

博士学位論文

論文題目

航空機構造用炭素繊維複合材料の損傷挙動と
実用特性に関する研究

Doctoral Thesis Title

Damage Behavior and Practical Characteristics of Carbon Fiber
Composite Materials for Aircraft Structures

提出者

東北大学大学院工学研究科
航空宇宙工学 専攻

学籍番号 B3TD1608

氏名 吉岡 健一

Name Kenichi YOSHIOKA

博士学位論文

航空機構造用炭素繊維複合材料の損傷挙動と

実用特性に関する研究

Damage Behavior and Practical Characteristics of Carbon
Fiber Composite Materials for Aircraft Structures

平成 27 年度

(平成 28 年 1 月 12 日提出)

東北大学大学院工学研究科

航空宇宙工学専攻

吉岡 健一

Damage Behavior and Practical Characteristics of Carbon Fiber Composite Materials for Aircraft Structures

Kenichi YOSHIOKA

Abstract

Application of carbon fiber reinforced plastics (CFRPs) to commercial aircraft structures has been significantly expanding after year 2000 due to the increasing needs of reduction of fuel consumption through the structural weight reduction. As a typical example, the primary structures such as wings, fuselage and empennage of Boeing 787, which made its first flight in 2009, consist of the CFRPs. Although such use of the CFRPs contributes to weight reduction of the aircraft, further improvement by the design optimization remains as an issue because of the continuous needs of the efficiency improvement and the increase of air traffic in the world.

Uncertainty in behavior of structural materials generally leads to conservative approach in design. Due to the short history of the CFRPs as structural materials compared with the metallic materials, the uncertainty associated to the behavior of CFRPs tends to lead to conservative design approach to ensure the airworthiness. In order to pursue design optimization without influencing any safety features of the aircraft, further understanding of behavior and fracture of CFRPs becomes essential. The purpose of this study is to gain clear understanding of behavior of the CFRPs that is either currently used in the aircraft or represents any specific features. A database showing the durability and fracture behaviors of the CFRPs qualified as aircraft structural materials is established. A practical method to accurately simulate the damage behaviors of the CFRPs is also presented. In addition, an approach to improve damage resistant of the CFRPs using nanotechnology is proposed and evaluated.

This dissertation consists of five chapters.

In chapter one, the background and motivation of this study is outlined. Historical and current applications of the CFRPs to aerospace industries as well as technical background of the CFRPs technologies are introduced to give a general view of the research field. Current industrial techniques, such as the molding method and its trend and property improvement, are also addressed. Three typical damage modes featured in the present study, fiber breakage, matrix cracking and delamination, are defined and described. Relevant research studies in the field are also introduced to clearly identify the scope and purpose of the present study.

Chapter two is the main part where the damage and fracture behaviors of the CFRPs currently used for aircraft structures are examined and discussed. The material systems are selected around the interlaminar toughened prepreg based laminates qualified by the Boeing commercial airplanes. Firstly, environmental durability of the material qualified for Boeing 777 aircraft is assessed to confirm its performance under current design criteria. Extensive database showing long-term environmental durability of the material system is established. Secondly, matrix cracking and delamination behavior of the interlaminar toughened laminates are experimentally studied. Especially, effects of the edge finishing conditions are examined in detail for the first time. Significant effects of the laminate edge, which suggest high potential performance of the materials under controlled edge effects, are experimentally shown. In addition, advantage of the interlaminar toughened system in terms of delamination induced properties is found through the evaluation. Finally, damage initiation and propagation of fabric based laminates under cyclic tensile loading are investigated. Based on the experimental data and microscopic observation, damage mechanisms are elucidated by an approach based on the crimp model. It is confirmed that the model has capability to predict the effect of the matrix cracking and yarn-level debonding on the laminate tensile modulus. That finding is consistent with the residual open hole strength data after cyclic loading in light of stress redistribution caused by local reduction of the laminate modulus.

In Chapter three, a numerical approach to understand damage mechanisms of CFRPs is studied. Focus of the study is efficiency of the numerical simulation, where calculation model size is minimized maintaining accuracy. Open hole tensile strength, one of the most important properties in the structural design of CFRPs, is subject of the study. Two types of numerical simulation model, cohesive element and the continuum damage mechanics (CDM) are selected and incorporated in the calculation to model the damage in the CFRP laminates. The three types of damage mode, fiber breakage, matrix cracking and delamination are subjects of the study. In order to find out a practical method to efficiently predict the strength, various different combinations of the models are applied to the three damage modes. It is found that the appropriate selection and combination of the models, where the cohesive element and CDM are applied to the delamination and splitting, respectively based on experimental observation, give the most accurate and efficient method to predict the laminate strength. In

addition, a fabric based CFRP laminate is also used as a practical case study to demonstrate the advantage of such the approach.

In Chapter four, a new approach to improve performance of the aerospace grade CFRPs is investigated. Based on the current practical issues in the industry and the findings from previous chapters, improvement of interlaminar fracture toughness is selected as a property of interest. A nano-scale reinforcement, carbon nanotube (CNT), is used in the study. Two forms of CNT, i.e., unidirectional sheet and dispersion in the resin matrix, are selected for the toughening agent. The unidirectional sheet is fabricated by drawing from the CNT forest synthesized on the catalyst surface. Particular interest is in the combination of such CNT forms and conventional thermoplastic based interlaminar toughening. Application of the CNT forms to the prepreg process is firstly studied to address future application of the technique into the industrial scale of production. Laminate configurations are selected so that such scale up is feasible. The toughness data and microscopic observation reveals that an appropriate combination of the CNT and thermoplastic toughener exhibit significant improvement in mode II interlaminar toughness. That is realized by containing crack propagation in the thermoplastic toughener domain. It is also suggested that future improvement in adhesion between the matrix epoxy resin and CNT surface would improve mode I and II interlaminar toughness of the CFRP laminates.

The concluding remarks of the present study are provided in chapter five.

目次

第1章 序論	1
1.1 炭素繊維複合材料による軽量構造の実現	1
1.2 材料強度と損傷形態	3
1.3 一方向強化複合材料と織物強化複合材料	7
1.4 炭素繊維複合材料の成型技術	8
1.5 既存技術	10
1.6 本論文の概要と構成	16
第1章の参考文献	18
第2章 炭素繊維複合材料の損傷機構の実験的および解析的検討	23
2.1 緒言	23
2.2 航空機主構造材の長期耐久性評価	25
2.3 一方向強化積層板の損傷挙動の実験的検討	32
2.4 織物強化積層板の損傷挙動の実験的および解析的検討	42
2.5 結言	53
第2章の参考文献	55
第3章 炭素繊維複合材料の損傷機構の数値解析的検討	57
3.1 緒言	57
3.2 損傷モデル	59
3.3 擬似等方有孔板の引張解析	65
3.4 織物材有孔板引張試験解析	74
3.5 結言	79
第3章の参考文献	80
第4章 ナノ材料による層間強化炭素繊維複合材料の力学特性	83
4.1 緒言	83
4.2 実験方法	84
4.3 実験結果および考察	87
4.4 結言	97
第4章の参考文献	99

第 5 章	結論.....	101
謝辭	105

第1章 序論

1.1 炭素繊維複合材料による軽量構造の実現

炭素繊維は、比強度や比弾性率に優れる強化繊維の代表として広く認知され、熱硬化性樹脂をマトリクスとする炭素繊維複合材料は、1970年代以降、軽量・高強度・高剛性が要求される用途に広く使われるようになった。とくに、軽量化要求の高い構造の代表である航空機構造においては、Fig. 1-1 に示すとおり、初期には小型機・軍用機への採用に始まり、続いて1980年代以降、民間大型機の主構造への適用が本格化[1]し、2000年以降大幅に拡大している。2009年に初飛行した米国 Boeing の 787 型機は、Fig. 1-2 のように、主翼、尾翼、胴体など機体構造重量の約 50%に炭素繊維複合材料が使用されており[2]、これと競合する欧州 Airbus の A350 型機（2013年初飛行）も同様の構成となっている。

近年、地球温暖化など環境問題への対応の重要性とその難しさがますます強く認識され、産業の環境負荷が市場選択の大きな要素となっている。こうしたなかで、航空機に限らず、自動車、鉄道など輸送機器の構造の軽量化は、消費エネルギーの削減を通じて確実に環境負荷を減らす切り札的な手段といえる[3]。したがって、構造材料の金属から炭素繊維複合材料への置き換えは、社会的なニーズに沿うものといえる。

しかしながら、ユーザー・構造設計者の視点で見た炭素繊維複合材料は、軽量化手段として未だ完全な解答とはなり得ていない。航空機構造に限らず、構造材料の選択は、力学特性からもたらされる軽量化効果と、コストとを総合的に検討して決められるが、軽量化効果が重視される航空機においても、従来の金属部材から選択的に複合材料化が進んできており、金属と複合材料の棲み分けが進んでいるのが現状である。こうした状況は、炭素繊維複合材料の損傷・破壊メカニズムの理解に立脚した力学的挙動の予測の困難さに起因して、その潜在的性能を生かし切れていないことがその一因と捉えることができる。

複合材料により構造のさらなる軽量化を推進する手段としては、材料あるいは成形加工コストの削減がまず挙げられる。このアプローチは炭素繊維の黎明期以来継続されているものであり、今後もその成果が待たれているものであるが、力学特性を維持しつつ低コスト化を実現することについての技術的難度は決して低くはない。

一方、構造軽量化を進めるもう一つのアプローチとして、材料の力学特性のポテンシャルを極限まで引き出した設計法が挙げられる。これは、材料の強度予測の精度を上げ、設計に使用する許容値を、信頼度を維持しつつ極限まで向上させることにより実現される。そのためには、材料がどのように損傷し破壊するかという現象に対する深く正しい理解が不可欠である。

航空機主構造への炭素繊維複合材料積層板の利用を例に挙げて述べる。一般に、積層板の設計許容値は、実測強度から統計的に導き出された値に対し、環境要因や積層構成要因に関

するいわゆるノックダウンファクターや、ある種的前提を導入して決定される[4]。その際に、当然ながら安全性の確保の観点からファクターや前提は必ず安全サイドの導入・決定がなされる。例を挙げれば、積層板の強度に対する積層構成要因を考慮するに際し、構造設計で 사용되는積層構成の範囲（いわゆる design space）から、代表的ないくつかの積層構成を抜き出して強度を実測し、破壊ひずみが積層構成に大きく依存しないことを確認したうえで、最も低い破壊ひずみを基準として許容値が決定される。そこには、複合材料の損傷・破壊過程が積層構成で異なるというメカニズムは考慮されず、その不確定性は安全サイドで設計に取り込まれる形となるため、ある種の積層構成においては不必要に低い設計許容値を適用し、結果として構造の軽量化が制限される場合が多い。

また、構造材として使用される炭素繊維強化複合材料としては、一方向強化材をベースとするものと、織物強化材をベースとするものがあるが、この両者の損傷・破壊メカニズムには差異が存在するにもかかわらず、過去知見の多い一方向強化材の挙動についての考え方で織物強化材の許容値が決められており、織物強化複合材料のポテンシャルを設計に十分に生かせていないのが現状である。

本研究では、これらの現状に対し、炭素繊維複合材料の損傷・破壊挙動を、実験的および解析的手法によって明らかにすることで構造の軽量化を、他の制約条件（安全性、コスト、材料基本物性）を維持しながらさらに進めることを目的とする。より具体的には、引張荷重下における炭素繊維複合材料の代表的な損傷形態である、繊維破断、マトリクスクラックならびに層間はく離に着目して、航空機構造に実際に採用されている材料を中心に検証する。加えて、現在設計に考慮することが難しい層間クラック進展挙動について、新しいアプローチでこれを改善し、予測可能とする検討も行った。

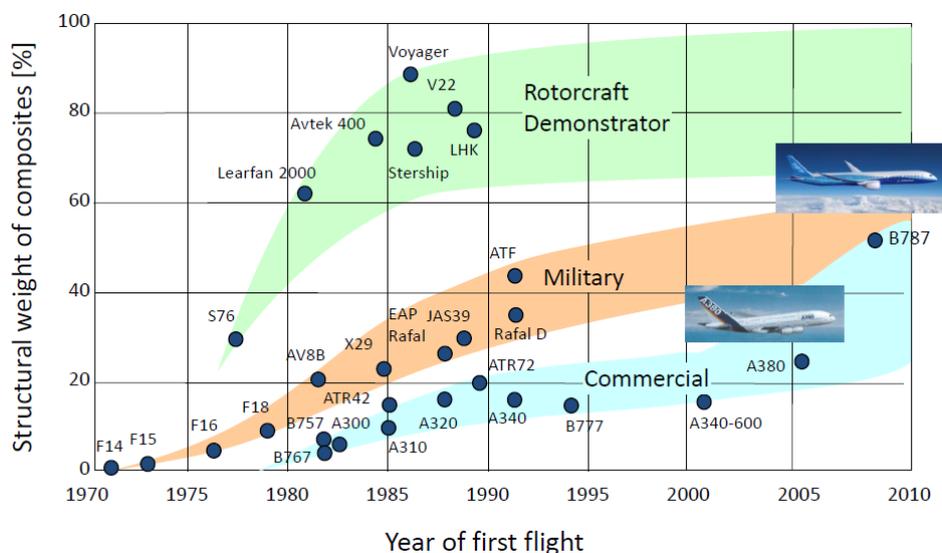


Fig. 1-1 Trend of composites use in aircraft structure [1].

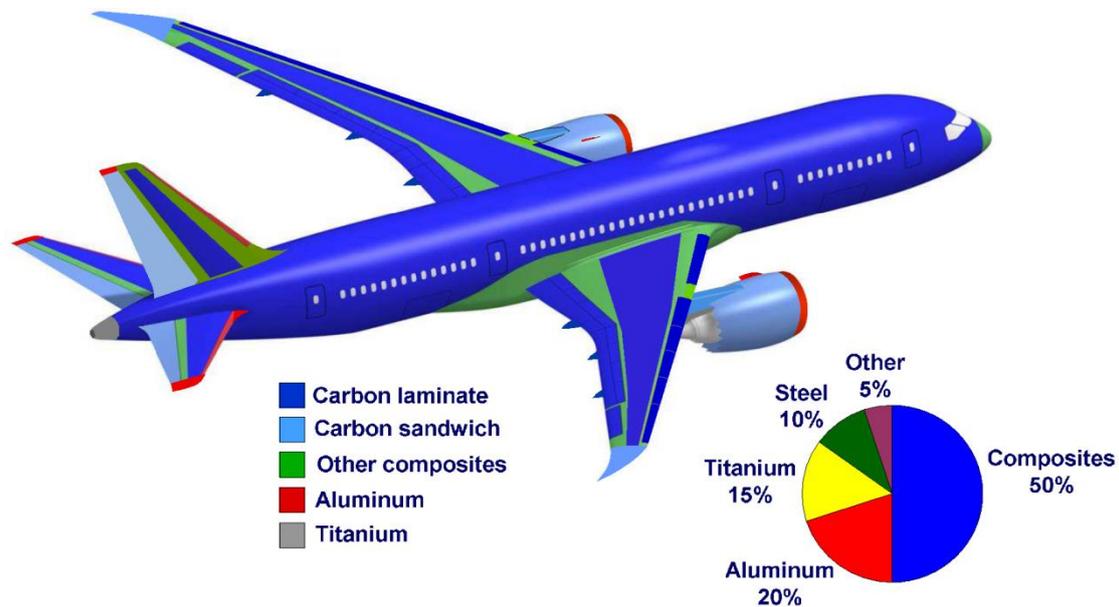


Fig. 1-2 Materials used for Boeing 787 structure [2].

1.2 材料強度と損傷形態

炭素繊維の一般的な定義は、「有機物を原料プリカーサーとし、熱処理によって炭素90%以上からなる繊維」である[5]。この定義に従う炭素繊維はその原料プリカーサーの種類により分類されるが、なかでも航空機や他の産業用に最も広く使われるものが PAN 系（ポリアクリルニトリル系）炭素繊維である。本論文では、主たる強化繊維としてこの PAN 系炭素繊維を用いた複合材料を取り上げる。

炭素繊維は引張強度と弾性率が高く、かつ密度が低いことが特長である。炭素繊維の強度ならびに弾性率は、それらを密度で除した値すなわち比強度と比弾性率を指標として Fig. 1-3 のようによく表現される。PAN 系炭素繊維には、その製法に対応して高強度炭素繊維と高弾性率炭素繊維の2種があるが、航空機構造材料等に広く使用されているのは高強度炭素繊維である。比強度および比弾性率はいずれも長さの次元を持ち、比強度は地球上の重力下で繊維自体を切らずにぶら下げることのできる最大長さに対応する。Fig. 1-4 に代表的な PAN 系炭素繊維の単繊維（フィラメント）の電子顕微鏡像を示す。

PAN 系炭素繊維の内部構造については、Bennett らのよく知られた研究があり [6, 7], Fig. 1-5 に示す構造を有していると認識されている。基質が脆性なグラファイト構造であることから、PAN 系炭素繊維の引張強度には顕著な欠陥依存性がある[8]。欠陥の大きさや分布と強度との関係を詳しく調べ、それらへ及ぼす製造方法・条件の影響を明らかにし適正化することにより、炭素繊維メーカーは強度向上を実現してきた[9]。複合材料の引張強度は、上述した強化繊維の引張強度にももちろん大きく影響されるものの、後述のように複合材料中では

一本の炭素繊維の引張破断は直ちに材料破壊には繋がらず，複合材料としての引張破断には他の多くの要因が介在する。

繊維強化複合材料の損傷あるいは破壊形態としては，引張応力状態下の破壊形態のみに着目しても，上述の繊維破断の他に，材料として損傷する重要な形態が存在することが知られている．このような損傷の代表例が，マトリクスクラックと層間はく離である．軽量構造に用いられる炭素繊維複合材料において，繊維破断，マトリクスクラックならびに層間はく離の3種の損傷形態は，特に重要と考えられており，本研究でもこれらの損傷形態に注目して実験および解析を実施した．以下に，これら3種の損傷形態について，それぞれ定義と特徴を述べる．

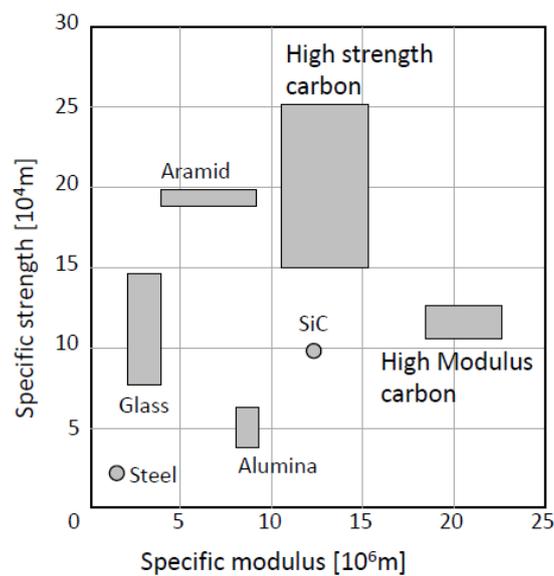


Fig. 1-3 Specific strength and modulus of reinforce fibers.

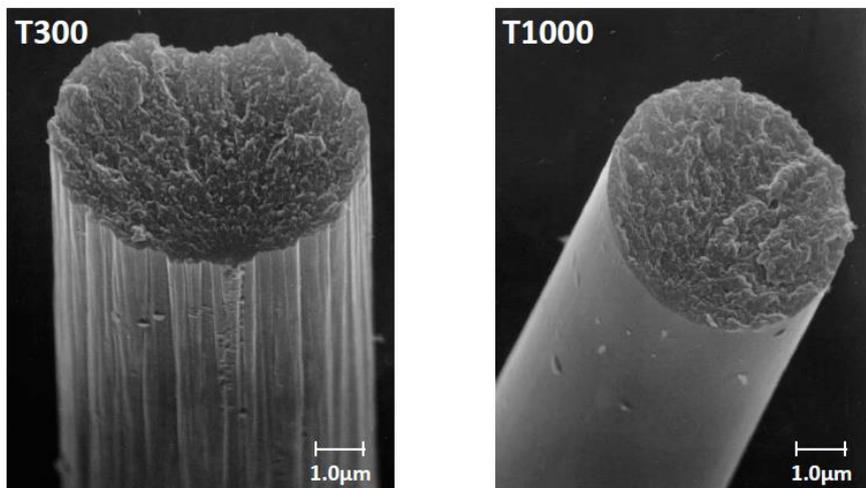


Fig. 1-4 SEM images of PAN based carbon fiber filament.

