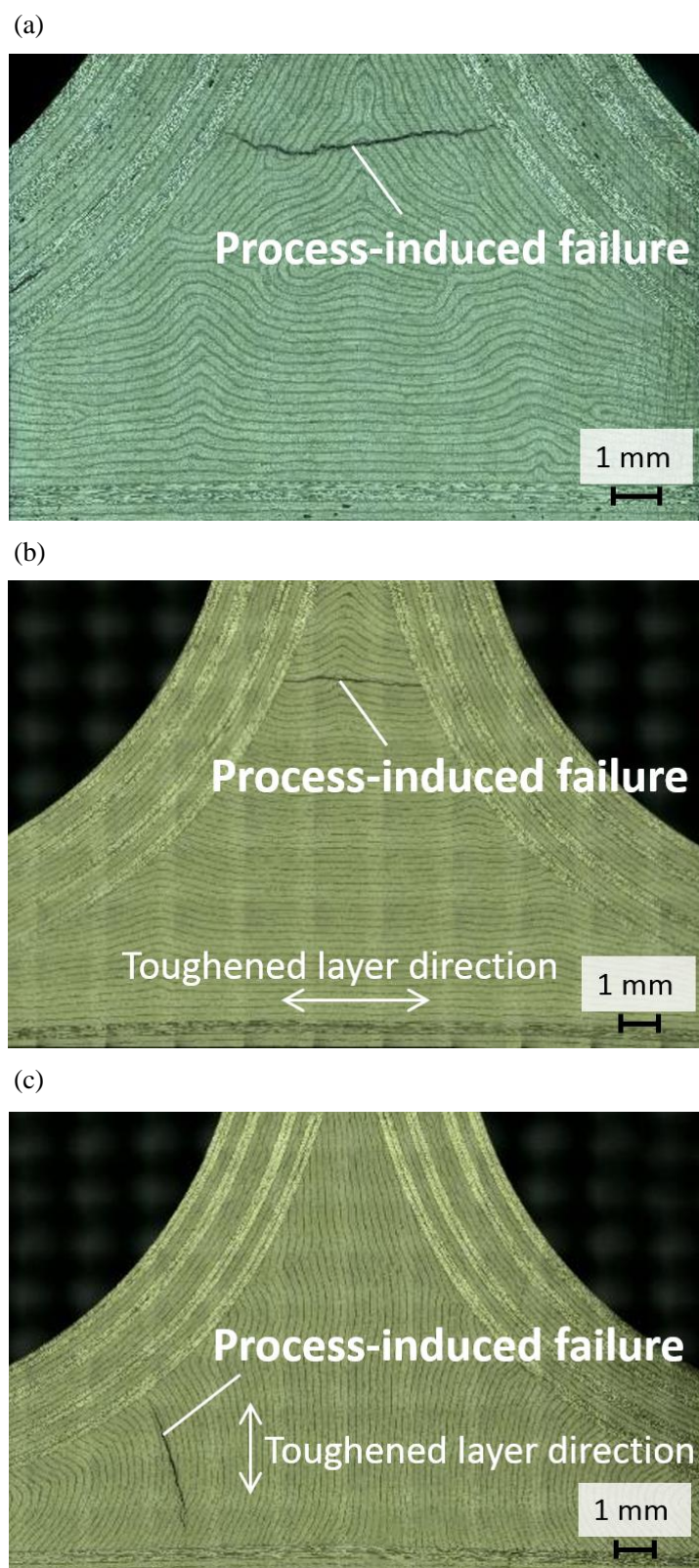


Fig. 2.15 Comparison of failure of three types of specimens. (a) Random deltoïd specimen. (b) Horizontally-aligned deltoïd specimen. (c) Vertically-aligned deltoïd specimen.

2.5 第2章のまとめ

本章では光ファイバセンサの概要を示した後、層間樹脂層を有する材料で懸念される問題について述べた。また、層間樹脂層の配向が異なる3種類のデルトイド条件で作製した試験片に対して、光ファイバを用いたデルトイド部の成形時ひずみ分布計測と破壊断面の観察を行った。2章の実験結果から以下の知見を得た。

- ✓ 光ファイバによって T-joint デルトイド内部の硬化収縮ひずみ及び熱収縮ひずみの分布を取得可能である。デルトイド部の硬化収縮を計測したのは世界初である。また、デルトイド内部のひずみ分布を実験的に取得した例は過去になく、本研究の重要な成果である。
- ✓ デルトイド内部の場所に応じてひずみが大きく異なる。また、取得したひずみ分布から、デルトイド上部の頂点に近いほど L 型材などの強い拘束を受けて大きな応力が生じることが推定される。
- ✓ 層間樹脂層の配向によってデルトイド内部状態及び破壊様式が変化する。従って、層間樹脂層を有する材料を用いてデルトイド部を作製する際は、繊維方向だけでなく層間樹脂層の方向にも配慮が必要である。
- ✓ 成形時のデルトイド内部のひずみ分布と成形破壊様式の関係から、デルトイド部の成形破壊ではデルトイド各隅に対する垂直応力及びそれらの大小関係が重要であると予想される。

第3章 T-joint デルトイド部の成形破壊指標及び抑制手法 に関する考察

3.1 有限要素解析

3.1.1 解析手法

2章におけるひずみ計測の結果から、T-joint デルトイド部の成形破壊ではデルトイド各隅に対する垂直応力及びそれらの大小関係が重要であると予想される。予想を検証するため、有限要素解析ソフトウェア Abaqus2017(Dassault Systems Inc.)を用いて有限要素解析を行った。Figure 3.1 に解析に用いたモデルを示す。解析モデルは対称性を考慮して 1/4 部分のみをモデル化し、境界条件によって全体を再現した。部材寸法は2章のひずみ計測試験と同様に、スティフナ部及びフランジ部の長さ 25mm、奥行き 30mm(対称性を考慮し半分のみをモデル化)、コーナー部の曲率半径 12.8mm とし、スキンの長さはフランジと端部が揃うように調整した。各部材の積層構成は L 型材[0₂/90₂]_{2S}(厚み: 3.2mm)、スキン[0₂/90₂]_{2S3}(厚み: 9.6mm)とした。デルトイドには 90°材の物性値を与えているが、材料方向の定義を繊維方向を中心軸として 90°回転させることで横配向デルトイド、縦配向デルトイドをそれぞれ再現した。各試験条件に対して、ひずみ計測によって取得した硬化収縮ひずみと成形温度から破壊温度まで冷却する過程における熱収縮ひずみを与えた。

熱収縮応力の解析では樹脂弾性率が一定とみなせるため、1 ステップの解析で模擬することが可能である。一方で、硬化収縮時には硬化反応の進展に伴って樹脂弾性率が変化するため、樹脂硬化の影響を考慮した解析が必要である。本研究では Incrementally linear elastic(ILE)モデル[141]を用いて硬化収縮応力の解析を行った。ILE モデルでは硬化収縮を複数のステップに区切り、ステップごとに樹脂弾性率を変化させながら対応する硬化収縮ひずみを与える。各ステップで発生する応力を足し合わせていくことで全体の硬化収縮応力を計算する(Fig. 3.2)。従って、最終的な応力は以下の式で表される。

$$\{\sigma\} = \sum \{\Delta\sigma\}_i = \sum [C]_i \{\Delta\varepsilon\}_i. \quad (3.1)$$

ここで σ は応力、 ε はひずみ、 C は剛性マトリクス、 i はステップを表す。硬化収縮時の樹脂弾

性率変化及び各樹脂弾性率に対応する硬化収縮ひずみは丹羽らの先行研究[140]で推定された値を使用した。樹脂弾性率推定手法の概要は Appendix A に示す。推定された樹脂弾性率と炭素繊維の物性値から、マイクロメカニクスモデルを用いて炭素繊維・樹脂からなる領域の材料物性を算出した。さらに複合則を用いて層間樹脂層を含めた材料全体の物性値を計算した。解析に用いた物性値は Appendix B, マイクロメカニクスモデル及び複合則の詳細は Appendix C に示す。物性値計算及び ILE モデルの計算には Abaqus のユーザーサブルーチンである UMAT を使用した。UMAT サブルーチンコードは Appendix D に示す。

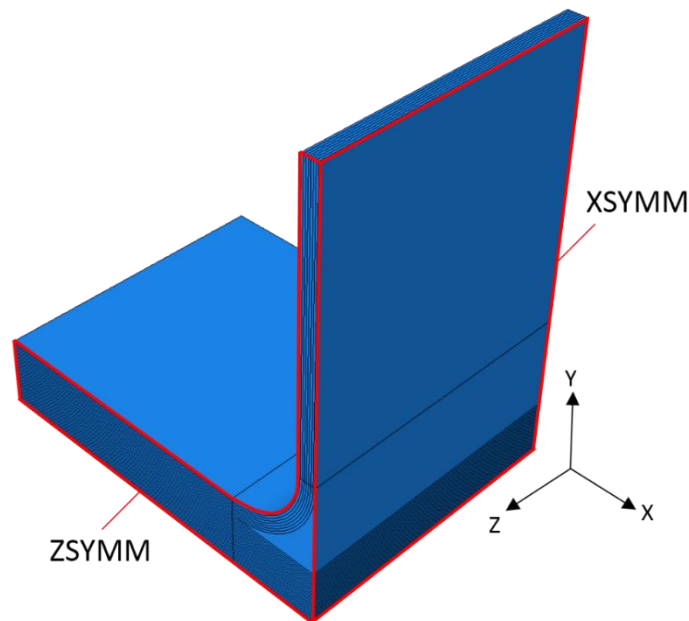


Fig. 3.1 FEA model for cure process simulation of T-joint.

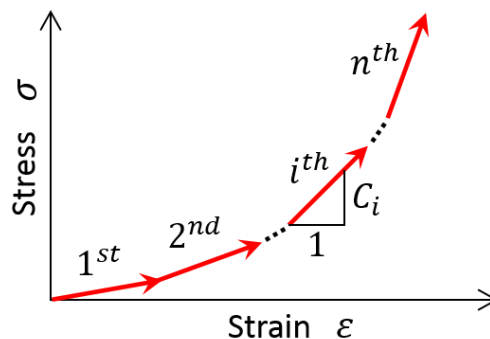


Fig. 3.2 Schematic of incrementally linear elastic model.

3.1.2 解析結果

Figure 3.3 に実験で取得したひずみ分布と解析結果の比較を示す。横配向デルトイド、縦配向デルトイドともに実験と解析のひずみ分布傾向がよく合致している。実験で取得したひずみのほうが解析値より大きくなっているが、これは有限要素解析では欠陥のない理想

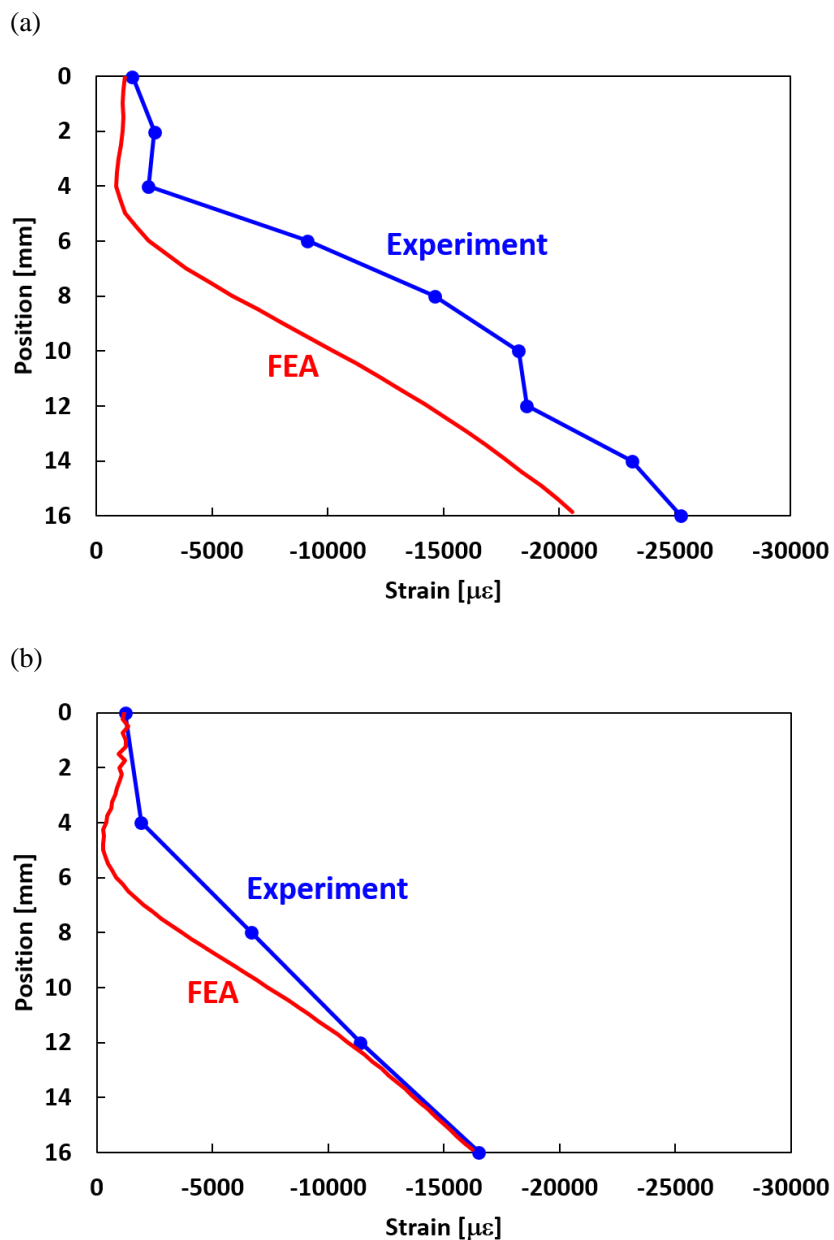


Fig. 3.3 Comparison of strain distribution between experiment and FEA.

(a) Horizontally-aligned deltoid specimen. (b) Vertically-aligned deltoid specimen.

的な状態を模擬しているのに対し、実際の試験片では繊維配向のずれなどの不整によって拘束が弱くなるためだと考えられる。この結果から、解析結果の妥当性が検証された。Figure 3.4 に横配向デルトイドの対称面の解析結果を示す。Figure 3.4(a)はデルトイド上隅に対する垂直応力、Fig. 3.4(b)はデルトイド左下隅に対する垂直応力を表す。2章のひずみ計測結果から予想される通り、両者ともデルトイドの頂点に近づくほど強い拘束を受けることで大きな応力が発生している。両者を比較すると、デルトイド上隅に対する垂直応力はデルトイド左下隅に対する垂直応力より著しく大きな値を示している。これはデルトイド上部で横方向の亀裂が発生したこととも合致しており(Fig. 2.15(b))、横配向デルトイドではデルトイド上隅に対する垂直応力が支配的であることが示された。一方で、縦配向デルトイドではデルトイド上隅に対する垂直応力よりもデルトイド左下隅に対する垂直応力が大きな値を示している(Fig. 3.5)。これはデルトイド下部で縦方向の亀裂が発生したこととも合致しており(Fig. 2.15(c))、この応力分布の違いが破壊様式の違いに反映されたと考えられる。これらの結果から、T-joint デルトイド部の成形破壊ではデルトイド各隅に対する垂直応力及びそれらの大小関係が重要であることが示された。

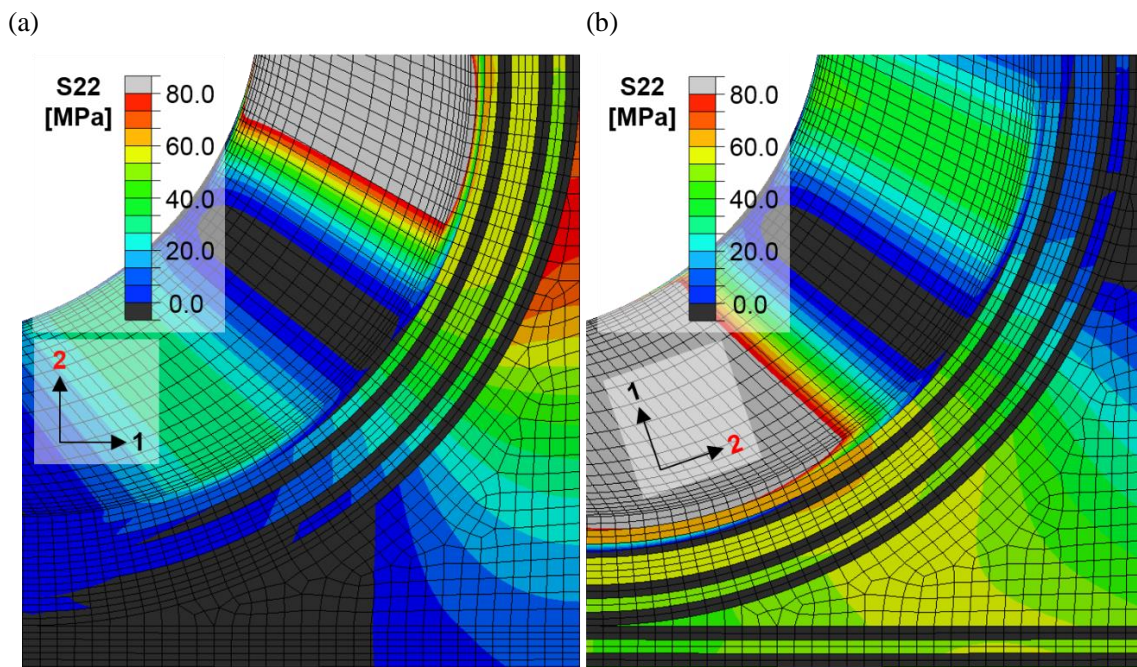


Fig. 3.4 FEA results of horizontally-aligned deltooid specimen. (a) Normal stress in direction to upper corner of deltooid. (b) Normal stress in direction to lower left corner of deltooid.

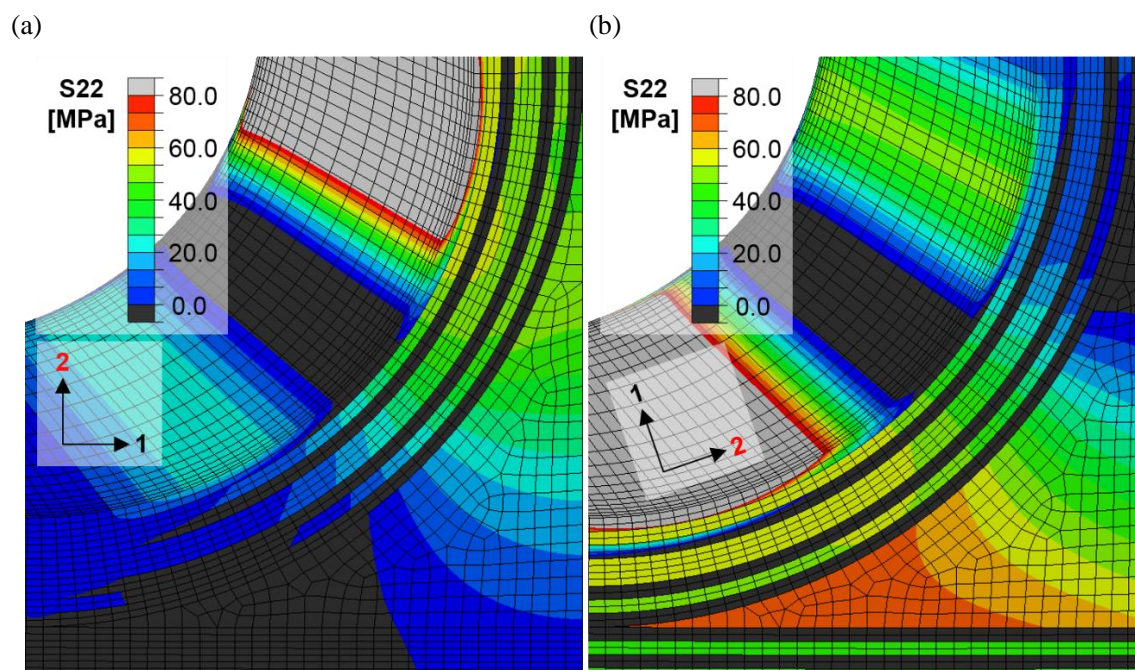


Fig. 3.5 FEA results of vertically-aligned deltoid specimen. (a) Normal stress in direction to upper corner of deltoid. (b) Normal stress in direction to lower left corner of deltoid.

3.2 破壊指標の考察

3.1節でT-joint デルトイド部の成形破壊ではデルトイド各隅に対する垂直応力が重要であることを示した。しかし、有限要素解析ではデルトイドの頂点付近で最大応力となるのに対し(Fig. 3.4, 3.5), 実験では頂点からやや離れた地点で破壊が生じた(Fig. 2.15)。単純な垂直応力だけでなく、先行研究で提案されている繊維直交最大主応力[44, 45]などの機械荷重に対して有効であるとされている指標も実際の破壊箇所を再現できない(Fig. 3.6)。

そこで応力基準ではなくエネルギー基準の指標の適用を考える。エネルギー基準の破壊指標はトランスバースクラックの進展や薄層の初期亀裂を予測する際によく用いられる[142–147]。直交積層板の90°層に単位長さの亀裂が発生するとき(Fig. 3.7(a)), エネルギー解放率は以下の式で表される。

$$G = G_c = \frac{\delta W_0}{t}. \quad (3.2)$$

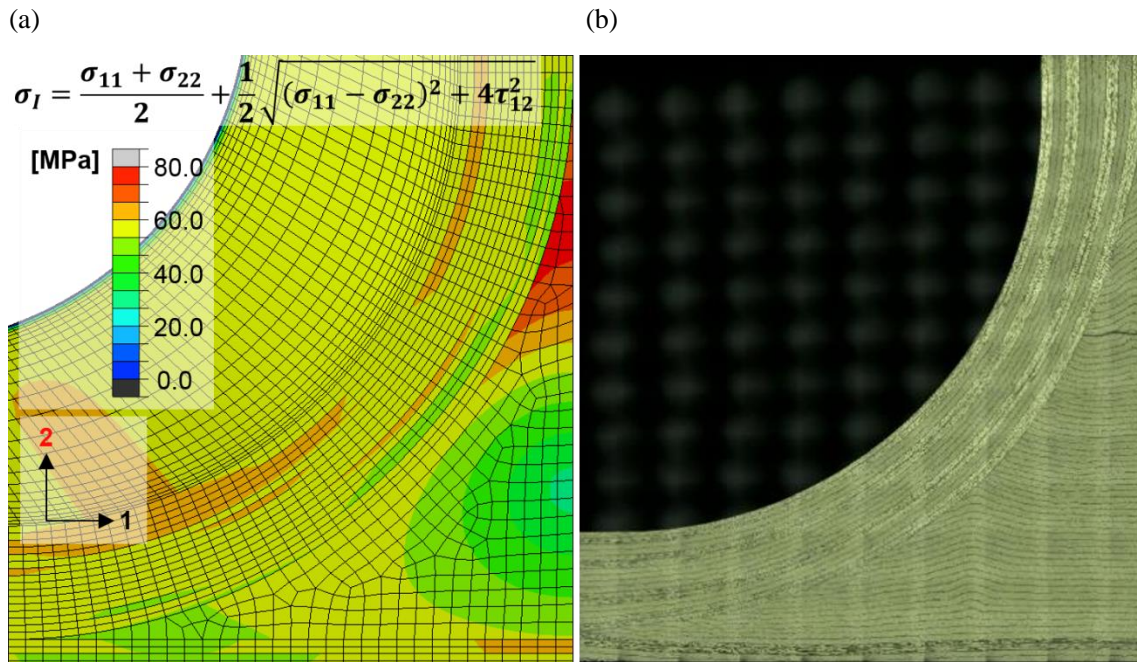


Fig. 3.6 Comparison of maximum stress place and actual failure place of horizontally-aligned deltoid. (a) Principal stress perpendicular to fiber direction. (b) Actual failure place.

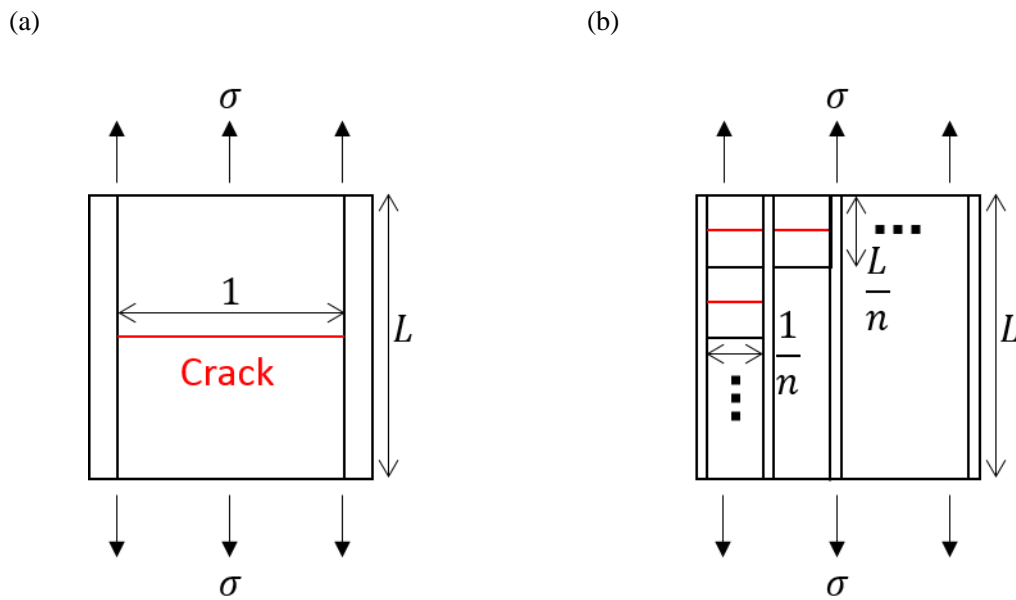


Fig. 3.7 Cross-ply laminate with transverse cracks. (a) Single cell. (b) $n \times n$ cells.

ここで G_c は材料の破壊靱性値, δW_0 は亀裂発生によってなされる仕事量(Fig. 3.8), t は試験片の奥行きである. Fig. 3.7(a)の積層板を $n \times n$ 個の相似な積層板に分割したとき(Fig. 3.7(b)), エネルギー解放率は以下の式で表される.

$$G = G_c = \frac{\delta W}{\left(\frac{1}{n} \times n^2\right)t} = \frac{\delta W}{nt}. \quad (3.3)$$

材料の破壊靱性値は一定であることから,

$$\delta W = n\delta W_0. \quad (3.4)$$

三角形の相似則より, 亀裂発生によって n 倍の仕事量を得るためには \sqrt{n} 倍の応力が必要である(Fig. 3.8). すなわち, 90° 層の幅が n 倍のとき亀裂を生じるために $1/\sqrt{n}$ 倍の応力が必要となる.

デルトイド部において Fig. 3.9 に示すように x 軸をとり, 任意の点における 90° 層の幅を $a(x)$, 亀裂発生に必要な垂直応力を $\sigma(x)$ とする. 90° 層の幅が 1 のとき亀裂発生に必要な垂直応力を σ_0 とすると,

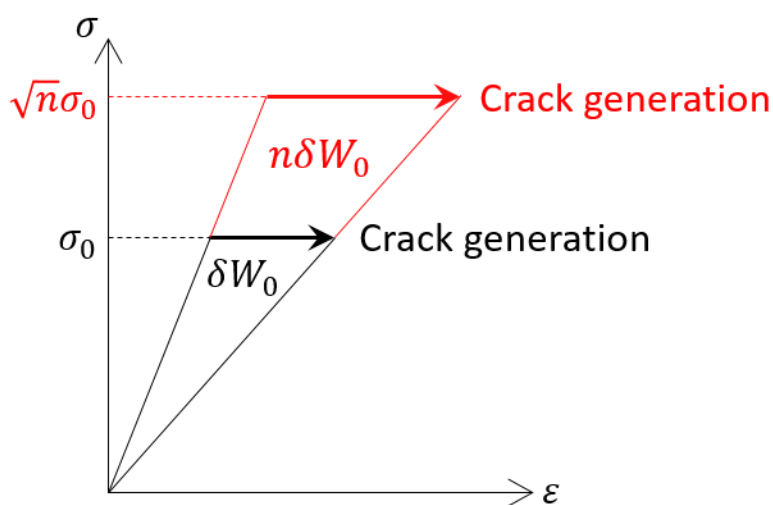


Fig. 3.8 Work done by the applied stress at crack generation.

$$\sigma(x) = \frac{1}{\sqrt{a(x)}} \sigma_0, \quad (3.5)$$

すなわち,

$$\sqrt{a(x)}\sigma(x) = \sigma_0 = \text{const.} \quad (3.6)$$

従って、デルトイド部の任意の点において亀裂発生に必要な $\sqrt{a(x)}\sigma(x)$ は一定であるため、この指標が最大となる点で亀裂が発生すると考えられる。デルトイド左下隅に対して垂直な応力についても同様である。

Figure. 3.10 に $\sqrt{a(x)}\sigma(x)$ の値と実際の破壊箇所を比較したものを示す。応力は3.1.2節の有限要素解析の結果を使用した。デルトイドの頂点近傍では応力は大きいものの90°層の幅が小さいため指標の値も小さい。90°層の幅が大きくなるにつれ指標の値も大きくなるが、頂点から遠ざかるにつれ応力が小さくなるため指標の値は再び小さくなる。指標の値がピークとなる箇所は横配向デルトイド、縦配向デルトイドともに実際の破壊箇所と非常に良く合致した。また、破壊時のピーク値も横配向デルトイドでは $4.01\text{m}^{1/2}\cdot\text{MPa}$ 、縦配向デルトイドでは $3.97\text{m}^{1/2}\cdot\text{MPa}$ とほとんど同じ値を示した。従って、T-joint デルトイド部における成形破壊はエネルギー基準を満たしたときに発生し、成形破壊の予測には90°層幅の影響を考慮する必要があることが示された。

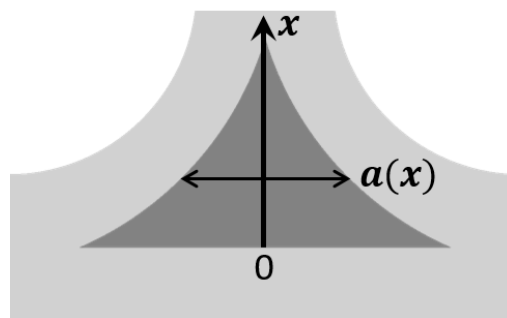


Fig. 3.9 X-axis and width of 90° layer at deltoid.

