研究論文

層間樹脂層が L 型 CFRP 部材の成形残留歪と変形に与える影響

澤口慶一朗^{*1}, 水口 周^{*2}, 高垣 和規^{*1}, 武田 展雄^{*3}

(2018 年 4 月 24 日受付)

Effect of Inter-laminar Toughened Layers on
Process-induced Strain and Deformation of L-shaped CompositesKeiichiro SAWAGUCHI,^{*1} Shu MINAKUCHI,^{*2} Kazunori TAKAGAKI^{*1} and Nobuo TAKEDA^{*3}

(Received April 24, 2018)

Abstract: L-shaped composites are fundamental parts of complex-shaped structures and it is well-known that shape distortion (i.e., spring-in deformation) arises after curing due to the orthotropic nature of composites. This residual deformation significantly increases the manufacturing costs, attracting significant attention to the mechanisms of spring-in deformation. Recently developed aerospace-grade composites include inter-laminar toughened layers composed of thermosetting resin and thermoplastic particles to enhance inter-laminar fracture toughness and improve impact resistance. Even though inter-laminar toughened layers can affect process-induced strain and deformation, their effects have not yet been studied in detail. Therefore, fiber-optic-based internal strain measurements were performed and residual deformation of L-shaped parts with inter-laminar toughened layers was investigated in this study. The through-thickness cure shrinkage strain at the corner part was relaxed and the spring-in angle decreased by holding the parts at the cure temperature, indicating that the viscoelasticity of the thermoplastic particles is important. Viscoelastic finite element analysis supported this finding and indicated that the effect of the toughened layers on the residual deformation should be considered to optimize curing processes.

Key words: Spring-in, Inter-laminar toughened layer, FBG sensor, Finite element analysis, Viscoelasticity

1. 緒 言

炭素繊維強化プラスチック (carbon fiber reinforced plastics: CFRP) は高い剛性と強度を有し軽量であることから航空機構造への適用が進んでいる。航空機構造部材を CFRP に置き換えることによって従来の金属材料では部材を個別に加工した後に接合していた複雑形状構造の一体成形が可能となるほか、金属材料では実現できなかった新たな構造様式を用いることも可能になってきている¹⁾。翼桁などにも見られる L 型材は複雑形状部材の中で最も基礎的かつ重要な部材であるが、複合材特有

の直交異方性に起因して成形後にフランジ間の角度が減少する spring-in と呼ばれる残留変形が生じる (Fig. 1)。Spring-in 変形が生じることで角度補正のためにシムを用いた組み立てが必要となり構造重量と製造コストが増加するほか²⁾、シム板を使用せず角度補正を行うとコーナ部に面外応力が生じ構造強度の低下や部材の歪みに結び付く (Fig. 2)。そのため試作の繰り返しによる成形型や硬化サイクルの最適化が行われているが、そのコストが問題となる。成形時に L 型材内部で発生する現象を理解し、そのメカニズムに基づいて残留変形を予測することで試作を最小限に抑えて成形プロセスを最適化することが出来る。

成形時の樹脂の硬化収縮および熱収縮は、強化繊維による拘束を受けない板厚方向に主として生じる。結果として板厚が減少するが、この際にコーナ部の弧長を保つために閉口方向への角度変化が発生する。しかしながら

^{*1~*3} 東京大学大学院新領域創成科学研究科先端エネルギー工学専攻 (277-8561 千葉県柏市柏の葉 5-1-5)

Department of Advanced Energy, Graduate School of Frontier Sciences, The University of Tokyo

^{*1} 大学院生 Graduate Student, ^{*2} 特任准教授 Project Associate Professor, ^{*3} 教授 Professor

Fig. 1 Spring-in deformation of L-shaped part.

Fig. 2 Assembly of distorted parts. High-cost manual shimming is required (left) or assembly stress is generated due to spring-in deformation (right).

Fig. 3 Process-induced deformation.