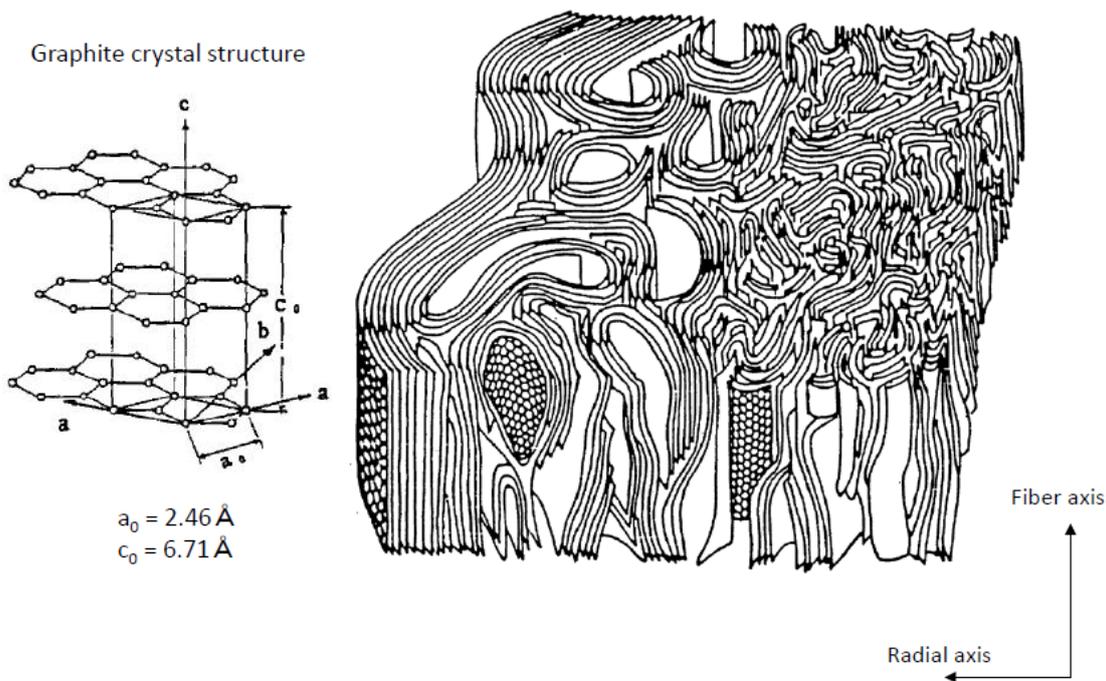


Fig. 1-5 Structure of PAN based carbon fiber [8].

1.2.1 繊維破断

上述のように、炭素繊維複合材料の引張強度は基本的には強化繊維である炭素繊維の引張強度に主に支配される。炭素繊維の単繊維（フィラメント）の強度は、単繊維中の欠陥サイズと存在確率により広い分布を有するため、まず最弱の単繊維が引張破断するものの、直ちには複合材料全体の破壊を誘起しない。最弱単繊維が負担していた引張荷重は、その近傍に存在する健全な単繊維によって負担され、全体として荷重負担能力は維持される。したがって、最弱単繊維が破断を生じた後に、複合材料の全体破壊に至る過程では、破断後の最弱単繊維から周囲の健全な単繊維への荷重の再分配が重要な役割を果たす。これには、マトリクスおよび炭素繊維とマトリクスの界面の特性が大きく影響することが知られ、そのメカニズムについて詳細な研究が行われている[10-12].

本論文では、最弱単繊維の破断に加えて、その後に発生する再分配荷重を負担する単繊維の二次的な破断をも含めて繊維破断と呼ぶこととする。

1.2.2 マトリクスクラック

マトリクスクラックは、強化繊維間に存在するマトリクスあるいは繊維とマトリクスの界面に発生し、繊維破断を伴わずに進展するクラックであり、繊維と異なる方向に引張荷重が加わる場合の代表的な損傷形態である。交差積層板において、0度方向に引張荷重を加えた場合に、90度層に発生することから、90度クラックと呼ばれたり、主軸方向 (longitudinal)

と直交の方向（transverse）に発生・進展することからトランスバースクラックと呼ばれることもある。

通常、一方向強化材において強化繊維配向と直交する方向は、破断ひずみが最も低い方向である。そのため、マトリクスクラックは、引張荷重下で積層板に最初に発生する損傷であることが多い。マトリクスクラックの発生によって繊維直交方向の引張荷重負担能力は失われるが、積層板においては主たる荷重を負担する強化繊維が破断するわけではないので全体破壊を必ずしも誘起しない。しかしながら、積層板内部の応力分布に影響を及ぼすことからその挙動の理解は重要である。また、液体や気体の密封性が失われるのでそのような機能を持たせた部材においては特に重要な損傷形態である。

織物強化材においても、強化繊維間あるいは繊維とマトリクスの界面に同様のクラックが発生する。本論文においては、このようなクラックもマトリクスクラックと呼ぶこととする。織物強化材においても、マトリクスクラックの理解は一方向強化材と同様な意味を持つ。さらに、織物強化材に発生するマトリクスクラックは形態やその影響が一方向強化材よりも複雑である。この課題については第2章で論ずることとする。

1.2.3 層間はく離

積層板の層間に発生する層間はく離も強化繊維の破断を伴わない炭素繊維複合材料の代表的な損傷形態である。層間はく離の進展の予測は繊維破断やマトリクスクラックの予測よりも困難であることに加えて、外部からの検出ができないまま広く進展することがあるため、特に航空機構造の安全性確保に際して重視されてきた。

従来のアルミニウム合金など金属材料と異なり、疲労破壊をほとんど考慮する必要のない炭素繊維は、航空機の主構造材としては非常に有利であるが、層間はく離は炭素繊維の破壊を伴わずに繰り返し荷重で進展する。また、層間はく離は衝撃荷重によって初期損傷として発生しはく離進展の起点となり得るが、複合材料は金属と比較して衝撃荷重によって表面に残るデント（凹み）が小さく、損傷の目視検出が困難である。したがって、航空機構造として使われる炭素繊維複合材料において、目視検出できないほど小さい表面デントに伴う層間はく離は、その後の機体運用中の荷重では進展しないこと、あるいは次回定期検査までに問題となる大きさまで進展しないことが要求される。

この問題は大型民間機の耐空性の保障のために重要な課題であったため、積層板の層間に靱性の高いフィルムや粒子などを挿入することで、はく離の進展を抑制する試みが行われている [13, 14]。Boeing の民間機として始めて炭素繊維複合材料を主構造に採用した 777 型機においては、靱性の高い熱可塑性樹脂の微粒子を層間に配置することでこの問題が解決され [15]、その後の 787 型機にも同様の技術が継承されている。しかしながら、軽量構造とくに

航空機主構造において、この層間はく離進展問題は依然としてきわめて重要であり、この面での材料の改良によって将来のさらなる軽量化構造が実現する可能性もある。

1.3 一方向強化複合材料と織物強化複合材料

繊維強化複合材料は連続繊維強化材と不連続繊維強化材に大きく分類される。一般的に、連続繊維強化材は力学特性に優れているものの工業的な成型方法が限定されるという特徴があり、一方、不連続繊維強化材の力学特性は前者に劣るものの成型方法として射出成形など安価で高速な技術が適用できるという特徴がある。航空機などの軽量構造では当然ながら力学特性が優先されることが多く、連続繊維強化材が多用されるため、本研究ではこれを取り上げる。

連続繊維強化材は、さらに、一方向強化複合材料と織物強化複合材料に分類される。前者は、並行に引きそろえられた強化繊維による単層 (lamina) をベースとするものであり、後者は強化繊維を織物形態で使用するものである。いずれも、単層あるいは一層の織物を構成単位として、多方向に繊維が配向するよう積層して使用されるのが一般的である。なお、本論文では、一方向強化複合材料の単層を複数層積層した積層板を一方向強化板と呼ぶこととする。すなわち、単層の繊維配向を変えて積層してなる積層板は、全体としての強化繊維の配向は一方向ではないものの一方向強化板として分類する。

一方向強化積層板の弾性的挙動は、直交異方性をもつ単層が積層された積層板の断面のせん断変形は無視できるという平面保持の仮定 (Kirchhoff 仮定) にもとづいた積層板理論 (lamination theory) で精度良く記述できる。これにより、損傷が存在しない積層板の挙動を予測することはできるが、単層内あるいは単層間に損傷が入った後の挙動の高精度の予測には、損傷をモデル化した数値解析を必要とする。この目的で多くの損傷モデル化手法が提案されている [16, 17]。結合力要素 (cohesive element) および連続体損傷力学 (Continuum Damage Mechanics) モデル等がその代表例であるが、このような損傷モデルは計算負荷を大幅に増大させることが多い。解析の実用的観点からは、限られた計算時間のなかで如何に十分な解析精度が得られるかが重要な課題であるが、この課題に対する研究例は少ない。

織物強化積層板にも積層板理論は適用可能であるが、単層の内部構造が一方向強化材よりも複雑であることから、その挙動は広く研究対象になっており [18]、そのなかで弾性特性を得るための手法が提案されている。Mosaic Model および Crimp Model はその例である。織物強化積層板の場合、損傷を適切に解析に取り込むためには、このような単層内部構造の簡便なモデル化が有効であり、その詳細については後述するが、実際の損傷をこのような織物構造に取り込み、その効果を実験データと照合させた例はいまだ少ない。

1.4 炭素繊維複合材料の成型技術

炭素繊維複合材料の成型方法は、使用される繊維の長さや形態、マトリクス樹脂の種類等によって選択される。連続繊維強化材においては、中間基材であるプリプレグを用いたプリプレグ／オートクレーブ法、特殊なプリプレグを用い、オートクレーブでの加圧を行わず成型するアウト・オブ・オートクレーブ法、ドライプリフォームを使用し低粘度樹脂を加圧注入するレジントランスファーモールドディング（RTM）法、同じくドライプリフォームを用い真空圧で樹脂を吸引注入する真空レジントランスファーモールドディング（VaRTM）法などが工業的に適用されている。

このうち、航空機構造等で多く採用され、本研究で取り上げるプリプレグ／オートクレーブ法とレジントランスファーモールドディング法について以下に説明する。

1.4.1 プリプレグ／オートクレーブ法

プリプレグは、強化繊維に予め（pre）樹脂を含浸（impregnate）させたシート状の中間基材である。樹脂は未硬化のモノマー状のものを、適切な粘度に調整し、強化繊維に含浸させる。含浸させる際に樹脂粘度を一段と下げる必要があるが、この方法として、溶媒を用いる方法（ウェット法）、熱を加えることにより粘度を下げる方法（ホットメルト法）の2つの方法があり、ともに工業化されている。

プリプレグ／オートクレーブ法は、高粘度となりがちな高性能エポキシ等の熱硬化性樹脂を、成型プロセス前に含浸させることができることに加えて、強化繊維の配向や形態を予めある程度固定させることができることから、力学特性を優先する用途に適しており、航空機の主構造や、高グレードのスポーツ用品部材に最もよく採用されている。強化繊維の形態としては、前項に述べた一方向強化複合材と織物強化複合材の両方のタイプがある。一方向強化タイプのプリプレグの、ホットメルト法による一般的な工業的製造工程を Fig. 1-6 に図示する。

成型プロセスにおいては、まず未硬化のプリプレグを積層し、バッグ／真空吸引することで一体化させる。積層の際に各プリプレグシートの繊維方向を指定することで複合材料の特性を設計することができる。こうして形成した積層体をオートクレーブに投入し、加圧するとともに加熱して熱硬化性樹脂を硬化させる。オートクレーブ内で加圧することにより、樹脂内に空気が残存しボイドとなることを防止する。なお、プリプレグおよび樹脂に特殊な処理を行い、この加圧を省略してもボイドが残存しないようにしたものが前述のアウト・オブ・オートクレーブ法である。なお、オートクレーブを用いるかわりに、プレス装置を用いたり、あるいは熱収縮テープを用いて成型中に加圧する方法が、ゴルフシャフトなど円筒状

の部材に使われることも行われており、これも広義のアウト・オブ・オートクレーブ法といえる。

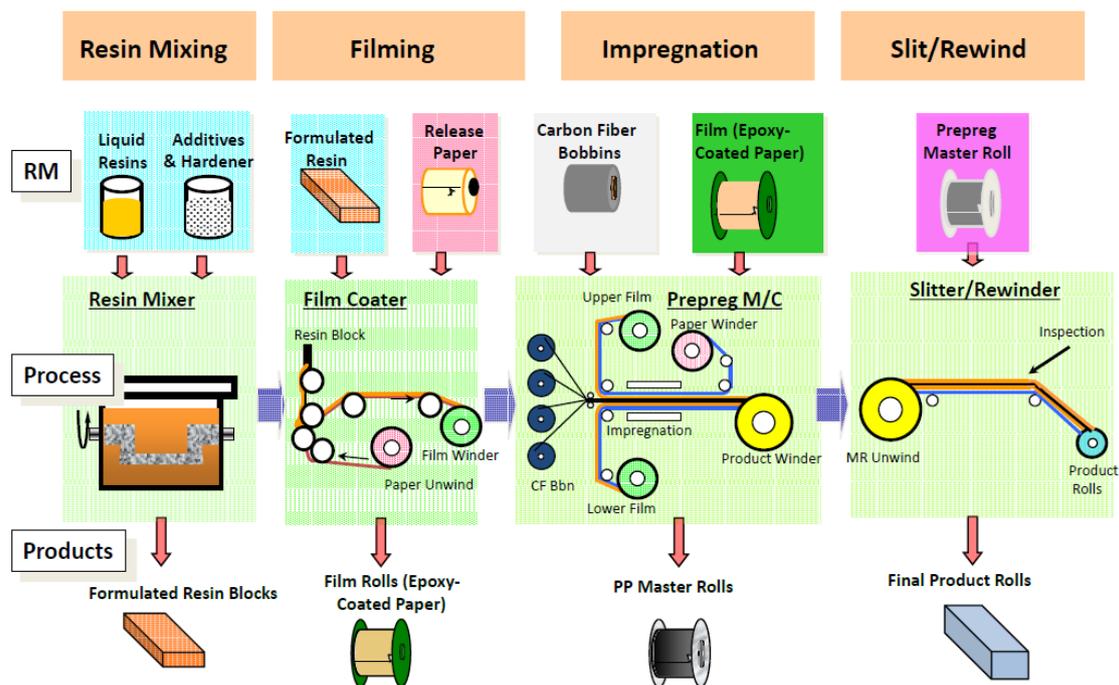


Fig. 1-6 Industrial production process of carbon fiber prepreg.

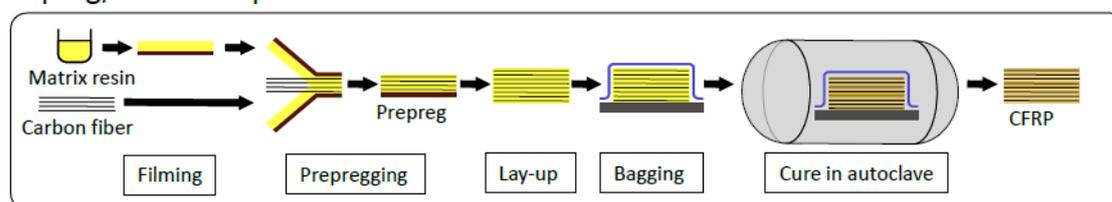
1.4.2 レジントランスファーモールドディング法

レジントランスファーモールドディング法は、樹脂を含ませる前のドライ状態の強化繊維を型の内部に配置し、型を閉じた状態で未硬化の低粘度樹脂を型内に注入することで成型する方法である。プリプレグを用いない成型法であることから全体的なコスト、すなわち成型プロセス側からみればプリプレグに対応する材料コストの低減が可能であるという特長がある。一方で、ドライ状態で強化繊維を取り扱う必要があるため、織物やランダムマットなどに繊維形態が限られること、注入工程のため樹脂の未硬化粘度が低く、かつ硬化前の低粘度時間を長く維持する必要から樹脂設計が限られることなどの制約がある。したがって、プリプレグ/オートクレーブ法に対して複合材料の力学特性は一般的に劣る。

本方法では、オートクレーブは不要であるが、樹脂注入時に型を閉じるプレス機などの機構が必要である。樹脂の注入圧力を高くすることは、プロセス時間を短縮すること、より高粘度の樹脂を使用し、ひいては複合材料の物性を向上することに繋がり好ましいが、そのためには型を閉じる圧力を高くする必要があり、投影面積の大きな大型部材に対しては技術的難度が大きく、場合によっては設備費の増大により大きなコスト増加要因になる。

この問題点を解決しようとしたのが真空レジントランスファーモールドイング（VaRTM）法である。この方法では、型を閉じて樹脂を加圧注入するかわりに、強化基材を封入した系をシールして真空引きし、大気圧との差圧を利用して樹脂を注入するものである。これにより、加熱の手段さえあれば原理的に部材の大きさの装置的制約は無くなり、航空機の部材でも比較的大型のものや、建築構造などに適用されている。三菱航空機が開発を進める MRJ

Prepreg/autoclave process



VaRTM process

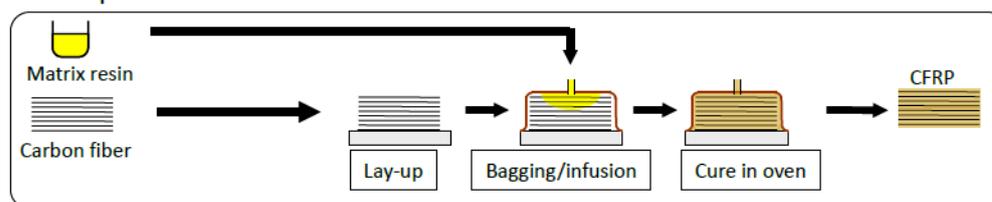


Fig. 1-7 Comparison of prepreg/autoclave process and VaRTM process.

（Mitsubishi Regional Jet）の尾翼部材の一部にはこの真空レジントランスファーモールドイング法で成型した炭素繊維複合材料部材が採用される予定である [19-21]。Fig. 1-7 には、真空レジントランスファーモールドイング法を、プリプレグ/オートクレーブ法と対比させて図示している。

真空レジントランスファーモールドイング法においては、樹脂の注入は大気圧と真空の差圧によって行われる。そのため、通常のレジントランスファーモールドイングよりもさらに低粘度の樹脂が要求され、また樹脂がより効率的に部材全体に行き渡るように樹脂含浸メディアと呼ばれるポーラスな基材を用いるなどの技術開発が行われている。

1.5 既存技術

上述した炭素繊維複合材料の3つの代表的な損傷形態（繊維破断、マトリクスクラックおよび層間はく離）の重要性は従来から認識され、現象のモデル化や解析による損傷予測などが試みられてきた。以下に、その一般的な理解あるいは代表的な研究例について述べる。なお、本研究の主な目的は、これら従来のモデルの有効性を、現実に航空機等に工業的に採用されている材料で実証し、現実の問題により有効に適用するための指針を得ることにある。

1.5.1 繊維破断

先に述べたとおり炭素繊維はセラミックなどと同様に脆性材料とみなせる．そこで古くから最弱リンクモデルに対応する式(1-1)に示す Weibull 分布によって強度分布を記述するアプローチが古くから受け入れられている[22-24].

$$F(\sigma) = 1 - \exp \left\{ -L \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^m \right\} \quad (1-1)$$

ここで、 $F(\sigma)$ は応力 σ における炭素繊維の破壊確率、 L は繊維の試長である． σ_0 は scale パラメータであり、 m は Weibull パラメータと呼ばれている． σ_0 と m は分布の形を示す定数である．一方向強化材の単層は、このような強度分布を持つ炭素繊維単繊維を束ね、さらに単繊維間をマトリクス樹脂で埋め応力の相互伝達を可能としたものと考えることができる．まずは、単繊維を束にすることをモデル化する．Fig. 1-8 に示すとおり、強度の異なる複数の単繊維に均等に引張荷重を加えると、最弱単繊維が破断した時点で、その単繊維が負担していた荷重は他の健全な単繊維に均等に配分される．次に、二番目に強度が低い単繊維が破断し、同様に健全な単繊維に荷重が配分される．この繊維破断と荷重配分プロセスが繰り返されることで、配分荷重が残りの健全な単繊維では負担しきれない状態に至る．この状態の荷重がこの「束」の強度である．

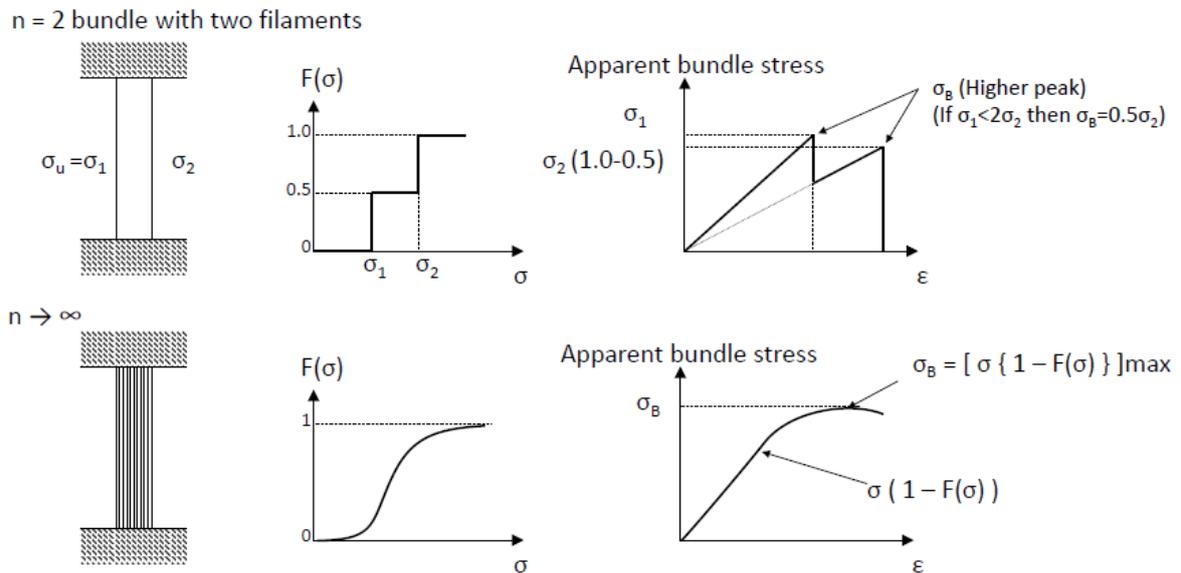


Fig. 1-8 Model of bundle tensile strength.