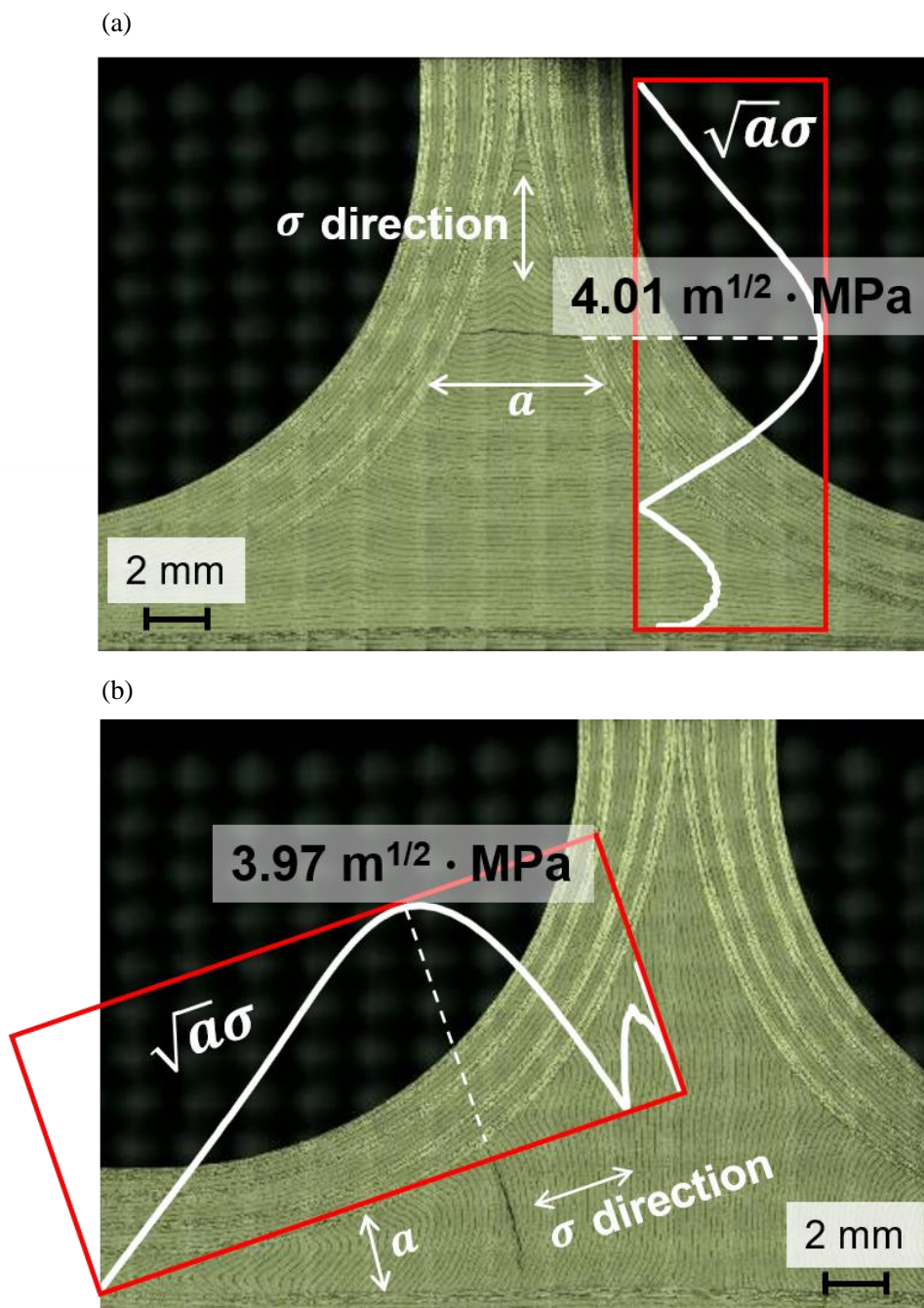


Fig. 3.10 Comparison of energy-based failure index and actual failure place.

(a) Horizontally-aligned deltoid specimen. (b) Vertically-aligned deltoid specimen.

3.3 抑制手法の提案

3.3.1 トライアングルデルトイド構造

ここまでの検討から T-joint デルトイド部の成形破壊を抑制するためには、デルトイド各隅に対する垂直応力、特に頂点付近の高応力場における応力を抑制することが効果的であると考えられる。そこで成形破壊を抑制する手法として Fig. 3.11 に示すようなトライアングルデルトイド構造の適用を考える。トライアングルデルトイド構造ではデルトイド各隅の頂点付近において層間樹脂層が頂点に向かって配向する。先行研究[140]及び本研究の結果から、樹脂層直交方向よりも樹脂層方向のほうが成形時に生じる収縮ひずみ量が小さいことが示されているため、トライアングルデルトイド構造を用いることでデルトイドの全ての隅に対する成形時の垂直ひずみ及び垂直応力を抑制することができると考えられる。

3.3.2 成形破壊抑制効果の検証

提案したトライアングルデルトイド構造の有効性を検証するために 3.1 節と同様の有限要素解析を行った。デルトイド上隅に対する垂直応力を横配向デルトイドと比較したものを Fig. 3.12, デルトイド左下隅に対する垂直応力を縦配向デルトイドと比較したものを Fig. 3.13 に示す。横配向デルトイドではデルトイド上隅付近で 80MPa 近くの垂直応力が生じているのに対し、トライアングルデルトイドでは 50MPa 程度に低減されている。同様にデルトイド左下隅に対する垂直応力も縦配向デルトイドと比較して著しく低減されており、トライアングルデルトイドでは全ての隅に対して垂直応力が抑制されることが示された。

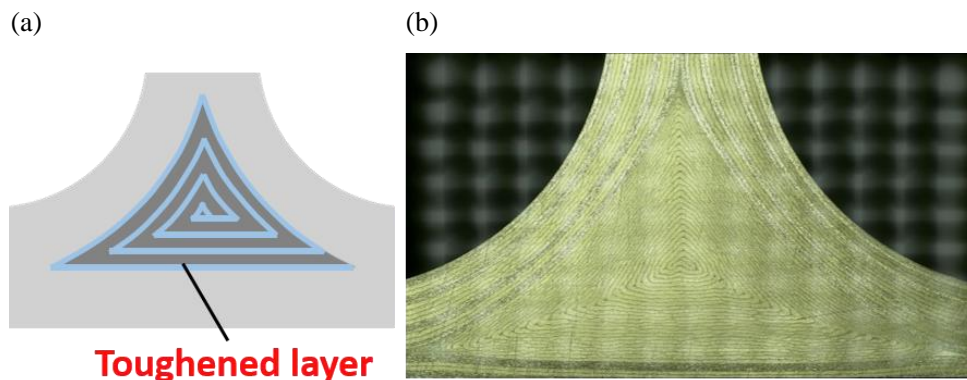


Fig. 3.11 Triangle deltoid structure. (a) Schematic. (b) Micrograph.

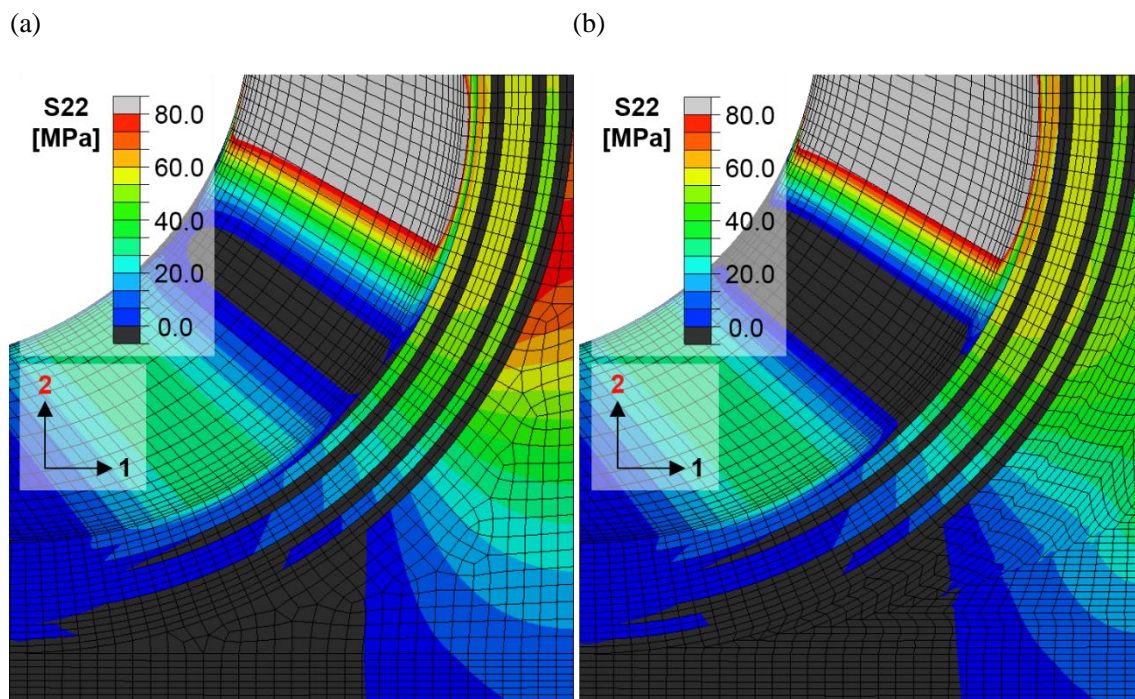


Fig. 3.12 Comparison of normal stress in direction to upper corner of deltoid.

(a) Horizontally-aligned deltoid specimen. (b) Triangle deltoid specimen.

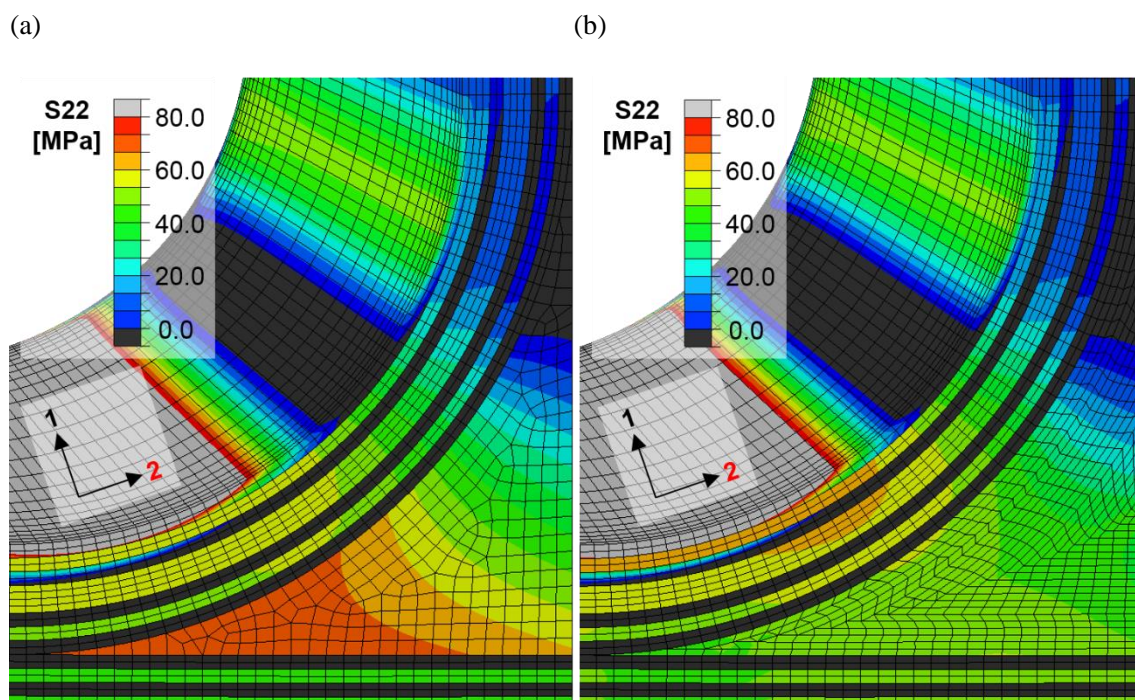


Fig. 3.13 Comparison of normal stress in direction to lower left corner of deltoid.

(a) Vertically-aligned deltoid specimen. (b) Triangle deltoid specimen.

有限要素解析に加え、トライアングルデルトイド構造に対して光ファイバを用いて 2.3 節と同様のデルトイド部成形時ひずみ分布計測を行った。硬化収縮ひずみと熱収縮ひずみ (180°C→30°C) を足し合わせた総ひずみ分布を各デルトイド構造で比較したものを Fig. 3.14 に示す。トライアングルデルトイドでは成形破壊が生じるデルトイド上隅付近の高応力場におけるひずみが縦配向デルトイドと同程度であり、ランダムデルトイド及び横配向デルトイドと比較して著しく小さな値を示した。トライアングルデルトイドではデルトイドの各隅に対して層間樹脂層の配向が等しい構造になっているため、実験結果からもデルトイドの全ての隅に対して成形時のひずみが抑制されていることが示された。

トライアングルデルトイド構造では成形時に破壊を生じなかったため、2.4 節と同様に液体窒素を用いて冷却試験を行った。冷却時の FBG センサの応答を Fig. 3.15 に示す。ランダムデルトイド、横配向デルトイド、及び縦配向デルトイドでは冷却試験中にデルトイド部の破壊を示す計測波長の急激な変化が生じたのに対し (Fig. 2.13)、トライアングルデルトイドでは -180°C まで冷却しても波長は緩やかに変化し続けており、試験後の断面観察からも亀裂は確認されなかった。以上の検討結果から、提案したトライアングルデルトイド構造を用いる事で、期待した通りデルトイドの全ての隅に対する成形時の垂直ひずみ及び垂直応力が抑制され、結果として T-joint デルトイド部の成形破壊を抑制できることが示された。

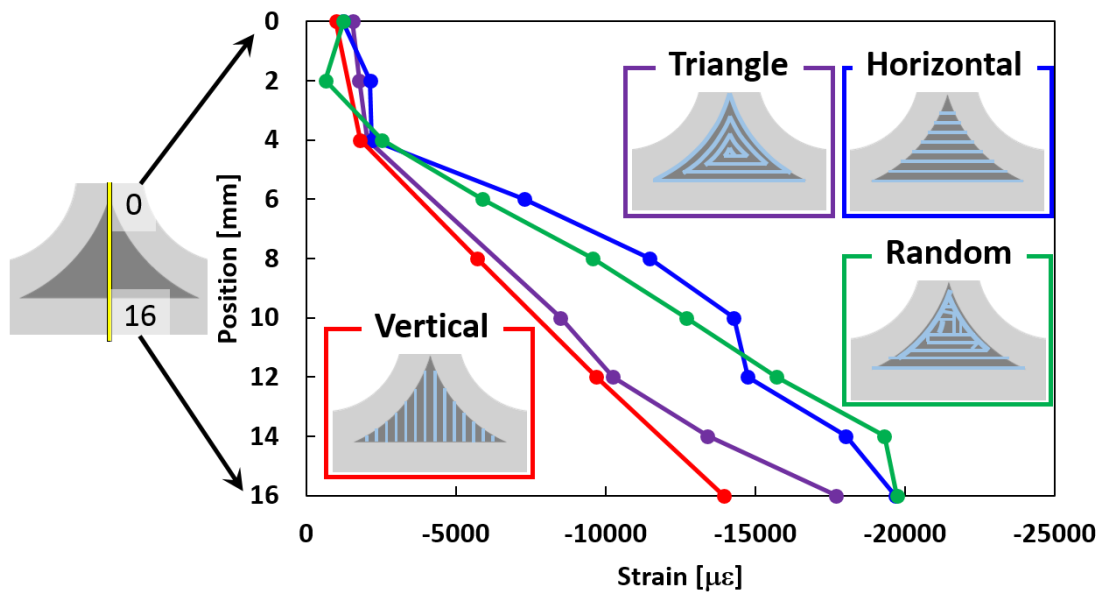


Fig. 3.14 Comparison of strain distribution of four types of specimens at room temperature.

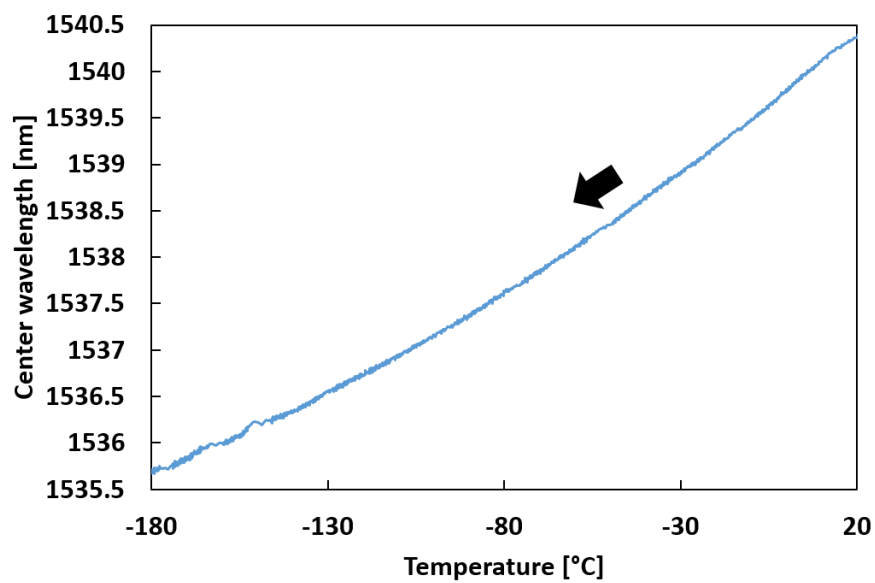


Fig. 3.15 Response of FBG sensor embedded in triangle deltoid specimen during cooling test.

3.4 第3章のまとめ

本章では2章での実験結果を基に有限要素解析を行った。また、有限要素解析の結果を踏まえ、T-joint デルトイド部の成形破壊に対する指標について検討を行った。さらに T-joint デルトイド部の成形破壊を抑制する構造を提案し、有限要素解析、成形時ひずみ分布計測、及び冷却試験によって有効性を検証した。3章の検討から以下の知見を得た。

- ✓ 有限要素解析の結果から、横配向デルトイドではデルトイド上隅に対する垂直応力、縦配向デルトイドではデルトイド左下隅に対する垂直応力が支配的であり、それぞれ実際の破壊様式とも合致することが示された。従って、デルトイド部の成形破壊ではデルトイド各隅に対する垂直応力及びそれらの大小関係が重要である。
- ✓ 応力基準の指標では実験によって得られたデルトイド部の成形破壊箇所を再現できない。一方で、エネルギー基準の指標が最大となる箇所は実際の成形破壊箇所と非常に良く合致し、ピーク値もほとんど同じ値を示した。従って、デルトイド部の成形破壊はエネルギー基準を満たしたときに発生する。
- ✓ トライアングルデルトイド構造を用いることでデルトイドの全ての隅に対して成形時に生じる垂直ひずみ及び垂直応力を抑制することができる。結果として、デルトイド部が成形時に破壊する確率を低減できる。

現在の航空機は損傷許容設計が用いられており、より効率的な航空機構造を実現するためには成形破壊の抑制に加え、亀裂が発生した際にその後の進展を抑制する手法と併用する必要がある。次章以降では亀裂進展抑制に関する研究について述べる。

第4章 接着界面における亀裂進展抑制機構の提案

4.1 接着界面における亀裂進展モードの検討

4.1.1 検討手法

破壊力学における破壊モードは、開口型(モード I)、面内せん断型(モード II)、面外せん断型(モード III)の3つに分類される(Fig. 4.1)。亀裂進展はこれらのモードのいずれかが卓越して生じる場合と混合モードで生じる場合がある。従って、T-joint 接着界面における効率的な亀裂進展抑制機構を提案するためには、T-joint の最終破壊がどのモードで生じるか理解する必要がある。そこで有限要素解析ソフトウェア Abaqus2017(Dassault Systems Inc.)を用いて T-joint のフランジ-スキン界面における亀裂進展の破壊モードの検討を行った。解析に使用したモデルを Fig. 4.2 に示す。解析モデルは対称性を考慮して 1/4 部分のみをモデル化し、境界条件によって全体を再現した。部材寸法はスティフナ部の長さ 80mm, フランジ部の長さ 40mm, スキンの長さ 180mm, 幅 20mm(対称性を考慮し半分のみをモデル化), コーナー部の曲率半径 6.4mm とした。各部材の積層構成は全て $[0_2/90_2]_{2s}$ (厚み: 2.24mm)とし、デルトイドには 90°材の物性値を与えた。材料物性は T700SC/2592 プリプレグ(東レ(株)製)の値を使用した(Appendix B)。解析は引張試験を模擬しており、スキンにおける y 方向変位の拘束とスティフナ上部における 1.5kN の引張荷重を与えた。

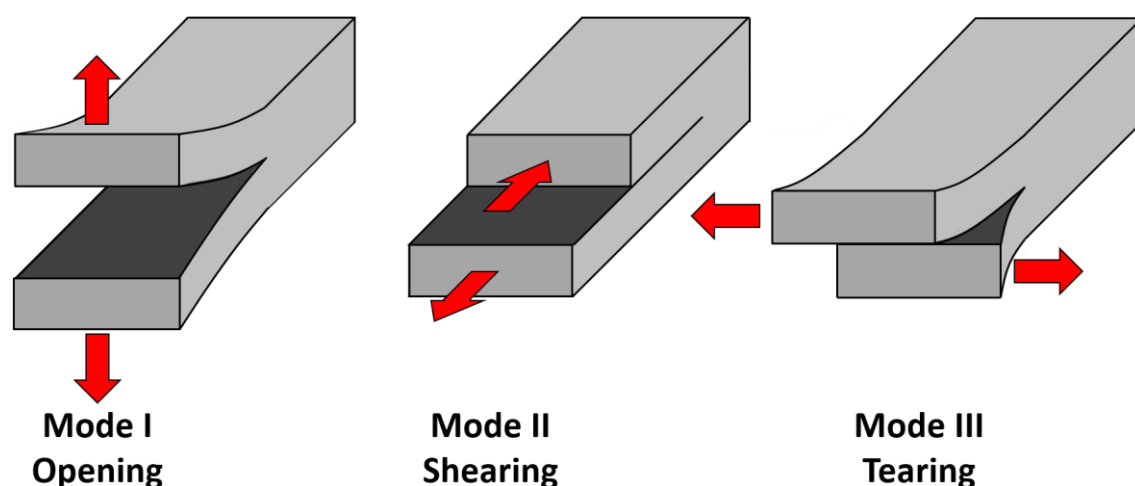


Fig. 4.1 Three modes of fracture.

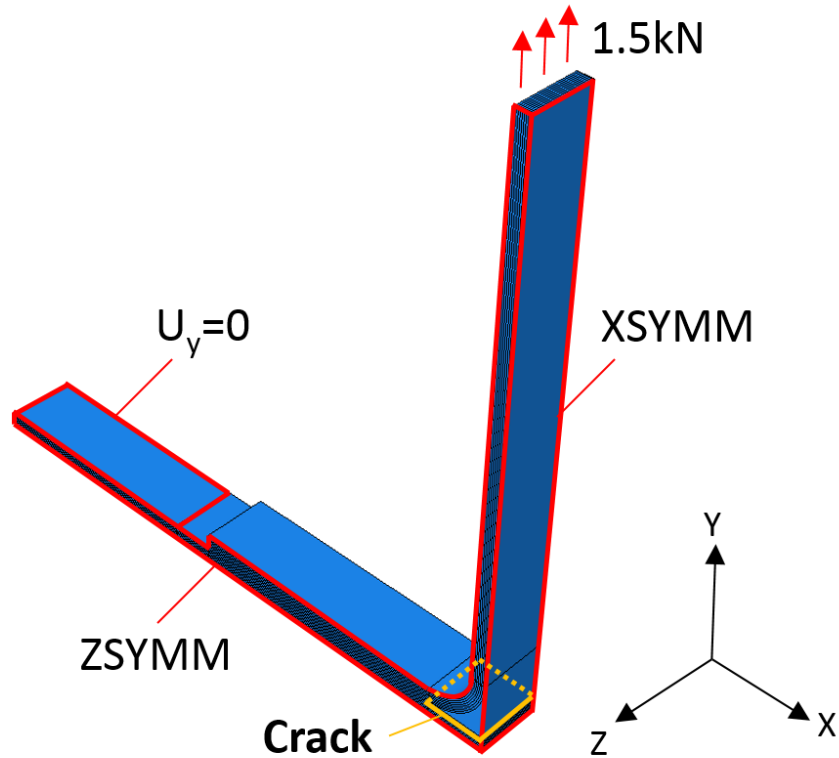


Fig. 4.2 FEA model used for fracture mode examination of crack propagation to flange-skin interface.

亀裂先端における各モードのエネルギー解放率を計算するために Virtual crack closure technique (VCCT) による解析を行った [148]. VCCT では亀裂進展前後の弾性エネルギー変化が進展した分の亀裂を閉じるために必要な仕事と等しいとして計算を行う。亀裂を閉じる際の仕事は以下の式で表される。

$$\Delta W = \iint_{u_a}^{u_a+\Delta a} f_i du_i dA. \quad (4.1)$$

ここで f は荷重, u は亀裂の上面と下面の相対変位である (Fig. 4.3). 有限要素解析では各節点の値を使用するため, 節点力 f 及び相対変位 δ を用いて

$$\Delta W = \frac{1}{2} \sum f_i \delta_i, \quad (4.2)$$

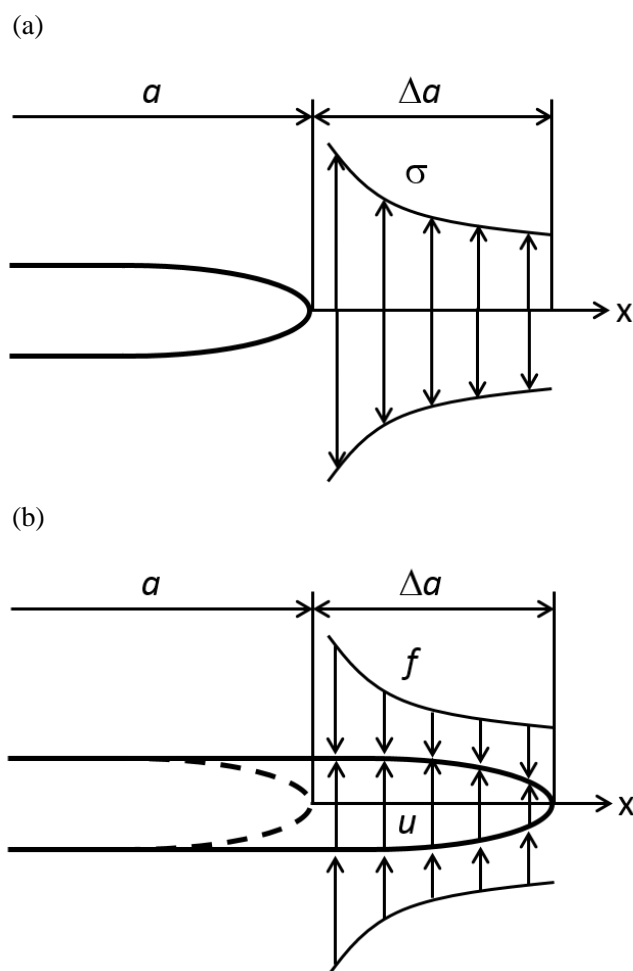


Fig. 4.3 Stress and displacement state around crack tip.

(a) Before crack propagation. (b) After crack propagation.

と表される. ここで f と δ は異なる節点の値を用いていることに注意が必要である (Fig. 4.4). これは標準的な VCCT では亀裂先端の節点が開口する際の変位は 1 つ手前の節点の変位と等しいと仮定して計算を行うためである. Figure 4.4 では簡単のため二次元の 4 節点四角形要素としているが, 三次元の 8 節点六面体要素にもそのまま拡張することができる. 亀裂を閉じる際の仕事は亀裂進展前後の弾性エネルギー変化と等しいと仮定しているため, 亀裂先端におけるエネルギー解放率は以下の式で表される.

$$G = \frac{\Delta W}{\Delta A} = \frac{1}{2\Delta A} \sum f_i \delta_i. \quad (4.3)$$

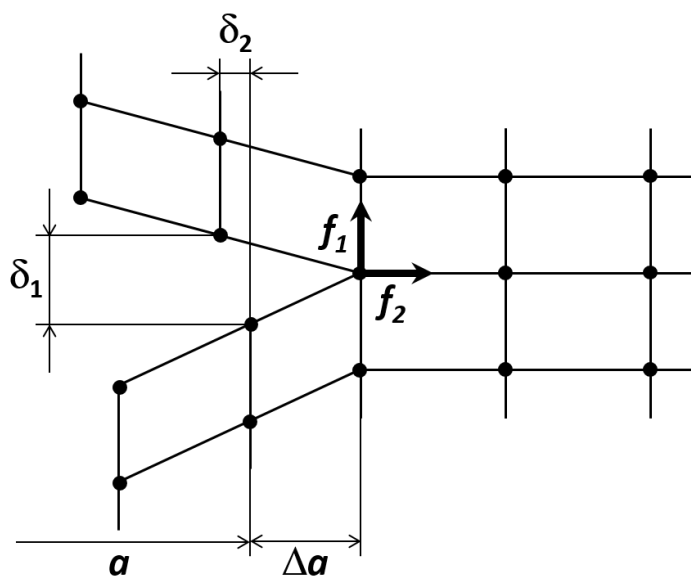


Fig. 4.4 Nodal force and relative displacement used in VCCT.

本解析では解析中に亀裂進展過程は再現しておらず、デルトイドとスキンの界面にあらかじめ亀裂が導入された状態から引張荷重を与え、亀裂先端における各モードのエネルギー解放率を計算した。

4.1.2 検討結果

Figure 4.5 に亀裂先端における各モードのエネルギー解放率の解析結果を示す。モード I エネルギー解放率は 0.18kJ/m^2 であるのに対し、モード II エネルギー解放率は 0.10kJ/m^2 、モード III エネルギー解放率は 0.00kJ/m^2 となり、モード I エネルギー解放率と比較して著しく小さな値を示した。また、Table 4.1 は典型的なエポキシ樹脂を用いた CFRP の各モードに対する破壊靱性値を示しており [149]、モード I ではモード II、モード III と比較して約 1/3 のエネルギー解放率で亀裂が進展することが示されている。以上の結果から、T-joint における最終破壊ではモード I による亀裂進展が支配的であることが示された。従って、T-joint の損傷許容性を向上させるためにはモード I 亀裂進展、すなわち亀裂の開口を抑制できるような機構が効率的であると考えられる。

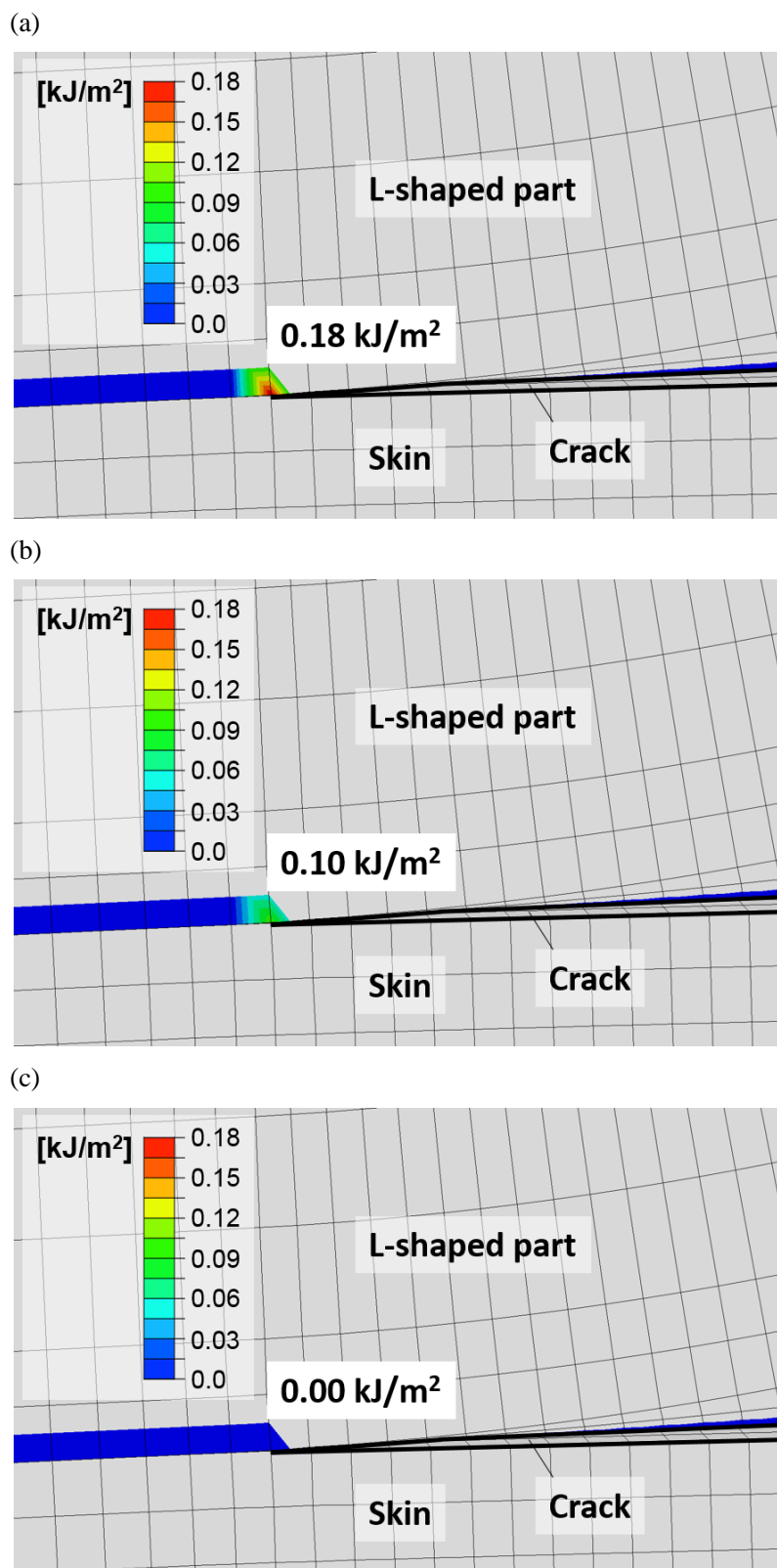


Fig. 4.5 Calculated energy release rate at crack tip. (a) Mode I. (b) Mode II. (c) Mode III.