成形中は加圧によって成形型形状へ拘束されるため、部材全体に開口方向の曲げモーメントが負荷され、コーナ部には面外方向の引張応力が発生する。脱型時にはこの曲げモーメントが解放されることで spring-in 変形が発生する (Fig. 3)。Spring-in 変形に関する研究は実験や数値および理論解析を含めこれまで様々な取り組みが行われてきている。理論解析の例として Radford らは幾何学的な計算に基づき、以下の式によって成形後の spring-in 角度を予測した³⁾。

$$\Delta\theta = \theta \left(\frac{(\alpha_l - \alpha_t)\Delta T}{1 + \alpha_t\Delta T} \right) + \theta \left(\frac{\phi_l - \phi_t}{1 + \phi_t} \right) \quad (1)$$

ここで、 θ はコーナ部の角度、 α は熱膨張率、 ΔT は温度変化、 ϕ は硬化膨張ひずみ、添え字の l, t は面内および面外方向を示している。しかし、この式では樹脂がゴム状態にあり複合材の面外せん断剛性が低い硬化収縮時

Fig. 4 Inter-laminar toughened layer.

の変形を過大評価してしまう。そこで Wisnom らはフランジを有さない C 型部材を対象に硬化前半の樹脂弾性率が低いときには板厚方向のせん断変形が生じると仮定した定式化を行った⁴⁾。これに続き著者のグループは C 型材からより複雑なフランジ部をもつ L 型材にモデルの拡張を行うとともに、埋込光ファイバセンサを用いて成形時の内部ひずみ計測を行った^{5,6)}。複雑形状部材の残留変形メカニズムを詳細に明らかにすると共に、実験および解析による spring-in 変形メカニズムの妥当性を成形後形状だけでなく材料の内部状態に基づいて検証することが可能となった。一方で数値解析の例としては硬化反応時の伝熱や硬化度、粘弾性を考慮した熱-化学連成粘弾性解析を行ったものがある^{7,8)}。これらの研究では硬化時の現象を正確に捉えることが可能であるが計算コストが大きい。そこで粘弾性現象を簡略化した path dependent model^{9,10)} や incrementally linear elastic (ILE) model^{11,12)} などが提案され、硬化時の主要な現象を捉えつつも計算負荷を低減させることが可能となっている。以上のように CFRP の残留変形に関しては様々な研究が行われてきている。

一方で複合材航空機主構造部材は衝撃後の圧縮荷重に耐えるために高靱性化する必要がある、各層間に樹脂層が挿入された材料が使用されている¹³⁻¹⁷⁾。しかし層間樹脂層を有する材料を用いて硬化サイクルが破壊強度に与える影響を評価した研究¹⁸⁾ や、積層構成、厚さ、フランジ長さ、成形サイクル等が spring-in 変形に与える影響を評価した研究¹⁹⁾ はあるものの、樹脂層の有無が成形に与える影響の直接的な評価は行われていない。層間樹脂層はプリプレグ表面に分散された熱可塑性粒子と繊維層から浸潤する熱硬化性樹脂からなるため組成が複雑であり (Fig. 4)、一般の材料とは異なる変形挙動を示すことが考えられるが、これまで詳細な知見は得られていない。そこで本研究では L 型材を対象とし、光ファイバセンサを用いた成形時内部ひずみ計測と形状測定、さらには有限要素解析によって層間樹脂層が成形時残留変形へ与え

Fig. 5 Schematic of structure and measurement principle of FBG sensor.

る影響を評価する。

2. 光ファイバセンサを用いた内部ひずみ計測

2.1 FBG センサ

本研究では光ファイバセンサの一種である FBG (fiber Bragg grating) センサを用いて内部ひずみ計測を行った。FBG センサはコアの一部に屈折率が周期的に変化した構造 (グレーティング部) を有し、広帯域の光を入射させるとグレーティング間隔に応じた中心波長をもつ光が反射する (Fig. 5)。反射光の中心波長はブラッグ波長と呼ばれ、温度やひずみの変化を光波長の変化として検出することができる。ブラッグ波長は温度とひずみに対して次式のように線形に変化することが知られている。

$$\Delta\lambda = C_\epsilon \Delta\epsilon + C_T \Delta T \quad (2)$$

$\Delta\epsilon$ はひずみの変化、 ΔT は温度変化、 C_ϵ と C_T は定数を示している。熱電対等を用いて温度補正を行うことで、ブラッグ波長の変化からひずみを計算することができる。また光ファイバセンサはコーティング径が $150 \mu\text{m}$ 以下と非常に小さく、材料内部に埋め込むことで成形時にリアルタイムでひずみを計測することが可能である。