束を構成する単繊維の強度に大きなばらつきが存在する場合においても、束の強度のばらつきは単繊維強度分布全体の関数であることから、単繊維の数が大きくなると急速にばらつきが減少する。すなわち、多数の単繊維を束ねて強化繊維とすることにより、束全体としての強度のばらつきを抑えることができる。ここで、(1-1)式に示した Weibull 分布に従う n 本の単繊維からなる束の強度の変動係数 CV_b は次式で表される。

$$CV_b = \left[\left\{ \exp\left(\frac{1}{m}\right) - 1 \right\} / n \right]^{1/2} \quad (1-2)$$

単繊維の本数 n の増加に伴って束の強度ばらつきは低下する。すなわち、大きな強度ばらつきを有する炭素繊維を「束」として複合材料を形成することで、ばらつきの小さな構造材料とすることができる。

次に、マトリクス樹脂の効果についてレビューする。上述の束においては単繊維間の応力の相互伝達が行われないので、束内の単繊維が破断すると応力負担能力はその全長にわたって失われる。一方、単繊維間の応力がマトリクスを通じて行われる状態では、破断点から長さ方向に離れると応力が回復するので、応力負担能力が失われる範囲（長さ方向）は、破断点の近傍に限定される。これを Rosen は *ineffective length* と呼んだ[23]。または、応力が回復するまでの長さという意味で応力回復長さとも呼ばれる。このモデルに基づけば、繊維を複合材料の強化要素として使うということは、束を長さ方向に *ineffective length* の 2 倍ずつ分割し、直列に繋ぐことに相当する。これによって、実質的な有効長さ（体積）を非常に小さくすることができ、全体として束強度を向上させることができる。

以上より、炭素繊維複合材料における繊維破断挙動は、単繊維破断の空間的な伝播として扱うことができる。さらに、複合材料としての強度は単繊維強度分布に加えて、単繊維間の応力伝達を担うマトリクス樹脂と界面に大きく依存することが理解できる。近年においては、破断単繊維からの応力再配分に関して数値解析を含むさらに詳細な検討が行われ、実験値に近い複合材料強度が得られるようになってきている[25-27]。

なお、一般的に炭素繊維の引張強度として扱われているものは、公的規格[28-30]に定められた樹脂含浸ストランド強度であり、上記の束やマトリクス樹脂の影響を取り込んだ強度である。単繊維強度をベースとする強度理論の議論には、樹脂含浸ストランド強度の他に何らかの方法で純粋な単繊維強度を実験的に求めることが必要である。その方法としては、ゲージ長さを規定した単繊維の引張試験が知られているが、単繊維を樹脂に埋め込み、いわゆるフラグメンテーション法を応用し引張負荷下で破断点が発生・増加していく過程から単繊維の強度分布を得る方法も活用されている[26, 27]。

1.5.2 マトリクスクラック

マトリクスクラックの理論的研究としては、70年代以降、クロスプライ積層板を対象としたいわゆるトランスバースクラックを扱った多くの研究例が公刊されている。その初期には、shear-lag モデル[31, 32]を利用した応力クライテリオンが多く検討された。Shear-lag モデルは、前項で論じた破断単繊維からの応力伝達の考え方と類似したものであり、マトリクスクラックを有する単層の応力負担能力がクラック面から離れるにつれて回復するというモデルである。初期の shear-lag モデルは面外応力を考慮しない 1 次元モデルであったが、Hashin [33–35]はこれを 2 次元、次いで 3 次元に拡張した。

Shear-lag モデルを用いた解析は基本的に応力クライテリオンに基づくものであるが、その後、グリフィスクライテリオンを利用したエネルギー平衡モデルへと発展していった。一般に積層板の端部においては自由端特有の応力状態が生じ、それが原因となりマイクロクラックが生成する。このマイクロクラックが積層板内部へと進展するかどうか（このクラックのことを貫通クラックという）の判断にエネルギー平衡モデルが大変有効であることが知られている。つまり、エネルギー平衡モデルは材料内部のクラック密度推定というよりは、初期貫通クラック生成条件の判定に有用である。これにより積層板各層の適切な板厚を決定することができる。

一方で、材料内部のクラック密度推定には初期貫通クラック生成条件だけではなく、自由端でのマイクロクラック生成に関する統計的な性質を組み込むことが必要不可欠であり、近年では、自由端特有の応力状態をも加味したマルチスケール解析も数多く提案されている。これまでも、マトリクスクラック発生条件に関する数多くの理論的研究が報告されているものの、実験的検討においてはマトリクスクラックの発生が積層板の端面（加工面）に影響されることも知られていた。この現象は理論的研究の有効性を著しく限定し、実適用における重大な課題となっているが、この事実は自由端でのマイクロクラック生成要因の重要性の証左といえる。マイクロクラック生成要因メカニズムの理解に関し、マルチスケール解析に加えて、実験的にその影響を明確化することができれば、マトリクスクラック生成条件の決定が可能となるだけでなく、これを抑制するための材料開発にもフィードバックが可能となる。しかしながら、解析的研究に対して、実験的に自由端の影響をくわしく検討した研究例は非常に少ない。

マトリクスクラックは積層板における代表的な初期損傷であることから、その発生後のクラックの蓄積や積層板の挙動も重要な課題として認識されている。マトリクスクラックの近傍で荷重は隣接層に配分されるが、その際に層間の特性は重要な要因となる。層間にはく離への対策として高靱性材料による層間強化が工業的に実用化されていることはすでに述べたが、

この層間強化系でのマトリクスクラック挙動に関するくわしい研究はほとんど報告されていない。

1.5.3 層間はく離

民間航空機の主構造への本格適用にあたり、炭素繊維複合材料の層間はく離の問題が大きな課題となり、層間強化技術により一応の克服がなされたことは上述したとおりである。層間はく離の抑制には、層間クラック進展にかかわる開口モードおよびせん断モードの臨界エネルギー開放率 (G_{IC} , G_{IIC}) で表される層間破壊靱性を向上させることが有効であり、そのためにはマトリクス樹脂の靱性の向上が第一の方法である。現在、航空機構造などに多く使われているマトリクス樹脂は、熱硬化性樹脂、なかでもエポキシ樹脂であるが、これに対して、熱可塑性樹脂は一般に靱性が高く、航空機構造に必要な耐熱性を有するエンジニアリングプラスチックと呼ばれる熱可塑性樹脂たとえば PEEK (ポリエーテルエーテルケトン) や PEKK (ポリエーテルケトンケトン) をマトリクス樹脂に用いることで、高い層間破壊靱性が実現できることが報告されている[36-38]。しかしながら、こうした耐熱性の熱可塑性樹脂は、目標耐熱温度より十分高い温度で成型加工する必要があり、中間基材や成形プロセスのコストが原理的に高価になるという問題がある。

これに対し、エポキシ樹脂のような熱硬化性マトリクス樹脂を用いながら、層間破壊靱性を向上させる技術的手段として、クラックが進展する層間のみを高靱性の熱硬化性樹脂を配置するものがあり、インターリーブ法あるいは層間強化法と呼ばれる。この手法によって、従来のエポキシマトリクス樹脂系材料のプロセス性や、引張・圧縮強度など主要力学特性を維持しながら、層間はく離の進展を抑制し、衝撃荷重を受けた際の層間はく離面積を縮小することで残存強度を向上させる方法が開発された[15, 39]。この技術を適用したエポキシ系の層間強化炭素繊維強化複合材料は、Boeing の民間機 777 型機や 787 型機の主構造に採用されており、航空機構造用の標準的複合材料となっている。

この層間強化複合材料について、影山ら[40]は開口モードとせん断モードでの層間はく離時のクラック進展挙動とそれに対応する臨界エネルギー解放率について詳細に検討している。この研究では、静的負荷による、開口モードおよびせん断モードでの層間はく離に加え、繰り返し負荷での開口モードについても検討され、静的負荷による開口モードの層間はく離クラックはその進展につれてクラック位置が層内部に遷移し、樹脂の破壊量の変化に伴い臨界エネルギー解放率 (G_{IC}) が減少していくことが明らかにされている。一方、静的負荷によるせん断モードの層間はく離クラックは層間の強化領域内を進展し、安定した高い臨界エネルギー解放率 (G_{IIC}) を誘起することが示されている。加えて、繰り返し荷重の場合、開口

モード層間はく離クラックの層内遷移は静的荷重下よりも短いクラック長で生じ、その現象にクラック進展速度の変化が対応していることも示されている。

北條ら[41]は、同じ材料を対象として開口モード層間クラック伝播についてさらにくわしく検討し、クラック経路に対応した進展段階をステージとして区分し、その機構について論じている。この研究のなかで、層間部から繊維層内にまで樹脂の高靱性化を行った比較材料を用いることで、ステージの進行による臨界エネルギー解放率の急激な低下を防ぐことができることが示されている。また、佐藤ら[42, 43]は、モデル的な層間強化複合材料積層板を用い、特殊な手法でクラック開始位置を制御することで、層内部と層間部の特性と、準静的および繰り返し負荷下のクラック挙動について考察した。このなかでも、層内部をクラックが伝播した場合に層間強化の効果が十分に発揮されないことが指摘されている。

これらの研究は、層間強化型の複合材料において、繊維層内のクラック進展に対して改良の余地が残されていることを示唆している。炭素繊維複合材料に関して、これまで航空機構造材として最重視されてきた特性は耐衝撃性であるが、その主な支配要因は、せん断モードにおけるクラック進展初期ステージの臨界エネルギー解放率であると考えられる。しかしながら、今後さらに設計が進歩・最適化するなかで、これに加えて繊維層内部でのクラック進展をさらに抑える手段が必要となる可能性が高い。すなわち、すでに存在している層間はく離からのクラック進展を考慮する設計思想に対応する材料開発が今後望まれる。さきに述べたように、臨界エネルギー解放率を大きく向上させる方法は、従来エポキシ樹脂系では限られており、新しい技術の探索が求められている。

近年、エポキシなど樹脂の強度や靱性など力学特性を向上させる方法として、上述の熱可塑性樹脂など高分子系の添加の他に、近年無機系のナノマテリアルが注目されている。なかでも、カーボンナノチューブ (CNT) は、その力学特性から構造材料としても有望であり[44]、比較的合成が容易で量産の可能性が見込めること[45, 46]から、これをプラスチックに添加して力学特性を向上させる試みが行われている[47-49]。しかしながら、PAN系など従来の炭素繊維とCNTとの組合せについての研究例はまだ少ない。

従来の炭素繊維とCNTとの組合せとしてはいくつかの方法が考えられる。たとえば、炭素繊維マトリクス樹脂中にCNTを分散することで、その靱性向上効果によってクラック進展の抑制が期待できる。しかしながら、工業的プロセスへの適用を考えると、CNTを分散させたエポキシなどのマトリクス樹脂は未硬化状態の粘度が極めて高くなり、現状のプロセスではCNTの添加量に制約がある。

一方、CNTの大量合成の方法として、基板上に合成・成長させたCNTの密集形態 (CNT forest と呼ばれる) から、シートやヤーン形態の集合体として効率的にCNTを取り出す方法が知られている[50, 51]。このようなCNT集合体を炭素繊維複合材料に取り込むアプローチ

は、大量の CNT 添加を工業的プロセスで実現する方法として期待できる。さらに、不均一構造をもつ炭素繊維複合材料の損傷・破壊メカニズムを考えたとき、必要な箇所に大量の CNT を集中添加する方法としてもこのような CNT 集合体の適用は有効である可能性がある。たとえば、層間はく離クラックの進展防止のために、層間だけに CNT をシート形態で集中的に配置する方法などが有望である。しかしながら、こうした CNT 集合体の炭素繊維複合材料への適用に関する研究はこれまでほとんどみられない。さらに、航空機構造材の現在の技術である熱可塑性樹脂による層間強化と CNT シートの組合せについての研究例は見受けられない。

1.6 本論文の概要と構成

前項までに述べたとおり、炭素繊維複合材料の損傷予測やモデル化の重要性は十分に認識されている。とくに、航空機などの軽量構造に使用される連続繊維強化材の 3 種の主要な損傷形態については、多くの研究が行われてきた。現在、実際の航空機構造に大量の炭素繊維複合材料が採用される現状において、本研究では、実際に使われている材料を題材に損傷形成挙動を実験的に詳細に把握し、さらに解析モデルの有効性を検証することを主目的とする。また、層間はく離に関しては、ナノマテリアルを適用した新たなアプローチで特性の向上を試みる。

本論文の次章以降で論ずる内容を以下に示す。

第 2 章では、一方向強化積層板の損傷挙動を実験的アプローチにて評価を行い、その知見の一部について理論的な解釈を試みる。まず、Boeing の 777 型機を含む民間機種構造材に認定・採用された東レ（株）の T800H/3900-2 プリプレグおよびそれに関連した材料による積層板を用い、引張荷重下でのマトリクスクラック発生挙動を調べる。このなかで、とくに実用上無視できない要因である積層板エッジの加工条件の影響に着目し、詳細な実験検討を行う。次に、層間はく離について同様に積層板エッジ加工の影響について実験的検討を行う。そのうえで、機体メーカーが重要視する、損傷挙動に対する長期環境暴露の影響について基礎的なデータを取得し構造材料としての耐久性を確認する。さらに、織物強化積層板の繰り返し引張負荷下での損傷挙動を詳細に観察し、現象の把握を行う。また、その損傷挙動に対するマトリクス樹脂種の影響についても調べる。そして、既存の織物強化複合材料の損傷モデルを用いて積層板特性の変化の解釈を試みる。

第 3 章では、前章での実験的知見と考察結果を踏まえたうえで、炭素繊維複合材料の Open Hole Tension における損傷挙動を数値解析で予測することを試みる。対象として、一方向強化積層板および織物強化積層板を取り上げる。繊維破断、マトリクスクラックおよび層

間はく離の 3 つの代表的損傷形態を、それぞれ適切な解析要素と手法でモデル化し、実用的観点から計算時間と実験結果との対応精度のバランスについて考察する。

第 4 章では、3 つの代表的損傷形態のうち炭素繊維複合材料が大型民間機の一次構造材として検討される際にもっともクリティカルな特性項目となった層間はく離に注目する。一次構造材に採用されている層間靱性向上（層間強化）材をベースに、層間はく離クラック進展の観察と考察から、CNT 集合体（シート）を用いた新たな層間靱性向上技術を着想し、航空機構造材をベースとしてモデル的にそれを実証する。

第 5 章では、本研究から得られた知見全体をまとめ、本論文の結論として提示する。

第 1 章の参考文献

- [1] Schneider, C. W. and Leslie, J. C., "A Historical Perspective of Aeronautical Airframe Applications of Composite Materials", SME Technical Paper, (2003), 1-15.
- [2] Griffiths, B., "Boeing sets pace for composite usage in large civil aircraft", High Performance Composites, May 2005 (2005).
- [3] Takahashi, J., "Development in Composites Technology for Reduction of Environmental Load, III : Life Cycle Assessment and Energy Saving Effect of CFRP", Journal of the Society of Materials Science, Japan, 57 (8) (2008), 852-855.
- [4] MIL-HDBK-17-1E : Polymer Matrix Composites, Vol. 3 (1997).
- [5] JIS L0204-2 (2010).
- [6] Bennett, S. C. and Johnson, D. J. , "Fifth London International Carbon and Graphite Conference" (Society of Chemical Industry, London) (1978), 377.
- [7] Bennett, S. C. and Johnson, D. J. , "Strength-structure Relationship in PAN-based Carbon Fibres", Journal of Materials Science, 18 (11) (1983), 3337-3347.
- [8] Kitano, A. and Yoshioka, K. , "Carbon Fiber Composite Materials and Its Application to Aircraft Structures", Journal of the Japan Society of Mechanical Engineers, 112 (2009), 540-544.
- [9] Hiramatsu, T. and Nishimura, T. , "Recent technological progress of PAN-based carbon fibre", Materials & Design, 10 (2) (1989), 93-100.
- [10] Hughes, J. D. H. , "The carbon fibre/epoxy interface—a review", Composites Science and Technology, 41 (1) (1991), 13-45.
- [11] Schultz, J. , L. Lavielle, and Martin, C., "The role of the interface in carbon fibre-epoxy composites", The Journal of Adhesion, 23 (1) (1987), 45-60.
- [12] Jones, C., "The chemistry of carbon fibre surfaces and its effect on interfacial phenomena in fibre/epoxy composites", Composites science and technology, 42 (1-3) (1991), 275-298.
- [13] Miller, Alan G. , Lovell D. T. and Seferis, J. C., "The evolution of an aerospace material: Influence of design, manufacturing and in-service performance", Composite Structures, 27 (10) (1994), 193-206.
- [14] Cantwell, W. J. , and Morton, J., "The impact resistance of composite materials—a review" Composites, 22 (5) (1991), 347-362.
- [15] Odagiri, N., Kishi, H., and Yamashita, M., "Development of TORAYCA prepreg P2302 carbon fiber reinforced plastic for aircraft primary structural materials", Advanced Composite Materials, 5 (3) (1996), 249-254.