Table 4.1 Fracture toughness of CFRP with typical epoxy resin[149].

G_{IC}	G_{IIC}	G_{IIIc}
0.28 kJ/m ²	0.79 kJ/m ²	0.79 kJ/m ²

4.2 繊維強化型クラックアレスタ

提案するクラックアレスタ構造を Fig. 4.6 に示す. クラックアレスタは炭素繊維が亀裂進展方向に配向した 0°材とそれと直交する 90°材から構成されており, 交差させた 0°材の間に 90°材が挿入されている[150]. 亀裂が 0°材の交差部を通過すると 0°材が架橋することで亀裂の開口を抑制する(Fig. 4.6 A). また, 90°材が 0°材の間で架橋することで 0°材が被着体との接着界面で剥がれることを抑制する(Fig. 4.6 B). Figure 4.7 は実際のクラックアレスタ構造の写真を示しており, 0°材が被着体界面で架橋している様子(Fig. 4.7 A)と 90°材が 0°材間で架橋している様子(Fig. 4.7 B)が観察される. 従って, 亀裂が進展していくためには架橋した 0°材を破壊する, あるいは 90°材を逐次破壊する必要がある. いずれの場合でも, 高強度の炭素繊維を切断する必要があるため, クラックアレスタ構造を導入することで従来の接着界面と比較して高い亀裂進展抵抗を示すことが期待される. また, 提案するクラックアレスタ構造では接着層にプリプレグを導入するだけであり, 被着体の炭素繊維には影響を与えないため, z-pin などの従来の亀裂進展抑制手法で問題となっている初期破壊強度の低下を抑制できると考えられる.

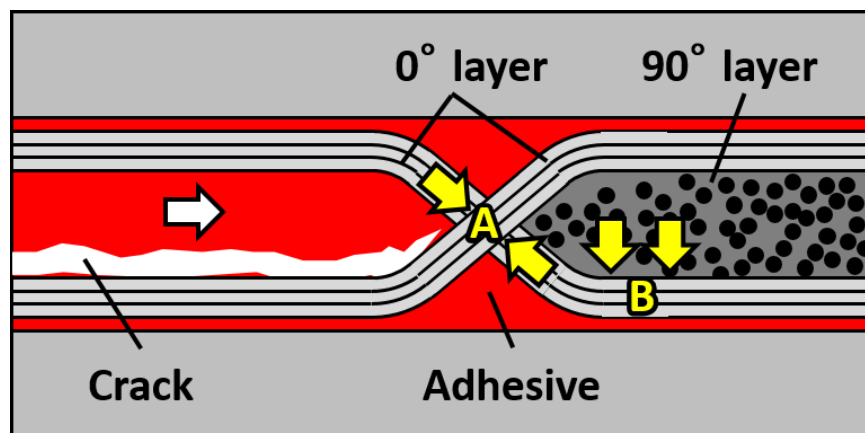


Fig. 4.6 Schematic of fiber-reinforcement-based crack arrester.

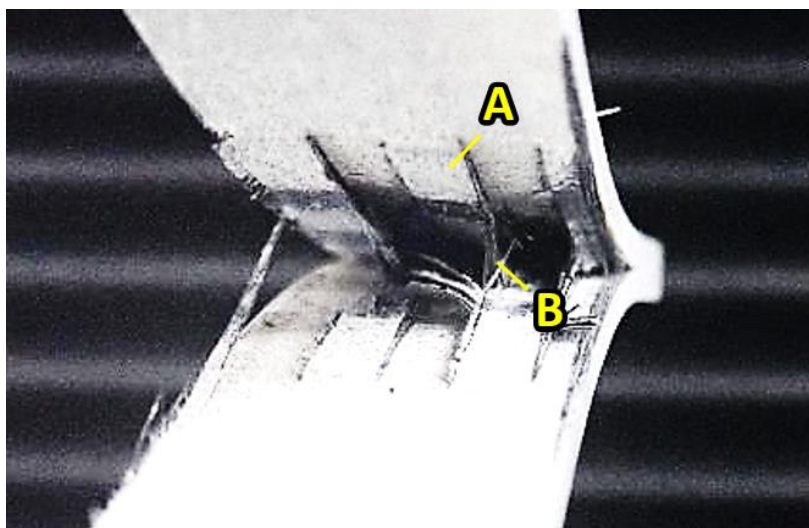


Fig. 4.7 Photograph of fiber-reinforcement-based crack arrester.

4.3 Double Cantilever Beam(DCB)試験

4.3.1 試験方法

提案したクラックアレスタ構造のモード I 破壊に対する有効性を検証するために DCB 試験を行った。DCB 試験とはあらかじめ亀裂が導入された試験片に対して亀裂を開口させる荷重を与え、荷重、変位、亀裂長さなどの情報からモード I 破壊に対する抵抗を調べるための試験である。DCB 試験に用いた試験片の概要を Fig. 4.8 に示す。試験片の長さは 200mm とし、100mm 幅で成形した板から 25mm 幅で 3 本切り出した。試験片材料は被着体及びクラックアレスタに T700SC/2592 プリプレグ(東レ(株)製)、接着層に FM300-2M 接着フィルム(Cytec Engineered Materials Inc., 成形後厚み: 200 μ m)を使用した。被着体の積層構成は $[0_{16}]$ (成形後厚み: 2.24mm)とした。クラックアレスタは試験片先端から 110mm 地点に 0 $^{\circ}$ 材の交差部が配置されるように作製した。クラックアレスタの作製方法を Fig. 4.9 に示す。クラックアレスタではまず 0 $^{\circ}$ 材の交差部から先を 5mm 幅でスリット状に切断し、その上に接着フィルムを重ね、さらに初期亀裂を導入するために PTFE シート(厚み: 50 μ m)を重ねた。初期亀裂は試験片先端から 80mm の長さとした。PTFE シートの上に最初の 0 $^{\circ}$ 材とは逆方向にスリット状にした 0 $^{\circ}$ 材を重ね、スリット部分を交差させた間に 90 $^{\circ}$ 材を挿入することでクラックアレスタを作製した。また、クラックアレスタを被着体で挟むことで DCB 試験片を作製した(Fig. 10)。クラックアレスタの積層構成の影響を評価するため、クラックアレスタの積層構成を

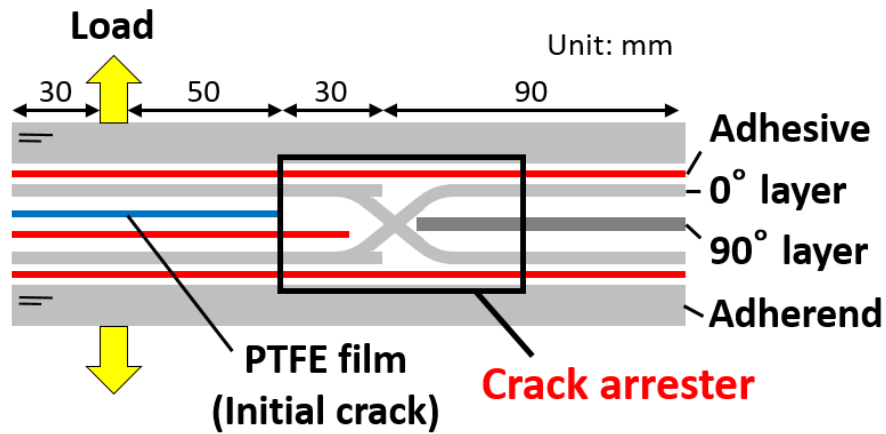


Fig. 4.8 Schematic of DCB specimen with fiber-reinforcement-based crack arrester.

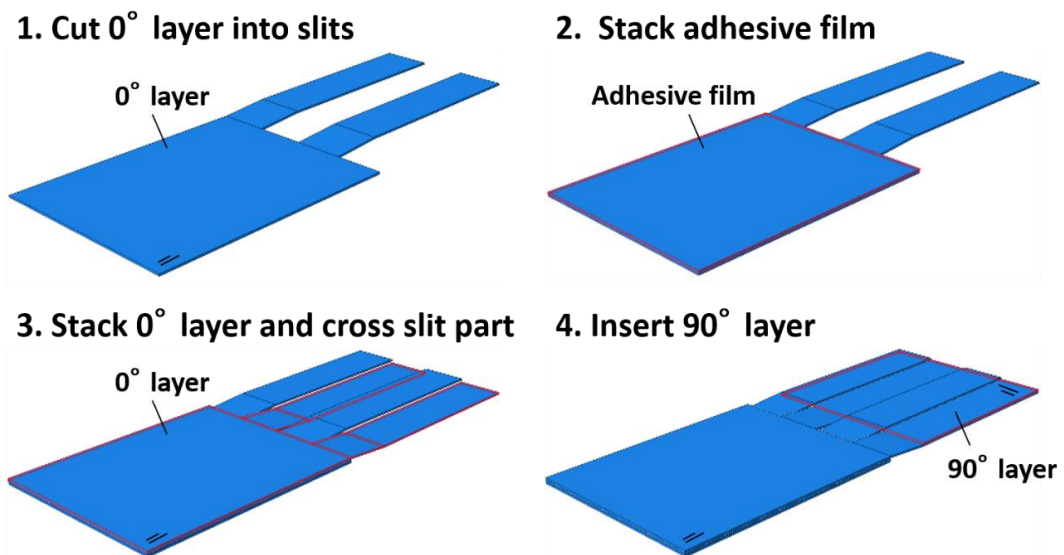


Fig. 4.9 Manufacturing flow of fiber-reinforcement-based crack arrester.

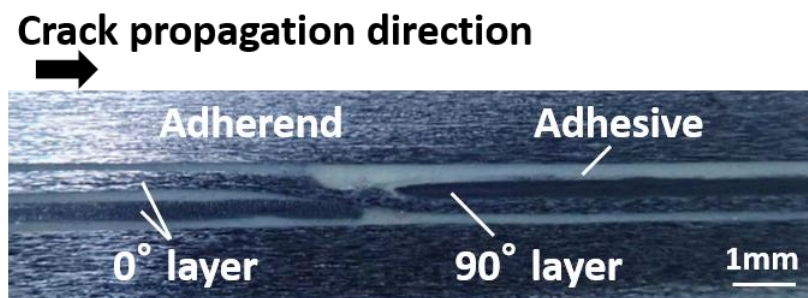


Fig. 4.10 Photograph of arrester part of DCB specimen.

[0₂/90₂/0₂]とした試験片(以下 0₂-90₂ 試験片)を基準とし, 0°材を 3ply に増やした 0₃-90₂ 試験片と 90°材を 1ply に減らした 0₂-90₁ 試験片を加えた 3 種類を用いた. 試験片はアルミ治具上に積層され, 試験片と治具の間に PTFE シートを挿入した. 試験片の上にも同様に PTFE シートとアルミ製カウルプレートを配置し, 全体をバギングフィルムで覆い, 真空引き及び 0.3MPa 負荷下でオートクレーブ内で成形した. 成形サイクルは室温から 2°C/min で 130°C まで昇温し, 2 時間保持した後 2°C/min で室温まで冷却するサイクルとした.

DCB 試験では作製した試験片に接着したブロックを万能試験機 AG-100kN XPlus(島津製作所製)に取り付け(Fig. 4.11), 3mm/min で引張荷重を与えた. 比較のため, クラックアレスタを導入していない試験片に対しても同様の試験を行った. 各試験片におけるモード I 破壊靱性は修正梁理論から導出される以下の式を用いて計算した[151].

$$G_{Ic} = \frac{3P\delta}{2B(a + |\Delta|)} \cdot \frac{F}{N} \quad (4.4)$$

ここで P は荷重, δ は変位, B は試験片幅, a は亀裂長さ, Δ は試験片の不整による亀裂長さ補正, F は大変位やブロックの傾きによる影響を補正する係数, N はブロックによって負荷される剛性を補正する係数である. 荷重 P 及び変位 δ は 0.1sec 毎に記録した. また, 亀裂長さ a は試験片に記した参照線から求めた(Fig. 4.11). ここでの亀裂長さは試験片先端からの長さではなく, ブロックの中立軸からの長さであることに注意が必要である(Fig. 4.12). 補正係数 F 及び N は以下の式から計算される.

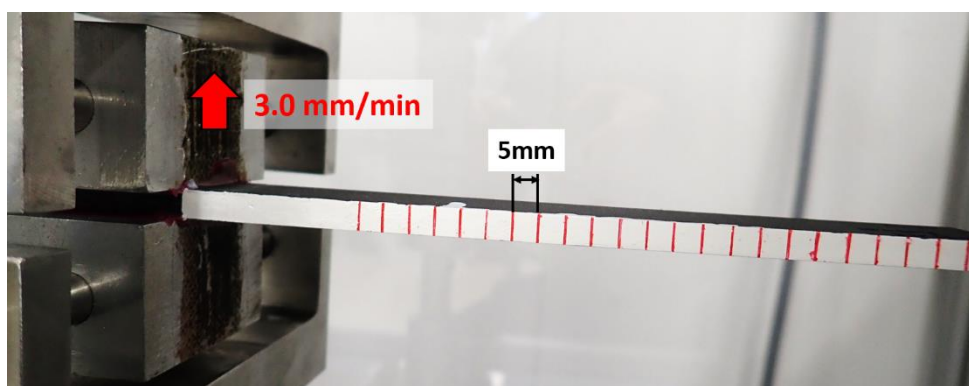


Fig. 4.11 Schematic of DCB tests.

$$F = 1 - \frac{3}{10} \left(\frac{\delta}{a} \right)^2 - \frac{3}{2} \left(\frac{l_1 \delta}{a^2} \right). \quad (4.5)$$

$$N = 1 - \left(\frac{l_2}{a} \right)^3 - \frac{9}{8} \left[1 - \left(\frac{l_2}{a} \right)^2 \right] \frac{l_1 \delta}{a^2} - \frac{9}{35} \left(\frac{\delta}{a} \right)^2. \quad (4.6)$$

亀裂長さ補正 Δ は実験で取得した亀裂長さ a を横軸, $(C/N)^{1/3}$ を縦軸としてプロットしたときの横軸の負の切片から求められる(Fig. 4.13). C はコンプライアンスを表す.

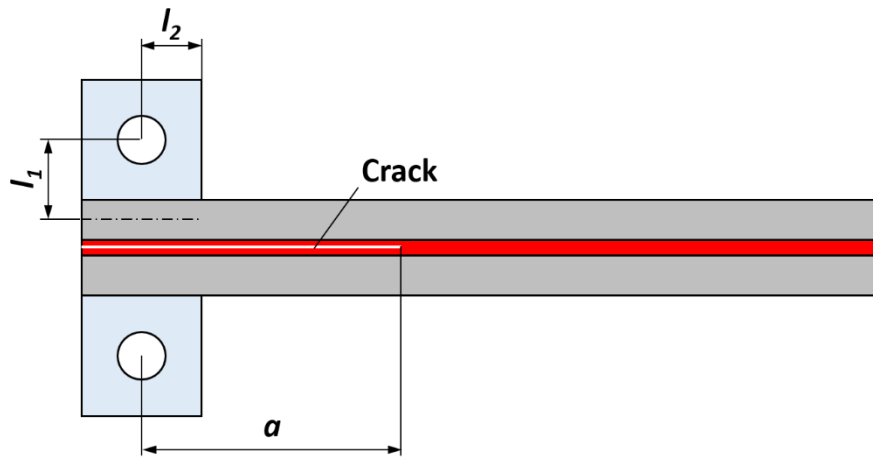


Fig. 4.12 Schematic of DCB specimen showing some parameters for fracture toughness calculation.

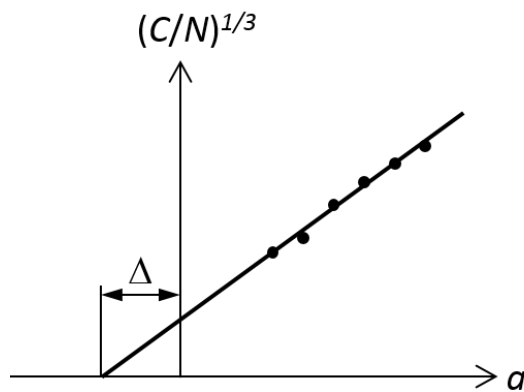


Fig. 4.13 Determining method of crack correction length.

4.3.2 試験結果

アレスタを導入していない試験片と導入した試験片(O_2-90_2 試験片)の代表的な荷重-変位線図を比較したものを Fig. 4.14 に示す. アレスタを導入していない試験片では, 試験初期には弾性的に荷重が増加していくが, 初期亀裂から亀裂が進展し始めると亀裂進展に伴って荷重が低下していき, 接着界面が全て剥がれることで最終破壊した. これが DCB 試験における典型的な試験片の挙動である. 一方で, アレスタを導入した試験片では, 試験初期にはアレスタを導入していない試験片と同様の傾向を示したものの, 亀裂がアレスタ部に到達した後は荷重が反転して増加しており, アレスタを導入していない試験片と比較して著しく大きな荷重で破壊が生じた. Figure 4.15 は 30mm の変位を与えた際のアレスタの有無による亀裂先端の位置の違いを比較したものである. アレスタを導入していない試験片では初期亀裂から 65mm 程度亀裂が進展しているのに対し, アレスタを導入した試験片では初期亀裂から 30mm 地点のアレスタ部において亀裂の進展が抑制されている様子が観察される. 従って, 提案したクラックアレスタ構造を導入することで亀裂進展を抑制できることが示された. Figure 4.16 に各アレスタ構成における代表的な荷重-変位線図を比較したものを, Fig. 4.17 に破壊面を比較した写真を示す. O_2-90_2 試験片ではアレスタ部の 0° 材が破壊することで

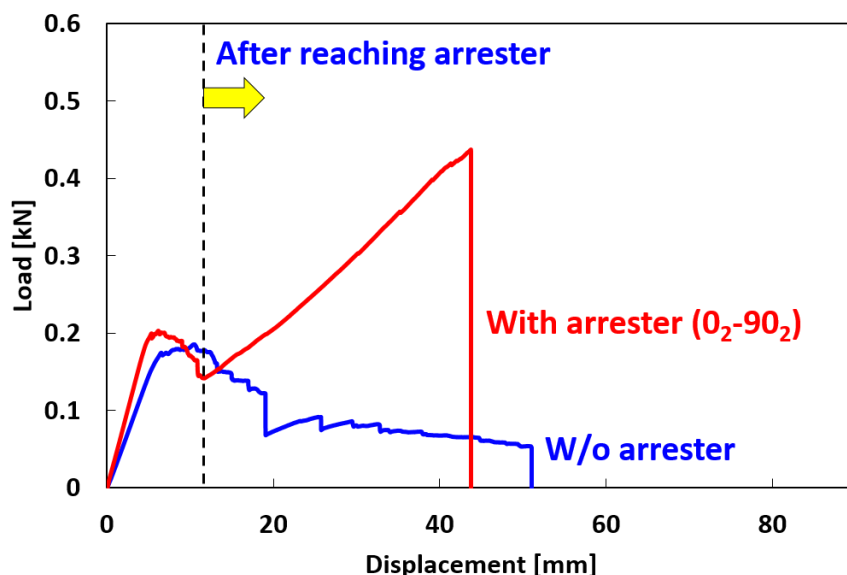


Fig. 4.14 Comparison of typical load-displacement curve of specimen without arrester and specimen with arrester (O_2-90_2 specimen).

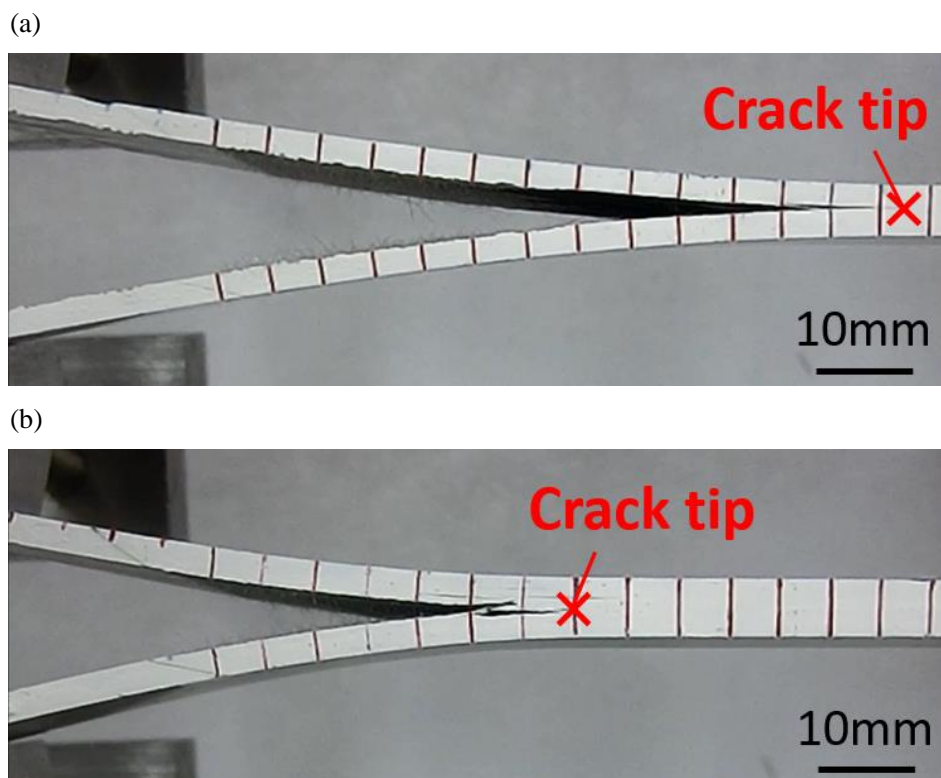


Fig. 4.15 Comparison of crack tip location at 30mm displacement.

(a) Specimen without arrester. (b) Specimen with arrester (0_2-90_2 specimen).

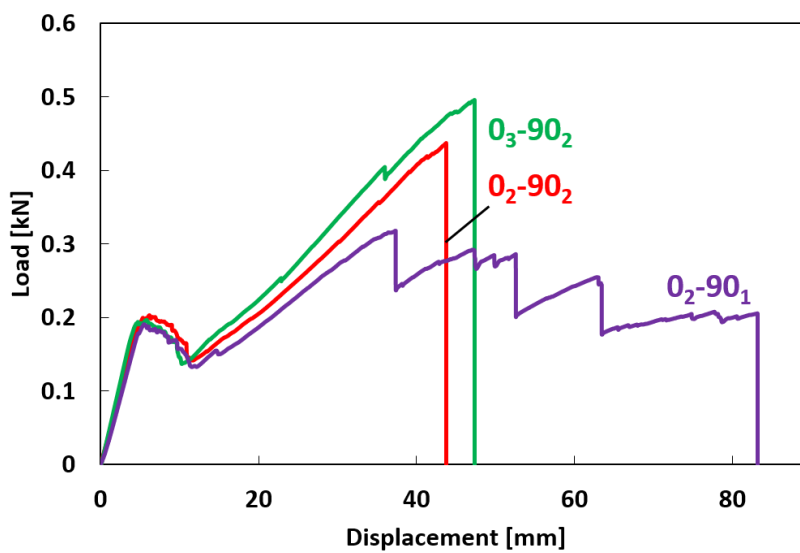


Fig. 4.16 Comparison of typical load-displacement curve of DCB specimen with each arrester configuration.

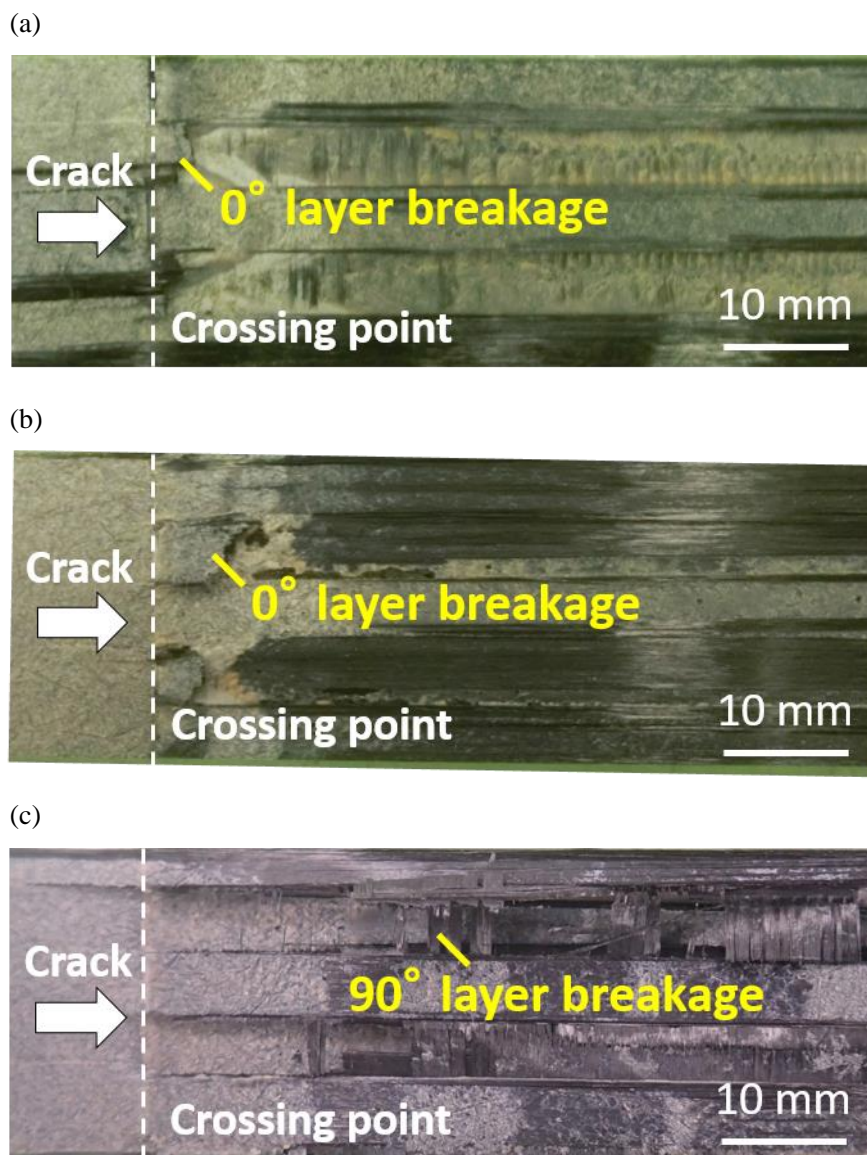


Fig. 4.17 Fracture surface of each arrester configuration.

(a) 0₂-90₂ specimen. (b) 0₃-90₂ specimen. (c) 0₂-90₁ specimen.

最終破壊しており、90°材にはほとんど損傷が見られなかった(Fig. 4.17(a)). 0₃-90₂ 試験片でも同様に 0°材が破壊することで最終破壊したが(Fig. 4.17(b)), 0°材が 3ply に増加している分、0₂-90₂ 試験片よりも大きな荷重で破壊が発生した。0₂-90₂ 試験片及び 0₃-90₂ 試験片が 0°材の破壊によって最終破壊した一方で、0₂-90₁ 試験片では 90°材が破壊していくことで接着界面の剥がれが発生した(Fig. 4.17(c)). 結果として、0₂-90₁ 試験片では 0₂-90₂ 試験片及び 0₃-90₂ 試験片と比較すると荷重は低下したものの、90°材の炭素繊維が逐次破壊してエネルギーを吸収して

いくことで最終的な変位は著しく増加した. 各試験片の見かけのモード I 破壊靱性を Fig. 4.18, エネルギー吸収を Fig. 4.19 に示す. エラーバーは標準偏差を表す. DCB 試験における破壊靱性は, 本来であれば初期亀裂から亀裂が進展し始めた際の荷重や変位を用いて計算するが, クラックアレスタを導入した試験片ではその後荷重が反転して増加していくため, 本研究では荷重が最大となる点の値を使用して見かけのモード I 破壊靱性を算出した. アレスタを導入していない試験片では見かけのモード I 破壊靱性が 1.47kJ/m^2 であったのに対し, 0_2-90_2 試験片では 9.13kJ/m^2 , 0_3-90_2 試験片では 11.5kJ/m^2 , 0_2-90_1 試験片では 5.96kJ/m^2 となり, アレスタを導入していない試験片と比較してそれぞれ 520%, 680%, 300% の大きな向上を示した. エネルギー吸収に関しては, アレスタを導入していない試験片では $5.39\text{N}\cdot\text{m}$ であったのに対し, 0_2-90_2 試験片では $10.0\text{N}\cdot\text{m}$, 0_3-90_2 試験片では $12.7\text{N}\cdot\text{m}$, 0_2-90_1 試験片では $15.6\text{N}\cdot\text{m}$ となり, アレスタを導入していない試験片と比較してそれぞれ 86%, 140%, 190% の向上を示した. 見かけのモード I 破壊靱性では 0_3-90_2 試験片が最も優れた特性を示した一方で, エネルギー吸収では 0_2-90_1 試験片が最大の値を示した. これは 90° 材の炭素繊維が逐次破壊することでエネルギーを吸収するためだと考えられる.

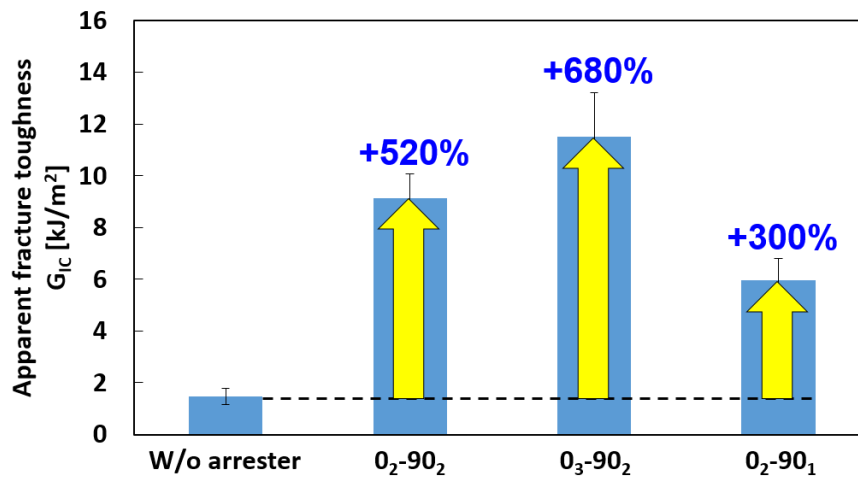


Fig. 4.18 Comparison of apparent mode I fracture toughness of DCB specimen with each arrester configuration.

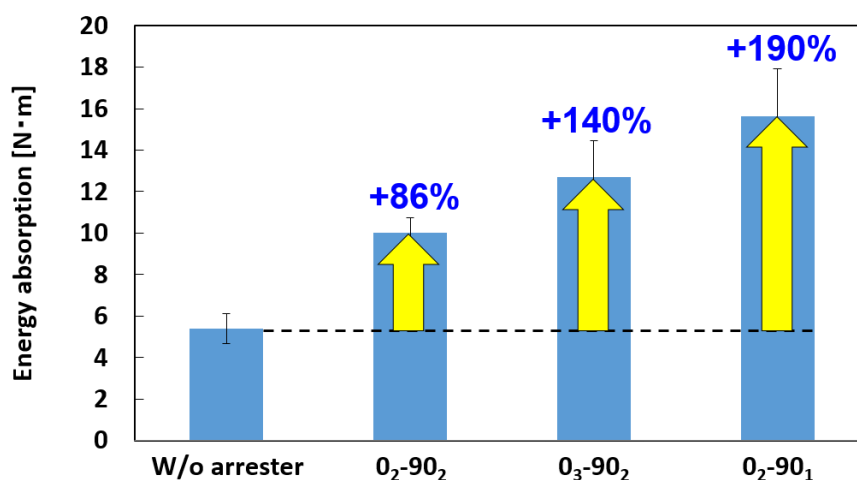


Fig. 4.19 Comparison of energy absorption of DCB specimen with each arrester configuration.