2.2 実験方法

FBG センサを用いて L 型材成形時の内部ひずみ計測を行った。材料には層間樹脂層を有する 180°C 硬化炭素繊維/エポキシ材料 (T800S/3900-2B, 東レ) と有さない 180°C 硬化炭素繊維/エポキシ材料 (モデル材料 T800S/Model epoxy S1, 東レ) を使用し比較を行った。積層構成は $[90_4/0_4]_{2S}$ (32-ply, 成形後厚み: 6.0 mm (T800S/3900-2B) あるいは 5.6 mm (T800S/Model epoxy S1)), コーナ半径: 6.4 mm , フランジ長さ: 60 mm , 幅: 75 mm とした。なお 0° 方向は L 字断面に沿った方向であ

Fig. 6 Photograph of L-shaped specimen with embedded optical fiber sensor.

る。先行研究で CFRP と成形型間の摩擦干渉によって spring-in 角度の評価が不正確になることが示唆されているため¹⁹⁾, polytetrafluoroethylene (PTFE) フィルム (厚み: $100 \mu\text{m}$) 2 枚をアルミニウム製成形型 (コーナ半径 6.4 mm) と試験片の間に挿入して成形を行った。積層工程に起因する成形品質のばらつきを最小限に抑えるためアイロン (表面温度: 100°C) で加熱しながら積層を行った。板厚中央に温度補正用の K 熱電対を埋め込んだ。全プリプレグを積層後、成形時の樹脂漏れを防ぐために PTFE フィルムを被せて L 型材の各辺にシーラントテープを配置した。シーラントテープを配置することで試験片の真空引きが不十分になる可能性があるため上部 PTFE シート上にガラスロービングを 2 本配置して脱気を補助した。全体をバッキングフィルムで覆った後オートクレーブ内真空ポートを利用して真空引きを行った。真空引き後に光ファイバを Fig. 6 に示すようにコーナ部の面外垂直方向に埋め込んだ。まずバッキングフィルム上から直径 $500 \mu\text{m}$ の針を超音波ホーンで押し込むことで埋め込みのための微細な穴を開けた⁵⁾。光ファイバ埋め込み深さを調整するために専用の金属治具を用いており、予備試験で光ファイバを埋め込んだ試験片を作製し X 線 CT 検査により所望の埋め込み状態を確認している。FBG センサはセンサ部から光ファイバ端部までの長さが 2 mm でグレーティング長が 1 mm のものを使用し、センサ部が板厚方向中央にくるように配置したのち、バッキングフィルム表面の穴をシーラントで塞いだ。オートクレーブ加圧は 0.6 MPa であり、成形温度サイクルは樹脂層を有する材料では $2^\circ\text{C}/\text{min}$ 昇温、 180°C で 4 時間保持、 $2^\circ\text{C}/\text{min}$ 冷却とし、一方の樹脂層を有さない材料では $2^\circ\text{C}/\text{min}$ 昇温、 180°C で 7 時間保持、 $2^\circ\text{C}/\text{min}$ 冷却とした。 180°C 保持時間が異なるのは樹脂層を有さない材料は硬化反応速度が遅く 180°C 4 時間保持では硬化反応が完了しないためである。なお dynamic mechan-

Fig. 7 Strain development in specimen with inter-laminar toughened layers.

Fig. 8 Strain development in specimen without inter-laminar toughened layers.

ical analyzer (DMA) を用いた予備試験および材料データシートから成形後に各材料のエポキシ樹脂のガラス転移点 T_g は成形温度より高い 200°C まで上昇することを確認している。

2.3 実験結果

コーナ部に埋め込まれた FBG センサが計測した硬化反応時面外垂直ひずみを Fig. 7 および Fig. 8 に示す。両材料で樹脂種が異なるために硬化反応速度が異なった。層間樹脂層を有する材料では硬化反応開始から約 1 時間で収縮が終了しているのに対して、層間樹脂層を有さない材料では硬化開始から 7 時間経過するまで硬化収縮ひずみが生じ続けた。また層間樹脂層を有する材料では硬化収縮ひずみが大きく生じた後、硬化後半でひずみ変化が反転して収縮ひずみが緩和する挙動が確認できる。前述の通り硬化反応によって面外収縮が生じた際、加圧により成型形状に拘束されるため部材全体に開口方向の曲げモーメントが生じコーナ部には面外垂直方向に引張応力が発生する (Fig. 3)。この面外引張応力は樹脂層の有無に関わらず生じるが、樹脂層を有する材料でのみひず