- [16] Hallett, S. R., Green, B. G., Jiang, W. G. and Wisnom, M. R., “ An experimental and numerical investigation into the damage mechanisms in notched composites”, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 40 (5), (2009), 613-624.
- [17] Yoshimura, A., Nagakura, K., Okabe, T., Kusano, H., Ogasawara, T. and Ogihara, S., “Damage Simulation of CFRP Laminates under High Velocity Projectile Impact”, *ASC 27th*, Arlington, TX(USA), (2012).
- [18] Chou, T. W. and Ko, F. K. edit, “Textile Structural Composites (Composite Materials Series, Volume 3)”, Elsevier; (1989).
- [19] Shinoda, T. , Odani, H. , Wadahara, E. , Komori, Y. and Shono, T. , "A-VARTM Technology Application for Japan's New Regional Jet Aircraft", 16th International Conference on Composite Materials, (2007).
- [20] Kamae, T. , Kochi, S. , Wadahara, E. , Shinoda, T. and Yoshioka, K. , "Advanced VARTM System for Aircraft Structures Materials Technologies", 17th International Conference on Composite Materials, (2009).
- [21] Yamashita, M. , Takeda, F. , Sakagawa, T. , Kimata, F. , and Komori, Y. , “Development of Advanced Vacuum-assisted Resin Transfer Molding Technology for Use in an MRJ Empennage Box Structure”, *Mitsubishi Heavy Industries, Ltd. Technical Review*, 45 (4) (2008).
- [22] Coleman, B. D. , "On the strength of classical fibres and fibre bundles. ", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 7 (1) (1958), 60-70.
- [23] Rosen, B. Walter, "Tensile failure of fibrous composites", *AIAA journal*, 2 (11) (1964), 1985-1991.
- [24] Zweben, C., "Tensile failure of fiber composites", *AIAA journal*, 6 (12) (1968), 2325-2331.
- [25] Okabe, T. , et al. , "A 3D shear-lag model considering micro-damage and statistical strength prediction of unidirectional fiber-reinforced composites", *Composites science and technology*, 61 (12) (2001), 1773-1787.
- [26] 岡部朋永, 石井健介, 西川雅章, 武田展雄, "一方向 CFRP 複合材料の引張強度予測", *日本複合材料学会誌*, 33 (5) (2007), 205-212.
- [27] Okabe, T., et al. , "Prediction of tensile strength of unidirectional CFRP composites", *Advanced Composite Materials*, 19 (3) (2010), 229-241.
- [28] ISO 10618 (2004)
- [29] JIS R 7608 (2007)
- [30] ASTM D4018 (2011)

- [31] Garrett, K. W., and J. E. Bailey., "Multiple transverse fracture in 90 cross-ply laminates of a glass fibre-reinforced polyester", *Journal of materials science*, 12 (1) (1977), 157-168.
- [32] Reifsnider, K. L. , and A. Talug, "Analysis of fatigue damage in composite laminates", *International Journal of Fatigue*, 2 (2) (1980), 3-11.
- [33] Hashin, Z. , "Analysis of cracked laminates: a variational approach", *Mechanics of materials*, 4 (2) (1985), 121-136.
- [34] Hashin, Z., "Analysis of stiffness reduction of cracked cross-ply laminates.", *Engineering Fracture Mechanics*, 25 (5) (1986), 771-778.
- [35] Hashin, Z., "Analysis of orthogonally cracked laminates under tension", *Journal of Applied Mechanics*, 54 (4) (1987): 872-879.
- [36] Leach, D. C., and Moore, D. R., "Toughness of aromatic polymer composites reinforced with carbon fibres", *Composites Science and Technology*, 23 (2) (1985), 131-161.
- [37] Carlile, D. R., et al., "Mechanical properties of the carbon fiber/PEEK composite APC-2/AS-4 for structural applications", *ASTM special technical publication*, 1044 (1989), 199-212.
- [38] Chang, I. Y., "PEKK as a new thermoplastic matrix for high-performance composites", *SAMPE Q.;*(United States) 19.4 (1988).
- [39] Hirschbuehler, Kevin R., "Improved 270 0 F performance interleaf system having extremely high impact resistance", (1985).
- [40] Kageyama, K., et al., "Mode I and Mode II Delamination Growth of Interlayer Toughened Carbon/Epoxy (T800H/3900-2) Composite System", *ASTM special technical publication* 1230, (1995), 19-37.
- [41] Hojo, M., et al., "Mode I delamination fatigue properties of interlayer-toughened CF/epoxy laminates", *Composites Science and Technology*, 66 (5) (2006), 665-675.
- [42] Sato, N., Hojo, M., and Nishikawa, M., "Novel test method for accurate characterization of intralaminar fracture toughness in CFRP laminates", *Composites Part B: Engineering*, 65 (2014), 89-98.
- [43] Sato, N., Hojo, M., and Nishikawa, M., "Intralaminar fatigue crack growth properties of conventional and interlayer toughened CFRP laminate under mode I loading", *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 68 (2015), 202-211.
- [44] Dalton, A. B., et al., "Super-tough carbon-nanotube fibres", *Nature* 423 (6941) (2003), 703-703.
- [45] Hata, K., et al., "Water-assisted highly efficient synthesis of impurity-free single-walled carbon nanotubes", *Science*, 306 (5700) (2004), 1362-1364.
- [46] Zhang, Q., et al., "Carbon nanotube mass production: principles and processes", *ChemSusChem*, 4 (7) (2011), 864-889.

- [47] Cheng, Q., et al., "Fabrication and properties of aligned multiwalled carbon nanotube-reinforced epoxy composites", *Journal of Materials Research*, 23 (11) (2008), 2975-2983.
- [48] Wang, X, et al., "Ultrastrong, stiff and multifunctional carbon nanotube composites", *Materials Research Letters*, 1 (1) (2013), 19-25.
- [49] Wardle, B. L., et al., "Fabrication and characterization of ultrahigh-volume-fraction aligned carbon nanotube-polymer composites", *Adv. Mater*, 20 (14) (2008), 2707-14.
- [50] Zhang, M., Atkinson, K. R. and Baughman, R. H., "Multifunctional carbon nanotube yarns by downsizing an ancient technology", *Science* 306 (5700) (2004), 1358-1361.
- [51] Zhang, M., et al., "Strong, transparent, multifunctional, carbon nanotube sheets", *Science*, 309. (5738) (2005),: 1215-1219.

2.1 緒言

前章までに述べたとおり、3種の損傷形態すなわち繊維破断、マトリクスクラックおよび層間はく離の挙動を実験的に検討した例は多数報告されているものの、複合材料は金属やプラスチックと異なり材料の入手性に困難がある場合が多い。本章では、航空機構造に実際に適用される材料を取り上げ、その損傷機構について調べた。

はじめに、Boeingの民間機の主構造に採用された炭素繊維複合材料を対象に、様々な実用環境下での長期耐久性についてくわしく調べ、現在の設計法と使用法において実用上の問題がないか確かめる。航空機構造が運用中に晒される各種の環境条件が、炭素繊維複合材料の損傷挙動にどのように影響するのかという問題は、民間機の主構造材への認定・採用に際して極めて重要な課題であり、FAA（米国連邦航空局）からの型式認定、材料認定取得に際してもサポートデータとして重要視された項目である。本項では、Boeingの777型機の主構造材に認定・採用されたT800H/3900-2層間強化プリプレグを用いることで航空機設計と運用条件の観点から重要と考えられる項目と条件を設定し、大規模なデータベースを取得した。

そのうえで、今後のさらなる極限・最適設計を最終目的として、この材料に力学的負荷を加えた場合の挙動に関する実用的課題を二つ挙げて検討と考察を行う。

まず、一方向強化積層板に発生するマトリクスクラックの問題に関して、実用的な観点で問題となる積層板エッジの加工状態の影響について検討する。一方向強化積層板の引張荷重下における初期損傷として、マトリクスクラックは非常に良く知られた形態であることから、その発生挙動については多くの研究がある[1-4]。これらの研究ではクラックの発生ひずみや発生量の定量的な予測の試みがなされてきた。ところで、産業界では、古くからこのクラック発生挙動は積層板エッジの加工条件に影響されるとの知見が存在した。しかしながら、複合材料の加工損傷に関する研究はあるものの[5,6]、マトリクスクラックに対する加工影響を取り上げて検証した例は極めて少なかった[7,8]。本項では、Boeing認定材であるT800H/3900-2層間強化プリプレグおよびその関連モデル材料による積層板を評価対象として、マトリクスクラック発生に対するエッジ加工の影響について論ずる。

二つめの課題として、マトリクスクラックにならぶ代表的な初期損傷形態である層間はく離について、同様にエッジ加工の影響について調べた。過去の研究において、積層板層間はく離に対するエッジ加工の影響を調べた例はほとんどない。本項では、マトリクスクラックと同様に、T800H/3900-2層間強化プリプレグ等を用いてエッジ加工の影響について始めて調べ、層間強化材料の実用上のポテンシャルについて論ずる。

さらに、本章では、マトリクスクラックに代表される初期損傷を実験的に検証するうえで問題となる、任意の繊維配向 (off-axis) での初期損傷を検出する実験における特異的問題であるエンドタブについてとくに検討した。上記のマトリクスクラックおよび層間はく離に関する実験的研究は、主な損傷発生層の繊維配向が0度あるいは90度のモデル的な場合に関するものがほとんどである。しかし、実際の積層板においては、任意の繊維配向 (off-axis) での初期損傷が問題となるケースがあり、設計最適化のためにはこの off-axis での損傷挙動を正確に把握することが必要となる。たとえば Sato ら[9]は、マルチスケール解析により off-axis 引張破断ひずみの予測を行い、各配向角における精度の良い再現が示されている。この off-axis 積層板の損傷解析自体は本研究では取り上げないが、Sato らの研究を含め過去の例において考慮されていない要素として、巨視的解析における試験片エンドタブの影響がある。本章では、この課題について航空機構造材を用いて実験的に検証した。

最後に、織物強化積層板の損傷挙動について検討する。航空機構造は、自動車など他の用途と比較して軽量化による経済効果が大きな分野であり、力学特性に優れた一方向強化積層板が多く使われる用途である。しかしながら、機種や適用部位によっては、より低コスト化が可能な炭素繊維複合材料に対する要求は拡大している。第一章で述べたレジントランスファーモールディング法はその解決法として期待されている[10]。この手法において強化繊維の代表的な形態は織物となるため、織物強化複合材料の損傷挙動を理解することは、今後の低コスト航空機構造の実現のために非常に重要である。本項では、レジントランスファーモールディング法による炭素繊維織物強化積層板について、引張繰返し荷重下での損傷形態と残存特性の関係について詳細に調べた。

ここで、織物強化積層板の力学的取り扱いについての過去の研究例をレビューする。一方向強化複合材料と比較して織物強化複合材料は、そのマイクロ構造の特徴から、力学的解析が複雑にならざるを得ない。一方向強化積層板に用いられる積層板理論 (Lamination theory) に基づくいくつかの弾性解析手法が織物強化積層板に対して提案されてきた。単純な例として、モザイクモデル (Mosaic model) が挙げられる。このモデルでは、織物構造を0度配向の要素と90度配向の要素に分割して弾性特性を求める。これにより弾性特性の上限値と下限値の見積りが得られるものの、強化繊維の屈曲 (crimp) が考慮されないため、精度には限界がある。これに対して、クリンプモデル (Crimp model) やブリッジングモデル (Bridging model) ではこの問題に対する修正が施されており、前者は平織構造、後者は縷子織構造に対して有効であることが示されている[11]。他にも、織構造を詳細に数値解析で扱う方法や[12,13]、ユニット要素の弾性応答を解析的に解く方法[14]、独自の Self-consistent なモデル解析[15]なども提案されている。これらの方法により弾性特性についてある程度の精度の解析が可能となっている。

一方、織物強化複合材料の損傷挙動を明らかにするための実験的アプローチも多数試みられている。Roy ら[16]は、繊維屈曲を強制的に導入した試験片を用いることで、繊維屈曲領域の近傍における損傷挙動の観察を行うことで損傷の起点を特定した。Gao ら[17]は、ひずみに伴う損傷蓄積の状況を観察し、強化繊維束内でのマトリクスクラックと強化繊維束間のはく離を主要な損傷形態として、それらの残存強度との関係を考察した。しかしながら、織物強化複合材料の損傷挙動とその力学特性への影響についての理解は、未だに実用的観点から十分とはいえない。

有孔板引張における初期損傷の影響については多くの研究があり[18,19,20]、とくに繰り返し引張荷重による孔近傍の初期損傷が残存強度の向上を誘起することも報告されている[21,22]。したがって、織物強化複合材料において、有孔板の損傷蓄積挙動と力学特性との関係を正確に把握し理解することは、これを実際に構造設計に適用するうえで重要である。

2.2 航空機主構造材の長期耐久性評価

本項では、Boeing 民間機に認定された T800H/3900-2 プリプレグ使用材を用いて、設計上重要な力学的特性項目を選び、さらに民間機の運航中に構造が晒される代表的な環境に長期間暴露した後に、力学特性がどのように変化するかを調べた。

2.2.1 供試材

東レ株式会社製の T800H/3900-2 一方向プリプレグによる積層板を供試材とした。T800H は、中弾性率（約 300 GPa）特性を有する高強度 PAN 系炭素繊維である。この炭素繊維と組合せて用いられる#3900-2 樹脂系は、エポキシ系樹脂を基本組成とするものの、層間に熱可塑性樹脂粒子を配置することで、主に積層板の衝撃後圧縮強度（Compression strength after impact）を向上させた設計となっている[23,24]。この比較対照あるいはモデル材として、類似する組成を有するエポキシをマトリクスに用いながら、層間の熱可塑性樹脂を用いていないモデル材 T800H/3631 の作製を行い実験に供した。T800H/3900-2 一方向強化材の基本特性を Table 2-1 に示す。

2.2.2 実験方法

まず、Fig. 2-1 に示す 4 種の長期暴露処理を行う目的で、民間機用材料スペックに準拠した試験片作製の積層板を成形した。これらの暴露条件は、航空機構造の運用時に考慮すべき代表的な環境条件として、関係有識者による事前検討のもとで設定したものである。

- (1) 高温暴露処理（100°C，最長 3700 時間）
- (2) 湿熱暴露処理（60°C/85%RH，最長 3000 時間）

(3) 熱サイクル処理 (-55°C-125°C, 最長 3000 サイクル)

(4) 湿熱サイクル処理 (-55°C-35°C/95%RH-82°C, 1000 サイクル)

各暴露処理条件を Fig. 2-1 に示す.

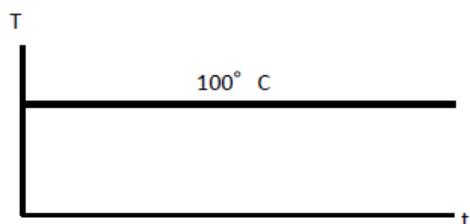
Table 2-1 Mechanical properties of T800H/3900-2 lamina/laminate.

Properties	Unit	Environment	Value
0° Tensile Strength	MPa	RT/Dry	2740
0° Tensile Modulus	GPa	RT/Dry	156
0° Compression Strength	MPa	RT/Dry	1560
		82°C/Wet*	1300
Compressive Interlaminar Shear	MPa	RT/Dry	77.8
Compression Strength After Impact**	MPa	RT/Dry	350
Open Hole Compression Strength	MPa	RT/Dry	296
		82°C/Wet*	236

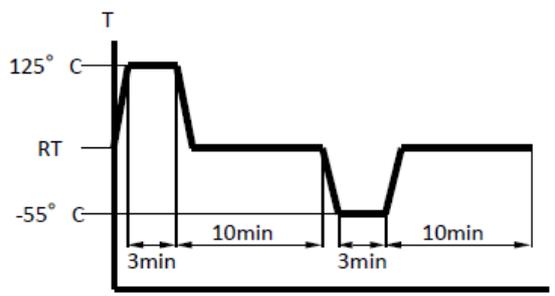
* Immersed in 71°C water for two weeks

** Impact level : 30.5J

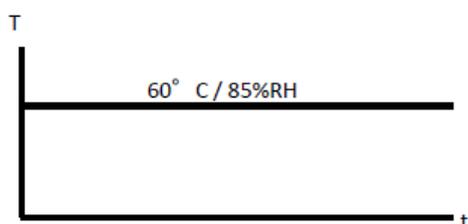
(1) Temperature Exposure



(2) Thermal Cycle Exposure



(3) Moisture Exposure



(4) Hygrothermal Cycle Exposure

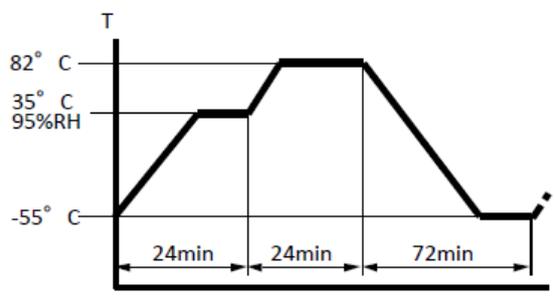


Fig. 2-1 Exposure conditions for T800H/3900-2 long-term durability testing.

この4種の環境暴露処理を行った後に、積層板から試験片を作製し、民間機材料スペックに準拠した力学特性評価を行い、それを未処理積層板と比較した。力学特性評価項目は以下の4項目である。

- (1) 衝撃後圧縮強度 (Compression after impact)
- (2) 有孔板圧縮強度 (Open hole compression)
- (3) 圧縮層間せん断強度 (Compressive interlaminar shear)
- (4) 疑似等方板引張弾性率 (QI laminate modulus)

これら4項目の試験方法概要を Fig. 2-2 に示す。次に、力学的負荷と環境負荷の複合影響について調べるため複合環境暴露試験を行った。まず、有孔板圧縮試験片に圧縮-圧縮繰り返し荷重の負荷を行い、次に湿熱サイクル処理を 1000 サイクル加え、残存圧縮強度を測定した。この条件も、構造設計分野を含む有識者による事前検討の結果、複合材料構造にとって最も厳しい複合環境として選定されたものである。この試験手順を概念的に Fig. 2-3 に示す。

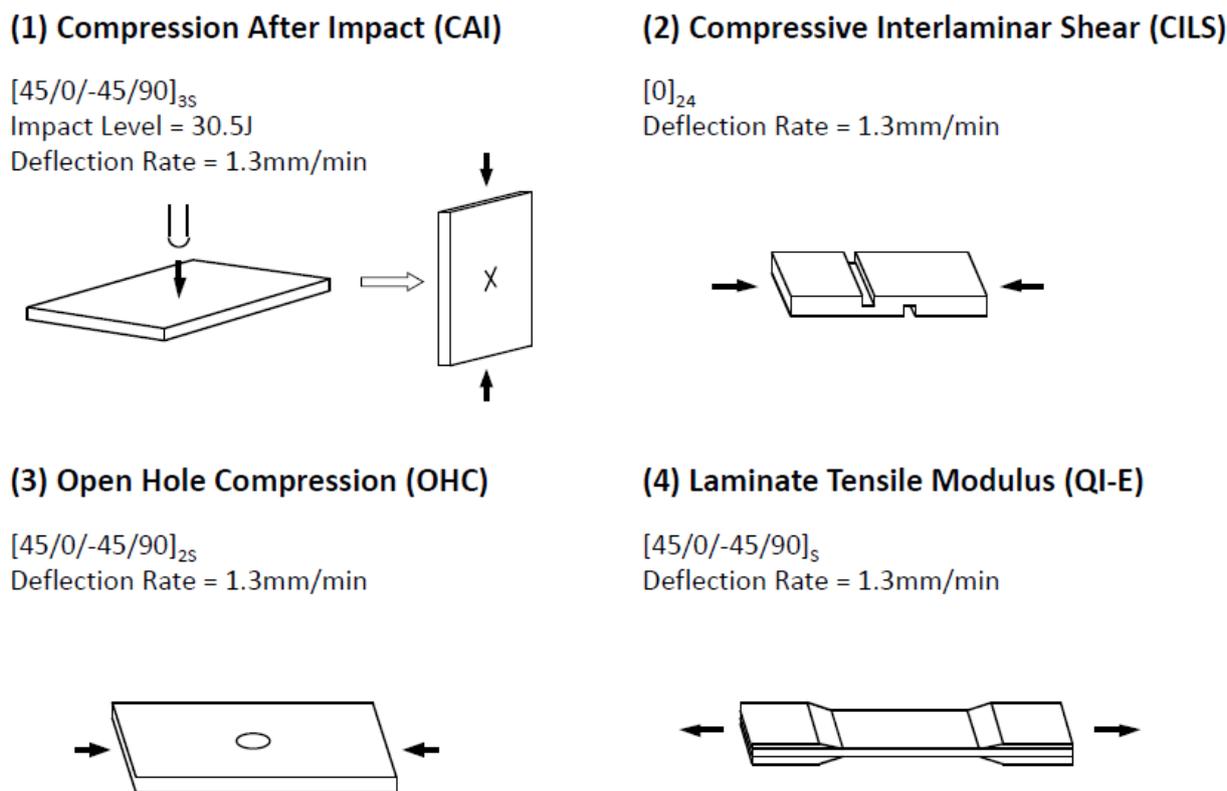


Fig. 2-2 Mechanical test methods for T800H/3900-2 long-term durability testing.

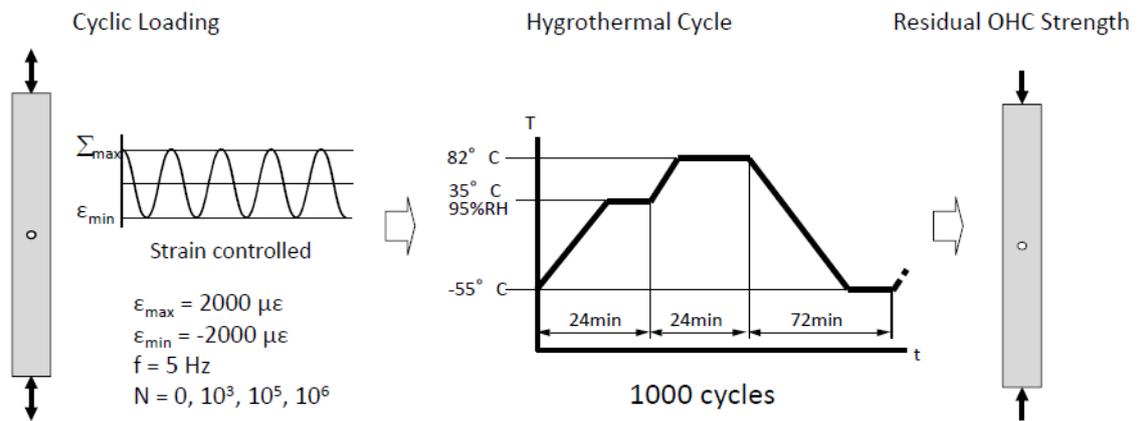


Fig. 2-3 Procedure of T800H/3900-2 multi-environmental exposure testing.