4.4 有限要素解析

4.4.1 解析手法

DCB 試験時のアレスタ部の応力状態を理解するために有限要素解析ソフトウェア Abaqus2017(Dassault Systems Inc.)を用いて有限要素解析を行った。解析に用いたモデルを Fig. 4.20 に示す。被着体の積層構成はそれぞれ[0]₁₆(厚み: 2.24mm)とし、アレスタの積層構成は[0₂/90₂/0₂]と[0/90₂/0]の2種類を用いた。部材寸法は長さ 200mm, 幅 10mm とし幅方向には y 方向に対称となる境界条件を与えた。アレスタは試験片端部から 110mm の地点に導入した。試験片端部から 30mm の地点に 35mm の z 方向変位を与えており、亀裂は変位を与えた場所から 0₂-90₂ 試験片では 87mm, 0₂-90₁ 試験片では 96mm の長さとした。Figure 4.21 に示す顕微鏡写真の観察結果から、0°材の界面に沿った亀裂と 90°材の剥がれを継ぎ目としてモデル化した(Fig. 4.22)。材料物性は被着体及びクラックアレスタに T700SC/2592 プリプレグ(東レ(株)製), 接着層に FM300-2M 接着フィルム(Cytec Engineered Materials Inc., 成形後厚み: 200μm)の値を使用した(Appendix B)。DCB 試験では試験片の変形が大きいため、幾何学的非線形性を考慮した解析を行った。

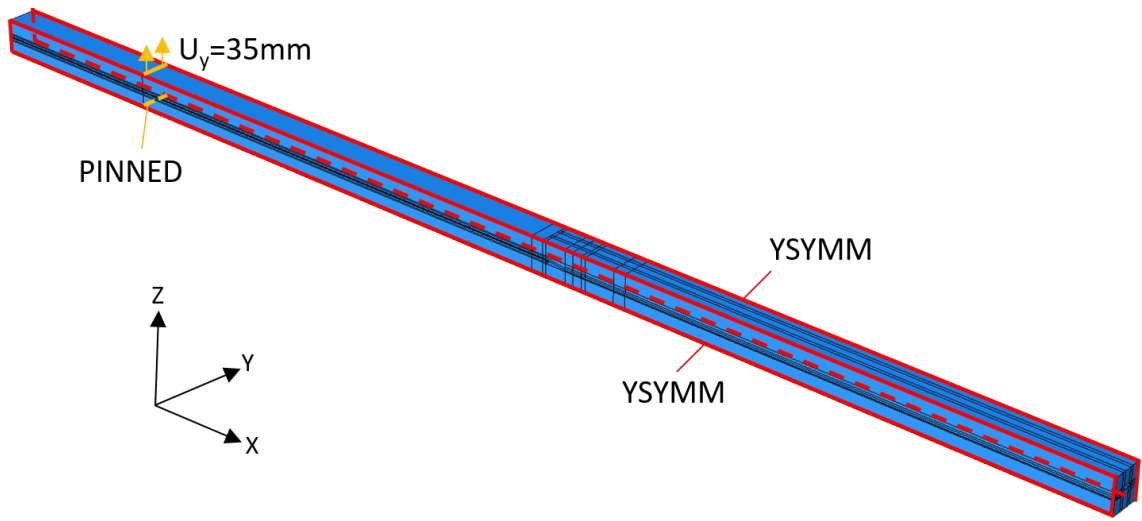


Fig. 4.20 FEA model for DCB specimen.

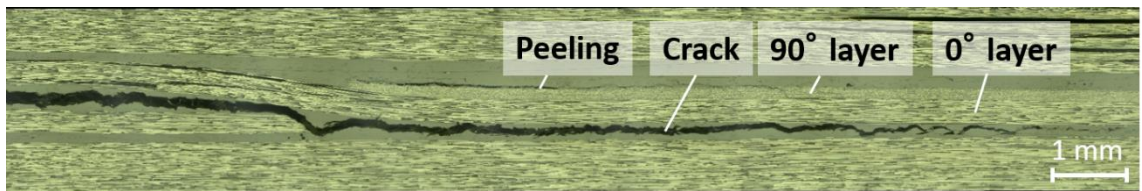


Fig. 4.21 Micrograph of arrester part of DCB specimen.

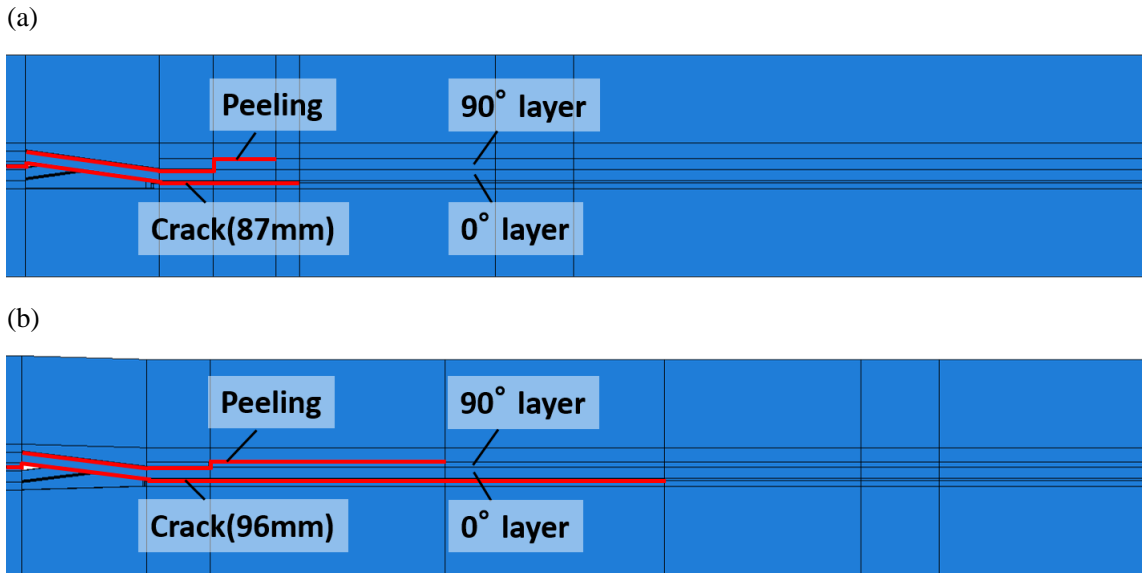
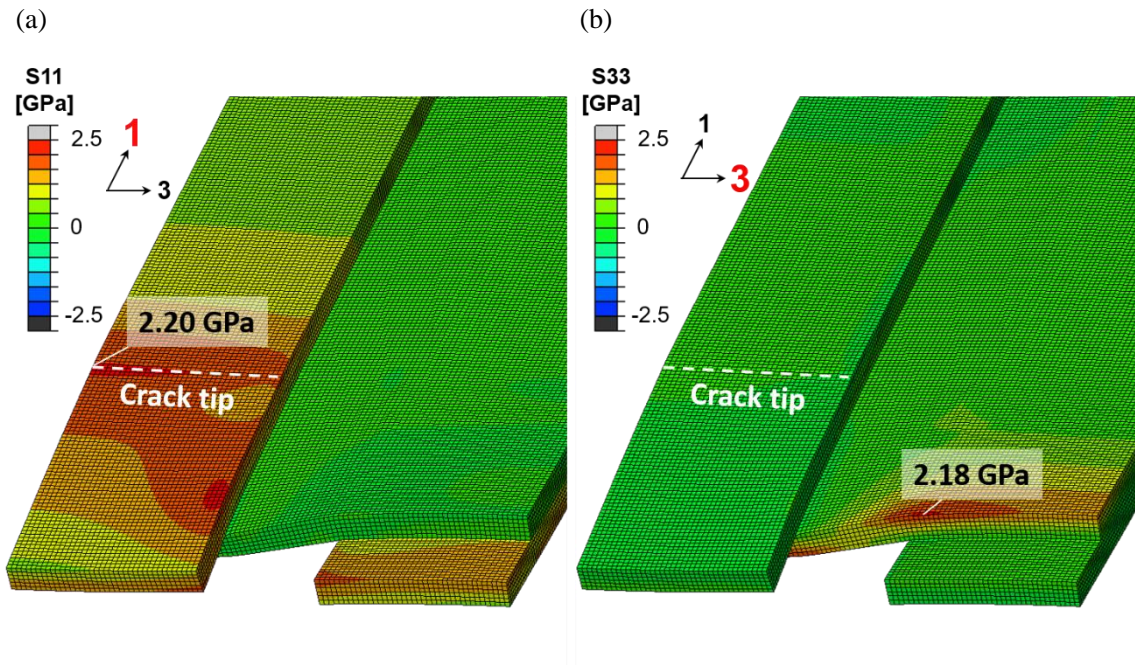


Fig. 4.22 Enlarged view of FEA model around crack arrester.

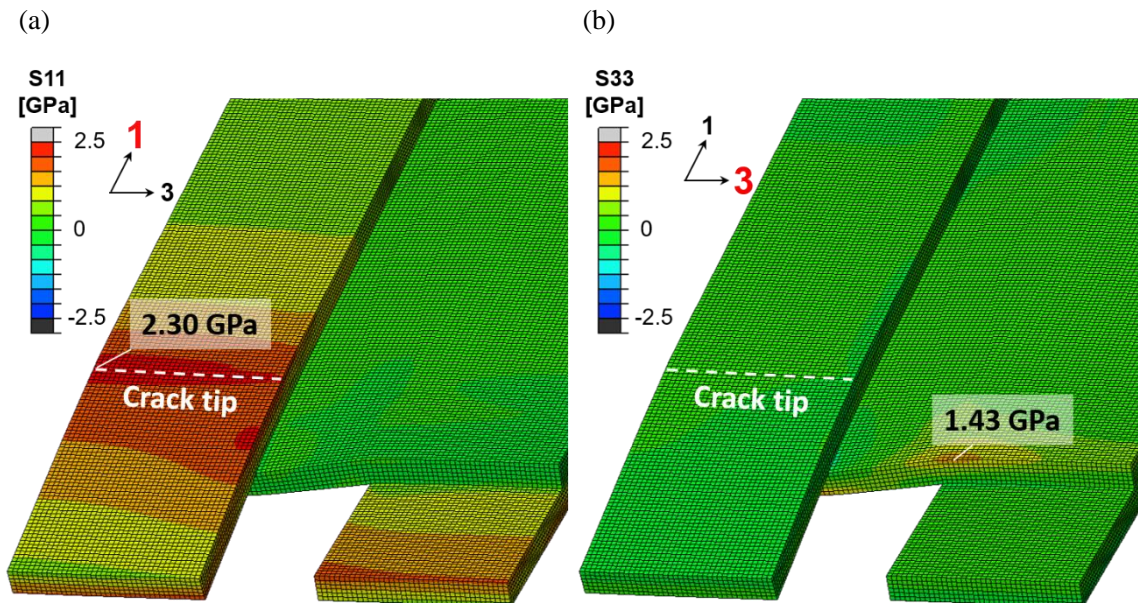
(a) 0₂-90₂ specimen. (b) 0₂-90₁ specimen.

4.4.2 解析結果

0_2-90_2 試験片における 0° 材繊維方向の応力を Fig. 4.23(a), 90° 材繊維方向の応力を Fig. 4.23(b)に示す. アレスタ部の様子を観察するため, 被着体は除外してアレスタ部の 0° 材と 90° 材のみを示す. 0° 材では架橋している部分全体に引張応力が発生しており, 最大応力は亀裂先端付近における 2.20GPa となった. 90° 材では 0° 材が剥がれないように架橋している部分で大きな曲げ応力が発生しており, 最大応力は 2.18GPa となった. 0° 材と 90° 材の最大応力に大きな差はないが, 90° 材が 1mm 破壊すると 0° 材に著しく大きな応力が生じるようになった(Fig. 4.24). 従って, 0_2-90_2 試験片では 90° 材が損傷するとしてもわずかであり, 最終的に 0° 材が破壊すると考えられる. 0_2-90_1 試験片における 0° 材繊維方向の応力を Fig. 4.25(a), 90° 材繊維方向の応力を Fig. 4.25(b)に示す. 0_2-90_1 試験片では 0° 材, 90° 材ともに 90° 材が架橋している先端付近で最大応力が生じた. 0_2-90_1 試験片では 90° 材で著しく大きな応力が発生しており, 先に 90° 材が破壊すると考えられる. また, 90° 材が 1mm 破壊した後にも 90° 材に大きな応力が生じており(Fig. 4.26), 90° 材が先端から順次破壊していくと考えられる. これは実際の実験結果とも合致しており, 結果として最大荷重は小さくなるものの 90° 材の炭素繊維が逐次破壊することで優れたエネルギー吸収特性を示す. 従って, アレスタの積層構成を変化させて 0° 材と 90° 材どちらが破壊するか制御することで, 設計要求に応じた性能を持たせることが可能であると考えられる.

Fig. 4.23 FEA results of 0₂-90₂ specimen.

(a) Stress in fiber direction of 0° layer. (b) Stress in fiber direction of 90° layer.

Fig. 4.24 FEA results of 0₂-90₂ specimen when 90° layer fractures 1mm.

(a) Stress in fiber direction of 0° layer. (b) Stress in fiber direction of 90° layer.

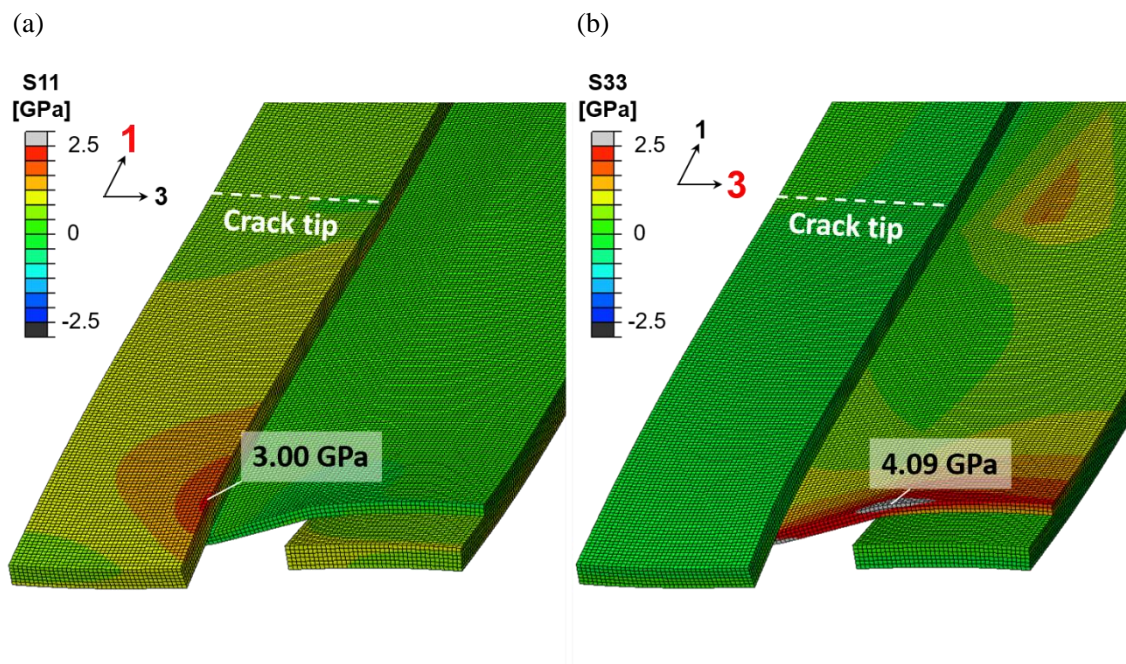


Fig. 4.25 FEA results of 0₂-90₁ specimen.

(a) Stress in fiber direction of 0° layer. (b) Stress in fiber direction of 90° layer.

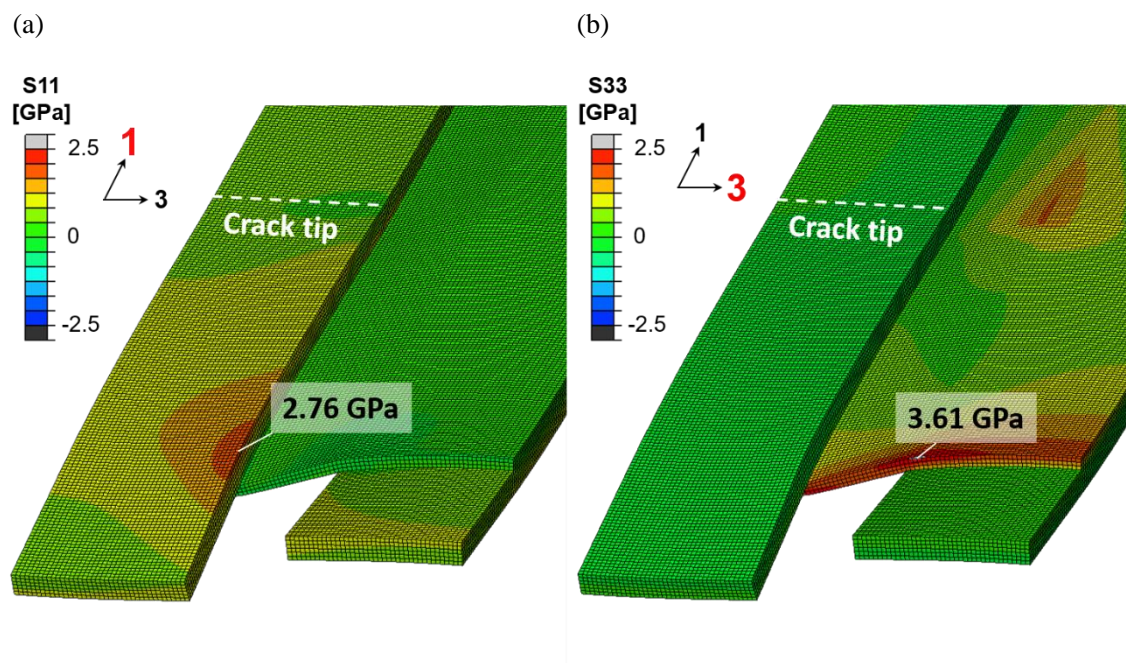


Fig. 4.26 FEA results of 0₂-90₁ specimen when 90° layer fractures 1mm.

(a) Stress in fiber direction of 0° layer. (b) Stress in fiber direction of 90° layer.

4.5 第4章のまとめ

本章ではまず T-joint における最終破壊の亀裂進展モードについて VCCT を用いて解析を行った。解析結果を踏まえて、T-joint の最終破壊に対する亀裂進展抑制機構を提案し、DCB 試験及び有限要素解析を用いて基礎検討を行った。4章の結果から以下の知見を得た。

- ✓ T-joint のフランジ-スキン界面における最終破壊では、モード I による亀裂進展が支配的である。従って、T-joint の損傷許容性を向上させるためにはモード I 亀裂進展を抑制できる機構が効率的である。
- ✓ 提案した繊維強化型クラックアレスタを用いることでモード I に対する見かけの破壊靱性値及びエネルギー吸収特性が著しく向上する。
- ✓ クラックアレスタの積層構成によって破壊様式及び機械特性が変化する。従って、設計要求に応じてアレスタの構成を決定することで、適材適所で優れた特性を發揮することができる。

第5章 T-joint に対するクラックアレスタの導入

5.1 T-joint におけるクラックアレスタの有効性検証

5.1.1 試験方法

4章における DCB 試験の結果から、提案したクラックアレスタ構造のモード I 破壊に対する有効性が示された。5章ではクラックアレスタを T-joint に導入し、引張荷重下におけるクラックアレスタの有効性と効率的な配置・構成について検討を行う。引張試験に使用した試験片の形状及び 0° 方向の定義を Fig. 5.1 に示す。部材寸法はスティフナ部の長さ 80mm、フランジ部の長さ 40mm、スキンの長さ 180mm、コーナー部の曲率半径 6.4mm とし、250mm 幅で作製した試験片から 20mm 幅で切り出した。各部材の積層構成は全て $[0_2/90_2]_{2s}$ (成形後厚み: 2.24mm) とし、デルトイドには 90° 材を使用した。試験片材料は T700SC/2592 プリプレグ (東レ(株)製) 及び FM300-2M 接着フィルム (Cytec Engineered Materials Inc., 成形後厚み: 200 μ m) を使用した。クラックアレスタの積層構成は $[0_2/90_2/0_2]$ とし、T-joint の最終破壊が生じるフランジ-スキン界面に 2箇所導入した (Fig. 5.2, 5.3)。アルミ治具上に貼り付けた PTFE シート (厚み: 50 μ m) に各部材を積層し、アセンブリして全体をバギングフィルムで覆った。成形サイクルは真空引き及び 0.3MPa 負荷の下、室温から $2^\circ\text{C}/\text{min}$ で 130°C まで昇温し、2時間保持した後 $2^\circ\text{C}/\text{min}$ で室温まで冷却するサイクルとした。引張試験ではフランジ部をアルミ

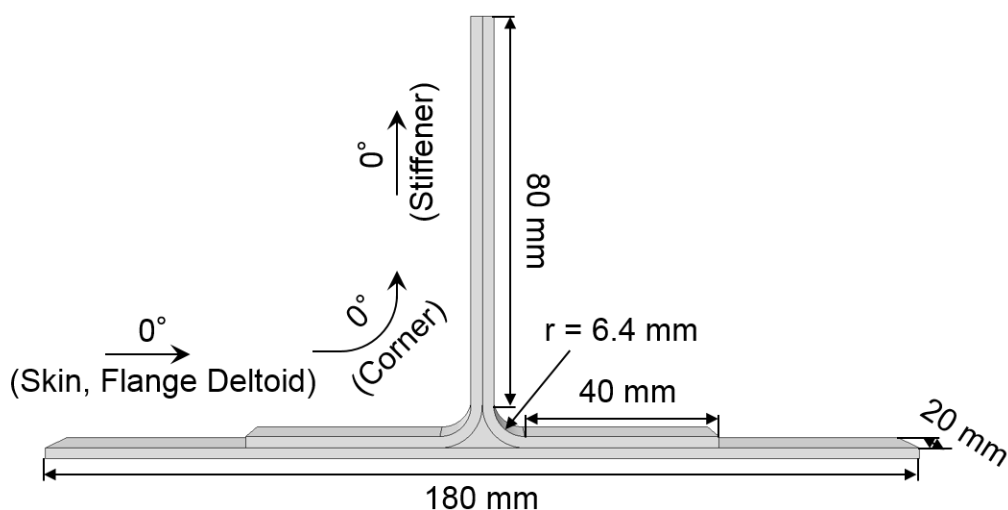


Fig. 5.1 Schematic of specimen used in tensile tests in section 5.1.

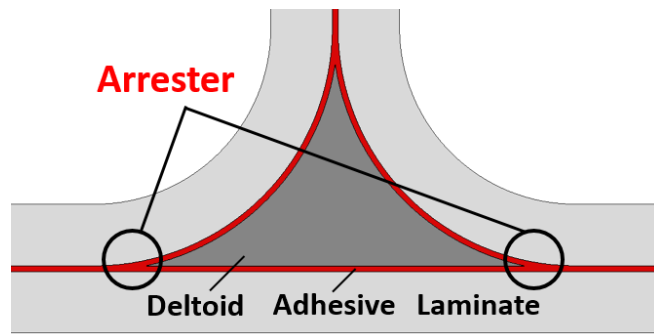


Fig. 5.2 Arrester position of specimen used in tensile tests in section 5.1.

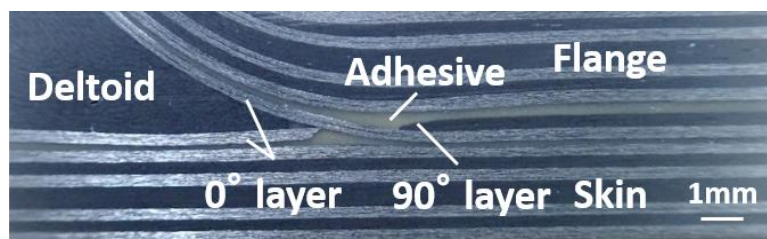


Fig. 5.3 Photograph of arrester part at flange-skin interface.

治具で固定し、スティフナ上部 45mm をクランプして上方向に 1mm/min で引張荷重を与えた。試験装置には万能試験機 AG-100kNXPlus(島津製作所製)を使用しており、0.1sec 毎に荷重と変位を記録した。比較のため、クラックアレスタを導入していない試験片に対しても同様の試験を行った。

5.1.2 試験結果

アレスタを導入していない試験片の典型的な荷重-変位線図を Fig. 5.4, 最終破壊に至るまでの試験片の様子を Fig. 5.5 に示す。アレスタを導入していない試験片ではまず L 型材-デルトイド界面で亀裂が生じることで荷重が大きく低下した(Fig. 5.5(a)). L 型材-デルトイド界面で破壊した後も荷重は増加していくが、亀裂がスキンとの界面を横方向に進展し始めると再び荷重が大きく低下した(Fig. 5.5(b)). その後は荷重がほとんど増加せず、フランジ-スキン界面で亀裂が急速に進展することで最終破壊に至った(Fig. 5.5(c)). アレスタを導入した試験片の典型的な荷重-変位線図を Fig. 5.6, 最終破壊に至るまでの試験片の様子を Fig. 5.7 に示す。アレスタを導入した試験片ではまず L 型材-デルトイド界面で亀裂が発生すること

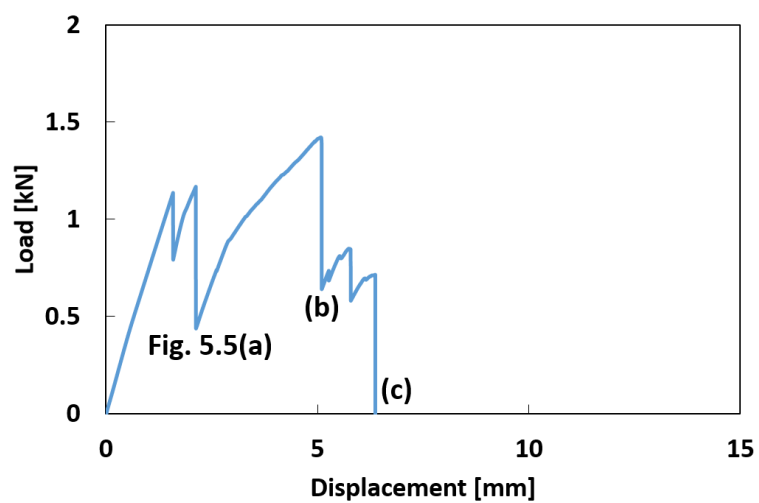


Fig. 5.4 Typical load-displacement curve of T-joint specimen without arrester.

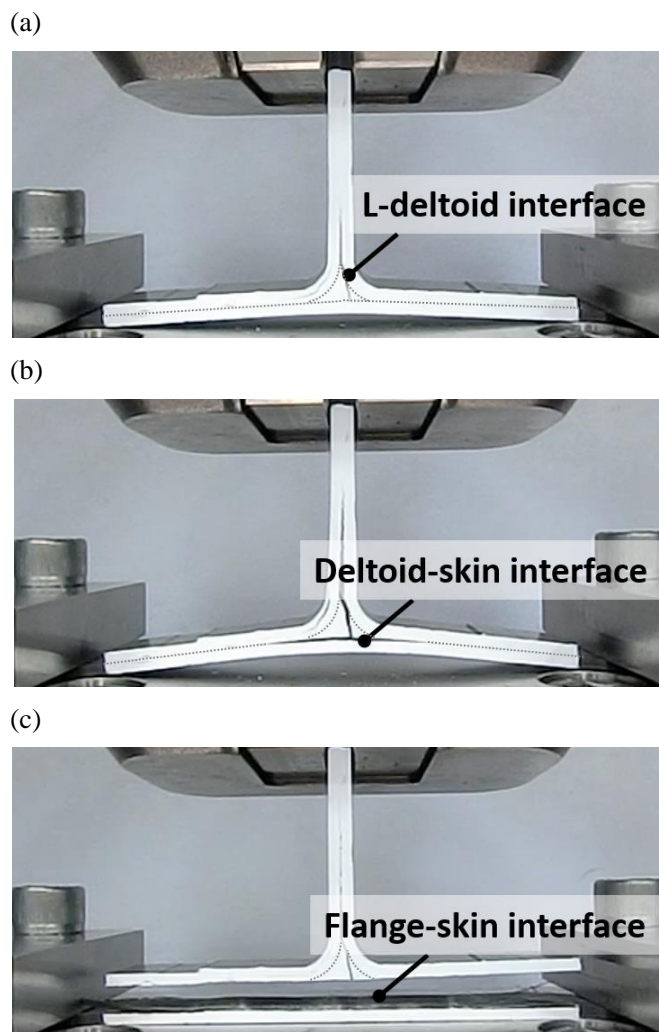


Fig. 5.5 Failure flow of T-joint specimen without arrester.

(a) After L-deltoid interface failure. (b) After deltooid-skin interface failure. (c) After final failure.

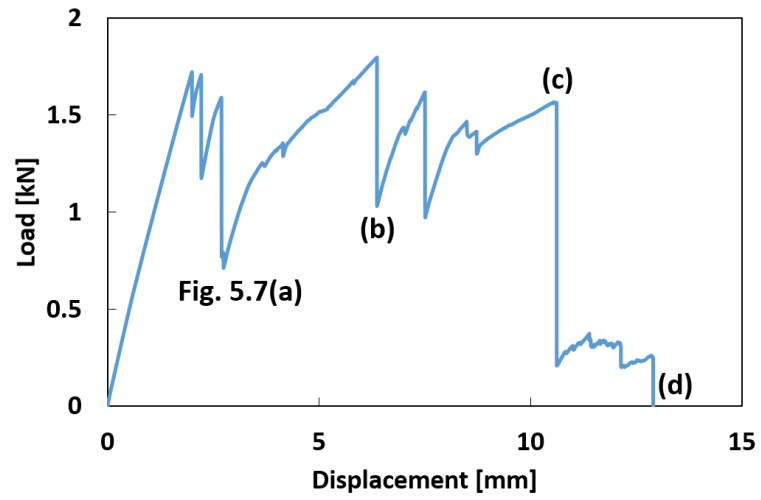
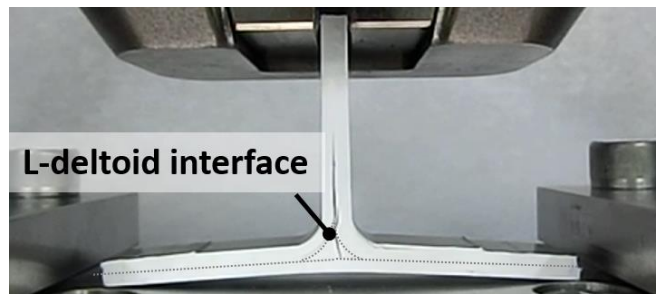
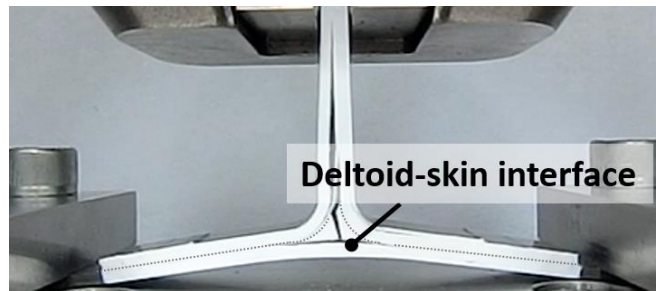


Fig. 5.6 Typical load-displacement curve of T-joint specimen with arrester.