みの緩和が生じており、硬化により樹脂層を部分的に構成するエポキシの T_g が成形温度以上になることから、熱可塑性粒子 ($T_g: 130^\circ\text{C}^{2,20}$) の粘弾性が成形時の内部ひずみおよび残留変形に影響を与える可能性が示唆される。また硬化反応後半に生じるひずみ緩和量は硬化反応全体で生じる収縮ひずみに比べ微小だが、大きな収縮ひずみが発生する硬化前半と比較して硬化後半は樹脂剛性が高いため、大きな応力変化が生じている可能性も考えられる。次節では、層間樹脂層を有することで発生するひずみ緩和が成形残留変形に与える影響を評価するために、成形中の複数の時間帯で形状計測を行い、その傾向について考察を行う。

3. 成形残留変形への影響評価

3.1 高温保持時間の影響評価

層間樹脂層を有する材料 T800S/3900-2B と有さない T800S/Model epoxy S1 を使用して層間樹脂層が成形残留変形に与える影響を評価した。積層構成は $[90_4/0_4]_s$ (16-ply, 成形後厚み: 3.0 mm (T800S/3900-2B) あるいは 2.6 mm (T800S/Model epoxy S1)), フランジ長さ: 60 mm, 幅: 75 mm である。前節の試験と同様に 2 枚の PTFE フィルムを設置したアルミニウム製成型型上にアイロンによって熱をかけながら積層を行った。積層後、樹脂漏れを防ぐために PTFE フィルムを被せて L 型材の各辺にシーラントテープを配置した。全体をバッキングフィルムで覆った後に真空とオートクレーブ加圧 0.6 MPa 負荷下で成形した。成形サイクルは樹脂層を有する材料では $2^\circ\text{C}/\text{min}$ 昇温, 180°C で 2 時間保持, $2^\circ\text{C}/\text{min}$ 冷却, 樹脂層を有さない材料では $2^\circ\text{C}/\text{min}$ 昇温, 180°C で 7 時間保持, $2^\circ\text{C}/\text{min}$ 冷却とした。脱型後に 3 次元形状測定システム (ATOS, GOM GmbH) で spring-in 角度を計測した後、再度治具上に試験片を設置し、真空とオートクレーブ加圧 0.6 MPa 負荷環境下で成形時と同様に成型形状に拘束した状態で加熱処理した (Fig. 9)。熱サイクルは両材料とも $2^\circ\text{C}/\text{min}$ 昇温, 180°C で 5 時間保持, $2^\circ\text{C}/\text{min}$ 冷却とした。比較のため成型形状への拘束を行わずオープン内で加熱処理を行うための試験片も作製し spring-in 角度を計測した (Fig. 10)。

Spring-in 角度の計測結果を Fig. 11 から Fig. 14 に示す。縦軸は spring-in 角度、横軸は合計での 180°C 保持時間である。なお各試験片で異なるマーカを使用してあり、試験片毎の角度変化が確認できる。オートクレーブ内で成型形状に拘束した状態で加熱処理を行った試験片では、層間樹脂層を有する試験片では spring-in 角度が

Fig. 9 Reheated specimens under pressurized condition.

Fig. 10 Reheated specimens under unpressurized condition.

Fig. 11 Spring-in angle change under pressurized condition (T800S/3900-2B).

Fig. 12 Spring-in angle change under pressurized condition (without toughened layers).

Fig. 13 Spring-in angle change under unpressurized condition (T800S/3900-2B).

Fig. 14 Spring-in angle change under unpressurized condition (without toughened layers).