2.2.3 実験結果および考察

4種の環境暴露後の残存特性の測定結果をそれぞれ Fig. 2-4 から Fig. 2-7 に示す。加えて、Fig. 2-8 には、特性の維持率を未暴露試験片から得られた特性を基準として無次元化した値を示している。これらの結果から、航空機構造が暴露されると想定される長期の環境条件において、主要特性の有意な低下傾向はみられない。すべての試験片について、破壊モードの比較や残存損傷の顕微鏡的観察等を行ったが、環境暴露の有無による差異は認められなかった。

次に、複合環境暴露試験の結果を Fig. 2-9 に示す。有孔板圧縮強度（Open Hole Compression）は T800H/3900-2 を用いた構造設計で最もクリティカルとされた特性項目であるものの、繰り返し負荷と環境暴露を組み合わせた複合環境暴露後において、これが低下する傾向はみられなかった。

以上の長期耐久性試験の結果は、この材料については環境暴露劣化によるいわゆるノックダウンファクターをあらわに考慮する必要がないことを示しており、炭素繊維強化複合材料による軽量化効果が想定通り得られることが確認された。

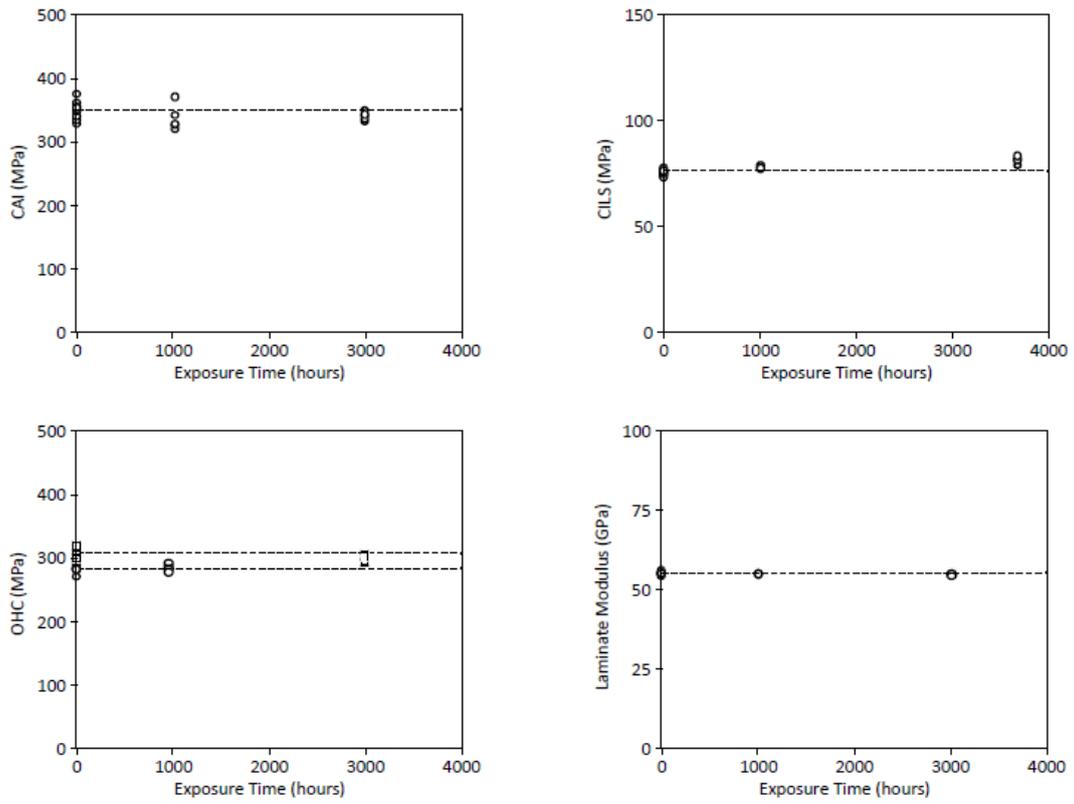


Fig 2-4 T800H/3900-2 mechanical properties after temperature exposure

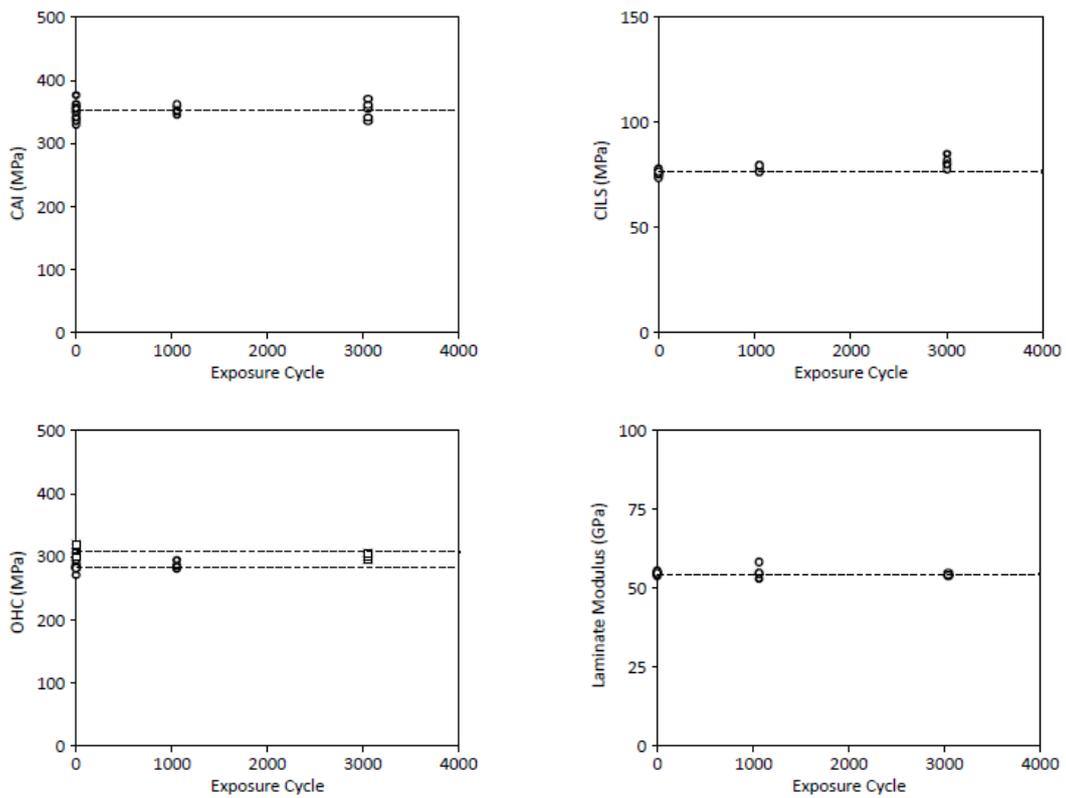


Fig. 2-5 T800H/3900-2 mechanical properties after thermal cycle exposure.

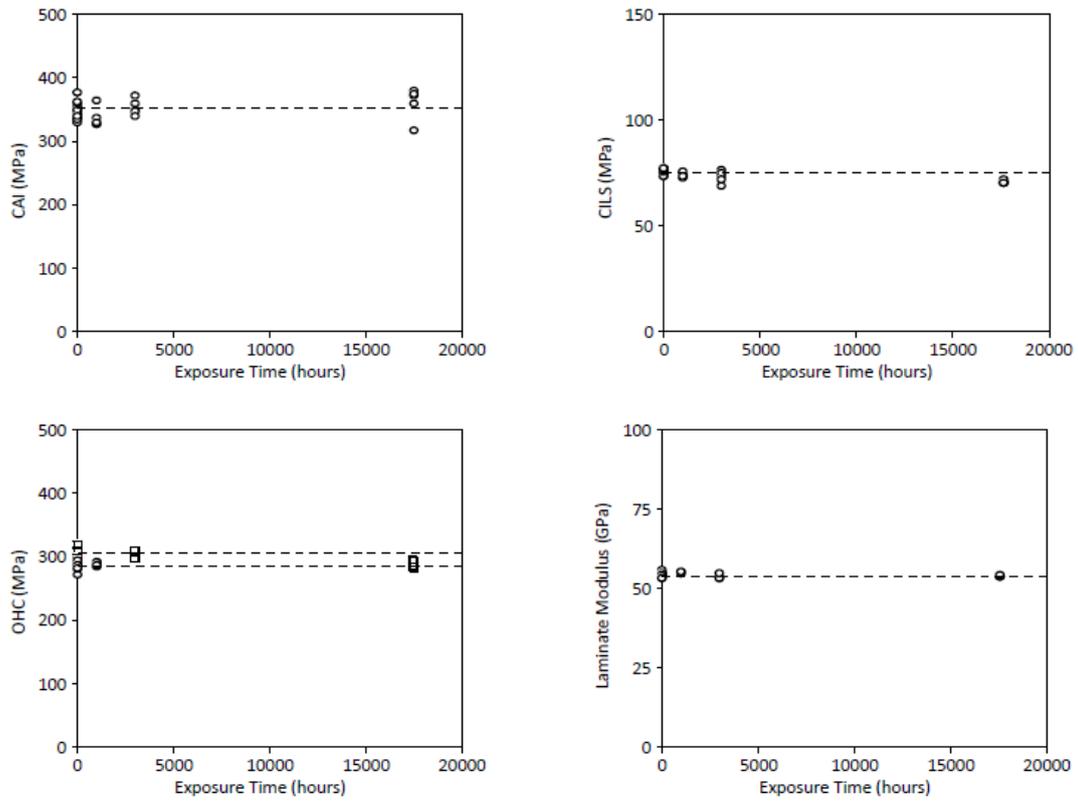


Fig. 2-6 T800H/3900-2 mechanical properties after moisture exposure.

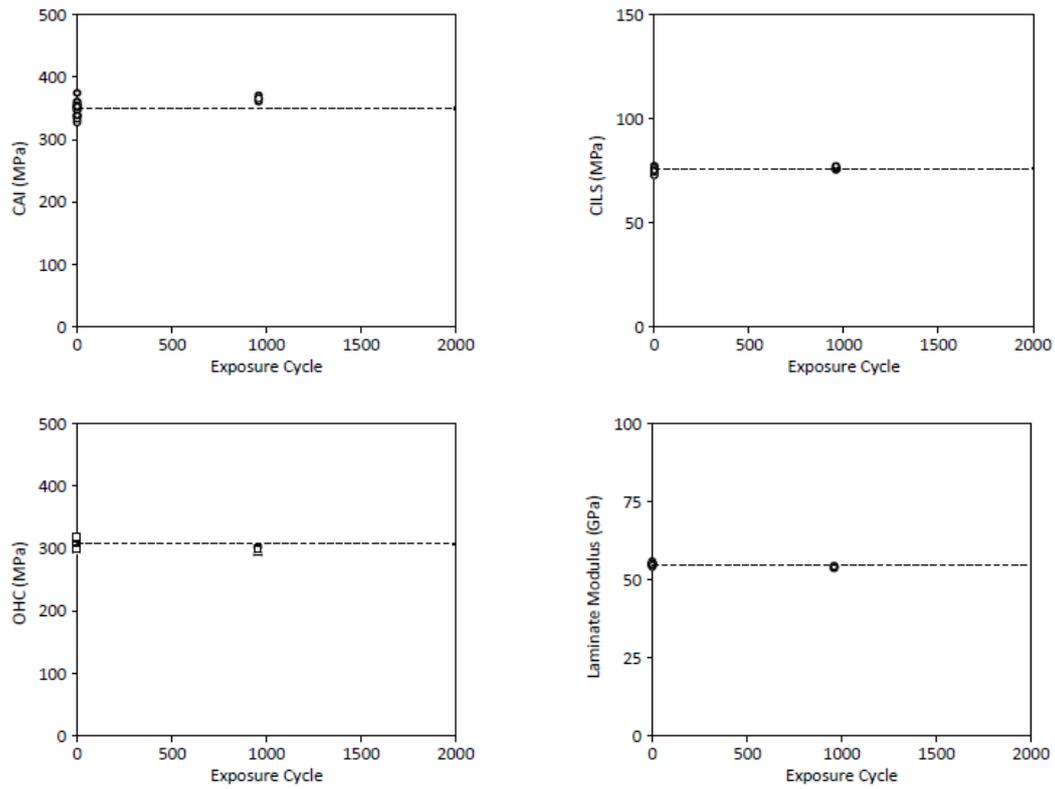


Fig. 2-7 T800H/3900-2 mechanical properties after hygrothermal exposure.

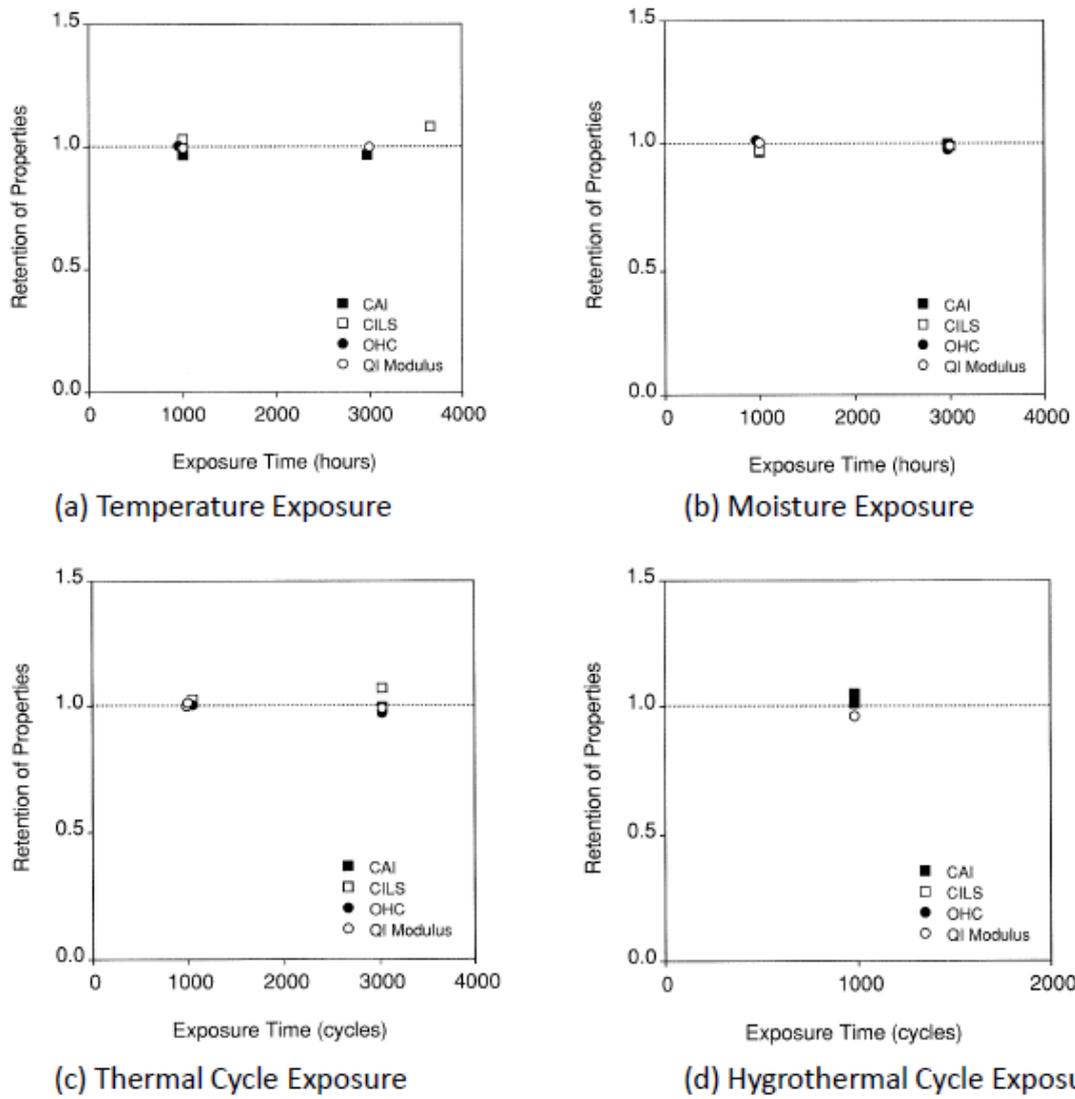


Fig. 2-8 Retention of T800H/3900-2 mechanical properties after various environmental exposures.

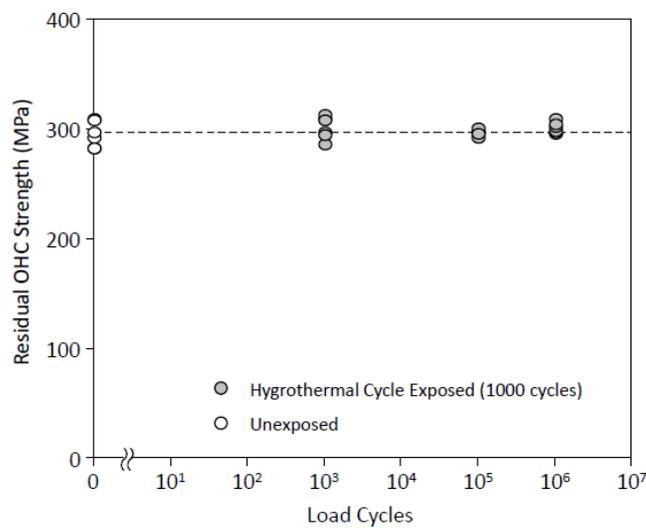


Fig. 2-9 Summary of T800H/3900-2 open hole compression strength after multi-environmental exposure.

2.3 一方向強化積層板の損傷挙動の実験的検討

前項において、Boeing 民間機の主構造に認定された T800H/3900-2 層間強化プリプレグからなる積層板の長期耐久性が確認された。そこで本項においては、同材料およびそれに関係したモデル材を用い、次の項目の実験的データを取得し考察することで将来の設計手法の深化に寄与することを目的とする。

- (1) 直交積層板の引張荷重下でのマトリクスクラック発生
- (2) モデル構成積層板の引張荷重下での層間はく離発生
- (3) Off-axis 引張試験におけるエンドタブの影響

とくに、実用性の観点から、従来の研究で明確にされていなかった積層板エッジの加工状態の影響について特に着目して検討した。(2)については層間強化の影響についても注目して実験を行った。

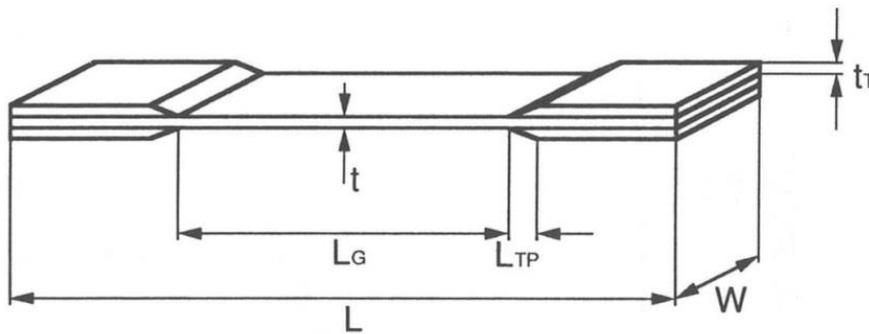
2.3.1 供試材

本項においても、東レ株式会社製の T800H/3900-2 プリプレグによる一方向積層板を主な供試材とする。これに加え、比較対照あるいはモデル材として、類似する組成を有するエポキシをマトリクスに用いながら、層間の熱可塑性樹脂を用いていないモデル材 T800H/3631 の作製を行い実験に供した。

2.3.2 実験方法

2.3.2.1 マトリクスクラック試験

0度層と90度層からなる積層板から Fig. 2-10 に示す試験片を作製した。積層構成は $[0_2/90_4]_s$ の12層とし、引張荷重導入のために両端に GFRP 製のエンドタブを接着した。層間強化の影響を分離するために、本試験にはモデル材 T800H/3631 を使用した。エッジの加工影響を検討するために、Table 2-2 に示すように、(A) から (E) まで5段階の異なるエッジ加工を施した試験片を用意した。(A) は積層板からダイヤモンドカッターで切削したままの状態であり、(B) (C) および (D) は (A) の状態からそれぞれ異なる条件でエッジを研磨加工したものである。また、(E) は、個別に高速ミル加工を施したものである。



L	L _G	L _{TP}	W	t	t _r	(mm)
300	127	10	25.4	1.73	1.8	

Fig. 2-10 Specimen configuration for matrix crack testing.