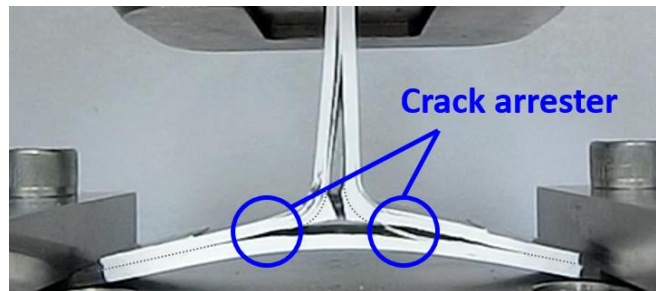
(a)



(b)



(c)



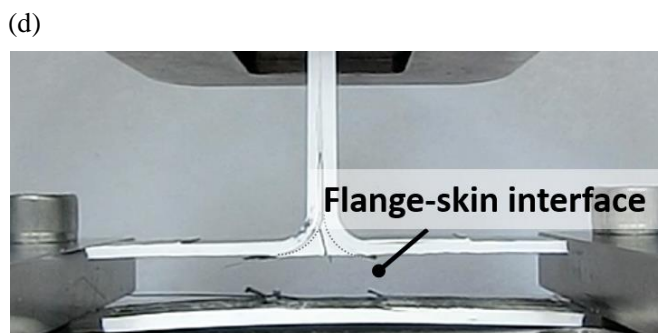


Fig. 5.7 Failure flow of T-joint specimen with arrester. (a) After L-deltoid interface failure.

(b) After deltoid-skin interface failure. (c) Before final failure. (d) After final failure.

で荷重が大きく低下した(Fig. 5.7(a)). その後荷重は増加していくが、亀裂がスキンとの界面を横方向に進展すると再び荷重が大きく低下した(Fig. 5.7(b)). ここまではアレスタを導入していない試験片と同様の傾向であるが、アレスタを導入した箇所で亀裂の進展が抑制されることにより、その後も荷重が増加した(Fig. 5.7(c)). 亀裂進展が抑制されている間に他の様々な箇所で亀裂が生じ、アレスタ部の 0°材が破壊することで最終破壊した(Fig. 5.7(d)). アレスタの有無による荷重-変位線図の違いを比較したものを Fig. 5.8 に示す. それぞれの試験片に対して 8 本の試験結果を示している. アレスタを導入していない試験片では最終破壊時の変位が 7mm 程度であったのに対し、アレスタを導入した試験片ではアレスタ部で亀裂進展が抑制されることで最終変位が最大で 13mm 程度に増加した. 試験片によってはアレスタを導入していない試験片と同程度の特性を示しているものもあるが、これはアレスタの 0°材のスリット幅が 5mm であるのに対して試験片幅が 20mm と小さいため、スリット部分の配置次第ではアレスタの特性が活かされないと考えられる. 実際の航空機の構造部材は非常に大きな幅を有しているため、クラックアレスタの特性が十分に発揮されると考えられる. アレスタの有無によるエネルギー吸収を比較したものを Fig. 5.9 に示す. エラーバーは標準偏差を表す. アレスタを導入していない試験片ではエネルギー吸収が 5.98 N·m であったのに対し、アレスタを導入した試験片ではエネルギー吸収が 10.7 N·m となり、アレスタを導入していない試験片と比較して 78% 向上した. 以上の結果から、提案したクラックアレスタ構造を導入することで T-joint の損傷許容性が著しく向上することが示された.

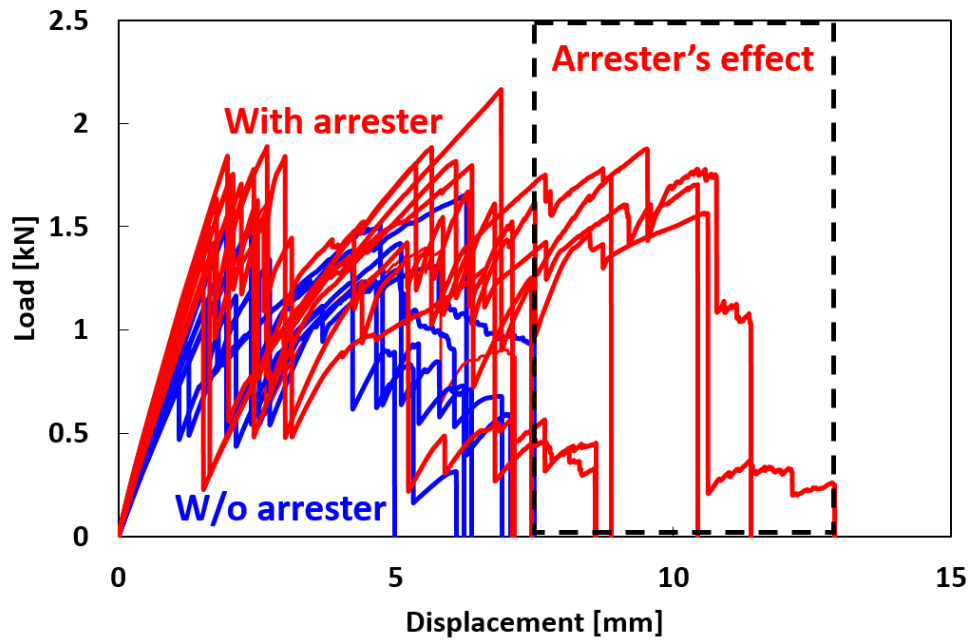


Fig. 5.8 Comparison of load-displacement curves of T-joint specimen without arrester and specimen with arrester.

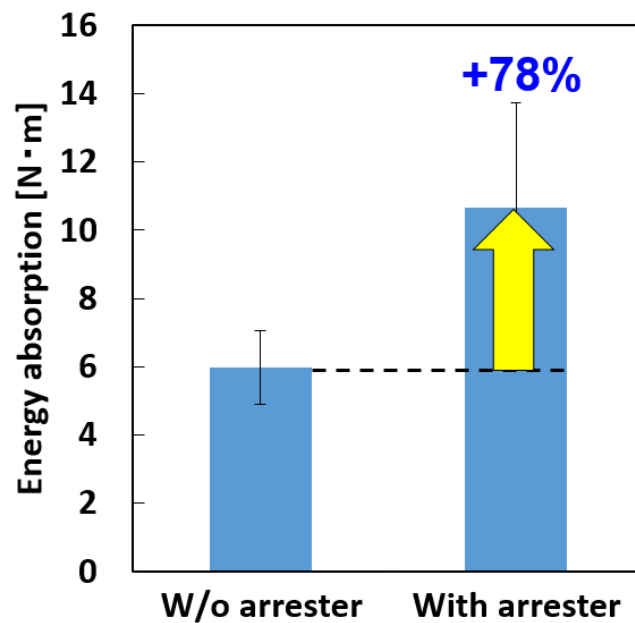


Fig. 5.9 Comparison of energy absorption of T-joint specimen without arrester and specimen with arrester.

5.2 クラックアレスタ配置の検討

5.2.1 試験方法

クラックアレスタ構造をフランジ-スキン界面に 2 箇所導入した試験片では, L 型材-デルトイド界面で破壊すると同時にスティフナ部に亀裂進展していく試験片が多く見られた (Fig. 5.10). このような亀裂進展は最終破壊には直結しないと考えられるが, 試験片の剛性や荷重の低下を生じさせる. 従って, スティフナ部への亀裂進展を抑制することで T-joint の特性がさらに向上すると考えられる. そこで本節では, クラックアレスタをフランジ-スキン界面の 2 箇所に加え, スティフナ部にも導入した構造について検討を行った (Fig. 5.11, Type 2). また, 亀裂進展を抑制する位置による影響を評価するため, フランジ-スキン界面におけるクラックアレスタをデルトイド端部から 20mm 離れた地点に配置した構造についても同様の検討を行った (Fig. 5.11, Type 3). クラックアレスタ配置以外の条件は全て 5.1 節と同じとした.

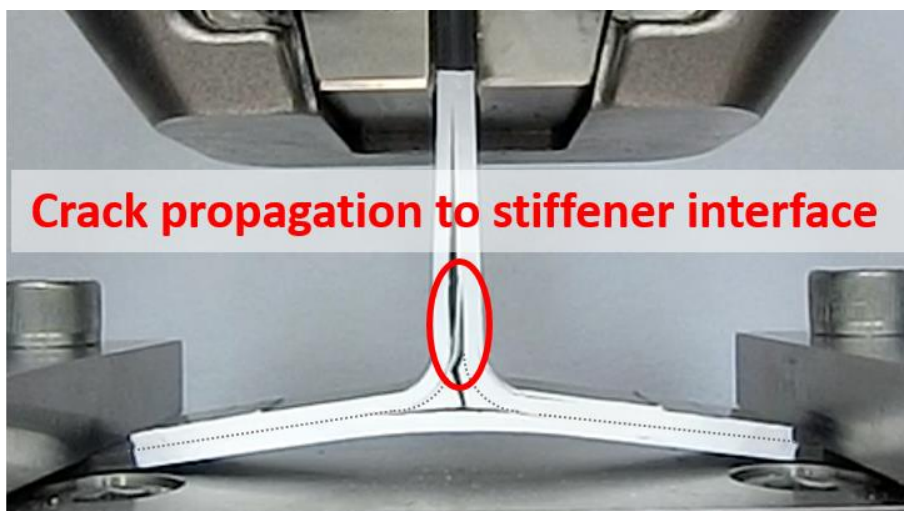


Fig. 5.10 Crack propagation to stiffener interface.

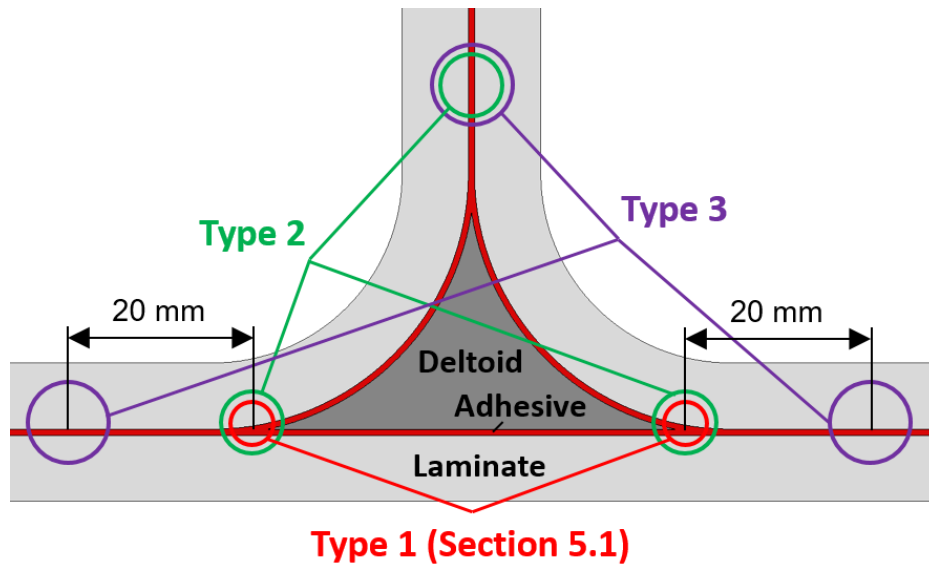


Fig. 5.11 Arrester position of specimens used in tensile tests in section 5.2.

5.2.2 スティフナ部への亀裂進展モードの検討

試験に先立ち、有限要素解析ソフトウェア Abaqus2017(Dassault Systems Inc.)を用いて VCCT による解析を行い、スティフナ部への亀裂進展がどのモードで生じるか検討した。解析に使用したモデルを Fig. 5.12 に示す。亀裂は L 型材-デルトイド界面から進展してくるものとデルトイド内部を縦に進展してくるものの 2 種類について検討した。部材寸法、積層構成、材料物性及び与えた引張荷重は 4.1 節の解析条件と同じであるが、亀裂が x 方向に対称ではないためここでは 1/2 モデルとした。本解析では解析中に亀裂進展過程は再現しておらず、あらかじめ導入した 2 種類の亀裂の先端部分における各モードのエネルギー解放率を計算した。

各亀裂条件に対する亀裂先端における各モードのエネルギー解放率の解析結果を Fig. 5.13 及び Fig. 5.14 に示す。L 型材-デルトイド界面から進展してくる亀裂では、モード I エネルギー解放率は 2.37 kJ/m^2 、モード II エネルギー解放率は 0.00 kJ/m^2 、モード III エネルギー解放率は 0.00 kJ/m^2 となった(Fig. 5.13)。また、デルトイド内部を縦に進展してくる亀裂では、モード I エネルギー解放率は 2.47 kJ/m^2 、モード II エネルギー解放率は 0.00 kJ/m^2 、モード III エネルギー解放率は 0.00 kJ/m^2 となった(Fig. 5.14)。従って、いずれの亀裂進展パターンに対してもスティフナ部への亀裂進展はモード I が支配的であり、提案したクラックアレスタ構造がそのまま

適用できると考えられる。

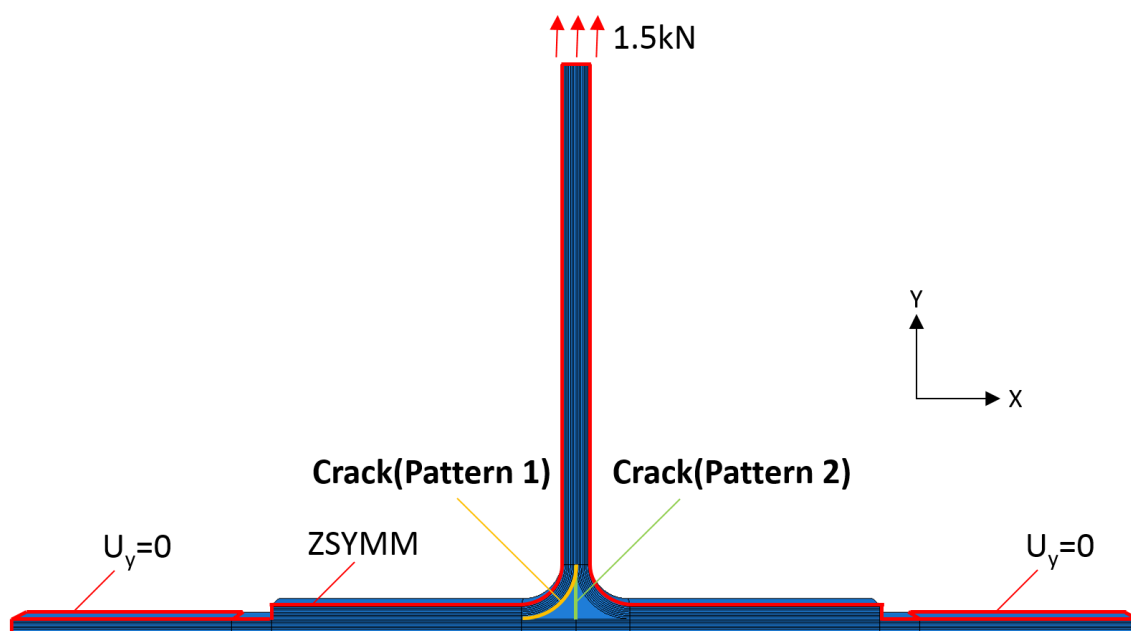


Fig. 5.12 FEA model used for fracture mode examination of crack propagation to stiffener interface.

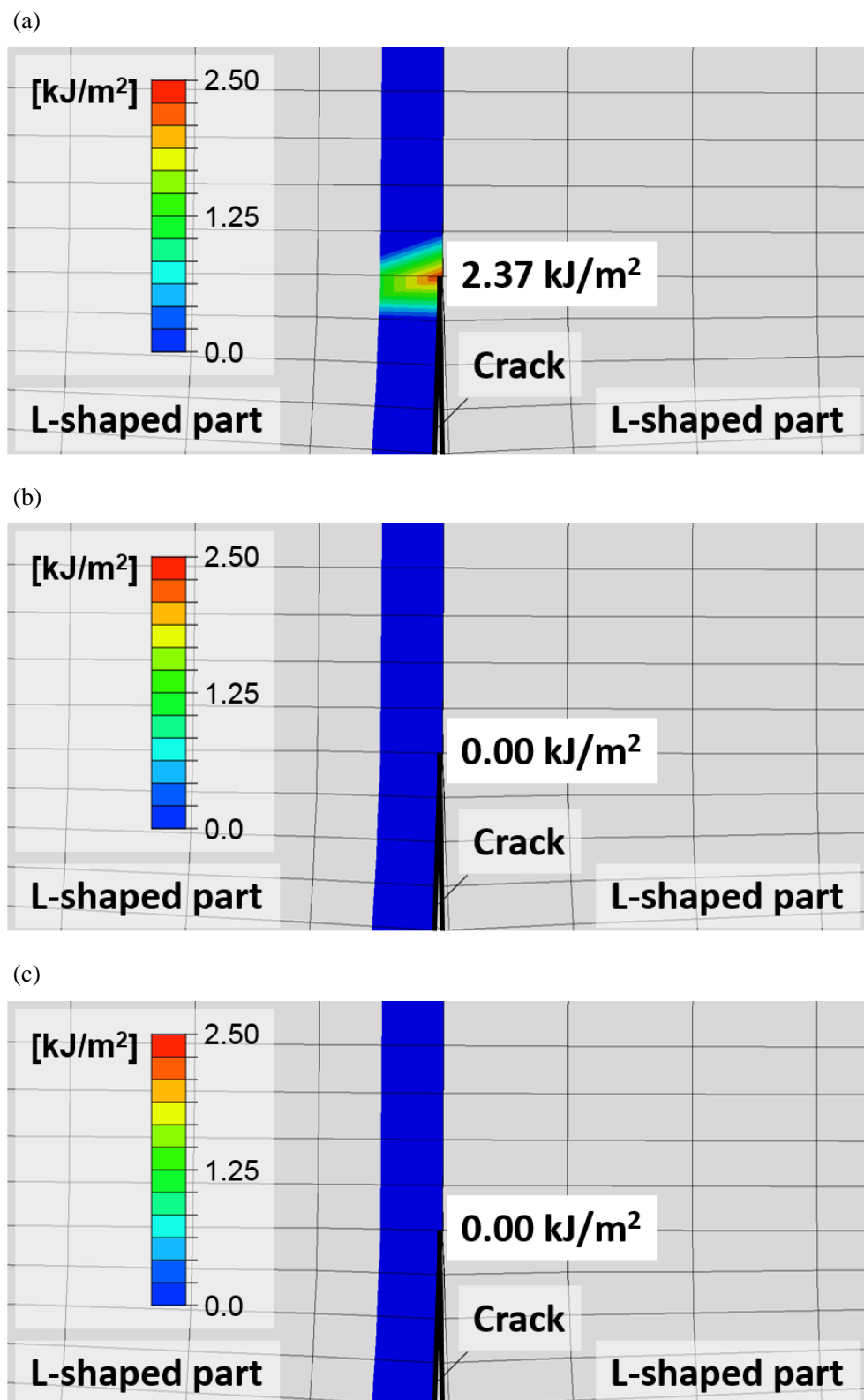


Fig. 5.13 Calculated energy release rate at crack tip from L-deltoid interface.

(a) Mode I. (b) Mode II. (c) Mode III.

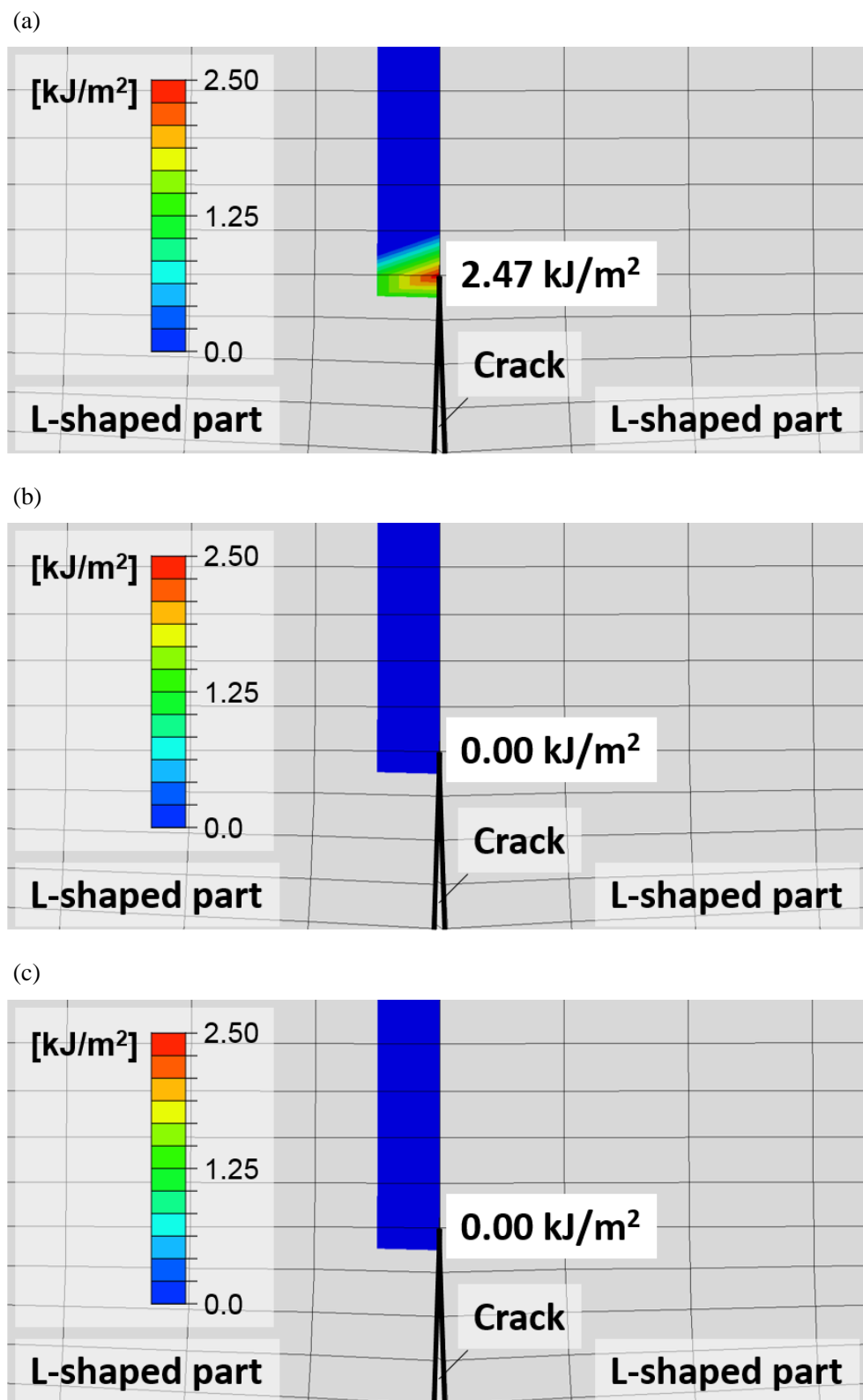


Fig. 5.14 Calculated energy release rate at crack tip of vertical crack in deltoid.

(a) Mode I. (b) Mode II. (c) Mode III.

5.2.3 試験結果

アレスタをデルトイド付近の3箇所を導入した Type 2 試験片の典型的な荷重-変位線図を Fig. 5.15, 最終破壊に至るまでの試験片の様子を Fig. 5.16 に示す。アレスタを2箇所のみを導入した Type 1 試験片と同様にまず L 型材-デルトイド界面で亀裂が生じたが, スティフナ界面に導入されたアレスタの効果によってスティフナ部への亀裂進展が抑えられている様子が観察された(Fig. 5.16(a)). 亀裂がスキンとの界面を横方向に進展する際には荷重が大きく低下したが, フランジ-スキン界面のアレスタによって亀裂進展が抑制されることでその後も荷重は増加し続けており, 最終破壊直前まで全てのアレスタ部において亀裂進展が抑えられている様子が観察された(Fig. 5.16(b)). 最終破壊はフランジ-スキン界面におけるアレスタの 0°材が破壊することによって生じた(Fig. 5.16(c)).

フランジ-スキン界面のアレスタをデルトイド端部から 20mm 離れた地点に配置した Type 3 試験片の典型的な荷重-変位線図を Fig. 5.17, 最終破壊に至るまでの試験片の様子を Fig. 5.18 に示す。アレスタをデルトイド付近に配置した Type 2 試験片と同様にアレスタ部において亀裂進展が抑制されている様子が観察されたが(Fig. 5.18(a)), Type 2 試験片とは異なり, 荷重は増加しなかった(Fig. 5.17). また, 荷重-変位線図中の傾きも小さくなっており, この位置で亀裂進展を抑制した場合には試験片の剛性が低下することが示唆される。最終破壊はフランジ-スキン界面におけるアレスタの 0°材が破壊することによって生じた(Fig. 5.18(b)).

アレスタ位置による荷重-変位線図の違いを比較したものを Fig. 5.19, 各試験条件のエネルギー吸収を比較したものを Fig. 5.20 に示す。エラーバーは標準偏差を表す。アレスタをデルトイド付近に3箇所配置した Type 2 試験片では最終破壊直前まで荷重が増加し続けており, エネルギー吸収は 11.3 N·m となった。これはアレスタを導入していない試験片と比較して 88%の向上であり, フランジ-スキン界面にのみアレスタを導入した Type 1 試験片よりも大きな向上を示した。従って, アレスタはスティフナ界面及びフランジ-スキン界面の3箇所を導入するほうが効率的であることが示された。一方で, アレスタをデルトイド端部から 20mm 離れた地点に配置した Type 3 試験片では, アレスタの効果によって最終変位は大きくなっているものの荷重はほとんど増加しなかった。結果としてエネルギー吸収は 6.46 N·m となり, アレスタを導入していない試験片と比較してほとんど向上が見られなかった。従って, アレスタを導入する位置は非常に重要であり, デルトイド付近に配置して早い段階で亀裂進展を抑制するほうが効率的であることが示された。

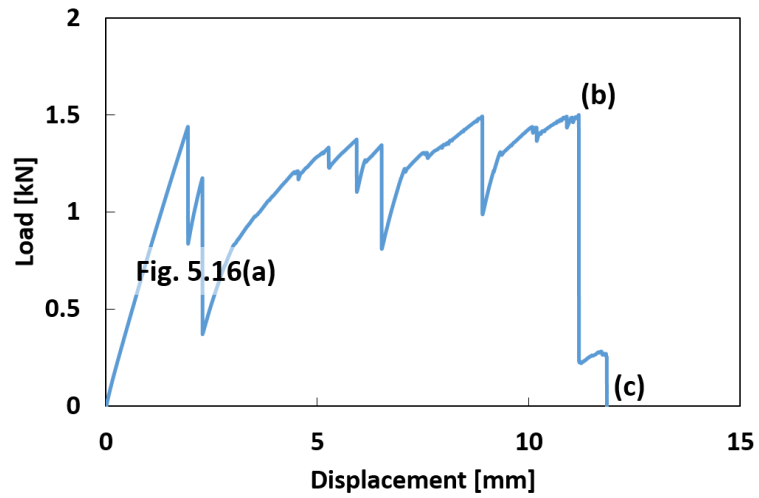


Fig. 5.15 Typical load-displacement curve of Type 2 specimen.

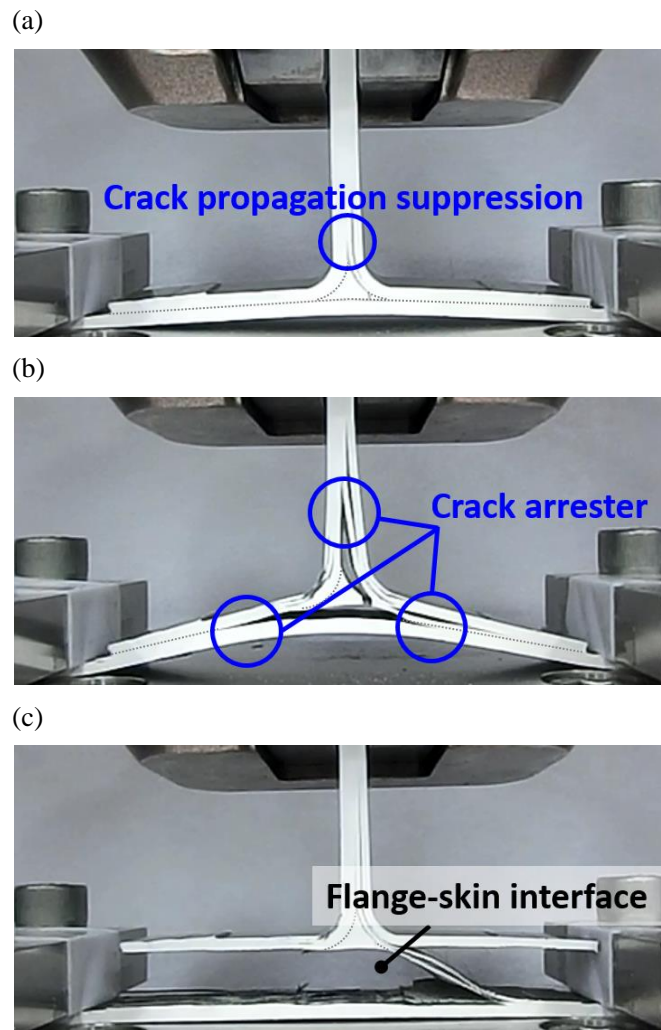


Fig. 5.16 Failure flow of Type 2 specimen.

(a) After L-deltoid interface failure. (b) Before final failure. (c) After final failure.

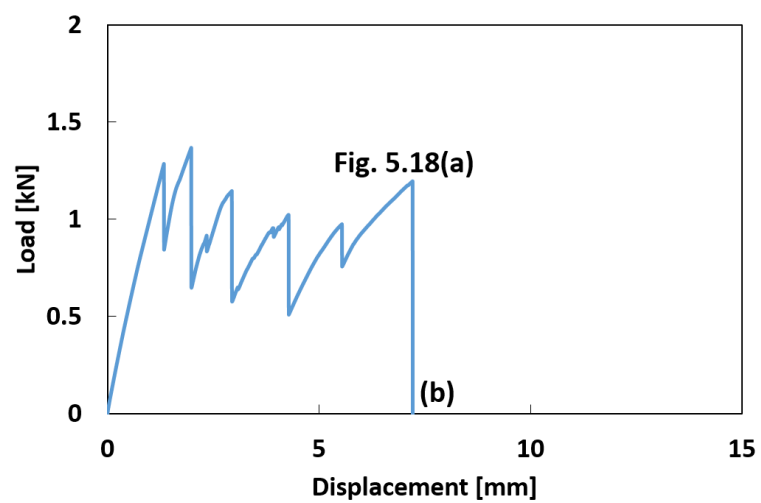
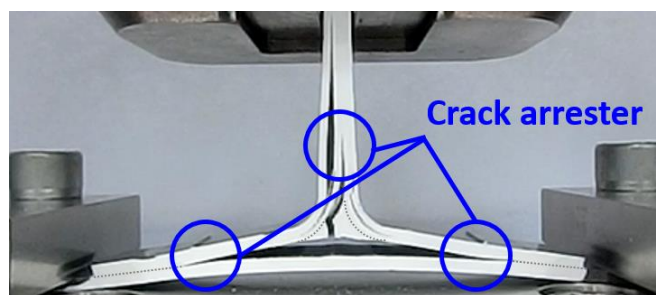


Fig. 5.17 Typical load-displacement curve of Type 3 specimen.

(a)



(b)

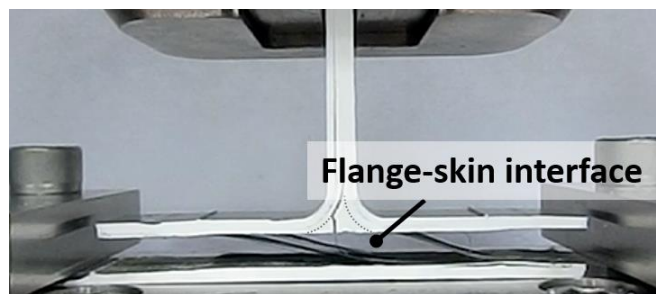


Fig. 5.18 Failure flow of Type 3 specimen.

(a) Before final failure. (b) After final failure.