減少しているのに対し (Fig. 11), 層間樹脂層を有さない試験片では変化しなかった (Fig. 12)。一方, オープン内で成形型形状への拘束を行わずに加熱処理を行った試験では, 層間樹脂層を有さない試験片では spring-in 角度が変化しなかったのに対して, 層間樹脂層を有する試験片では増加する結果となった (Fig. 13, 14)。層間樹脂層を有さない材料では成形型形状への拘束の有無に関わらず再加熱によって spring-in 角度が変化しなかったが, これは 180°C で 7 時間保持した時点で硬化反応が完了したためと考えられる (Fig. 8)。一方で層間樹脂層を有する材料では成形型への拘束を行わずに再加熱した試験片では spring-in 角度は増加したが, 型への拘束を行いながら再加熱した試験片では spring-in 角度が減少した。著者らの過去の研究で T800S/3900-2B の面外方向硬化収縮ひずみを評価しており²⁰⁾, エポキシ樹脂が硬化する際に熱可塑性粒子 ($T_g: 130^\circ\text{C}$) に発生する圧縮応力がエポキシ樹脂の硬化完了後に徐々に緩和することに起因して面外方向に追加の収縮ひずみが発生することが分かっている。よって成形型への拘束を行わずに再加熱した試

Fig. 15 Spring-in angle change under pressurized condition (T800S/3900-2B, 32-ply).

Fig. 16 Spring-in angle change under pressurized condition (T800S/3900-2B, 64-ply).

験片での spring-in 角度の増加は、この追加の収縮ひずみ分の変形であると考えられる。一方で成型型への拘束を行った試験では、コーナ部面外方向に引張応力とそれに起因するひずみ緩和が生じたことで spring-in 角度の減少につながったと考えられる。以上から硬化後半に生じた層間樹脂層を有する材料固有のひずみ緩和は成形残留変形に影響を与えることが分かった。

3.2 板厚の影響評価

航空機構造では様々な板厚の構造が成形されるため、板厚によって層間樹脂層が成形残留変形に与える影響がどのように変化するか評価した。材料には層間樹脂層を有する T800S/3900-2B を用い、積層構成は $[90_4/0_4]_{2s}$ (32-ply, 成形後厚み: 6.0 mm) および $[90_4/0_4]_{4s}$ (64-ply, 成形後厚み: 12.0 mm) とし、再昇温は成型型へ拘束させた状態で行った。その他の実験条件は 3.1 節と同じである。Fig. 15 および Fig. 16 に 32-ply と 64-ply 試験片で計測された spring-in 角度を示す。どちらの試験片も加熱処理によって spring-in 角度は減少した。Fig. 11 (16-ply) の結果と比較すると、板厚が薄くなるほど成形直後の spring-in 角度および熱処理後の角度変化も大きくなることが分かる。硬化収縮時に L 型材に発生する変形は、板厚が薄いほど spring-in 変形に寄与する曲げ変形が支配的になることが知られており^{4,6)}、熱処理後の角度変化も大きくなったと考えられる。

上記の結果から層間樹脂層を有する L 型材ではすべての板厚において再昇温後に spring-in 角度が減少した。特に薄板材では spring-in 変形全体の約 10% の変化が加熱処理によって生じた。この変形量は高精度な部材が必要とされる航空機構造 (許容変形量の目安: 0.25 mm) では無視できない変化である。本実験では意図的に板厚や高温保持時間を変化させたが、航空機構造では ply-drop-off 構造等で厚みが不均一であることに加え、

大型構造のために厚みが均一でも成形時に温度ムラが生じることがある。そうした場合には、部材の各位置で昇温速度および高温保持時間が異なるため、本実験で確認された層間樹脂層の影響を考慮する必要が生じると考えられる。