Table 2-2 Edge finishing methods and edge surface roughness for T800H/3631 matrix crack testing.

Specimen	Edge Finishing Procedures* ¹	R _{max} (μm)
(A)	Non	2.3
(B)	#80 sandpapering	8.1
(C)	#400 sandpapering	2.9
(D)	Al ₂ O ₃ powder (φ= 5 and 0.05μm) polishing after #1000 and #2000 sandpapering	1.0
(E)	Hard metal milling* ² after diamond wheel grinding* ³	1.0

*¹; Before edge finishing all the specimens were cut from a T800H/3631 laminate using a diamond wheel cutter (Grain size = #170, Cutting speed = 1600 m/min, Feeding rate = 200 mm/min)

*²; Depth of cut = 0.05 mm, Cutting speed = 250 m/min, Feeding rate = 120 mm/min

*³; Depth of cut = 0.5 mm, Cutting speed = 250 m/min, Feeding rate = 220 mm/min

エッジの加工状態の指標として、エッジ加工面の表面荒さを測定した。(株)ミットヨ製表面荒さ測定器サーフテスト 201により、0.1 μmの先端半径を有する触針を用いて、エッジ面の90度層部分をスキャン長さ0.25 mmで6点の測定を行い、表面高さR_{max}の平均値を求めた。荒さ測定結果をTable 2-2に示す。

(B) (C) および (D) のエッジの研磨加工では、加工表面を削り落とすことになるが、これはダイヤモンドカッター加工で導入された微細欠陥の除去を意味する。この除去量を評価することを目的として研磨加工前後での試験片幅の変化 dW を測定した。結果を Fig. 2-11 に示す。ここで、dW は (A) を基準とした幅の変化量であり、dW の絶対値の半分が研磨加工によるエッジ表面の除去厚さということになる。なお、Fig. 2-11 には (E) も含めた表面高さ R_{max} もあわせて示している。

次に、試験片に引張荷重を負荷すると同時にひずみを測定しながら90度層に発生するマトリクスクラックを観察した。クロスヘッド速度は 0.5 mm/min で準静的引張荷重を負荷した。側面に貼ったひずみゲージで負荷方向のひずみを確認しながら、適宜負荷を一時停止し、除荷を行わずにエッジをリモートマイクروسコープで観察し、両端のタブに挟まれたゲージ部 (127 mm) に発生するマトリクスクラックを観察することで数を記録した。負荷は試験片が引張破断するまで続け、破断時のひずみを記録した。

2.3.2.2 層間はく離試験

引張荷重により層間はく離を生じやすい積層構成として、 $[(\pm 25)_2 / 90]_s$ 積層板を作製した。Fig. 2-12 に試験片の模式図を示す。供試材としては、Boeing 認定材である T800H/3900-2 および層間強化の無いモデル材 T800H/3631 を使用した。

マトリクスクラック試験と同様に、試験片エッジの加工条件の影響を検討するため、2種の異なるダイヤモンドカッターで試験片を切り出した。また、加工後のエッジ表面の粗さを前項と同様に行った。供試材、加工法ならびにエッジ表面荒さを Table 2-3 に示す。(F) と (G) は T800H/3900-2 であり、(H) と (I) は T800H/3631 による試験片であり、(F) と (H) は (G) と (I) と比較して表面荒さの大きいエッジ加工面を与えるダイヤモンドカッターを使用した試験片である。

次に、試験片に 1.27 mm/min のクロスヘッド速度で準静的引張荷重を負荷した。同時に、試験片両面に貼ったひずみゲージでひずみを確認した。エッジにはく離が生じると、カップリング効果の変化により荷重の低下傾向が生じると同時に荷重-ひずみ線図に大きな変化が現れる。このときの引張応力をエッジはく離応力 (Edge delamination strength) とした。

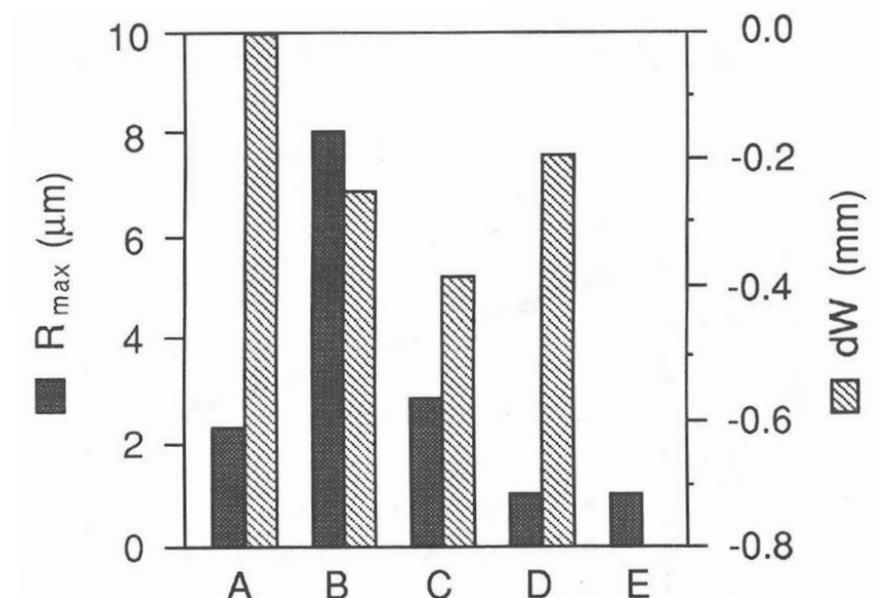


Fig. 2-11 Surface roughness and width change of differently edge finished specimens.

Table 2-3 Edge finishing methods and edge surface roughness for T800H/3900-2 and T800H/3631 edge delamination testing.

Specimen No.	Material	Cutting tool	R* _{max} (μm)
(F)	T800H/3900-2	Diamond saw** cut Grit size=#100	5.3
(G)	T800H/3900-2	Diamond saw*** cut Grit size=#170	3.2
(H)	T800H/3631	Diamond saw** cut Grit size=#100	7.4
(I)	T800H/3631	Diamond saw*** cut Grit size=#170	3.1

*: Maximum peak-to-valley height

** : SD100P-14A1 (NIHONRIKI Corp.)

***: SD170/200G1 (Asahi Diamond Industrial Co., LTD.)

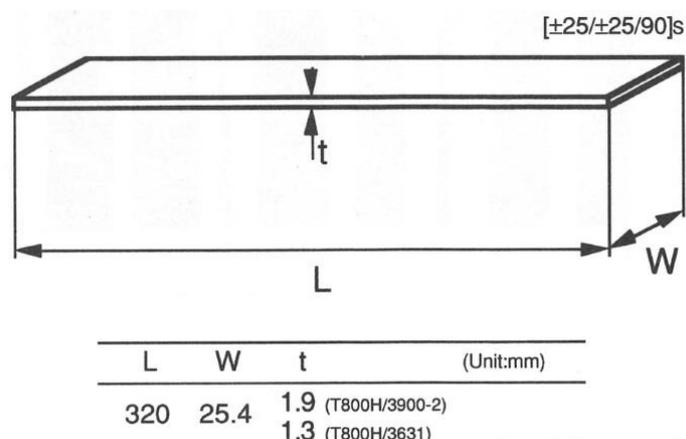


Fig. 2-12 Specimen configuration for edge delamination testing.

2.3.2.3 Off-axis 引張試験

Boeing 認定材である T800S/3900-2B を用いて、Fig. 2-13 に示す形状の試験片を作製した。繊維配向としては、0度、20度、25度、30度、35度、40度、45度および90度の8種を作製した。エンドタブは、通常の rectangular タイプとエンドタブ無しのケースを全配向角に対し準備し、0度および90度以外については斜行型の oblique タイプのものを準備した。エンドタブは GFRP 製とし、加熱硬化タイプのエポキシ樹脂フィルム型接着剤で試験片に接着した。

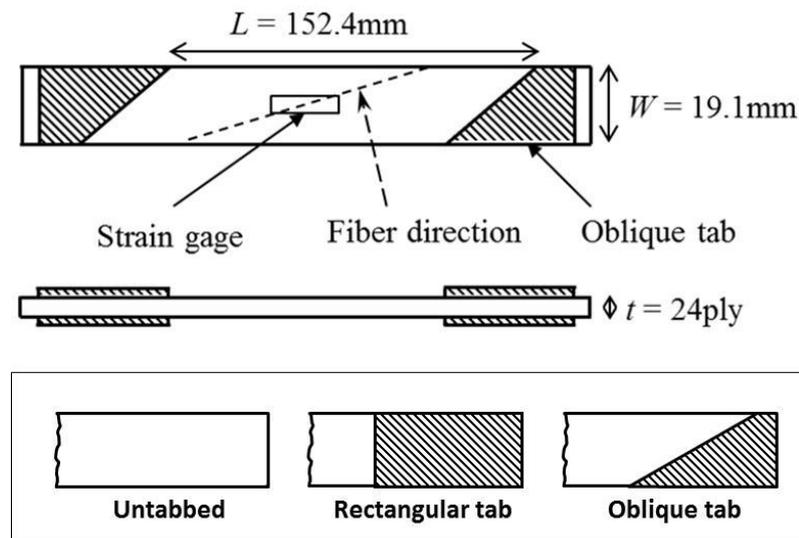


Fig. 2-13 Specimen configuration for off-axis tensile testing.

2.3.3 実験結果および考察

2.3.3.1 マトリクスクラック試験結果

マトリクスクラックは8層すべての90度層を貫通し、両端は0度層との層間に至っていたことからクラック数のカウントは容易であった。[0₂/90₄]_s構成の試験片(A)から(D)のマトリクスクラック発生数をFig. 2-14に示す。ここで観察されたクラックの総数をゲージ長の90度層の体積で除したものをクラック密度として示している。この結果から、マトリクスクラック発生ひずみと発生数がエッジ加工条件に顕著に影響されることがわかる。

共通の試験片(A)から異なる条件で端面研磨を行った(B)(C)および(D)については、最初のクラックが発生するひずみと、試験片の最終破断ひずみを表面荒さとの関係でFig. 2-15にまとめた。この結果から、これらの試験片間の比較においては、表面荒さが大きいほどクラックの発生が遅く発生数も少ないことがわかった。これは、加工あるいは研磨によってエッジ表面に形成された微小な欠陥が、マトリクスクラックの起点となっていることを示唆するものである。同時に、クラック発生数が多い、あるいは表面荒さが大きいほど、積層板の最終破断ひずみは大きくなる傾向も明らかになった。

高速ミル加工を施した試験片(E)のマトリクスクラック発生挙動を、(A)と比較してFig. 2-16に示す。試験片(E)は、エッジ表面荒さが小さいにもかかわらず、(A)に対して著しく多くのマトリクスクラックを低ひずみで発生することがわかった。加工条件により、エッジ表面荒さが小さくてもクラック源となる微小欠陥が生じている可能性が高いことを示唆している。このことから、マトリクスクラックの発生源となるエッジ表面の微小欠陥は、表面荒さの一般的な指標であるR_{max}のみでは検出できないことがわかった。

試験片の最終破断ひずみを、試験片ひずみが1.3%のときのクラック密度で整理したものをFig. 2-17に示す。興味深いことに、高速ミル加工を行った(E)を含めて、マトリクスク

ラック発生数が多いほど破断ひずみが高くなる傾向が認められる。この要因としては、最終破断する0度層への応力集中による効果[25]が考えられる。

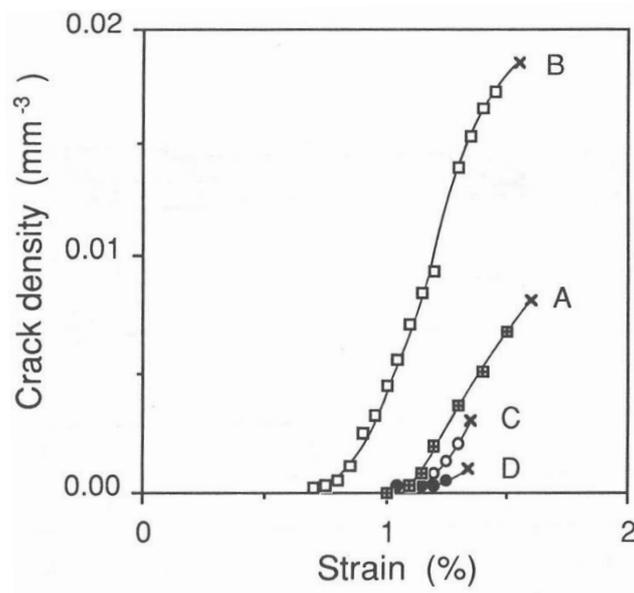


Fig. 2-14 Matrix crack accumulation of differently edge finished specimens (A), (B), (C) and (D), as a function of axial tensile strain.

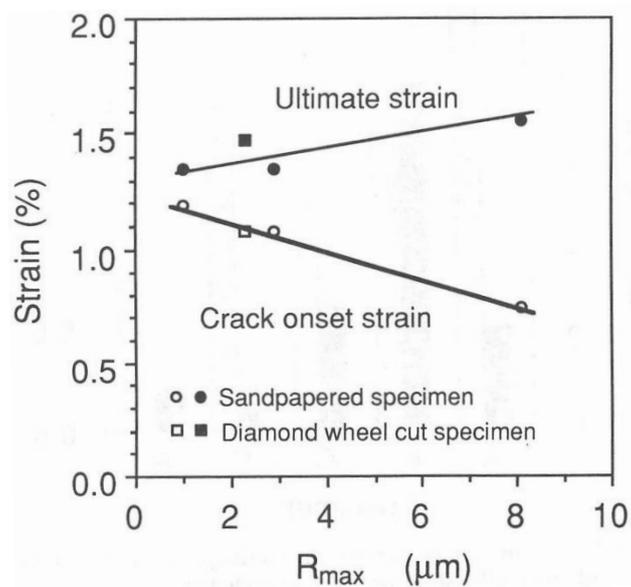


Fig. 2-15 Crack onset and ultimate strains of differently edge finished specimens (A), (B), (C) and (D), as a function of edge surface roughness.

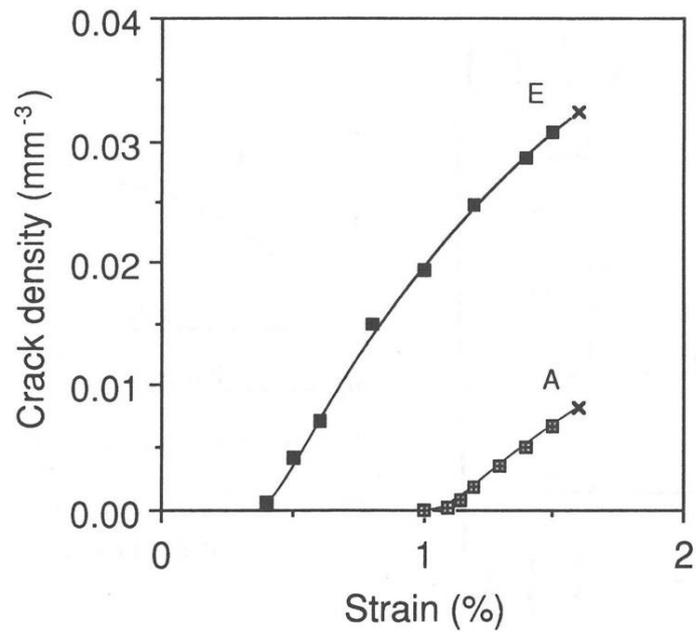


Fig. 2-16 Matrix crack accumulation of differently edge finished specimens (A) and (E), as a function of axial tensile strain.

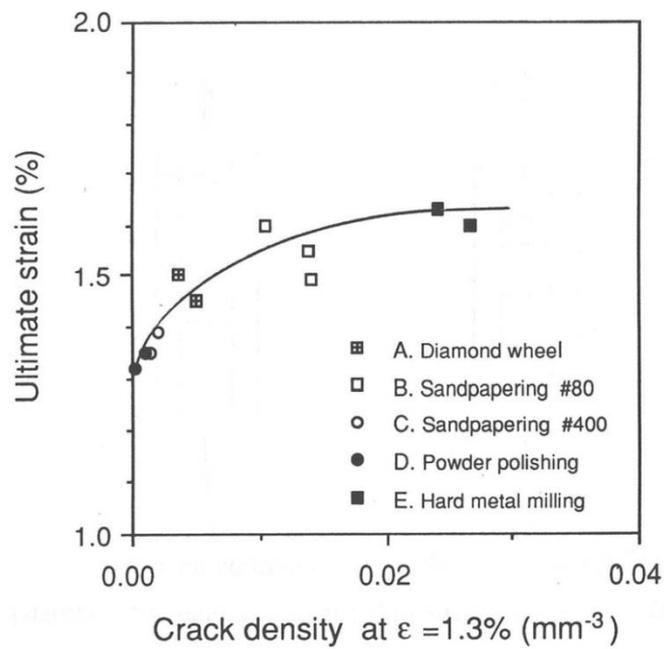


Fig. 2-17 Ultimate tensile strain of differently edge finished specimens (A) and (E), as a function of crack density at axial strain of 1.3%.

引張荷重下にある均一半無限体の表面に等間隔で存在するクラックによる応力集中係数 K_I は次式で表される。

$$K_I = \sigma \sqrt{\frac{h}{2}} \quad (2-1)$$

ここで、 σ は引張応力であり、 h はクラックの間隔である。同様に、不均一材である積層板においても、0度層のひずみが破断ひずみに近づいた状態において、90度層のマトリクスクラックが多数発生している (h が小さい) ほど、隣接0度層の応力拡大係数が抑制されることが推察される。

2.3.3.2 層間はく離試験結果

各試験片 (F) から (I) のエッジからみたはく離の状況を Fig. 2-18 に示す。そのエッジはく離応力を Fig. 2-19 に示す。層間強化型の T800H/3900-2 のうち、エッジ荒さが小さい (G) が特異に高い層間はく離抵抗を示すことがわかった。これは、前述のマトリクスクラックと同様に、エッジ加工条件により層間はく離挙動が大きく変わり得ることを示している。

本実験で用いた積層板の積層構成は、引張荷重で容易に層間はく離を生じる $[(\pm 25)_2 / 90]_s$ である。この結果、得られたエッジはく離応力の差異が、実用特性にどの程度影響するのかを調べるため、同様の材料を用いて実際に良く用いられる $[45 / 0 / -45 / 90]_s$ 疑似等方積層構成の引張試験片を作製した。エッジ加工条件を Table 2-4 に示す。T800H/3900-2 および T800H/3631 の2種の材料から、エッジ加工条件の異なる (J) (K) (L) および (M) の4種の試験片の作製を行い引張試験に供した。

引張試験により得られた結果を Fig. 2-20 に示す。層間はく離試験での結果と同様に、層間強化型の T800H/3900-2 は適切なエッジ加工処理においては最終破断まで層間はく離を生じることはなく、その結果、同種の強化繊維を用いながら他より極めて高い引張強度を示すことがわかった。

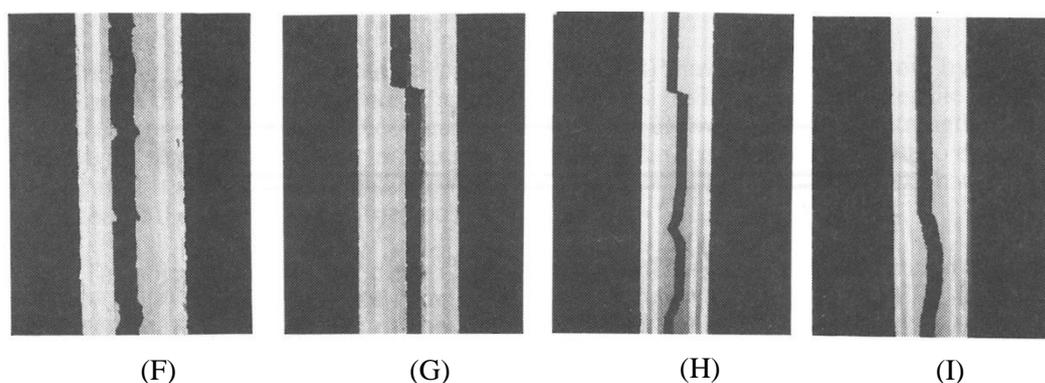


Fig. 2-18 Edge view of specimens (F), (G), (H) and (I) after delamination.