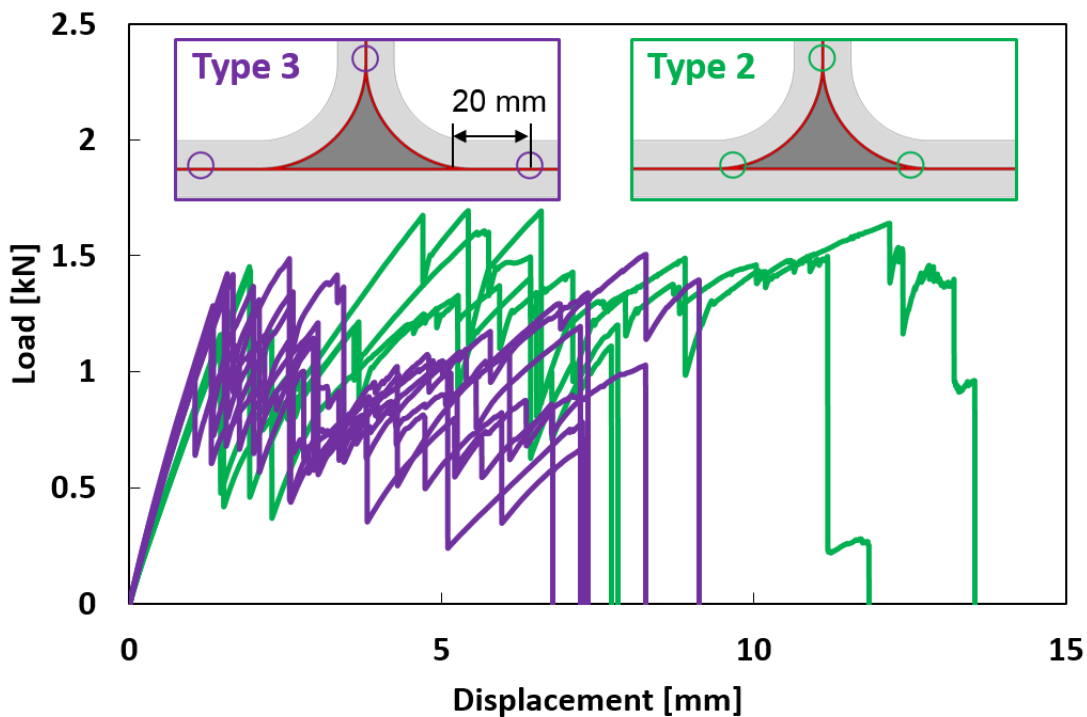


Fig. 5.19 Comparison of load-displacement curves of T-joint specimen depending on arrester position.

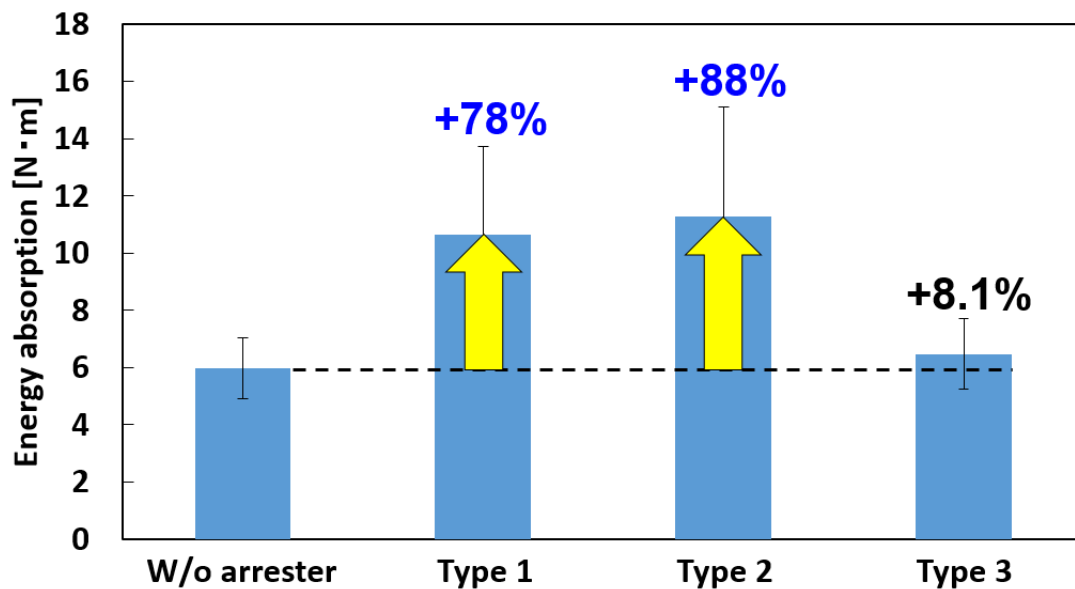


Fig. 5.20 Comparison of energy absorption of T-joint specimen depending on arrester position.

5.3 クラックアレスタ構成の検討

5.3.1 試験方法

本節ではクラックアレスタの積層構成の影響を評価するため、クラックアレスタの積層構成を $[0_2/90_2/0_2]$ とした試験片(以下 0_2-90_2 試験片)に加え、 0° 材を 3ply に増やした 0_3-90_2 試験片と 90° 材を 1ply に減らした 0_2-90_1 試験片について検討を行った. 5.2 節の結果から、クラックアレスタはデルトイド付近のフランジスキン界面及びスティフナ界面の 3 箇所を導入することが最も効率的であることが示されたため、本節では全ての試験片においてこの配置を用いた. クラックアレスタの配置及び積層構成以外の条件は全て 5.1 節と同じとした.

5.3.2 試験結果

アレスタの積層構成による荷重-変位線図を比較したものを Fig. 5.21, 10mm の変位を与えた際の試験片の様子を比較したものを Fig. 5.22 に示す. 0_2-90_2 試験片と 0_3-90_2 試験片ではほとんど同じ位置で亀裂進展が抑制されているが(Fig. 5.22(a), (b)), 0_3-90_2 試験片では 0° 材の層数が多い分, 0_2-90_2 試験片より大きな荷重で破壊が生じた. 0_2-90_1 試験片では、他の 2 つの試

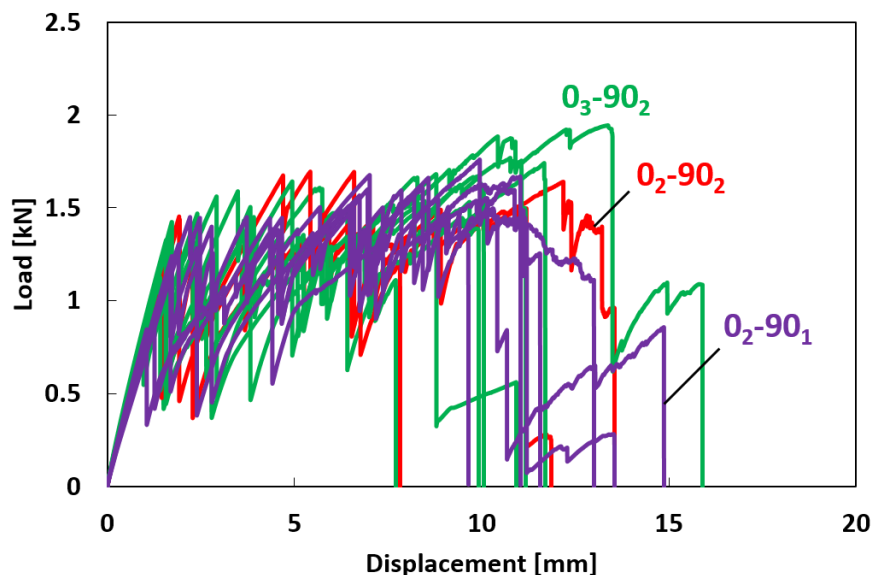


Fig. 5.21 Comparison of load-displacement curves of T-joint specimen with each arrester configuration.

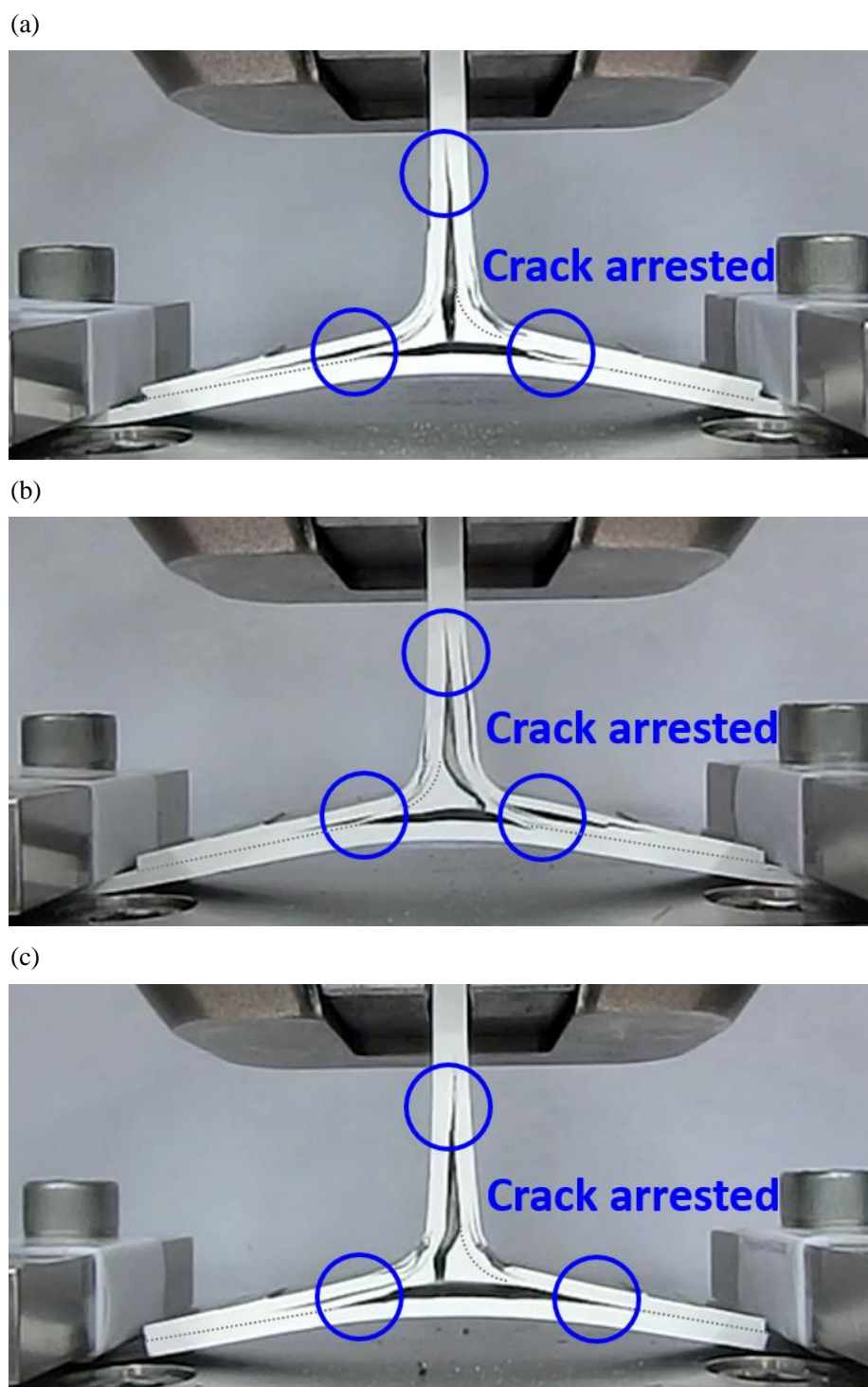
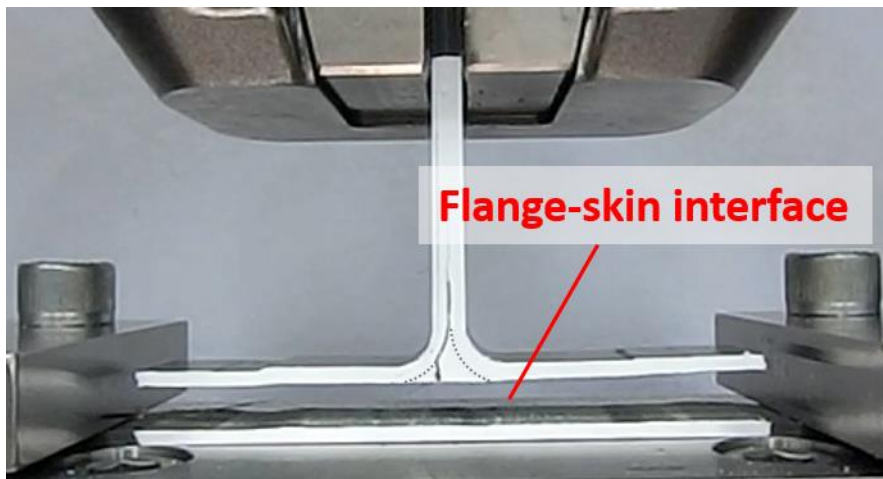


Fig. 5.22 Comparison of state of T-joint specimen with each arrester configuration at 10mm displacement. (a) 0_2-90_2 specimen. (b) 0_3-90_2 specimen. (c) 0_2-90_1 specimen.

験片と比較して亀裂が大きく進展している様子が観察された(Fig. 5.22(c)). これは 90°材を破壊しながら亀裂が少しずつ進展していくためだと考えられる. 0₂-90₁ 試験片では 90°材の炭素繊維の破壊によってエネルギーが吸収されるため, 0₂-90₂ 試験片より変位が増加した. 各試験片の最終破壊を比較したものを Fig. 5.23 に示す. 0₂-90₂ 試験片ではフランジ-スキン界面におけるアレスタの 0°材が破壊することで最終破壊したのに対し(Fig. 5.23(b)), 0₂-90₁ 試験片では 90°材が破壊していくことで最終的な剥がれが発生した(Fig. 5.23(d)). 0₃-90₂ 試験片では T-joint を固定する冶具の部分から最終破壊しており(Fig. 5.23(c)), アレスタ自体はより高いポテンシャルを有していると考えられる. 各試験片の初期破壊荷重を比較したものを Fig. 5.24, エネルギー吸収を比較したものを Fig. 5.25 に示す. エラーバーは標準偏差を表す. 従来のスティッチや z-pin などの亀裂進展抑制機構では繊維のよれやクリンプによる初期破壊荷重の低下が問題となっているが, 本研究で提案したクラックアレスタ構造を T-joint に導入しても初期破壊荷重が低下しないことが示された. 一方で, エネルギー吸収はアレスタを導入していない試験片では 5.98 N·m であったのに対し, 0₂-90₂ 試験片では 11.3N·m, 0₃-90₂ 試験片では 13.6N·m, 0₂-90₁ 試験片では 13.4N·m となり, それぞれ 88%, 130%, 120%の向上を示した. 0₃-90₂ 試験片ではアレスタ部が破壊していないことから, 更なる特性の向上が期待される. また, 冶具による応力集中部から破壊した 0₃-90₂ 試験片以外の全ての試験条件において最終破壊はフランジ-スキン界面で生じており, 各接着界面にアレスタを導入するだけで効率よく損傷許容性を向上させられることを示した.

(a)



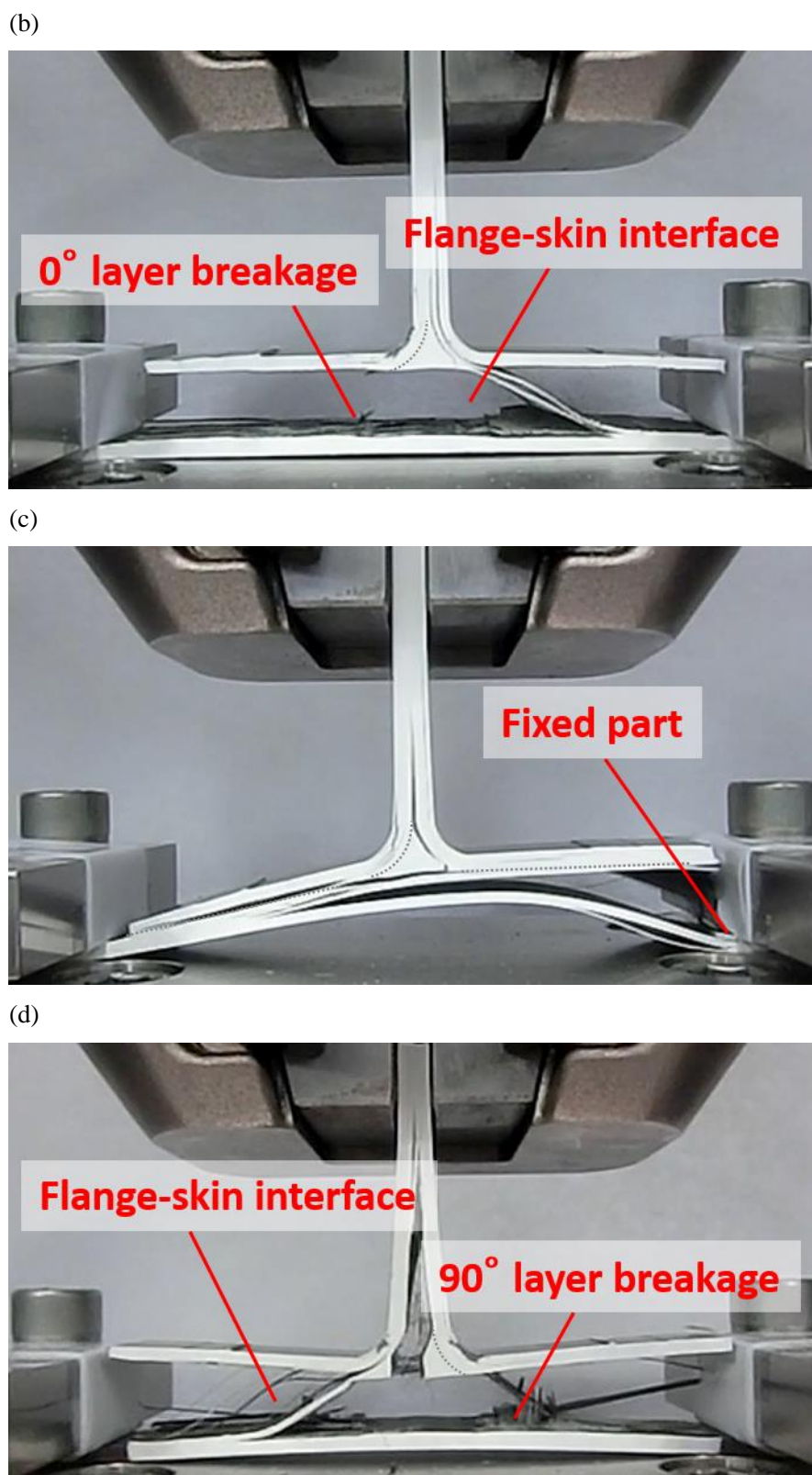


Fig. 5.23 Final failure of T-joint specimens.

(a) Specimen without arrester. (b) 0₂-90₂ specimen. (c) 0₃-90₂ specimen. (d) 0₂-90₁ specimen.

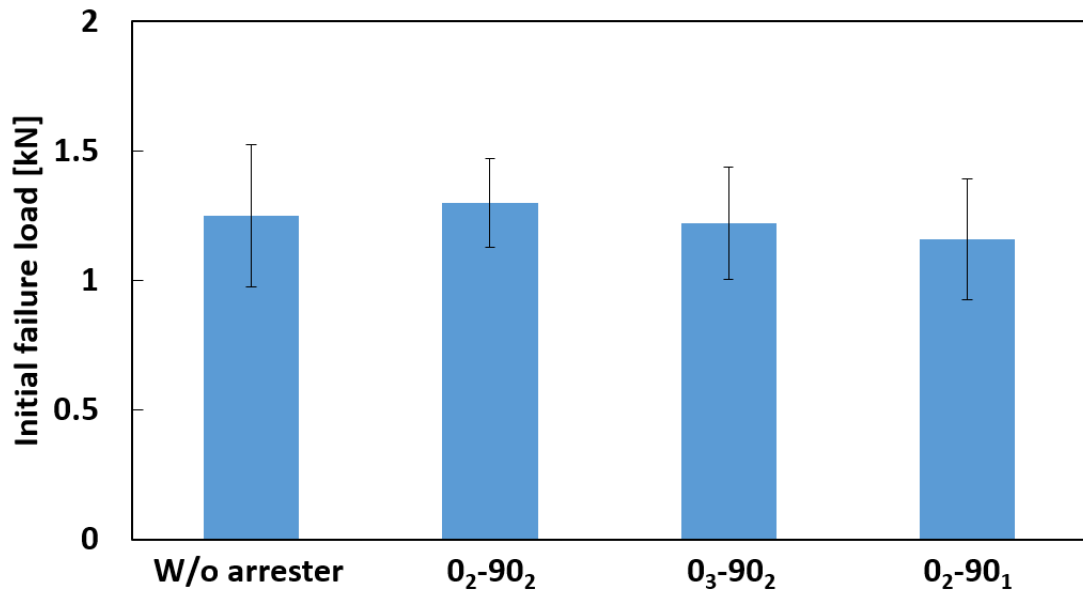


Fig. 5.24 Comparison of initial failure load of T-joint specimen with each arrester configuration.

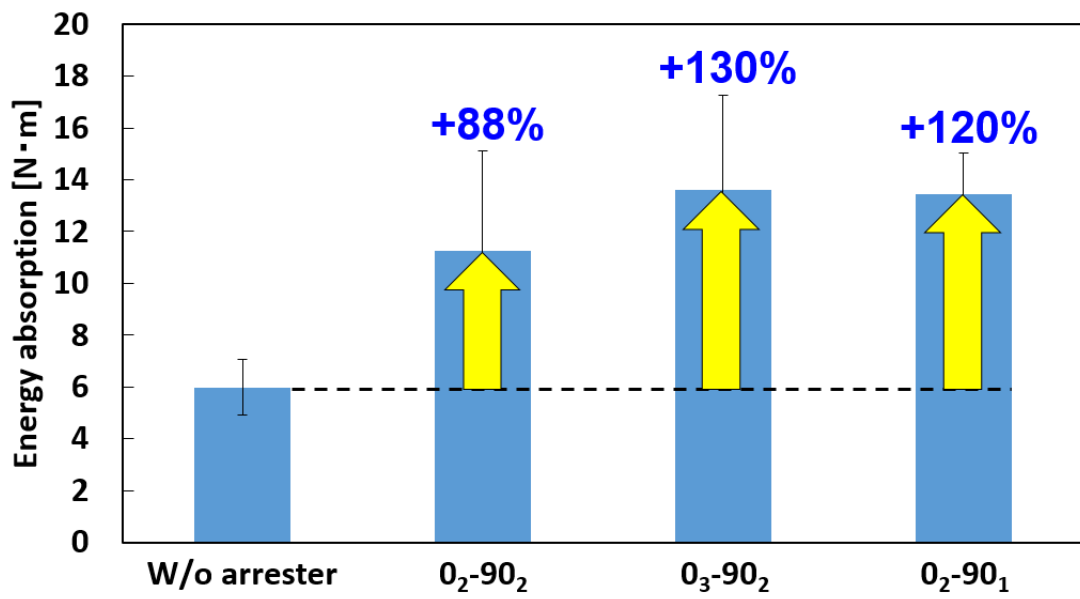


Fig. 5.25 Comparison of energy absorption of T-joint specimen with each arrester configuration.

5.4 第5章のまとめ

本章では4章で提案したクラックアレスタ構造を T-joint に導入し、引張試験によって有効性を検証した。また、クラックアレスタの効率的な配置や積層構成について評価を行った。5章の実験結果から以下の知見を得た。

- ✓ 提案したクラックアレスタ構造を T-joint のフランジ-スキン界面に導入することによって亀裂進展が抑制される。亀裂進展が抑制されることで荷重を保ったまま最終変位が大きく向上するため、T-joint の損傷許容性が著しく向上する。
- ✓ クラックアレスタをフランジ-スキン界面に加えてスティフナ界面にも導入することで荷重・剛性の低下が抑制され、T-joint の損傷許容性がさらに向上する。また、クラックアレスタはデルトイド付近に配置し、早い段階で亀裂進展を抑制するほうが効率が良い。
- ✓ クラックアレスタの積層構成によって破壊様式及びエネルギー吸収特性が異なる。従って、クラックアレスタの積層構成を変化させることで様々な設計要求への対応が可能であると考えられる。
- ✓ クラックアレスタの有無に関わらず T-joint の最終破壊はフランジ-スキン界面で生じるため、クラックアレスタは接着界面に導入するだけで十分な効果が得られる。従って、初期破壊荷重の低下や重量増加を抑えつつ、効率よく T-joint の損傷許容性を向上させることができる。

第6章 結言

本研究では航空宇宙構造における重要要素である複合材 T-joint に注目し、T-joint の特性を向上させ、より効率的な航空機構造を実現することを目的として、成形破壊に関する研究及び亀裂進展抑制機構に関する研究を行った。以下に各章ごとにまとめる。

第 2 章では、光ファイバを用いた T-joint デルトイド部の成形時ひずみ分布計測と破壊断面の観察を行い、デルトイド部の成形時の挙動及び層間樹脂層の影響を評価した。2 章の結果から以下の知見を得た。

- ✓ 光ファイバによって T-joint デルトイド内部の硬化収縮ひずみ及び熱収縮ひずみの分布を取得可能である。デルトイド部の硬化収縮を計測したのは世界初である。また、デルトイド内部のひずみ分布を実験的に取得した例は過去になく、本研究の重要な成果である。
- ✓ デルトイド内部の場所に応じてひずみが大きく異なる。また、取得したひずみ分布から、デルトイド上部の頂点に近いほど L 型材などの強い拘束を受けて大きな応力が生じることが推定される。
- ✓ 層間樹脂層の配向によってデルトイド内部状態及び破壊様式が変化する。従って、層間樹脂層を有する材料を用いてデルトイド部を作製する際は、繊維方向だけでなく層間樹脂層の方向にも配慮が必要である。
- ✓ 成形時のデルトイド内部のひずみ分布と成形破壊様式の関係から、デルトイド部の成形破壊ではデルトイド各隅に対する垂直応力及びそれらの大小関係が重要であると予想される。

第 3 章では有限要素解析を行い、T-joint デルトイド部の成形破壊に対する指標について考察した。また、デルトイド部の成形破壊を抑制する構造を提案し、有限要素解析やひずみ計測によって有効性を検証した。3 章の結果から以下の知見を得た。

- ✓ 有限要素解析の結果から、横配向デルトイドではデルトイド上隅に対する垂直応力、

縦配向デルトイドではデルトイド左下隅に対する垂直応力が支配的であり、それぞれ実際の破壊様式とも合致することが示された。従って、デルトイド部の成形破壊ではデルトイド各隅に対する垂直応力及びそれらの大小関係が重要である。

- ✓ 応力基準の指標では実験によって得られたデルトイド部の成形破壊箇所を再現できない。一方で、エネルギー基準の指標が最大となる箇所は実際の成形破壊箇所と非常に良く合致し、ピーク値もほとんど同じ値を示した。従って、デルトイド部の成形破壊はエネルギー基準を満たしたときに発生する。
- ✓ トライアングルデルトイド構造を用いることでデルトイドの全ての隅に対して成形時に生じる垂直ひずみ及び垂直応力を抑制することができる。結果として、デルトイド部が成形時に破壊する確率を低減できる。

第4章では T-joint における最終破壊の亀裂進展モードについて検討し、炭素繊維の強度の高さを活かしたクラックアレスタ構造を提案した。また、提案構造に対して DCB 試験及び有限要素解析を用いて基礎検討を行った。4章の結果から以下の知見を得た。

- ✓ T-joint のフランジ-スキン界面における最終破壊では、モード I による亀裂進展が支配的である。従って、T-joint の損傷許容性を向上させるためにはモード I 亀裂進展を抑制できる機構が効率的である。
- ✓ 提案した繊維強化型クラックアレスタを用いることでモード I に対する見かけの破壊靱性値及びエネルギー吸収特性が著しく向上する。
- ✓ クラックアレスタの積層構成によって破壊様式及び機械特性が変化する。従って、設計要求に応じてアレスタの構成を決定することで、適材適所で優れた特性を発揮することができる。

第5章ではクラックアレスタ構造を T-joint に導入し、引張試験を用いて効率的な配置や積層構成について評価を行った。5章の結果から以下の知見を得た。

- ✓ 提案したクラックアレスタ構造を T-joint のフランジ-スキン界面に導入することによって亀裂進展が抑制される。亀裂進展が抑制されることで荷重を保ったまま最終変位が

大きく向上するため、T-joint の損傷許容性が著しく向上する。

- ✓ クラックアレスタをフランジスキン界面に加えてスティフナ界面にも導入することで荷重・剛性の低下が抑制され、T-joint の損傷許容性がさらに向上する。また、クラックアレスタはデルトイド付近に配置し、早い段階で亀裂進展を抑制するほうが効率が良い。
- ✓ クラックアレスタの積層構成によって破壊様式及びエネルギー吸収特性が異なる。従って、クラックアレスタの積層構成を変化させることで様々な設計要求への対応が可能であると考えられる。
- ✓ クラックアレスタの有無に関わらず T-joint の最終破壊はフランジスキン界面で生じるため、クラックアレスタは接着界面に導入するだけで十分な効果が得られる。従って、初期破壊荷重の低下や重量増加を抑えつつ、効率よく T-joint の損傷許容性を向上させることができる。

以上の結果から、複合材 T-joint デルトイド部の成形時の挙動及び破壊について重要な知見が得られた。また、デルトイド構造を工夫することで成形時の破壊発生を抑制できることが示された。さらに提案したクラックアレスタ構造によって、従来手法の課題であった初期破壊強度の低下を防ぎつつ T-joint の損傷許容性を著しく向上できることが示された。また、z-pin ではピンを打ち込む工程が必要なのに対し、提案したクラックアレスタはプリプレグで構成されるため、将来的には自動積層によって積層板とともに効率的に製造することが可能であると考えられる。本研究では研究対象を複合材 T-joint に限定したが、治具に囲まれた閉構造内でひずみ計測を行う手法は他の複雑形状部材にも適用可能であり、成形時の残留変形・残留応力などについて重要な知見を得られると考えられる。また、本研究で提案したクラックアレスタ構造は T-joint に限らず様々な場所に利用可能であり、モード I 以外の破壊モードにも対応できるように改良することでさらに利用範囲が拡大すると考えられる。

Appendix A. 硬化収縮時の樹脂弾性率推定手法

本研究では先行研究[140]で求められた樹脂弾性率を使用して硬化収縮応力の解析を行ったため、[140]で用いられた樹脂弾性率推定手法について簡単に説明する。この手法については[152]に詳細が記載されている。

この手法では FBG センサから光ファイバ端部までの距離(tail length)の異なる 2 本の光ファイバ(Long tailed sensor, Short tailed sensor)を使用する(Fig. A.1)。光ファイバには界面せん断応力によって材料のひずみが伝達されるが、光ファイバ端部では応力が十分に伝達しておらず光ファイバと材料のひずみが一致しない(Fig. A.2)。この現象はせん断遅れと呼ばれ、この効果の影響で FBG センサで計測されるひずみは tail length によって変化する。従って Fig. A.1 中の 2 本の光ファイバで計測されるひずみ増分 $\Delta\varepsilon_{\text{long}}$ 、 $\Delta\varepsilon_{\text{short}}$ は材料のひずみ増分 $\Delta\varepsilon$ に対

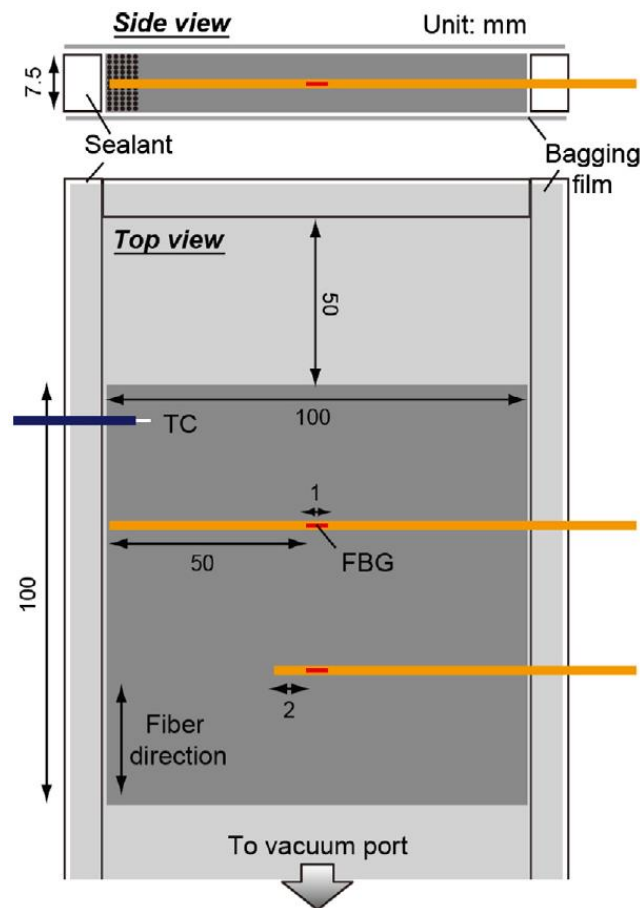


Fig. A.1 Specimen with two FBG sensors with different tail lengths[152].