4. 残留変形メカニズム考察

4.1 有限要素解析

前述の通り硬化後にエポキシ樹脂の T_g が成形温度を超えることから、実験で確認されたひずみ緩和および残留変形の時間変化は、層間樹脂層に含まれる熱可塑性粒子の粘弾性の影響であることが考えられる。そこで汎用有限要素解析ソフトウェア Abaqus 2017 (Dassault Systems Inc.) を使用して簡易的な有限要素解析を行った。Fig. 17 に解析モデルを示す。L 型部材の対称性を考慮することで 1/4 部分のみをモデル化し、コーナ部断面およびフランジ部断面に対称境界条件を設定した。部材寸法はフランジ 60 mm, 幅 37.5 mm, コーナ半径 6.4 mm, フランジ間角度 90° とした。積層構成は成形時ひずみ計測実験と同様の $[90_4/0_4]_{2s}$ (32-ply, 厚み 6.0 mm) とした。また成型型もモデル化し、部材-成型型間の接線方向への摩擦はないと仮定し接触解析を行った。各層を 6 面体 2 次要素でモデル化し、全体で要素数は 47,703, 節点数は 126,569 であった。使用した物性値を Table 1 に示す。硬化反応全体をモデル化する場合、樹脂の硬化反応の進展を考慮し各時間での硬化度に依存した物性値を用いた計算が必要であるが、本解析ではエポキシ樹脂硬化後の高温保持時に層間樹脂層の熱可塑性粒子が有する粘弾性がひずみ緩和と残留変形に与える影響を評価するため、硬化後の物性値を用いた簡易的な解析を行った。なお層間樹脂層の物性値は、硬化後のエポキシ樹脂およびゴム状態の熱可塑性粒子の物性値から、それぞれの体積比率を

1:1としてVoigtモデルを用いて決定した。

まず最初の解析ステップでオートクレープ圧を模擬した0.6 MPaの圧力をL型材表面に与えた。次のステップで硬化温度保持時にL型材に発生するspring-in変形、すなわち硬化収縮のみに起因する角度変化が発生する収縮ひずみを温度変化によって擬似的に与えることで、L型材が硬化後に成形形状に拘束されている状態を模擬した。この際に与えた角度変化は以下のようにして決定した。まず予備試験として実施した平板を用いた成形ひずみ計測から面外方向の熱収縮量を10,000 $\mu\epsilon$ と決定し、面内方向熱収縮をゼロとして(1)式から熱収縮によるspring-in角度を0.9°と推定した。全体の角度変化1.1°からこの熱収縮による角度変化を引いて得られる0.2°を硬化収縮のみに起因する角度変化とし、解析モデルに0.2°の角度変化を生む温度変化として-75°Cの温度変化を与えた。なお、硬化時には面内方向収縮は強化繊維

Fig. 17 FEM model of L-shaped part with inter-laminar toughened layers.

により抑制され面外方向にのみ変形するため、解析においても面内方向の熱膨張率をゼロとしている。そして最後の解析ステップでこの拘束状態での応力緩和を計算するための粘弾性解析を行った。Abaqusにおける粘弾性では、時間 t とともに変化するせん断挙動を次のように表す。

$$\tau(t) = \int_0^t G_R(t-s) \dot{\gamma}(s) ds \quad (3)$$

ここで τ はせん断応力、 $G_R(t)$ は時間に依存するせん断緩和弾性率、 $\dot{\gamma}(t)$ はせん断ひずみ速度を示す。せん断緩和弾性率は瞬間せん断弾性率 $G_R(0)$ を用いて無次元形式で

$$g_R(t) = \frac{G_R(t)}{G_R(0)} \quad (4)$$

と表され、(3)式に代入すると

$$\tau(t) = G_R(0) \int_0^t g_R(t-s) \dot{\gamma}(s) ds \quad (5)$$

となる。粘弾性物性値はProny級数を用いて入力を行った。無次元緩和弾性率 g_R に対するProny級数展開は以下の式で表される。

$$g_R(t) = 1 - \sum_{i=1}^N g_i^P (1 - e^{-\frac{t}{\tau_i^R}}) \quad (6)$$

g_i^P はProny級数パラメータ($0 < g_i^P < 1$)、 τ_i^R は緩和時間、 N は一般化Maxwellモデルの模型要素数である。本研究では層間樹脂層の材料組成が開示されておらず詳細なモデル化が困難であったため、要素数 N が1の簡易的なモデルを用いて計算を行った。この場合、無次元緩和弾性率 g_R は次のようになる。

Table 1 Material properties used in analysis. Direction 3 is through-thickness direction.