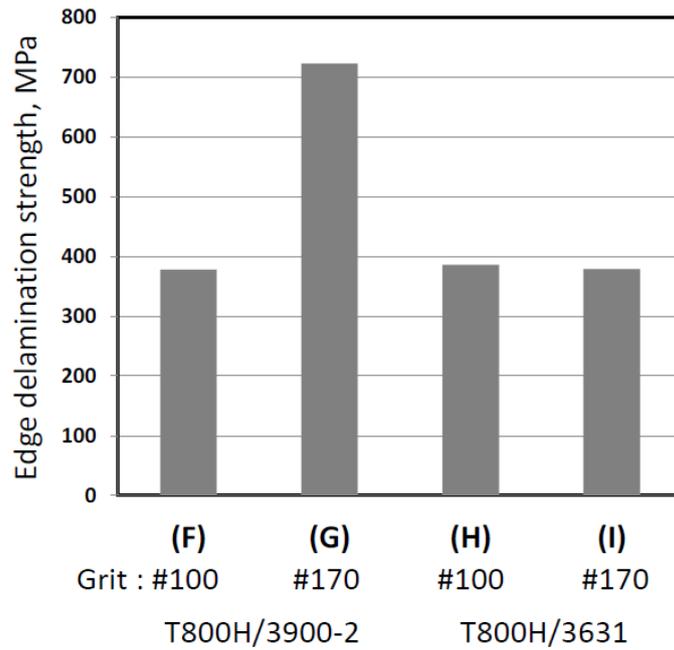


Fig. 2-19 Edge delamination strength of specimens (F), (G), (H) and (I).

Table 2-4 Edge finishing methods and edge surface roughness for T800H/3900-2 and T800H/3631 quasi-isotropic laminate testing.

Specimen No.	Material	Edge-finishing method
E	T800H/3900-2	Diamond saw* cut Grit size=#140
F	T800H/3900-2	Diamond saw* cut Grit size=#140 + Manual sanding Grit size=#1000 and #2000
G	T800H/3631	Diamond saw** cut Grit size=#170
H	T800H/3631	Diamond saw* cut Grit size=#140 + Manual sanding Grit size=#1000 and #2000

*: SD140P-14A1 (NIHONRIKI Corp.)

** : SD170/200G1 (Asahi Diamond Industrial Co., LTD.)

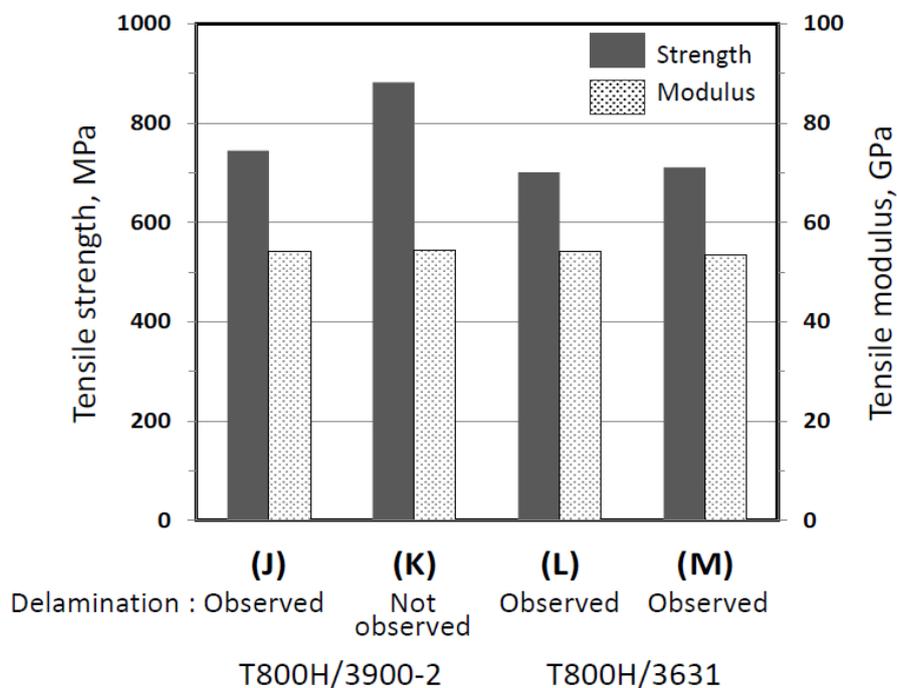


Fig. 2-20 Tensile strength and modulus of the quasi-laminate specimens (J), (K), (L) and (M).

2.3.3.3 Off-axis 引張試験におけるエンドタブの影響

破断ひずみの測定結果を Fig. 2-21 に示す. 20度から45度までの全ての off-axis 試験において oblique タイプのエンドタブが最も高い破断ひずみ測定値を示した. このことは, oblique タイプのエンドタブがタブ周辺の応力特異性をよく取り除き, 材料の実力値を最も良く代表していることを示唆しており, 解析等との比較に適しているものと考えられる.

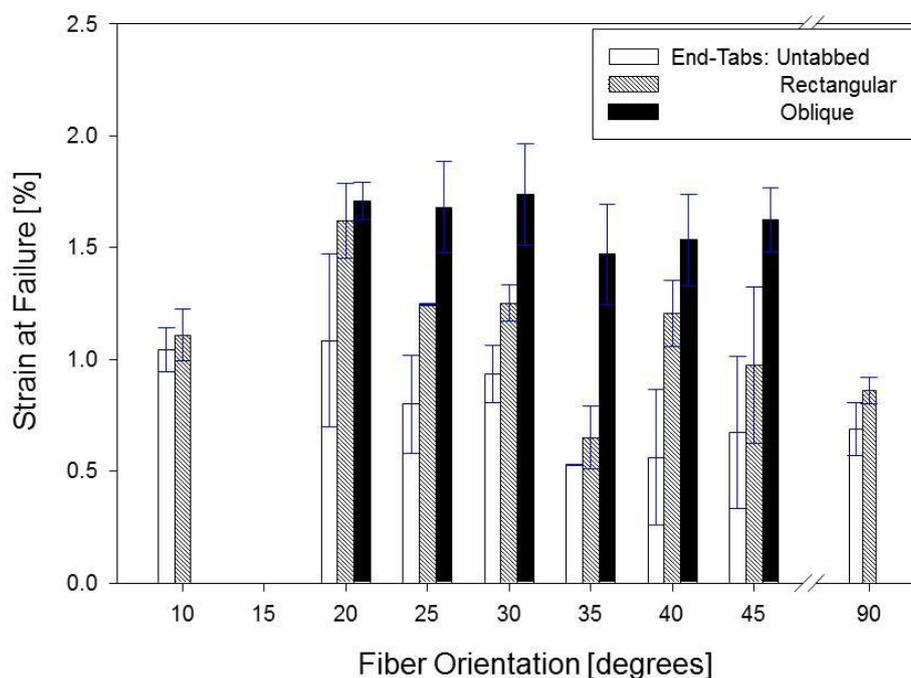


Fig. 2-21 Effect of end tab type on off-axis failure strain.

2.4 織物強化積層板の損傷挙動の実験的および解析的検討

本項では、レジントランスファーモールドイング法によって成型した炭素繊維織物強化積層板を対象として、まず有孔積層板の孔周辺に引張繰り返し荷重下で発生する損傷形態を詳細に観察した。つぎに、無孔積層板にひずみをその場測定しながら低周期引張繰り返し荷重を負荷することで積層板弾性率の変化を定量的に測定した。最後に、観察された損傷形態から予測される弾性率変化をモデル的に求め、実験結果と比較した。

2.4.1 供試材

2.4.1.1 強化材およびマトリクス樹脂

織物強化材として、BGF Ind. Inc.製の94101 3K-70炭素繊維織物（T300-3K使い平織，目付193g/m²）を用いた。マトリクス樹脂はエポキシ樹脂とフェノール樹脂を使用した。エポキシ樹脂は、ビスフェノールA型エポキシ樹脂 Epon 828 をベースとして，反応性希釈剤 Epodil 750 を10部添加した組成に，硬化剤として PACM（パラアミノシクロヘキシルメタン）を用いた。一方，フェノール樹脂は，レゾール型フェノール樹脂 GP5022 を酸触媒 GP4822 と組合せて用いた。

2.4.1.2 試験片

全ての試験片はレジントランスファーモールドイング法により成型した。内寸 300 mm×150 mm×3.4 mm のスチール製の内部に16層の炭素繊維織物を同一配向で積層配置した。繊維体積含有率の計算値は52%である。型を閉じてホットプレスに Fig. 2-22 のようにセットし，40℃で予熱した。次に，マトリクス樹脂を加圧チャンバー内に配置し，真空引きした型内に，チューブを通じて注入した。注入時のチャンバー内ゲージ圧力は100 kPa に維持した。注入が完了しマトリクス樹脂が型の真空吸引口に到達したら，吸引口を閉じ，注入樹脂に加える圧力を増加させた。最高圧力はエポキシ樹脂の場合は800 kPa，フェノール樹脂の場合は1200 kPa とした。加圧状態のまま，ホットプレスにより型温を上昇させマトリクス樹脂を硬化させた。硬化条件は，エポキシ樹脂については100℃で30分，フェノール樹脂については78℃で2時間とした。この際の昇温速度はいずれの樹脂とも5.5℃/min とした。また，いずれの樹脂についても型内で125℃の温度条件にて2時間の後硬化処理を行った。

また，両マトリクス樹脂の単体特性測定のため，炭素繊維織物を用いずに上記と同様の方法によって樹脂硬化板を作製した。

有孔積層板および無孔積層板の試験片の形状を Fig. 2-23 に示す。有孔積層板試験片は，疲労試験および繰り返し負荷後の残存強度測定に用いた。円孔の加工は，コバルト鋼製のドリルでの孔開け後にストレートリーマで内面仕上げを行った。孔加工時には試験片両面にガラ

ス繊維強化エポキシ成形板をシアノアクリレート系接着剤で接着し、加工部周辺を保護した。この保護板は孔加工後に試験片を 100°C に加熱することで除去した。

無孔積層板は、低周期繰り返し負荷による弾性率変化測定に使用した。試験片の両端はガラス繊維強化エポキシ成形板によるタブをエポキシ系接着材で接着した。

炭素繊維織物を用いない樹脂硬化板は、10 mm 幅の試験片に加工し、三点曲げ試験に供した。

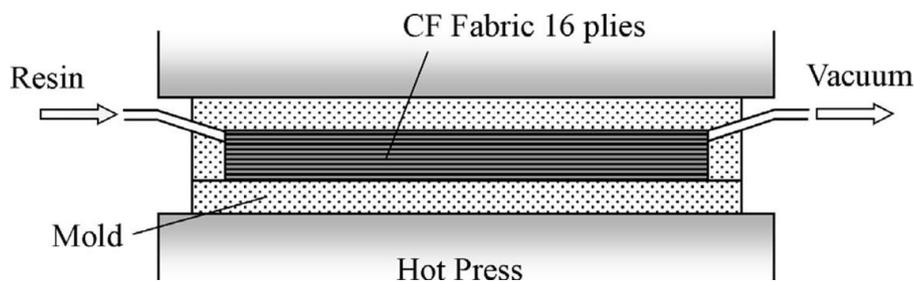


Fig. 2-22 Schematic of apparatus for resin transfer molding.

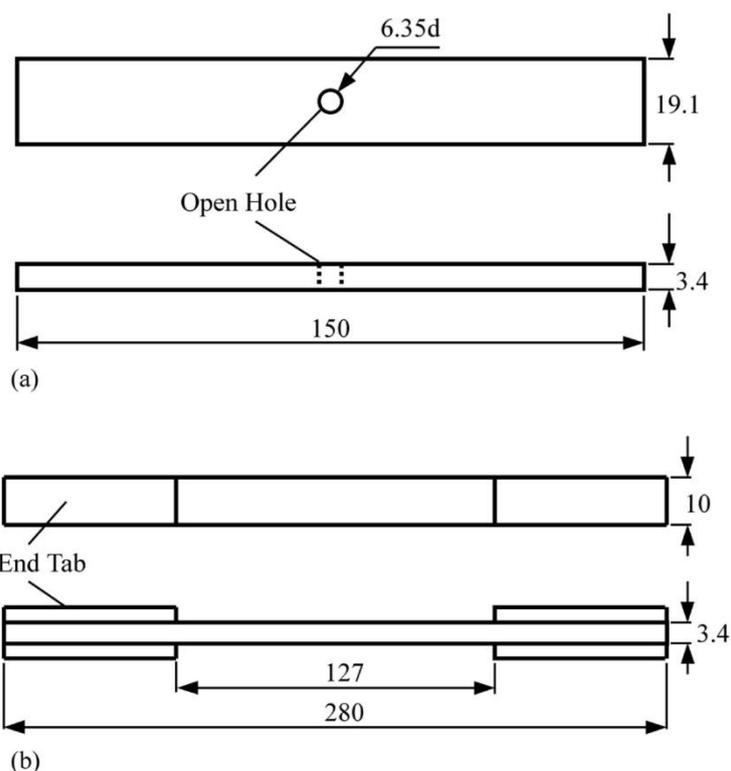


Fig. 2-23 Specimen dimensions of (a) open-hole specimen and (b) flat specimen (Units in mm).

2.4.2 実験方法

本項では、有孔積層板を用いた疲労試験に加えて、無孔積層板の低周期繰り返し負荷試験の実験方法についてそれぞれ詳細に述べる。低周期繰り返し負荷は、負荷中にひずみを測定し弾性率変化を調査することを目的とした試験である。

2.4.2.1 有孔積層板の疲労試験

エポキシ樹脂系およびフェノール樹脂系を用いた有孔積層板試験片に、インストロン 1350 型油圧サーボ力学試験機を用いて準静的および繰り返し引張荷重を負荷した。準静的試験のクロスヘッド速度は 1.0 mm/min であり、Fig. 2-24 に示すように、繰り返し荷重は応力比が 0.1 となるようにサイン波引張—引張荷重を負荷した。疲労寿命測定においては、試験片には静的強度の 85%–95%を最大応力とする繰り返し荷重を試験片が完全に分断するまで負荷した。

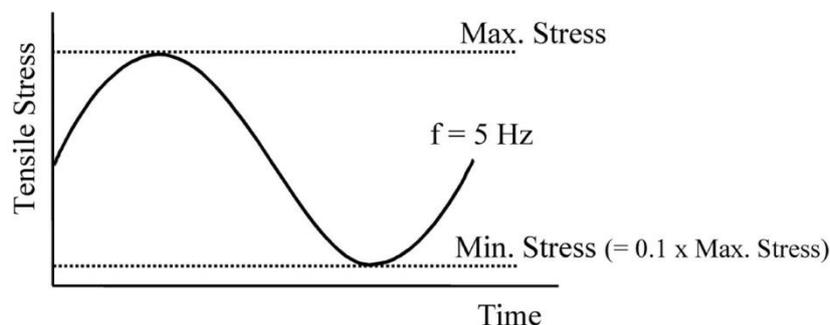


Fig. 2-24 Profile of tension–tension cyclic loading in fatigue tests.

上述した疲労寿命測定に加えて、有孔積層板試験片を用いた繰り返し負荷後の残留強度測定と損傷観察を行った。エポキシ系およびフェノール系試験片ともに、最大応力 306 MPa の繰り返し荷重を一定のサイクルで負荷した後に停止した。停止サイクルは、 1.5×10^3 、 1.5×10^4 、 1.5×10^5 および 5.0×10^5 の 4 つの条件である。続いて、負荷後の試験片を用いて、準静的引張試験および顕微鏡での断面観察による損傷評価を行った。準静的引張試験の実験条件は前述したとおりである。損傷評価は、 1.5×10^3 および 1.5×10^5 サイクル負荷後の試験片を対象として、試験片エッジに平行かつ円孔縁から 0.5 mm の位置を観察断面として切断・研磨して実施した。

2.4.2.2 無孔積層板の低周期繰り返し負荷試験

エポキシ樹脂系およびフェノール樹脂系の無孔積層板試験片を用いて、低周期繰り返し負荷下での弾性率変化測定を行った。インストロン 4505 型電気機械式試験機を用いて、Fig. 2-25 に示すプロファイルの応力を負荷した。負荷／除荷過程は、変位制御であるが、最大応力

および最低応力は荷重で制御した。変位制御での負荷速度は、次に述べる弾性率測定過程では 1.27 mm/min であり、それ以外では 5.08 mm/min である。

繰り返し数 1, 2, 3, 4, 5, 30, 200, 400 および 1000 サイクルの負荷過程では、インストロン 2620-827 型伸び計を用いることで弾性率評価のためのひずみの測定を行った。ゲージ長は織物構造スケールの影響を受けない十分な長さである 50 mm とした。ひずみ測定サイクル前後で試験片は試験機から取り外すことなく試験機のプログラムで全過程を制御した。既往の検討[21]にもとづいて、最大応力は 10^6 サイクルでの疲労強度に相当する 420 MPa とした。荷重およびひずみデータは毎秒 5 点でサンプリングを行った。弾性率の算出は、応力 56 MPa 到達点を起点とするひずみ 0.2% の区間で測定点から線形近似で求めた。伸び計は、負荷開始から 1000 サイクルでの弾性率の最終測定完了まで試験片に連続装着したが、この方法により原点のドリフトの影響を排除した。

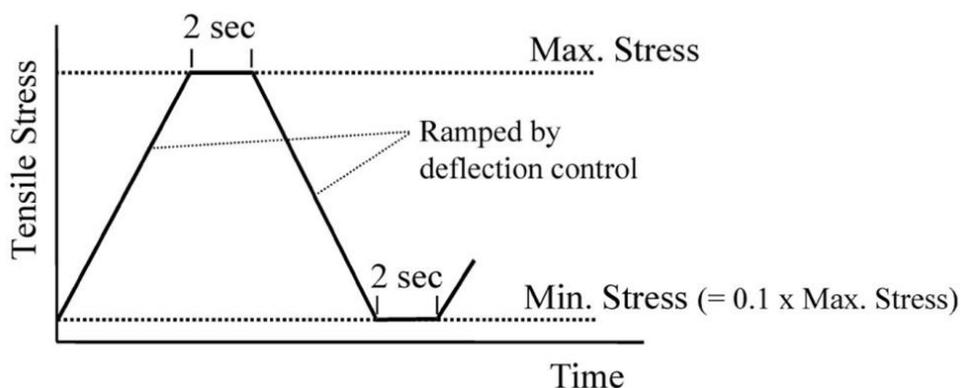


Fig. 2-25 Profile of slow cyclic loading with in-situ modulus measurements.

損傷評価は、繰り返し負荷 1000 サイクル完了後の一部の試験片で行った。試験片エッジに平行な試験片幅の中心近くを観察断面として切断と研磨処理を施した後に顕微鏡観察を行った。

2.4.3 実験結果および考察

2.4.3.1 有孔積層板の疲労試験結果

S-N 曲線と残存強度の測定値を Fig. 2-26 に示す。準静的強度に相当する 1 サイクルでのプロット点は 4 体の試験片からの測定値の平均であり、エラーバーは標準偏差である。他のプロット点は個別試験片のものである。エポキシ系およびフェノール系試験片に共通して 10^6 サイクルでの疲労強度はおよそ 306 MPa であった。このことから、 10^6 サイクル程度における残存強度は 306 MPa ということになる。しかしながら、図中の破線で示される残存強度は、

5×10^5 サイクルまではそれよりも顕著に高いレベルに維持されることがわかる。なかでも、エポキシ系試験片では、1500 サイクル付近では準静的強度を上回る残存強度が観察される。これは、繰り返し負荷中に円孔近傍の損傷が生成することで、局所的な弾性率の低下が応力集中を緩和させていることを示唆している。そして、そのような現象が 1500 負荷サイクルまでに顕著に生じていることが予想される。

2.4.3.2 有孔積層板の疲労損傷評価

エポキシ系試験片の 1.5×10^3 サイクルおよび 1.5×10^5 サイクル負荷後の円孔付近での断面観察像を Fig. 2-27 に示す。画像の水平方向が荷重方向である。 1.5×10^3 サイクルの後に、炭素繊維束の樹脂からはく離が生じており、これが残存強度の上昇を誘起しているものと考えられる。 1.5×10^5 サイクル負荷後の観察では、さらに顕著な繊維束はく離がみられるものの、束内でのマトリクスクラックや繊維破断は認められなかった。

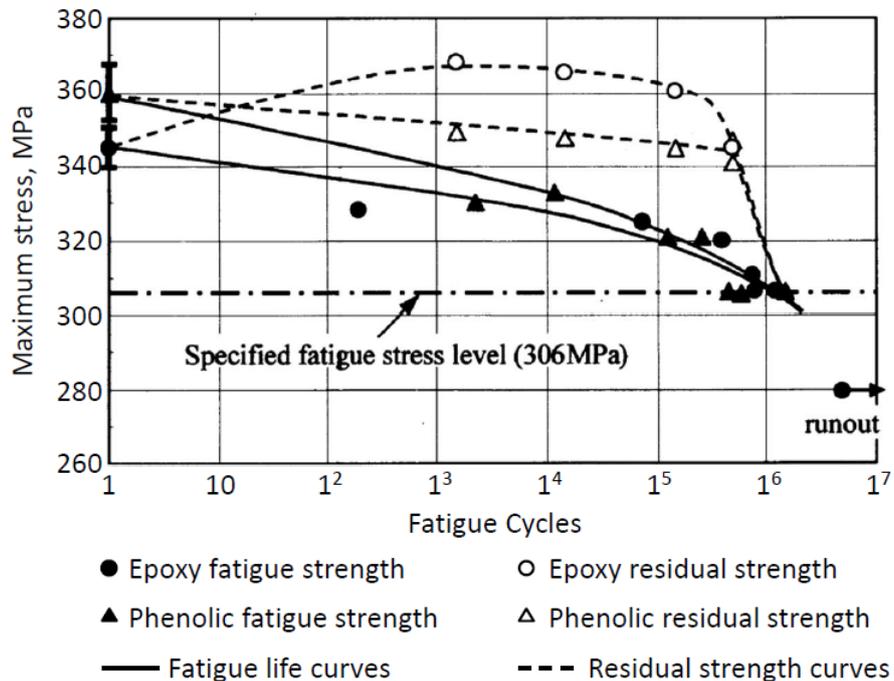


Fig. 2-26 S-N diagrams and residual strength of open-hole specimens.