してそれぞれ以下の式で表される.

$$\Delta\varepsilon_{long} = e_{long}(E_m)\Delta\varepsilon. \quad (\text{A.1})$$

$$\Delta\varepsilon_{short} = e_{short}(E_m)\Delta\varepsilon. \quad (\text{A.2})$$

ここで e_{long} , e_{short} は各 FBG センサにおけるひずみ伝達係数であり, $e_{long} \geq e_{short}$ である. E_m は樹脂弾性率である. 樹脂弾性率が高いほど e は大きな値になり, ひずみ伝達係数は樹脂弾性率に応じて 0 から 1 の値をとる. また, 樹脂弾性率が高いほど tail length の影響は小さくなり, e_{short}/e_{long} は 1 に近づく. 従って, 光ファイバをモデルに組み込んだ有限要素解析によって各樹脂弾性率における Long tailed sensor と Short tailed sensor のひずみ増分比を計算し, 実験で取得した 2 本の光ファイバセンサのひずみ増分比と比較することで硬化収縮時の樹脂弾性率を推定できる. また, 式(A.1)あるいは式(A.2)を用いることで実際の材料の硬化収縮ひずみ増分を計算できる.

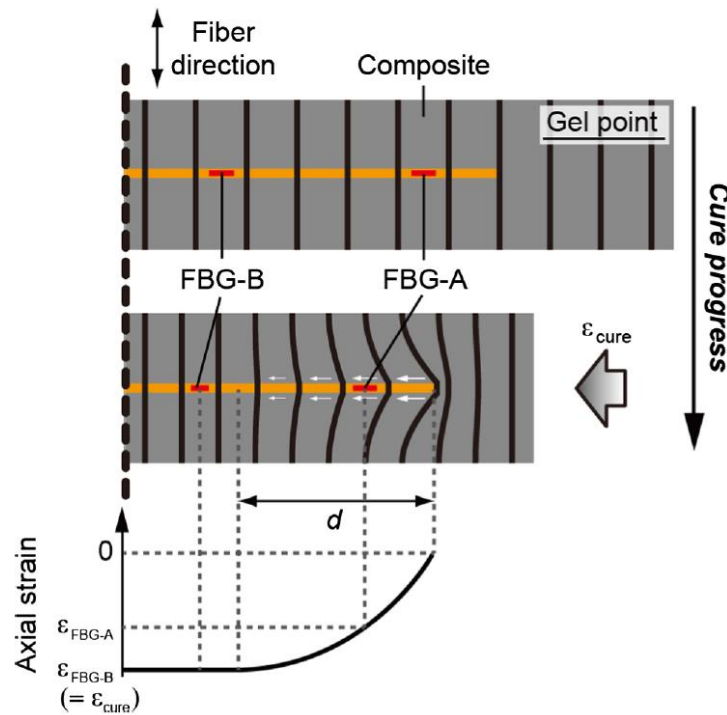


Fig. A.2 Stress transfer from curing composite to optical fiber and consequent deformation[152].

Appendix B. 解析に用いた物性値

解析に用いた物性値を以下に示す。炭素繊維及び CFRP は直交異方性材料とみなし、1 方向を繊維方向とした。層間樹脂層及び接着剤は等方性材料として扱う。

Table B. 1 Resin modulus development and corresponding strain increment during chemical cure shrinkage used in section 3.1[140].

Step	1	2	3	4	5	6	7	8
E_m [MPa]	8.10	23.5	41.6	60.0	83.0	117	158	167
$\Delta\varepsilon$ [$\mu\varepsilon$]	-960	-920	-690	-520	-380	-270	-270	-290

Table B.2 Material properties of T800S used in section 3.1[153].

Elastic moduli [GPa]	E_{11}	294
	E_{22}	19.5
	G_{12}	27.0
	G_{23}	27.0
Poisson's ratio	ν_{12}	0.17
	ν_{23}	0.46

Table B.3 Material properties of interlaminar toughened layer used in section 3.1[154].

Elastic modulus [GPa]	E	4.6
Poisson's ratio	ν	0.44

Table B.4 Material properties of T700SC/2592 used in section 4.1, 4.3, and 5.2[155].

Elastic moduli [GPa]	E_{11}	135
	E_{22}	8.5
	G_{12}	4.8
	G_{23}	2.7
Poisson's ratio	ν_{12}	0.34
	ν_{23}	0.49
Thermal expansion coefficient [$\times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$]	α_{11}	0.3
	α_{22}	37

Table B.5 Material properties of FM300-2M used in section 4.3[156].

Elastic modulus [GPa]	E	2.4
Poisson's ratio	ν	0.38
Thermal expansion coefficient [$\times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$]	α	58

Appendix C. マイクロメカニクスモデル及び複合則

炭素繊維と樹脂の物性値から CFRP の物性値を計算するために様々な手法が提案されている[157]. 本研究では Self consistent field model を用いて炭素繊維・樹脂からなる領域の材料物性を算出した[141]. 以下に式を示す. 下付き添え字 f は炭素繊維, m は樹脂を表す. k は体積弾性率である.

$$E_{11c} = E_{11f}V_f + E_m(1 - V_f) + \frac{4(v_m - v_{12f}^2)k_f k_m G_m (1 - V_f)V_f}{(k_f + G_m)k_m + (k_f - k_m)G_m V_f}. \quad (C.1)$$

$$E_{22c} = E_{33c} = \frac{1}{(1/4k_T) + (1/4G_{23c}) + (v_{12c}^2/E_{11c})}. \quad (C.2)$$

$$G_{12c} = G_{13c} = G_m \left[\frac{(G_{12f} + G_m) + (G_{12f} - G_m)V_f}{(G_{12f} + G_m) - (G_{12f} - G_m)V_f} \right]. \quad (C.3)$$

$$G_{23c} = \frac{G_m[k_m(G_m + G_{23f}) + 2G_{23f}G_m + k_m(G_{23f} - G_m)V_f]}{k_m(G_{23f} + G_m) + 2G_{23f}G_m - (k_m + 2G_m)(G_{23f} - G_m)V_f}. \quad (C.4)$$

$$\begin{aligned} v_{12c} &= v_{13c} \\ &= v_{12f}V_f + v_m(1 - V_f) + \frac{(v_m - v_{12f})(k_m - k_f)G_m(1 - V_f)V_f}{(k_f + G_m)k_m + (k_f - k_m)G_m V_f}. \end{aligned} \quad (C.5)$$

$$v_{23c} = \frac{2E_{11c}k_T - E_{11c}E_{22c} - 4v_{12c}^2 k_T E_{22c}}{2E_{11c}k_T}. \quad (C.6)$$

$$G_m = \frac{E_m}{2(1 + v_m)}. \quad (C.7)$$

$$G_{23f} = \frac{E_{33f}}{2(1 + v_{23f})}. \quad (C.8)$$

$$k_T = \frac{(k_f + G_m)k_m + (k_f - k_m)G_m V_f}{(k_f + G_m) - (k_f - k_m)V_f}. \quad (\text{C.9})$$

$$k_m = \frac{E_m}{2(1 - \nu_m - 2\nu_m^2)}. \quad (\text{C.10})$$

$$k_f = \frac{E_{33f}}{2(1 - \nu_{23f} - 2\nu_{23f}^2)}. \quad (\text{C.11})$$

樹脂弾性率 E_m は Table. B. 1, 炭素繊維の物性値は Table. B.2 の値を使用し, V_f は 60% とした. また, 硬化中の樹脂の体積弾性率 k_m はガラス状態の体積弾性率の 1/2 で一定とした[158].

本研究では, さらに複合則を用いて層間樹脂層を含めた材料全体の物性値を計算した. 面内方向の物性値は複合材料内の微視的ひずみが一定で巨視的ひずみに等しいとした Voigt モデルを用いて計算した. 以下に式を示す. 下付き添え字 i は層間樹脂層を表す.

$$E_{11} = E_{11c}V_c + E_i(1 - V_c). \quad (\text{C.12})$$

$$E_{22} = E_{22c}V_c + E_i(1 - V_c). \quad (\text{C.13})$$

$$\nu_{12} = \nu_{13} = \nu_{12c}V_c + \nu_i(1 - V_c). \quad (\text{C.14})$$

$$\nu_{23} = \nu_{23c}V_c + \nu_i(1 - V_c). \quad (\text{C.15})$$

また, 面外方向の物性値は複合材料内の微視的応力が一定で巨視的応力に等しいとした Reuss モデルを用いて計算した. 以下に式を示す.

$$E_{33} = \frac{1}{(V_c/E_{33c}) + [(1 - V_c)/E_i]}. \quad (\text{C.16})$$

$$G_{12} = G_{13} = \frac{1}{(V_c/G_{12c}) + [(1 - V_c)/G_i]}. \quad (\text{C.17})$$

$$G_{23} = \frac{1}{(V_c/G_{23c}) + [(1 - V_c)/G_i]}. \quad (\text{C.18})$$

層間樹脂層の物性値は Table B.3 の値を使用し, V_c は 90% とした.

Appendix D. 解析に用いた UMAT サブルーチン

```

SUBROUTINE UMAT(STRESS,STATEV,DDSDDE,SSE,SPD,SCD,
1 RPL,DDSDDT,DRPLDE,DRPLDT,
2 STRAN,DSTRAN,TIME,DTIME,TEMP,DTEMP,PREDEF,DPRED,CMNAME,
3 NDI,NSHR,NTENS,NSTATV,PROPS,NPROPS,COORDS,DROT,PNEWDT,
4 CELENT,DFGRD0,DFGRD1,NOEL,NPT,LAYER,KSPT,KSTEP,KINC)
C
C -----
C   UMAT FOR SCF MODEL AND RULES OF MIXTURE
C -----
C
C   CHARACTER*8 CMNAME
C
C   MATERIAL SELECTION
C
IF (CMNAME(1:4) .EQ. 'MAT1') THEN
    CALL UMAT_MAT1(STRESS,STATEV,DDSDDE,SSE,SPD,SCD,
1    RPL,DDSDDT,DRPLDE,DRPLDT,
2    STRAN,DSTRAN,TIME,DTIME,TEMP,DTEMP,PREDEF,DPRED,CMNAME,
3    NDI,NSHR,NTENS,NSTATV,PROPS,NPROPS,COORDS,DROT,PNEWDT,
4    CELENT,DFGRD0,DFGRD1,NOEL,NPT,LAYER,KSPT,KSTEP,KINC)
ELSE IF (CMNAME(1:4) .EQ. 'MAT2') THEN
    CALL UMAT_MAT2(STRESS,STATEV,DDSDDE,SSE,SPD,SCD,
1    RPL,DDSDDT,DRPLDE,DRPLDT,
2    STRAN,DSTRAN,TIME,DTIME,TEMP,DTEMP,PREDEF,DPRED,CMNAME,
3    NDI,NSHR,NTENS,NSTATV,PROPS,NPROPS,COORDS,DROT,PNEWDT,
4    CELENT,DFGRD0,DFGRD1,NOEL,NPT,LAYER,KSPT,KSTEP,KINC)

```

```
ELSE
    WRITE(*,*) "INVALID MATERIAL"
ENDIF
C
RETURN
END SUBROUTINE
C
C *****
C  UMAT_MAT1
C *****
C
SUBROUTINE UMAT_MAT1(STRESS,STATEV,DDSDDE,SSE,SPD,SCD,
1 RPL,DDSDDT,DRPLDE,DRPLDT,
2 STRAN,DSTRAN,TIME,DTIME,TEMP,DTEMP,PREDEF,DPRED,CMNAME,
3 NDI,NSHR,NTENS,NSTATV,PROPS,NPROPS,COORDS,DROT,PNEWDT,
4 CELENT,DFGRD0,DFGRD1,NOEL,NPT,LAYER,KSPT,KSTEP,KINC)
C
INCLUDE 'ABA_PARAM.INC'
C
CHARACTER*8 CMNAME
DIMENSION STRESS(NTENS),STATEV(NSTATV),
1 DDSDE(NTENS,NTENS),DDSDDT(NTENS),DRPLDE(NTENS),
2 STRAN(NTENS),DSTRAN(NTENS),TIME(2),PREDEF(1),DPRED(1),
3 PROPS(NPROPS),COORDS(3),DROT(3,3),DFGRD0(3,3),DFGRD1(3,3),
4 EMOD(6), ENU(3,3)
C
DIMENSION EELAS(6), ETHERM(6), DTHERM(6), DELDSE(6,6)
C
PARAMETER(ZERO=0.D0, ONE=1.D0, TWO=2.D0, THREE=3.D0, SIX=6.D0)
```



```
C
C   LOCAL ARRAYS
C -----
C   EELAS  - ELASTIC STRAINS
C   ETHERM      - THERMAL STRAINS
C   DTHERM      - INCREMENTAL THERMAL STRAINS
C   DELDSE - CHANGE IN STIFFNESS DUE TO TEMPRATURE CHANGE
C -----
C   UMAT FOR ISOTROPIC THERMO-ELASTICITY WITH LINEARLY VARYING
C   MODULI - CANNOT BE USED FOR PLANE STRESS
C -----
C   PROPS(1~NPROPS - 4) - Em
C   PROPS(NPROPS - 3) - ALPHA1(T1)
C   PROPS(NPROPS - 2) - ALPHA2(T1)
C   PROPS(NPROPS - 1) - ALPHA3(T1)
C   PROPS(NPROPS)      - T_INITIAL: usually 0 °C
C   NDI - NUMBER OF DIRECT STRESS
C   NSHR - NUMBER OF SHRRE STRESS
C -----
C   IF (NDI.NE.3) THEN
C       WRITE(*, *) "THIS UMAT MAY ONLY BE USED FOR ELEMENTS
1       WITH THREE DIRECT STRESS COMPONENTS"
C       CALL EXIT
C   ENDIF
C
C   Fiber volume fraction
C
C   VF = 0.6
C
```

C Carbon fiber properties

C

$$EF_{11} = 294000000.$$

$$EF_{22} = 19500000.$$

$$GF_{12} = 27000000.$$

$$VF_{12} = 0.17$$

$$VF_{23} = 0.46$$

$$GF_{23} = EF_{22} * 0.5 / (1. + VF_{23})$$

$$BF = EF_{22} * 0.5 / (1. - VF_{23} - 2. * VF_{23} * VF_{23})$$

C

C Glassy epoxy properties

C

$$EGLASS = 3200000.$$

$$VGLASS = 0.38$$

$$BGLASS = EGLASS * 0.5 / (1. - VGLASS - 2. * VGLASS * VGLASS)$$

C

C Rubbery epoxy properties

C

$$EM = PROPS(INT(TIME(2))+1)$$

$$BM = 0.5 * BGLASS$$

$$VM = 0.5 - EM / 6. / BM$$

$$GM = EM / (1. + VM) * 0.5$$

C

C The effective plain strain bulk modulus

C

$$BT = ((BF + GM) * BM + (BF - BM) * GM * VF) / ((BF + GM) - (BF - BM) * VF)$$

C

C Self-consistent_field_model

C

$$EC11 = EF_{11} * VF + EM * (1 - VF) + 4 * (VM - VF_{12} * VF_{12}) * BF * BM * GM * (1 - VF) * VF / ((BF + GM) * BM + (BF - BM) * GM * VF)$$

$$VC12 = VF_{12} * VF + VM * (1 - VF) + ((VM - VF_{12}) * (BM - BF) * GM * (1 - VF) * VF) / ((BF + GM) * BM + (BF - BM) * GM * VF)$$

$$VC13 = VC12$$

$$GC12 = GM * ((GF_{12} + GM) + (GF_{12} - GM) * VF) / ((GF_{12} + GM) - (GF_{12} - GM) * VF)$$

$$GC13 = GC12$$

$$GC23 = GM * (BM * (GM + GF_{23}) + 2 * GF_{23} * GM + BM * (GF_{23} - GM) * VF) / (BM * (GM + GF_{23}) + 2 * GF_{23} * GM - (BM + 2 * GM) * (GF_{23} - GM) * VF)$$

$$EC22 = 1 / (0.25 / BT + 0.25 / GC23 + VC12 * VC12 / EC11)$$

$$EC33 = EC22$$

$$VC23 = (2 * EC11 * BT - EC11 * EC22 - 4 * VC12 * VC12 * BT * EC22) / (2 * EC11 * BT)$$

C

C Toughened layer properties

C

$$EI = 4600000.$$

$$VI = 0.44$$

$$GI = EI / (1 + VI) * 0.5$$

C

C Volume fraction of carbon-epoxy region

C

$$VC = 0.9$$

C

C Rules of mixture

C

$$E11 = EC11 * VC + EI * (1 - VC)$$

$$E22 = EC22 * VC + EI * (1 - VC)$$

$$E33 = 1 / (VC / EC22 + (1 - VC) / EI)$$

$$G12 = 1 / (VC / GC12 + (1 - VC) / GI)$$

$$G13 = 1./(\text{VC}/\text{GC13}+(1-\text{VC})/\text{GI})$$

$$G23 = 1./(\text{VC}/\text{GC23}+(1-\text{VC})/\text{GI})$$

$$\text{V12} = \text{VC12}*\text{VC}+\text{VI}*(1-\text{VC})$$

$$\text{V13} = \text{VC13}*\text{VC}+\text{VI}*(1-\text{VC})$$

$$\text{V23} = \text{VC23}*\text{VC}+\text{VI}*(1-\text{VC})$$

C

$$\text{EMOD}(1) = \text{E11}$$

$$\text{EMOD}(2) = \text{E22}$$

$$\text{EMOD}(3) = \text{E33}$$

$$\text{EMOD}(4) = \text{G12}$$

$$\text{EMOD}(5) = \text{G13}$$

$$\text{EMOD}(6) = \text{G23}$$

$$\text{ENU}(1,2) = \text{V12}$$

$$\text{ENU}(1,3) = \text{V13}$$

$$\text{ENU}(2,3) = \text{V23}$$

C

$$\text{ENU}(2,1) = \text{EMOD}(2)/\text{EMOD}(1)*\text{ENU}(1,2)$$

$$\text{ENU}(3,1) = \text{EMOD}(3)/\text{EMOD}(1)*\text{ENU}(1,3)$$

$$\text{ENU}(3,2) = \text{EMOD}(3)/\text{EMOD}(2)*\text{ENU}(2,3)$$

C

$$\text{DELTA} = (\text{ONE}-\text{ENU}(1,2)*\text{ENU}(2,1)-\text{ENU}(2,3)*\text{ENU}(3,2)$$

$$1 -\text{ENU}(3,1)*\text{ENU}(1,3)-\text{TWO}*\text{ENU}(1,2)*\text{ENU}(2,3)*\text{ENU}(3,1))/$$

$$2 (\text{EMOD}(1)*\text{EMOD}(2)*\text{EMOD}(3))$$

C

C ELASTIC STIFFNESS

C

DO K1=1, NTENS

DO K2=1, NTENS

$$\text{DDSDDE}(K1,K2) = 0$$

```

        END DO
    END DO
C
    DDSDE(1,1)=(1-ENU(2,3)*ENU(3,2))/(EMOD(2)*EMOD(3)*DELTA)
    DDSDE(2,2)=(1-ENU(3,1)*ENU(1,3))/(EMOD(3)*EMOD(1)*DELTA)
    DDSDE(3,3)=(1-ENU(1,2)*ENU(2,1))/(EMOD(1)*EMOD(2)*DELTA)
    DDSDE(1,2)=(ENU(2,1)+ENU(3,1)*ENU(2,3))/(EMOD(2)*EMOD(3)*DELTA)
    DDSDE(1,3)=(ENU(3,1)+ENU(2,1)*ENU(3,2))/(EMOD(2)*EMOD(3)*DELTA)
    DDSDE(2,3)=(ENU(3,2)+ENU(3,1)*ENU(1,2))/(EMOD(3)*EMOD(1)*DELTA)
    DDSDE(2,1)=DDSDE(1,2)
    DDSDE(3,1)=DDSDE(1,3)
    DDSDE(3,2)=DDSDE(2,3)
    DDSDE(4,4)= EMOD(4)
    DDSDE(5,5)= EMOD(5)
    DDSDE(6,6)= EMOD(6)
C
C
C
    DO K1=1, NDI
        ETHERM(K1)=PROPS(NPROPS-4+K1)*(TEMP-PROPS(NPROPS))
        DTHERM(K1)=PROPS(NPROPS-4+K1)*DTEMP
    END DO
    DO K1=NDI+1, NTENS
        DTHERM(K1)=ZERO
    END DO
C
C
C
    DO K1=1, NTENS

```

```
        DO K2=1, NTENS
            STRESS(K2)=STRESS(K2)+DDSDDE(K2, K1)
1            *(DSTRAN(K1)-D THERM(K1))
        END DO

        ETHERM(K1)=ETHERM(K1)+D THERM(K1)
        EELAS(K1)=STRAN(K1)+DSTRAN(K1)-ETHERM(K1)
END DO

C
C   STORE ELASTIC AND THERMAL STRAINS IN STATE VARIABLE ARRAY
C       SDV13=E22
C
DO K1=1, NTENS
    STATEV(K1)=EELAS(K1)
    STATEV(K1+NTENS)=ETHERM(K1)
END DO

STATEV(2*NTENS+1)=EMOD(2)

C

RETURN

END SUBROUTINE
```

参考文献

- [1] D. Hull and T. W. Clyne, *An Introduction to Composite Materials. Second. Cambridge.* Cambridge University Press, 1996.
- [2] A. Hiken, “The Evolution of the Composite Fuselage: A Manufacturing Perspective,” *SAE Int. J. Aerosp.*, vol. 10, no. 2, p. 77-91, 2017.
- [3] M. Holmes, “Carbon fibre reinforced plastics market continues growth path,” *Reinf. Plast.*, vol. 57, no. 6, pp. 24–29, 2013.
- [4] 次世代構造材料の最新技術-社会・産業へのインパクト-. 株式会社シーエムシー出版, 2008.
- [5] CFRP/CFRTPの加工技術と性能評価-量産を実現する最新技術-. サイエンス&テクノロジー株式会社, 2012.
- [6] Y. Aoki, K. Yamada, and T. Ishikawa, “Effect of hygrothermal condition on compression after impact strength of CFRP laminates,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 68, no. 6, pp. 1376–1383, 2008.
- [7] N. Odagiri, H. Kishi, and M. Yamashita, “Development of torayca prepreg p2302 carbon fiber reinforced plastic for aircraft primary structural materials,” *Adv. Compos. Mater.*, vol. 5, no. 3, pp. 249–254, 1996.
- [8] I. Chou, T. Inutake, and K. Namba, “Correlation of damage resistance under low velocity impact and Mode II delamination resistance in CFRP laminates,” *Adv. Compos. Mater.*, vol. 8, no. 2, pp. 167–176, 1999.
- [9] 一丸清貴, Ed., *787開発の歩み*. 民間航空機株式会社, 2013.
- [10] O. G. Kravchenko, S. G. Kravchenko, and R. B. Pipes, “Chemical and thermal shrinkage in thermosetting prepreg,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 80, pp. 72–81, 2016.
- [11] M. R. Wisnom, M. Gigliotti, N. Ersoy, M. Campbell, and K. D. Potter, “Mechanisms generating residual stresses and distortion during manufacture of polymer-matrix composite structures,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 37, no. 4, pp. 522–529, 2006.
- [12] D. W. Radford and R. . Diefendorf, “Shape Instabilities in Composites Resulting from Laminate Anisotropy,” *J. Reinf. Plast. Compos.*, vol. 12, pp. 58–75, 1993.
- [13] E. Kappel, “Forced-interaction and spring-in - Relevant initiators of process-induced distortions in composite manufacturing,” *Compos. Struct.*, vol. 140, pp. 217–229, 2016.
- [14] C. Albert and G. Fernlund, “Spring-in and warpage of angled composite laminates,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 62, no. 14, pp. 1895–1912, 2002.
- [15] V. Soloshenko, “Conceptual design of civil airplane composite wingbox structures,” *29th Congr. Int. Counc. Aeronaut. Sci.*, 2014.
- [16] M. M. Thawre *et al.*, “Fatigue life of a carbon fiber composite T-joint under a standard fighter aircraft spectrum load sequence,” *Compos. Struct.*, vol. 127, pp. 260–266, 2015.

- [17] H. Wu, J. Xiao, S. Xing, S. Wen, F. Yang, and J. Yang, "Numerical and experimental investigation into failure of T700/bismaleimide composite T-joints under tensile loading," *Compos. Struct.*, vol. 130, pp. 63–74, 2015.
- [18] Q. D. Yang, K. L. Rugg, B. N. Cox, and M. C. Shaw, "Failure in the junction region of T-stiffeners: 3D-braided vs. 2D tape laminate stiffeners," *Int. J. Solids Struct.*, vol. 40, no. 7, pp. 1653–1668, 2003.
- [19] L. A. Burns, A. P. Mouritz, D. Pook, and S. Feih, "Strength improvement to composite T-joints under bending through bio-inspired design," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 43, no. 11, pp. 1971–1980, 2012.
- [20] X. Wang, F. Xie, M. Li, and Z. Zhang, "Experimental investigation of the compaction and tensile strength of co-cured skin-to-stiffener structures," *Appl. Compos. Mater.*, vol. 18, no. 5, pp. 371–383, 2011.
- [21] J. Chen, E. Ravey, S. Hallett, M. Wisnom, and M. Grassi, "Prediction of delamination in braided composite T-piece specimens," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 69, no. 14, pp. 2363–2367, 2009.
- [22] J. Chen and D. Fox, "Numerical investigation into multi-delamination failure of composite T-piece specimens under mixed mode loading using a modified cohesive model," *Compos. Struct.*, vol. 94, no. 6, pp. 2010–2016, 2012.
- [23] X. Wang, F. Xie, M. Li, and Z. Zhang, "Influence of Core Fillers on Resin Flow and Fiber Compaction of Cocured Skin-to-Stiffener Structures," *Polym. Compos.*, pp. 1360–1368, 2010.
- [24] X. kang Li, Z. guo Liu, L. Hu, Y. bo Wang, B. Lei, and X. Huang, "Numerical Investigation of T-joints with 3D Four Directional Braided Composite Fillers Under Tensile Loading," *Appl. Compos. Mater.*, vol. 24, no. 1, pp. 171–191, 2017.
- [25] M. Li, P. Chen, B. Kong, T. Peng, Z. Yao, and X. Qiu, "Influences of thickness ratios of flange and skin of composite T-joints on the reinforcement effect of Z-pin," *Compos. Part B Eng.*, vol. 97, pp. 216–225, 2016.
- [26] Y. Tan, Y. Li, D. Huan, X. Zhang, and Q. Chu, "Failure analysis and strengthening mechanism of Z-pinned composite T-joints under tensile loading," *Sci. Eng. Compos. Mater.*, vol. 24, no. 5, pp. 783–790, 2017.
- [27] N. Jeevan Kumar and P. Ramesh Babu, "Analysis of Mode I and Mode II Crack Growth Arrest Mechanism with Z-Fibre Pins in Composite Laminated Joint," *Appl. Compos. Mater.*, vol. 25, no. 2, pp. 365–379, 2018.
- [28] S. Akpınar, M. D. Aydın, Ş. Temiz, and A. Özel, "3-D non-linear stress analysis on the adhesively bonded T-joints with embedded supports," *Compos. Part B Eng.*, vol. 53, pp. 314–323, 2013.
- [29] M. A. Ansari and S. Gururaja, "Delamination modeling in noodle region of composite T-joints," *54th AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Struct. Struct. Dyn. Mater. Conf.*, 2013.
- [30] A. Azam, A. Mubashar, I. A. Ashcroft, E. Uddin, and S. H. I. Jaffery, "A numerical study of the effect of ply-layup on the strength and stiffness of a composite T-joint under three point bending," *J.*

- Adhes. Sci. Technol.*, vol. 31, no. 19–20, pp. 2124–2138, 2017.
- [31] L. A. Burns, A. P. Mouritz, D. Pook, and S. Feih, “Bio-inspired design of aerospace composite joints for improved damage tolerance,” *Compos. Struct.*, vol. 94, no. 3, pp. 995–1004, 2012.
- [32] L. Burns, A. P. Mouritz, D. Pook, and S. Feih, “Bio-inspired hierarchical design of composite T-joints with improved structural properties,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 69, pp. 222–231, 2015.
- [33] L. Burns, A. P. Mouritz, D. Pook, and S. Feih, “Strengthening of composite T-joints using novel ply design approaches,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 88, pp. 73–84, 2016.
- [34] M. A. S. Carneiro and R. D. S. G. Campilho, “Analysis of adhesively-bonded T-joints by experimentation and cohesive zone models,” *J. Adhes. Sci. Technol.*, vol. 31, no. 18, pp. 1998–2014, 2017.
- [35] H. M. Clegg, G. Dell’Anno, and I. K. Partridge, “Creating damage tolerant intersections in composite structures using tufting and 3D woven connectors,” *Adv. Aircr. Spacecr. Sci.*, vol. 6, no. 2, pp. 145–156, 2019.
- [36] H. M. Clegg, J. Kratz, I. Partridge, and G. Dell’Anno, “Evaluation of the effects of tufting on performance of composite T-joints,” *17th Eur. Conf. Compos. Mater.*, 2016.
- [37] R. D. Cope and R. B. Pipes, “Design of the composite spar-wingskin joint,” *Composites*, vol. 13, no. 1, pp. 47–53, 1982.
- [38] H. Cui and S. Koussios, “PULL-OFF TEST AND SIMULATION OF DUCTILE ADHESIVE BONDED COMPOSITE T-JOINTS,” *19th Int. Conf. Compos. Mater.*, 2013.
- [39] H. Cui, Y. Li, S. Koussios, and A. Beukers, “Parametric evaluation on the curved part of composite T-joints based on numerical simulation,” *27th Congr. Int. Council. Aeronaut. Sci.*, vol. 3, pp. 2419–2428, 2010.
- [40] J. F. Cullinan, P. Velut, V. Michaud, M. R. Wisnom, and I. P. Bond, “In-situ repair of composite sandwich structures using cyanoacrylates,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 87, pp. 203–211, 2016.
- [41] J. F. Cullinan, M. R. Wisnom, and I. P. Bond, “Damage Manipulation and In Situ Repair of Composite T-Joints,” *J. Aircr.*, vol. 53, no. 4, pp. 1013–1021, 2016.
- [42] G. A. O. Davies, D. Hitchings, and J. Ankersen, “Predicting delamination and debonding in modern aerospace composite structures,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 66, no. 6, pp. 846–854, 2006.
- [43] F. Dharmawan, R. S. Thomson, H. Li, I. Herszberg, and E. Gellert, “Geometry and damage effects in a composite marine T-joint,” *Compos. Struct.*, vol. 66, no. 1–4, pp. 181–187, 2004.
- [44] H. Gulasik and D. Coker, “Delamination-debond behaviour of composite T-joints in wind turbine blades,” *J. Phys. Conf. Ser.*, vol. 524, no. 1, 2014.
- [45] S. Guo and R. Morishima, “Numerical analysis and experiment of composite sandwich T-joints subjected to pulling load,” *Compos. Struct.*, vol. 94, no. 1, pp. 229–238, 2011.
- [46] Z. Hasan, A. Chattopadhyay, and Y. Liu, “Multiscale Approach to analysis of Composite Joints

- Incorporating Nanocomposites,” *J. Aircr.*, vol. 52, no. 1, pp. 204–215, 2015.
- [47] F. Hélénon, M. R. Wisnom, S. R. Hallett, and R. S. Trask, “Investigation into failure of laminated composite T-piece specimens under bending loading,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 54, pp. 182–189, 2013.
- [48] F. Hélénon, M. R. Wisnom, S. R. Hallett, and R. S. Trask, “Numerical investigation into failure of laminated composite T-piece specimens under tensile loading,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 43, no. 7, pp. 1017–1027, 2012.
- [49] C. K. Huang, “Study on co-cured composite panels with blade-shaped stiffeners,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 34, no. 5, pp. 403–410, 2003.
- [50] L. Jun, X. Y. Liu, Y. Y. Nan, and Y. Xuefeng, “Numerical and experimental analysis of delamination in the T-stiffener integrated composite structure,” *Mech. Adv. Mater. Struct.*, vol. 23, no. 10, pp. 1188–1196, 2016.
- [51] J. Justo, J. Reinoso, and A. Blázquez, “Experimental failure investigation of pull-off tests of single T-stiffened composite specimens,” *Compos. Struct.*, vol. 177, pp. 13–27, 2017.
- [52] E. G. Koricho and G. Belingardi, “An experimental and finite element study of the transverse bending behaviour of CFRP composite T-joints in vehicle structures,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 79, pp. 430–443, 2015.
- [53] J. Kratz, H. Clegg, G. Dell’Anno, and I. Partridge, “Improving the damage tolerance of composite joints with tufting,” *20th Int. Conf. Compos. Mater.*, 2015.
- [54] X. Li and J. Chen, “The implementation of the extended cohesive damage model for multicroack evolution in laminated composites,” *Compos. Struct.*, vol. 139, pp. 68–76, 2016.
- [55] C. Luo and J. Xiong, “Static pull and push bending properties of RTM-made TWF composite tee-joints,” *Chinese J. Aeronaut.*, vol. 25, no. 2, pp. 198–207, 2012.
- [56] A. C. Orifici, S. A. Shah, I. Herszberg, A. Kotler, and T. Weller, “Failure analysis in postbuckled composite T-sections,” *Compos. Struct.*, vol. 86, no. 1–3, pp. 146–153, 2008.
- [57] A. C. Orifici, R. S. Thomson, I. Herszberg, T. Weller, R. Degenhardt, and J. Bayandor, “An analysis methodology for failure in postbuckling skin-stiffener interfaces,” *Compos. Struct.*, vol. 86, no. 1–3, pp. 186–193, 2008.
- [58] C. Osmiani, G. Mohamed, J. W. G. Treiber, G. Allegri, and I. K. Partridge, “Exploring the influence of micro-structure on the mechanical properties and crack bridging mechanisms of fibrous tufts,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 91, pp. 409–419, 2016.
- [59] S. K. Panigrahi and B. Pradhan, “Development of load coupler profiles of spar wingskin joints with improved performance for integral structural construction of aircraft wings,” *J. Reinf. Plast. Compos.*, vol. 28, no. 6, pp. 657–673, 2009.
- [60] J. L. Sandoval Murillo, G. C. Ganzenmüller, S. Heimbs, and M. May, “Design parameter study of a CFRP T-joint under overpressure conditions due to ballistic impact,” *17th Eur. Conf. Compos. Mater.*,

2016.