		Fiber-resin layer	Toughened layer
Elastic moduli (GPa)	E_{11}	151	1.90
	E_{22}	9.16	
	G_{12}	4.62	
	G_{23}	2.55	
Poisson's ratio	ν_{12}	0.302	0.400
	ν_{23}	0.571	
CTE ($\times 10^6 / ^\circ\text{C}$)	α_{11}	0	0
	α_{22}	0	0
	α_{33}	28.7	50.0
Prony series parameters	g^P		0.900
	k^P		0.500
Relaxtion time	τ^R		1.00

Fig. 18 Through-thickness strain development at center of corner part.

$$g_R(t) = 1 - g^P(1 - e^{-\frac{t}{\tau_R^P}}) \quad (7)$$

体積挙動についてもせん断挙動と同様に以下のように表す。

$$p(t) = K_R(0) \int_0^t k_R(t-s) \varepsilon^{\text{vol}}(s) ds \quad (8)$$

$$k_R(t) = 1 - k^P(1 - e^{-\frac{t}{\tau_R^P}}) \quad (9)$$

ここで、 p は静水圧、 $K_R(0)$ は瞬間体積弾性率、 k_R は無次元の体積緩和弾性率、 ε^{vol} は体積ひずみ、 k^P は Prony 級数パラメータ ($0 < k^P < 1$) である。層間樹脂層の粘弾性が最終的な spring-in 角度に与える影響を考察するために面外収縮を与えた直後に減圧したモデルと粘弾性ステップを経てから減圧させたモデルで解析を行い spring-in 角度を比較した。

4.2 解析結果および考察

Fig. 18 に有限要素解析によって求めたコーナ部板厚方向中央 (FBG センサ埋め込み位置) での面外垂直ひずみ履歴を示す。時間 0 から 1, 1 から 2, 2 から 10 ではそれぞれオートクレープ加圧, 硬化収縮, 粘弾性に起因するひずみが生じている。時間 0 から 1 の加圧ステップでは圧縮のひずみが生じるが、樹脂層の剛性は繊維層に対して小さいため加圧によるひずみが大きく生じている。時間 1 から 2 の硬化収縮ステップでは、高剛性の炭素繊維を有する繊維層に比べて樹脂層には大きな収縮ひずみを与えている (Table 1)。時間 2 以降の粘弾性ステップでは硬化収縮によって生じたひずみに比べて量は小さいものの、実験と同様に樹脂層で収縮ひずみの緩和が生じている。一方で粘弾性を有さない繊維層はひずみが増加しない。次に Fig. 19 に面外垂直応力履歴を示す。時間 1

Fig. 19 Through-thickness stress development at center of corner part.

Fig. 20 In-plane normal stress development at outermost 0° layers.

から 2 で引張方向の応力が生じているのは、面外収縮によって生じた spring-in 変形が成型形状に拘束される際に生じた開口方向の曲げモーメントに起因する (Fig. 3)。粘弾性のステップでは樹脂層だけでなく繊維層の引張応力も緩和していることが分かる。最後に Fig. 20 にコーナ部最外 0° 層の面内応力解析結果を示す。時間 1 から 2 で硬化収縮を模擬した面外収縮を与えた際に成型形状に拘束されることで開口方向の曲げモーメントが生じ、上部 0° 層には圧縮曲げ応力が、また下部 0° 層には引張りの曲げ応力が生じている。時間 2 以降の粘弾性ステップではこれらの応力が徐々に緩和しており、コーナ部に誘起される面外引張応力に起因したひずみ緩和の影響で曲げモーメントも減少していると考えられる。実際に spring-in 角度は硬化収縮直後に減圧した弾性モデルで 0.20° だったのに対し、粘弾性のステップを経た後に減圧したモデルでは 0.18° であり 10% の減少が確認された。

Fig. 21 Spring-in deformation mechanism of L-shaped part with inter-laminar toughened layer.

以上より実験で観察された硬化過程後半でのひずみ緩和と高温保持による spring-in 角度の減少は、層間樹脂層の粘弾性で説明できることが分かった。Fig. 21 に実験・解析結果から考察される層間樹脂層を有する L 型材の変形メカニズムをまとめる。まず硬化反応時に硬化収縮によって面外方向に収縮ひずみが生じる。CFRP の異方性によって面内方向には収縮が生じないため、コーナ部の弧長を維持するために spring-in 変形が生じようとする。しかし部材は加圧により成形形状に拘束されているために開口方向の曲げモーメントが部材全体に生じ、コーナ部には面外方向の引張応力が発生する。粘弾性を有する層間樹脂層が存在することで面外方向にクリープひずみが生じ spring-in 変形の原因となる開口方向の曲げモーメントは減少する。結果として脱型後の spring-in 角度も減少する。