- [61] Z. Sapi, R. Butler, and A. T. Rhead, “Numerical prediction of failure in composite T-joints using progressive damage modelling,” 2018 *AIAA/ASCE/AHS/ASC Struct. Struct. Dyn. Mater. Conf.*, 2018.
- [62] L. S. Sutherland, C. Amado, and C. Guedes Soares, “Statistical experimental design techniques to investigate the strength of adhesively bonded T-joints,” *Compos. Struct.*, vol. 159, pp. 445–454, 2017.
- [63] S. Teixeira de Freitas and J. Sinke, “Failure analysis of adhesively-bonded skin-to-stiffener joints: Metal-metal vs. composite-metal,” *Eng. Fail. Anal.*, vol. 56, pp. 2–13, 2015.
- [64] R. S. Trask, S. R. Hallett, F. M. M. Helenon, and M. R. Wisnom, “Influence of process induced defects on the failure of composite T-joint specimens,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 43, no. 4, pp. 748–757, 2012.
- [65] K. Vijayaraju, P. D. Mangalgiri, and B. Dattaguru, “Experimental study of failure and failure progression in T-stiffened skins,” *Compos. Struct.*, vol. 64, no. 2, pp. 227–234, 2004.
- [66] Y. Wang and C. Soutis, “Fatigue Behaviour of Composite T-Joints in Wind Turbine Blade Applications,” *Appl. Compos. Mater.*, vol. 24, no. 2, pp. 461–475, 2017.
- [67] X. Xu, M. R. Wisnom, S. R. Hallett, G. Holden, and B. Gordon, “Predicting debonding and delamination in adhesively bonded T-joints,” *17th Eur. Conf. Compos. Mater.*, 2016.
- [68] Q. Zhang, X. Cheng, J. Zhang, S. Wang, Y. Cheng, and T. Zhang, “Experimental and numerical investigation of composite box joint under tensile load,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 107, pp. 75–83, 2016.
- [69] K. Zimmermann, D. Zenkert, and M. Siemetzki, “Testing and analysis of ultra thick composites,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 41, no. 4, pp. 326–336, 2010.
- [70] S. T. Pinho, R. Darvizeh, P. Robinson, C. Schuecker, and P. P. Camanho, “Material and structural response of polymer-matrix fibre-reinforced composites,” *J. Compos. Mater.*, vol. 46, no. 19–20, pp. 2313–2341, 2012.
- [71] C. Dong, “Process-induced deformation of composite T-stiffener structures,” *Compos. Struct.*, vol. 92, no. 7, pp. 1614–1619, 2010.
- [72] J. Li, X. Yao, Y. Liu, Z. Cen, Z. Kou, and D. Dai, “A study of the integrated composite material structures under different fabrication processing,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 40, pp. 455–462, 2009.
- [73] M. Lipcan, J. M. Balvers, and M. P. Hartmann, “Thermal response of frame-like composite structures to analytically assess manufacturing distortion,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 107, no. September 2017, pp. 399–408, 2018.
- [74] M. Li, X. Wang, F. Xie, and Z. Zhang, “Influence of fillers in stiffener core and structural parameters on compaction of t-stiffened skins in autoclave process,” *Polym. Polym. Compos.*, vol. 17, no. 5, pp. 273–280, 2009.
- [75] P. N. Parkes, R. Butler, J. Meyer, and A. de Oliveira, “Static strength of metal-composite joints with penetrative reinforcement,” *Compos. Struct.*, vol. 118, no. 1, pp. 250–256, 2014.

- [76] M. May, G. Ganzenmüller, J. Wolfrum, and S. Heimbs, “Analysis of composite T-joint designs for enhanced resistance to hydrodynamic ram,” *Compos. Struct.*, vol. 125, pp. 188–194, 2015.
- [77] S. Heimbs, A. C. Nogueira, E. Hombergsmeier, M. May, and J. Wolfrum, “Failure behaviour of composite T-joints with novel metallic arrow-pin reinforcement,” *Compos. Struct.*, vol. 110, no. 1, pp. 16–28, 2014.
- [78] F. Aymerich, “Effect of stitching on the static and fatigue performance of co-cured composite single-lap joints,” *J. Compos. Mater.*, vol. 38, no. 3, pp. 243–257, 2004.
- [79] J. Bigaud, Z. Aboura, A. T. Martins, and S. Verger, “Analysis of the mechanical behavior of composite T-joints reinforced by one side stitching,” *Compos. Struct.*, vol. 184, pp. 249–255, 2018.
- [80] K. Dransfield, C. Baillie, and Y. W. Mai, “Improving the delamination resistance of CFRP by stitching—a review,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 50, no. 3, pp. 305–317, 1994.
- [81] L. Francesconi and F. Aymerich, “Numerical simulation of the effect of stitching on the delamination resistance of laminated composites subjected to low-velocity impact,” *Compos. Struct.*, vol. 159, pp. 110–120, 2017.
- [82] M. Kadlec, R. Hron, and T. Grieser, “Damage tolerance of composite T-sections made of cost-effective carbon fibre preforms,” *Int. J. Struct. Integr.*, vol. 6, no. 1, pp. 90–106, 2015.
- [83] C. H. Kim, D. H. Jo, and J. H. Choi, “Failure strength of composite T-joints prepared using a new 1-thread stitching process,” *Compos. Struct.*, vol. 178, pp. 225–231, 2017.
- [84] A. P. Mouritz and B. N. Cox, “A mechanistic interpretation of the comparative in-plane mechanical properties of 3D woven, stitched and pinned composites,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 41, no. 6, pp. 709–728, 2010.
- [85] A. P. Mouritz, K. H. Leong, and I. Herszberg, “A review of the effect of stitching on the in-plane mechanical properties of fibre-reinforced polymer composites,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 28, no. 12, pp. 979–991, 1997.
- [86] J. Netz, B. Hannemann, and S. Schmeer, “Micro-leveled modeling of structural stitched FRP joints as energy absorbing rupture points,” *Compos. Struct.*, vol. 157, pp. 131–140, 2016.
- [87] K. Pingkarawat and A. P. Mouritz, “Stitched mendable composites: Balancing healing performance against mechanical performance,” *Compos. Struct.*, vol. 123, pp. 54–64, 2015.
- [88] K. P. Plain and L. Tong, “Experimental validation of theoretical traction law for inclined through-thickness reinforcement,” *Compos. Struct.*, vol. 91, no. 2, pp. 148–157, 2009.
- [89] V. V. S. Rao, K. Krishna Veni, and P. K. Sinha, “Behaviour of composite wing t-joints in hydrothermal environments,” *Aircr. Eng. Aerosp. Technol.*, vol. 76, no. 4, pp. 404–413, 2004.
- [90] A. Riccio, A. Russo, A. Sellitto, and A. Raimondo, “Development and application of a numerical procedure for the simulation of the ‘Fibre Bridging’ phenomenon in composite structures,” *Compos. Struct.*, vol. 168, pp. 104–119, 2017.
- [91] P. B. Stickler and M. Ramulu, “Experimental study of composite T-joints under tensile and shear

- loading,” *Adv. Compos. Mater. Off. J. Japan Soc. Compos. Mater.*, vol. 15, no. 2, pp. 193–210, 2006.
- [92] P. B. Stickler and M. Ramulu, “Parametric analyses of stitched composite T-joints by the finite element method,” *Mater. Des.*, vol. 23, no. 8, pp. 751–758, 2002.
- [93] P. B. Stickler and M. Ramulu, “Investigation of mechanical behavior of transverse stitched T-joints with PR520 resin in flexure and tension,” *Compos. Struct.*, vol. 52, no. 3–4, pp. 307–314, 2001.
- [94] K. T. Tan, N. Watanabe, and Y. Iwahori, “Experimental investigation of bridging law for single stitch fibre using Interlaminar tension test,” *Compos. Struct.*, vol. 92, no. 6, pp. 1399–1409, 2010.
- [95] K. T. Tan, N. Watanabe, Y. Iwahori, and T. Ishikawa, “Effect of stitch density and stitch thread thickness on compression after impact strength and response of stitched composites,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 72, no. 5, pp. 587–598, 2012.
- [96] K. T. Tan, A. Yoshimura, N. Watanabe, Y. Iwahori, and T. Ishikawa, “Further investigation of Delamination Reduction Trend for stitched composites,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 118, pp. 141–153, 2015.
- [97] T. Yang, J. Zhang, A. P. Mouritz, and C. H. Wang, “Healing of carbon fibre-epoxy composite T-joints using mendable polymer fibre stitching,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 45, no. 1, pp. 1499–1507, 2013.
- [98] A. Yoshimura, T. Nakao, S. Yashiro, and N. Takeda, “Improvement on out-of-plane impact resistance of CFRP laminates due to through-the-thickness stitching,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 39, no. 9, pp. 1370–1379, 2008.
- [99] A. Yudhanto, N. Watanabe, Y. Iwahori, and H. Hoshi, “Effect of stitch density on tensile properties and damage mechanisms of stitched carbon/epoxy composites,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 46, pp. 151–165, 2013.
- [100] D. J. Barrett, “The mechanics of z-fiber reinforcement,” *Compos. Struct.*, vol. 36, no. 1–2, pp. 23–32, 1996.
- [101] V. Birman and L. W. Byrd, “Effect of z-pins on fracture in composite cocured double cantilever beams,” *J. Aerosp. Eng.*, vol. 18, no. 1, pp. 51–59, 2005.
- [102] L. W. Byrd and V. Birman, “The estimate of the effect of z-pins on the strain release rate, fracture and fatigue in a composite co-cured z-pinned double cantilever beam,” *Compos. Struct.*, vol. 68, no. 1, pp. 53–63, 2005.
- [103] L. W. Byrd and V. Birman, “Effectiveness of z-pins in preventing delamination of co-cured composite joints on the example of a double cantilever test,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 37, no. 4–5, pp. 365–378, 2006.
- [104] D. D. R. Cartié, B. N. Cox, and N. A. Fleck, “Mechanisms of crack bridging by composite and metallic rods,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 35, no. 11, pp. 1325–1336, 2004.
- [105] B. N. Cox, “Constitutive model for a fiber tow bridging a delamination crack,” *Mech. Compos. Mater. Struct.*, vol. 6, no. 2, pp. 117–138, 1999.

- [106] B. Cox, "Mechanisms and models for delamination in the presence of through-thickness reinforcement," *Adv Compos Lett*, 1999.
- [107] S. C. Dai, W. Yan, H. Y. Liu, and Y. W. Mai, "Experimental study on z-pin bridging law by pullout test," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 64, no. 16, pp. 2451–2457, 2004.
- [108] V. Dantuluri, S. Maiti, P. H. Geubelle, R. Patel, and H. Kilic, "Cohesive modeling of delamination in Z-pin reinforced composite laminates," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 67, no. 3–4, pp. 616–631, 2007.
- [109] M. Grassi and X. Zhang, "Finite element analyses of mode I interlaminar delamination in z-fibre reinforced composite laminates," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 63, no. 12, pp. 1815–1832, 2003.
- [110] R. Massabo and B. N. Cox, "Concepts for bridged Mode II delamination cracks," *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 47, no. 6, pp. 1265–1300, 1999.
- [111] P. Robinson and S. Das, "Mode I DCB testing of composite laminates reinforced with z-direction pins: A simple model for the investigation of data reduction strategies," *Eng. Fract. Mech.*, vol. 71, no. 3, pp. 345–364, 2004.
- [112] K. L. Rugg, B. N. Cox, and R. Massabò, "Mixed mode delamination of polymer composite laminates reinforced through the thickness by z-fibers," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 33, no. 2, pp. 177–190, 2002.
- [113] K. L. Rugg, B. N. Cox, K. E. Ward, and G. O. Sherrick, "Damage mechanisms for angled through-thickness rod reinforcement in carbon-epoxy laminates," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 29, no. 12, pp. 1603–1613, 1998.
- [114] P. Taylor, B. N. Cox, and N. Sridhar, "A Traction Law for Inclined Fiber Tows Bridging Mixed-Mode Cracks," *Mech. Adv. Mater. Struct.*, vol. 9, pp. 299–331, 2002.
- [115] L. Tong and X. Sun, "Bending effect of through-thickness reinforcement rods on mode I delamination toughness of DCB specimen. I. Linearly elastic and rigid-perfectly plastic models," *Int. J. Solids Struct.*, vol. 41, no. 24–25, pp. 6831–6852, 2004.
- [116] L. Tong and X. Sun, "Bending effect of through-thickness reinforcement rods on mode II delamination toughness of ENF specimen: Elastic and rigid-perfectly plastic analyses," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 38, no. 2, pp. 323–336, 2007.
- [117] W. Yan, H. Y. Liu, and Y. W. Mai, "Numerical study on the mode I delamination toughness of z-pinned laminates," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 63, no. 10, pp. 1481–1493, 2003.
- [118] W. Yan, H. Y. Liu, and Y. W. Mai, "Mode II delamination toughness of z-pinned laminates," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 64, no. 13–14, pp. 1937–1945, 2004.
- [119] A. P. Mouritz, P. Chang, and M. D. Isa, "Z-pin composites: Aerospace structural design considerations," *J. Aerosp. Eng.*, vol. 24, no. 4, pp. 425–432, 2011.
- [120] P. Chang, "The Mechanical Properties and Failure Mechanisms of Z-Pinned Composites," PhD thesis, RMIT University, 2006.
- [121] P. Chang, A. P. Mouritz, and B. N. Cox, "Properties and failure mechanisms of z-pinned laminates

- in monotonic and cyclic tension,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 37, no. 10, pp. 1501–1513, 2006.
- [122] P. Chang, A. P. Mouritz, and B. N. Cox, “Flexural properties of z-pinned laminates,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 38, no. 2, pp. 244–251, 2007.
- [123] M. S. Dadkhah, B. N. Cox, and W. L. Morris, “Compression-compression fatigue of 3D woven composites,” *Acta Metall. Mater.*, vol. 43, no. 12, pp. 4235–4245, 1995.
- [124] L. Dickinson, G. Farley, and M. Hinders, “Prediction of Effective Three-Dimensional Elastic Constants of Translaminar Reinforced Composites,” *J. Compos. Mater.*, vol. 33, no. 11, pp. 1002–1029, 1999.
- [125] B. M’membe, S. Gannon, M. Yasaei, S. R. Hallett, and I. K. Partridge, “Mode II delamination resistance of composites reinforced with inclined Z-pins,” *Mater. Des.*, vol. 94, pp. 565–572, 2016.
- [126] F. Pegorin, K. Pingkarawat, S. Daynes, and A. P. Mouritz, “Influence of z-pin length on the delamination fracture toughness and fatigue resistance of pinned composites,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 78, pp. 298–307, 2015.
- [127] S. Tang, S. Lemanski, X. Zhang, and D. Ayre, “Fatigue life prediction of z-fibre pinned composite laminate under mode I loading,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 174, pp. 221–231, 2019.
- [128] A. P. Mouritz, “Compression properties of z-pinned composite laminates,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 67, no. 15–16, pp. 3110–3120, 2007.
- [129] A. P. Mouritz, “A simple fatigue life model for three-dimensional fiber-polymer composites,” *J. Compos. Mater.*, vol. 40, no. 5, pp. 455–469, 2006.
- [130] T. K. O’Brien and R. Krueger, “Influence of compression and shear on the strength of composite laminates with Z-pinned reinforcement,” *Appl. Compos. Mater.*, vol. 13, no. 3, pp. 173–189, 2006.
- [131] C. A. Steeves and N. A. Fleck, “In-plane properties of composite laminates with through-thickness pin reinforcement,” *Int. J. Solids Struct.*, vol. 43, no. 10, pp. 3197–3212, 2006.
- [132] 石原廣司, *実務に役立つ光ファイバ技術200のポイント*. 電気通信協会, 2001.
- [133] N. Takeda, Y. Okabe, J. Kuwahara, S. Kojima, and T. Ogisu, “Development of smart composite structures with small-diameter fiber Bragg grating sensors for damage detection: Quantitative evaluation of delamination length in CFRP laminates using Lamb wave sensing,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 65, no. 15-16 SPEC. ISS., pp. 2575–2587, 2005.
- [134] C. K. Y. Leung *et al.*, “Review: optical fiber sensors for civil engineering applications,” *Mater. Struct. Constr.*, vol. 48, no. 4, pp. 871–906, 2015.
- [135] 村山英晶, “光ファイバセンサによる構造ヘルスマモニタリングに関する研究,” 博士論文, 東京大学, 2001.
- [136] A. D. Kersey, “Multiplexed fiber optic sensors,” *Distrib. Mult. Fiber Opt. Sensors II*, vol. 1797, pp. 161–185, 1993.
- [137] D. M. Sánchez, M. Gresil, and C. Soutis, “Distributed internal strain measurement during

- composite manufacturing using optical fibre sensors,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 120, pp. 49–57, 2015.
- [138] S. T. Kreger, D. K. Gifford, M. E. Froggatt, B. J. Soller, and M. S. Wolfe, “High resolution distributed strain or temperature measurements in single- and multi-mode fiber using swept-wavelength interferometry,” *Opt. InfoBase Conf. Pap.*, 2006.
- [139] T. SHIMIZU, K. NAGAI, T. MURAI, M. NAKAMA, and T. MATSUDA, “Research of Trial Less Production Technologies on Composite Parts for Aircraft Structures,” *Journal of the Japan Society for Composite Materials*, vol. 37, no. 1. pp. 21–28, 2011.
- [140] 丹羽翔麻, 高垣和規, 水口周, 武田展雄, “層間樹脂層を有する CFRP 積層板の成形時硬化収縮モニタリングおよび成形解析,” *日本複合材料学会誌*, vol. 41, no. 5. pp. 168-175, 2015.
- [141] T. A. Bogetti and J. W. Gillespie, “Process-induced stress and deformation in thick-section thermoset composite laminates,” *J. Compos. Mater.*, vol. 26, no. 5, pp. 626–660, 1992.
- [142] 東郷敬一郎, *材料強度解析学 基礎から複合材料の強度解析まで*. 内田老鶴圃, 2004.
- [143] P. P. Camanho, C. G. Dávila, S. T. Pinho, L. Iannucci, and P. Robinson, “Prediction of in situ strengths and matrix cracking in composites under transverse tension and in-plane shear,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 37, no. 2, pp. 165–176, 2006.
- [144] G. J. Dvorak and N. Laws, “Analysis of first ply failure in composite laminates,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 25, no. 5–6, pp. 763–770, 1986.
- [145] J. A. Nairn and S. Hu, “Matrix Microcracking,” *Damage Mech. Compos. Mater.*, vol. 1, pp. 1–46, 1994.
- [146] A. Parvizi and J. E. Bailey, “On multiple transverse cracking in glass fibre epoxy cross-ply laminates,” *J. Mater. Sci.*, vol. 13, no. 10, pp. 2131–2136, 1978.
- [147] R. Talreja, “Transverse Cracking and Stiffness Reduction in Composite Laminates,” *J. Compos. Mater.*, vol. 19, no. 4, pp. 355–375, 1985.
- [148] R. Krueger, “Virtual crack closure technique: History, approach, and applications,” *Appl. Mech. Rev.*, vol. 57, no. 1–6, pp. 109–143, 2004.
- [149] P. P. Camanho, P. Maimí, and C. G. Dávila, “Prediction of size effects in notched laminates using continuum damage mechanics,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 67, no. 13, pp. 2715–2727, 2007.
- [150] S. Minakuchi and N. Takeda, “Arresting fatigue crack in composite bonded joint using interlocked fiber feature,” *21st Int. Conf. Compos. Mater.*, 2017.
- [151] S. Hashemi, A. J. Kinloch, and J. G. Williams, “The Analysis of Interlaminar Fracture in Uniaxial Fibre-Polymer Composites,” *Proc. R. Soc. A Math. Phys. Eng. Sci.*, vol. 427, no. 1872, pp. 173–199, 1990.
- [152] S. Minakuchi, S. Niwa, K. Takagaki, and N. Takeda, “Composite cure simulation scheme fully integrating internal strain measurement,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 84, pp. 53–63, 2016.
- [153] R. Higuchi, T. Yokozeki, T. Nagashima, and T. Aoki, “Evaluation of mechanical properties of noncircular carbon fiber reinforced plastics by using XFEM-based computational micromechanics,”

Compos. Part A Appl. Sci. Manuf., vol. 126, 2019.

[154] S. Seki *et al.*, “Evaluation of fatigue life of thick CFRP laminates with toughened interlaminar layers in out-of-plane and in-plane transverse directions,” *Trans. JSME (in Japanese)*, vol. 83, no. 851, pp. 16-00571-16-00571, 2017.

[155] S. Minakuchi, T. Umehara, K. Takagaki, Y. Ito, and N. Takeda, “Life cycle monitoring and advanced quality assurance of L-shaped composite corner part using embedded fiber-optic sensor,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 48, no. 1, pp. 153–161, 2013.

[156] F. S. Jumbo, I. A. Ashcroft, A. D. Crocombe, and M. M. Abdel Wahab, “Thermal residual stress analysis of epoxy bi-material laminates and bonded joints,” *Int. J. Adhes. Adhes.*, vol. 30, no. 7, pp. 523–538, 2010.

[157] R. Younes, A. Hallal, F. Fardoun, and F. Hajj, “Comparative Review Study on Elastic Properties Modeling for Unidirectional Composite Materials,” *Compos. Their Prop.*, 2012.

[158] M. R. Wisnom, L. G. Stringer, R. J. Hayman, and M. J. Hinton, “Curing Stresses in Thick Polymer Composite Components, Part I: Analysis,” *12th Int. Conf. Compos. Mater.*, 1999.

発表論文及び本研究に関する学会発表等

発表論文

- [1] Kazunori Takagaki, Shinsaku Hisada, Shu Minakuchi, Nobuo Takeda, “Process Improvement for Out-of-Autoclave Prepreg Curing Supported by In-situ Strain Monitoring”, *Journal of Composite Materials*, 51(9), pp. 1225-1237 (2017).
- [2] Shinsaku Hisada, Shu Minakuchi, Kazunori Takagaki, Nobuo Takeda, “High-Performance T-joint Using Asymmetric Stacking Sequence and Atypical Deltoid Structure”, *SAMPE Journal*, 54(2), pp. 6-15 (2018).

国際学会発表

- [1] Shinsaku Hisada, Kazunori Takagaki, Shu Minakuchi, Nobuo Takeda, “High-Performance T-joint Using Asymmetric Laminate Design and Atypical Deltoid Structure”, SAMPE SEATTLE 2017, Seattle, USA (May, 2017).
- [2] Shinsaku Hisada, Kazunori Takagaki, Shu Minakuchi, Nobuo Takeda, “High-Functioning Composite T-joint Using Atypical Stacking Sequence and Deltoid Structure”, International Committee on Aeronautical Fatigue and Structural Integrity 2017, Nagoya, Japan (June, 2017).
- [3] Shinsaku Hisada, Kazunori Takagaki, Shu Minakuchi, Nobuo Takeda, “Residual Deformation Reduction and Strength Improvement in Composite T-joint Using Asymmetric Laminate Design and Atypical Deltoid Structure”, 21st International Conference on Composite Materials, Xi’an, China (August, 2017).
- [4] Shinsaku Hisada, Kazunori Takagaki, Shu Minakuchi, Nobuo Takeda, “Strength Improvement of Composite T-joint Using Atypical Stacking Sequence and Deltoid Structure”, The 11th Japan-Korea Joint Symposium on Composite Materials, Sendai, Japan (September, 2017).
- [5] Shinsaku Hisada, Shu Minakuchi, Nobuo Takeda, “Crack Propagation Suppression in Composite T-joint Using Fiber-Reinforcement-Based Crack Arrester”, 18th European Conference on Composite Materials, Athens, Greece (June, 2018).

[6] Shinsaku Hisada, Shu Minakuchi, Nobuo Takeda, “Enhancing Damage Tolerance of Composite T-joint Using Fiber-Reinforcement-Based Crack Arresters, American Society for Composites 33rd Annual Technical Conference, Seattle, USA (September, 2018).

[7] Shinsaku Hisada, Shu Minakuchi, Nobuo Takeda, “Process-Induced Failure of Deltoid in Composite T-joint: Fiber-Optic-Based Monitoring and Numerical Simulation”, 22nd International Conference on Composite Materials, Melbourne, Australia (August, 2019).

国内学会発表

[1] 久田深作, 水口周, 武田展雄, “繊維強化型クラックアレスタを用いた複合材 T-joint の亀裂進展抑制”, 第 9 回日本複合材料合同会議, 京都 (2018 年 3 月).

[2] 久田深作, 水口周, 武田展雄, “繊維強化型クラックアレスタを用いた複合材 T-joint の損傷許容性向上”, 第 60 回構造強度に関する講演会, 徳島 (2018 年 8 月).

[3] 久田深作, 水口周, 武田展雄, “光ファイバセンサを用いた T-joint デルトイド部の成形ひずみ計測”, 第 10 回日本複合材料合同会議, 東京 (2019 年 3 月).

[4] 久田深作, 水口周, 武田展雄, “複合材 T-joint デルトイド部の成形破壊時の挙動に関する研究”, 第 61 回構造強度に関する講演会, 長野 (2019 年 8 月).

受賞歴等

[1] 14th Japan International SAMPE Symposium and Exhibition, Student Presentation Award (December, 2015)

Shinsaku Hisada, Kazunori Takagaki, Shu Minakuchi, Nobuo Takeda, “Cure Cycle Optimization of Out-of-Autoclave Composites Using Fiber-Optic-Based Strain Sensors”

[2] 第 8 回日本複合材料合同会議, 優秀講演賞 (2017 年 3 月)

久田深作, 高垣和規, 水口周, 武田展雄, “特徴的な積層構成及びデルトイド構造を用いた高機能 T-joint”

[3] SAMPE SEATTLE 2017, Outstanding Technical Paper Award (May, 2017)

Shinsaku Hisada, Kazunori Takagaki, Shu Minakuchi, Nobuo Takeda, “High-Performance T-joint Using Asymmetric Laminate Design and Atypical Deltoid Structure”

[4] SAMPE Japan 論文賞 (2018 年 7 月)

Shinsaku Hisada, Shu Minakuchi, Kazunori Takagaki, Nobuo Takeda, “High-Performance T-joint Using Asymmetric Stacking Sequence and Atypical Deltoid Structure” (SAMPE Journal)

[5] 第 60 回構造強度に関する講演会, 若手奨励賞 (2018 年 8 月)

久田深作, 水口周, 武田展雄, “繊維強化型クラックアレスタを用いた複合材 T-joint の損傷許容性向上”

[6] 22nd International Conference on Composite Materials, Finalist of the Tsai Best Student Paper Award Competition (August, 2019)

Shinsaku Hisada, Shu Minakuchi, Nobuo Takeda, “Process-Induced Failure of Deltoid in Composite T-joint: Fiber-Optic-Based Monitoring and Numerical Simulation”

謝辞

博士論文の執筆にあたり、多くの方々のご協力を賜りました。

武田展雄教授(現名誉教授)には学部生の頃より様々なご指導を頂きました。また、数々の発表機会や海外の研究を経験する機会を設けていただきました。教授職を退かれた後にも、折に触れ数多くのご助言を賜りました。心より厚く御礼申し上げます。

指導教員である青木雄一郎准教授には大学とは異なる視点からのご助言を頂きました。博士課程 2 年という中途半端なタイミングからであったにも関わらず、暖かく受け入れてくださいました。ご厚恩に感謝いたします。

吉村彰記准教授(現名古屋大学准教授)には博士課程 1 年時に指導教員をお務めいただきました。1 年間という短い期間ではありましたが、研究に関して貴重なご意見を頂きました。感謝申し上げます。

水口周准教授(工学系研究科航空宇宙工学専攻)には研究を進める上で数多くの助言や直接的な指導を賜りました。輪講や勉強会で様々な議論をしていただいたおかげで、研究者としての力が磨かれたと感じております。また、論文や学会の発表資料等も細部までご確認していただきました。心より厚く御礼申し上げます。

本博士論文の副査である鈴木宏二郎教授、上西幸司教授、横関智弘准教授には審査過程において多くのご助言を頂きました。専門性の異なる視点からのご指摘は博士論文の作成のみならず、自身の視野を広げる上で大変貴重なものでした。深く感謝申し上げます。

浜本章特任教授、柄沢研治学術支援職員には昨年退職されるまで様々なご指導、ご協力を賜りました。感謝申し上げますとともに、今後の人生に幸多からんことをお祈りいたします。

丹羽翔麻氏をはじめ、武田研究室の皆様にも多くのご協力を頂きました。皆様に深く感謝いたします。

最後に、私の考えを理解し、尊重してくださった家族に深甚なる感謝の意を表します。