5. 結 言

本研究では層間樹脂層を有する L 型 CFRP 部材を対象に、光ファイバ成形時内部ひずみと残留変形を計測するとともに簡易的な有限要素解析を行い、層間樹脂層を有する材料固有の残留変形メカニズムを考察した。その結果、L 型材コーナ部に収縮ひずみの緩和が発生し spring-in 角度が変化すること、またそれらの現象が層間樹脂層の粘弾性変形で説明できることを明らかにした。大型構造の高精度成形のためには、層間樹脂層の粘弾性変形を考慮に入れて最適な成形プロセスを設定する必要があることが示唆された。今後は、層間樹脂層のより詳細なモデル化に基づく実験との定量的な比較や残留変形のばらつきを補正する手法の提案などが課題である。

本研究は、内閣府総合科学技術・イノベーション会議の戦略的イノベーション創造プログラム (SIP)「革新的構造材料」(管理法人：JST) および JSPS 科研費 26220912 によって実施されたものである。

参 考 文 献

- 1) R. Jones : *Design of Composite Structures*, Bull Ridge Publishing, Virginia (2015).
- 2) 清水隆之, 長井謙宏, 村井友浩, 中間薫一, 松田 隆 : 日本複合材料学会誌, **37**, 1 (2011), 21-28.
- 3) D.W. Radford & R.J. Diefendorf : *J. Reinf. Plast. Comp.*, **12** (1993), 58-75.
- 4) M.R. Wisnom, K.D. Potter & N. Ersoy : *J. Compos. Mater.*, **41**, 11 (2006), 1311-1324.
- 5) K. Takagaki, S. Minakuchi & N. Takeda : *Composites Part A*, **103** (2017), 236-251.
- 6) K. Takagaki, S. Minakuchi & N. Takeda : *Composites Part A*, **103** (2017), 219-229.
- 7) H.W. Wiersma, L.J.B. Peeters & R. Akkerman : *Composites Part A*, **29**, 11 (1998), 1333-1342.
- 8) Q. Zhu, P.H. Geubelle, M. Li & C.L. Tucker Iii : *J. Compos. Mater.*, **35**, 24 (2001), 2171-2205.
- 9) J.M. Svanberg & J.A. Holmberg : *Composites Part A*, **35**, 6 (2004), 711-721.
- 10) J.M. Svanberg & J.A. Holmberg : *Composites Part A*, **35**, 6 (2004), 723-734.
- 11) A. Johnston, R. Vaziri & A. Poursartip : *J. Compos. Mater.*, **35**, 16 (2001), 1435-1469.
- 12) T.A. Bogetti & J.W. Gillespie : *J. Compos. Mater.*, **26**, 5 (1992), 626-660.
- 13) M. Hojo, S. Matsuda, M. Tanaka, S. Ochiai & A. Murakami : *Compos. Sci. Technol.*, **66**, 5 (2006), 665-675.
- 14) K. Kageyama, I. Kimpara, I. Ohsawa, M. Hojo & S. Kabashima : *Composite Materials: Fatigue and Fracture: Fifth Volume*, West Conshohocken, ASTM International (1995), pp. 19-36.
- 15) N. Takeda, S. Kobayashi, S. Ogihara & A. Kobayashi : *Adv. Compos. Mater.*, **7**, 2 (1998), 183-199.
- 16) T. Yokozeki, T. Ogasawara & T. Ishikawa : *Composites Part A*, **37**, 11 (2006), 2069-2079.
- 17) T. Ogasawara, S. Sugimoto, H. Katoh & T. Ishikawa : *Adv. Compos. Mater.*, **22**, 2 (2013), 65-78.
- 18) J. Zhang & B.L. Fox : *Mater. Manuf. Process.*, **22**, 6 (2007), 768-772.
- 19) C. Albert & G. Fernlund : *Compos. Sci. Technol.*, **62**, 14 (2002), 1895-1912.
- 20) 丹羽翔太, 高垣和規, 水口 周, 武田展雄 : 日本複合材料学会誌, **41**, 5 (2015), 168-175.