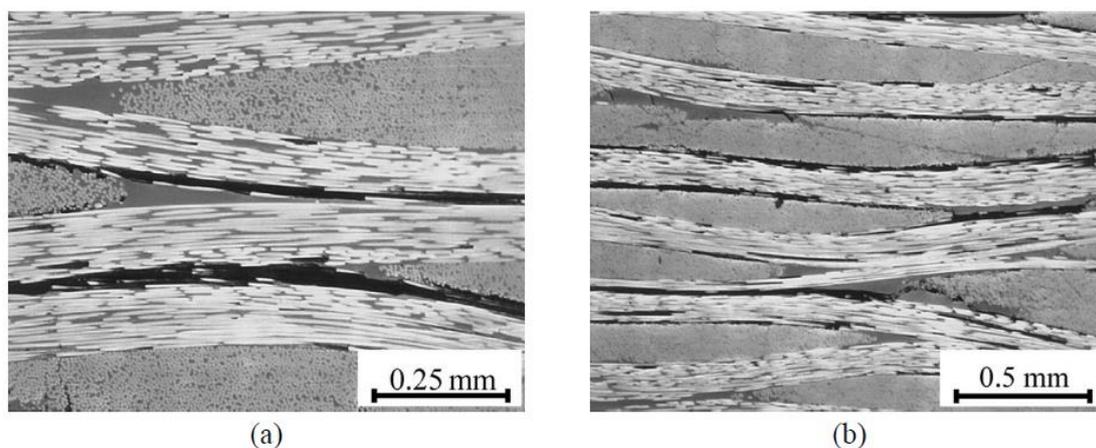


Fig. 2-27 Optical photomicrographs of fatigue damage in epoxy laminates after (a) 1.5×10^3 cycles and (b) 1.5×10^5 cycles.

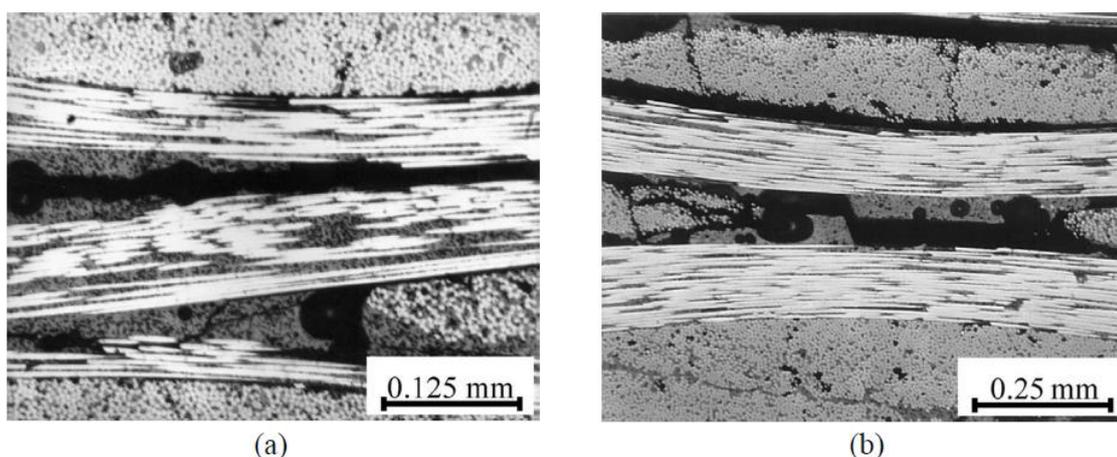


Fig. 2-28 Optical photomicrographs of fatigue damage in phenolic laminates after (a) 1.5×10^3 cycles and (b) 1.5×10^5 cycles.

フェノール系試験片の 1.5×10^3 サイクルおよび 1.5×10^5 サイクル負荷後の断面観察像を Fig. 2-28 に示す。エポキシ系試験片を用いた観察結果と類似して、炭素繊維束の樹脂からの顕著な離れが観察されることに加えてマトリクスクラックが認められる。フェノール樹脂の硬化反応で生じる縮合水によると考えられる[26]ポイドが認められており、このクラックがマトリクスクラックの起点あるいは経路となっていることが観察から示唆される。

2.4.3.3 無孔積層板の低周期繰り返し負荷試験結果

積層板弾性率の負荷サイクルによる変動を Fig. 2-29 に示す。各サイクルでのプロット点は3体の試験片からの測定値の平均を示している。1サイクル直後にみられる弾性率の低下は、伸び計のエッジと試験片の接触安定化によるものと考えられる。その後、1000サイクル到達までに、エポキシ系およびフェノール系試験片の弾性率低下はそれぞれ 0.8%と 5.6%であった。

0.8%の弾性率低下がみられたエポキシ系試験片の 1000 サイクル後の試験片の断面観察像を Fig. 2-30 に示す. 観察された唯一の損傷形態は, 炭素繊維束内で荷重軸に垂直に発生したマトリクスクラックであった. 一方, 5.8%の弾性率低下がみられたフェノール系試験片の 1000 サイクル後の断面観察像を Fig. 2-31 に示す. エポキシ系試験片で認められているマトリクスクラックのさらなる顕著な発生に加えて, 炭素繊維束の樹脂からはく離が特徴的に観察された. 観察によりそのはく離クラックの長さを求めたところ, 糸束周期の約 4 分の 1 に相当する 0.4–0.5 mm であった.

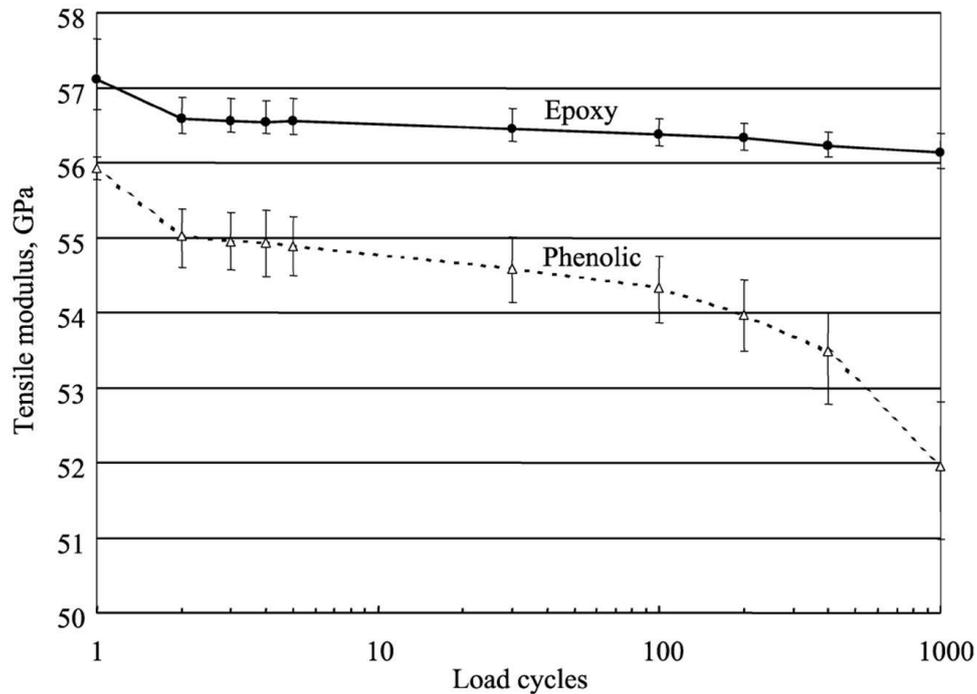


Fig. 2-29 Tensile modulus of epoxy and phenolic laminates as a function of loading cycle.

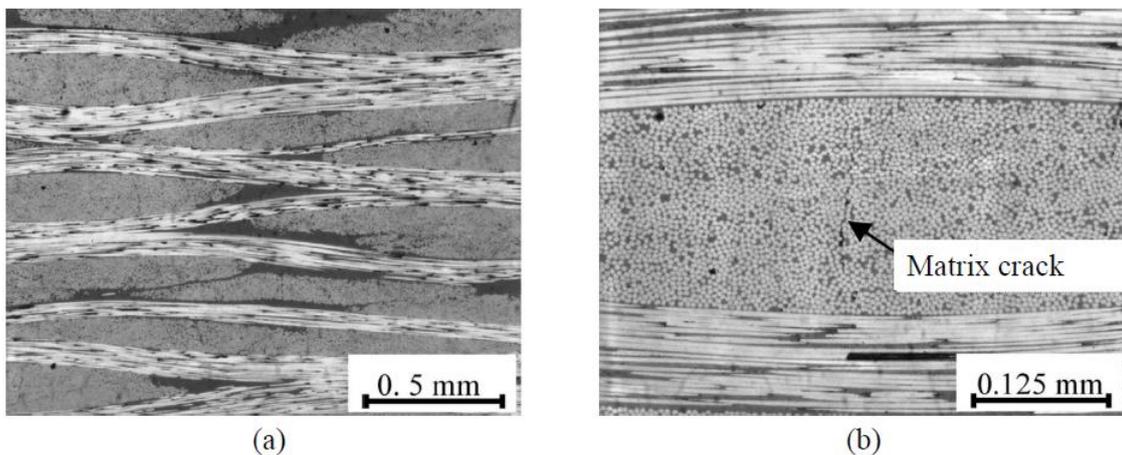


Fig. 2-30 Optical photomicrographs of (a) typical cross section and (b) transverse crack in flat epoxy specimen after 1000 low-frequency loading cycles.

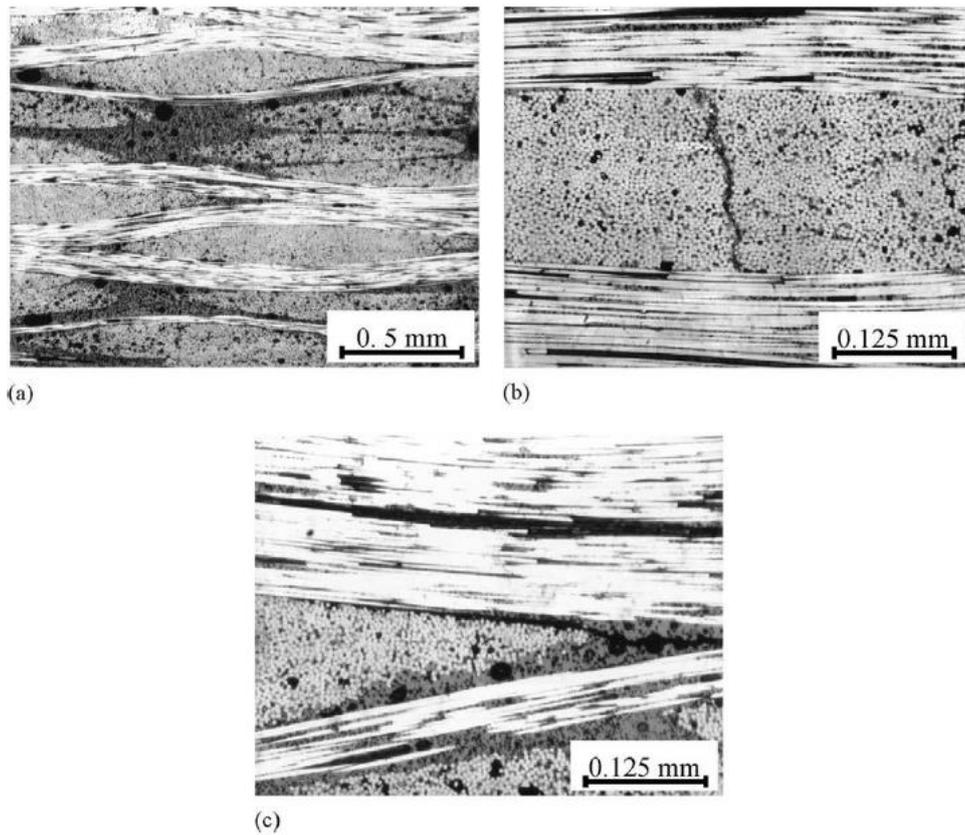


Fig. 2-31 Optical photomicrographs of (a) typical cross section; (b) transverse crack and (c) yarn debonding in flat phenolic specimen after 1000 low-frequency loading cycles.

2.4.3.4 弾性率低下に関する考察

Crimp model は平織り構造の繊維強化複合材料の有効な解析モデルとして知られている[10]. その基本要素モデルに損傷形態を組み入れたものを Fig. 2-32 に示す. このモデルの構造は次式で表現される.

$$\begin{aligned}
 h_1 &= \left(1 + \sin \frac{\pi x}{a}\right) \left(\frac{h}{2}\right) \\
 h_2 &= \left(-1 + \sin \frac{\pi x}{a}\right) \left(\frac{h}{2}\right) \\
 h_3 &= -\left(1 + \sin \frac{\pi x}{a}\right) \left(\frac{h}{2}\right)
 \end{aligned} \tag{2-2}$$

疲労損傷が存在しない場合, 構成方程式の剛性マトリクスは次のようになる.

$$\begin{aligned}
A_{ij}(x) &= Q_{ij}^M(h - h_1 + h_3) + Q_{ij}^F(\theta)h/2 + Q_{ij}^W(h_2 - h_3) \\
B_{ij}(x) &= \frac{Q_{ij}^F(\theta)}{2}(h_1^2 - h_2^2) + \frac{Q_{ij}^W}{2}(h_2^2 - h_3^2) \\
D_{ij}(x) &= \frac{Q_{ij}^M}{3}\left(\frac{h}{4} - h_1^3 + h_3^3\right) + \frac{Q_{ij}^F(\theta)}{3}(h_1^3 - h_2^3) \\
&\quad + \frac{Q_{ij}^W}{3}(h_2^3 - h_3^3)
\end{aligned} \tag{2-3}$$

ここで、 Q_{ij}^M と Q_{ij}^W はそれぞれマトリクス樹脂と経糸束の剛性マトリクス成分である。緯糸の剛性マトリクス成分 Q_{ij}^F はその位置での繊維配向角 θ によって次式で求められる。

$$\theta(x) = \tan^{-1}\left(\frac{dh_1}{dx}\right) \tag{2-4}$$

式(2-3)を積層板理論に適用することで、面内コンプライアンス a_{ij}^* が座標 x の関数として求まる。Fig. 2-32において、面内コンプライアンス a_{ij}^* は $x=0$ および a で最小値をとり、 $x=a/2$ で最大値をとることが理解されるが、基本要素の平均コンプライアンスは、構造の対称性を考慮すれば次式で求められる。

$$\bar{a}_{ij}^* = \frac{2}{a} \int_0^{a/2} a_{ij}^*(x) dx \tag{2-5}$$

本研究においては、式(2-5)の平均コンプライアンスを Roseberg のアルゴリズム[27]によって Simpson 則で数値計算した。積層板の弾性率は平均コンプライアンスの逆数と基本要素の寸法から求められる。本研究で使用した基本物性を Table 2-5 に示す。樹脂弾性率 E_m は樹脂単体硬化板の試験片から ASTM D790 に準拠して三点曲げ試験により求めた。経糸および緯糸の炭素繊維束の弾性特性には、一方向強化板の弾性特性から、体積含有率を考慮した複合則あるいは Halpin-Tsai 則[28]による予測値を使用した。 h および a は実際の積層板の寸法を計測し使用した。

解析により求められた積層板弾性率と実測値との比較を Table 2-6 に示す。解析値と実測値は概ね良い一致をみている。エポキシ系試験片と比較して、フェノール系試験片の方は解析値よりも実測値が低い傾向が認められるものの、これは実際の積層板に存在するボイドの影響による可能性が高い。

次に、積層板弾性率に対するマトリクスクラックの影響を解析的に考察する。マトリクスクラックによる強化繊維束の弾性率低下は、Lee および Daniel による修正 shear-lag モデル[29]で次式を用いて算出した。

$$E_2' = \frac{1 - \frac{2}{\alpha l_c} \tanh\left(\frac{\alpha l_c}{2}\right)}{1 + \frac{2}{\alpha l_c} \frac{E_2 t_2}{E_1 t_1} \tanh\left(\frac{\alpha l_c}{2}\right)} E_2 \quad (2-6)$$

ここで、 α は構成要素の寸法と弾性特性によって決まる shear-lag 定数、 l_c はクラックの間隔、 E_1 と E_2 はマトリクスクラックが無い場合の繊維方向と繊維垂直方向それぞれの強化繊維束単独の弾性率である。 t_1 はクラック発生層に隣接する0度層の厚さ、 t_2 はクラックが発生する90度層の厚さの1/2である。これを本研究で扱う Crimp model に適用するには、式(2-3)の剛性マトリクス成分を求める際に E_2 を E_2' で置換すればよい。このようにして求めたエポキシ系およびフェノール系試験片の弾性率低下予測値（相対値）をマトリクスクラックの密度すなわち単位長さあたりのクラック数の関数として Fig. 2-33 に示す。両樹脂系試験片の積層板弾性率低下率の差は僅かである。損傷観察から求めたマトリクスクラック密度は、エポキシ系試験片の場合で $0.10\text{--}0.17 \text{ mm}^{-1}$ であり、フェノール系試験片でおよそ 0.25 mm^{-1} であった。これによる弾性率低下率を Fig. 2-33 から読み取ると、エポキシ系試験片で最大約 $0.5\text{--}0.7\%$ となり実測値の 0.8% に近いが、フェノール系試験片では最大でも $0.8\text{--}0.9\%$ であり実測値の 5.6% との乖離が大きい。これは、フェノール系で観察されたもうひとつの損傷形態である強化繊維束の樹脂からのはく離の影響を示唆するものと考えられる。

次に、繊維束はく離の影響について考察する。繊維束がはく離を生じた場合、はく離を生じた長さ分については緯糸の剛性寄与が消失すると考えることができる。すなわち、式(2-3)において対応する緯糸の寄与の項をゼロとすることで積層板弾性率の低下を予測することとし、 $0 \leq x \leq l_d$, $a - l_d \leq x \leq a$ の区間で剛性マトリクス成分を以下のとおりとする。

$$\begin{aligned} A_{ij}(x) &= Q_{ij}^M(h - h_1) + Q_{ij}^F(\theta)h/2 \\ B_{ij}(x) &= \frac{Q_{ij}^M}{2} \left(\frac{h^2}{4} - h_1^2 \right) + \frac{Q_{ij}^F(\theta)}{2} (h_1^2 - h_2^2) \\ D_{ij}(x) &= \frac{Q_{ij}^M}{3} \left(\frac{h}{4} - h_1^3 + h_3^3 \right) \\ &\quad + \frac{Q_{ij}^F(\theta)}{3} (h_1^3 - h_2^3) + \frac{Q_{ij}^W}{3} (h_2^3 - h_3^3) \end{aligned} \quad (2-7)$$

算出したはく離長さと弾性率低下の関係を Fig. 2-34 に示す。フェノール系試験片で実測されたはく離長さは約 0.5 mm であるので、予測される弾性率低下率は約 6% となり、実測の弾性率低下(5.8%)と良く一致することがわかった。以上より、繰り返し荷重による積層板弾性

率の低下は、マトリクスクラックおよび炭素繊維束のはく離に起因するものであり、なかでも後者の影響が顕著であることが確かめられた。

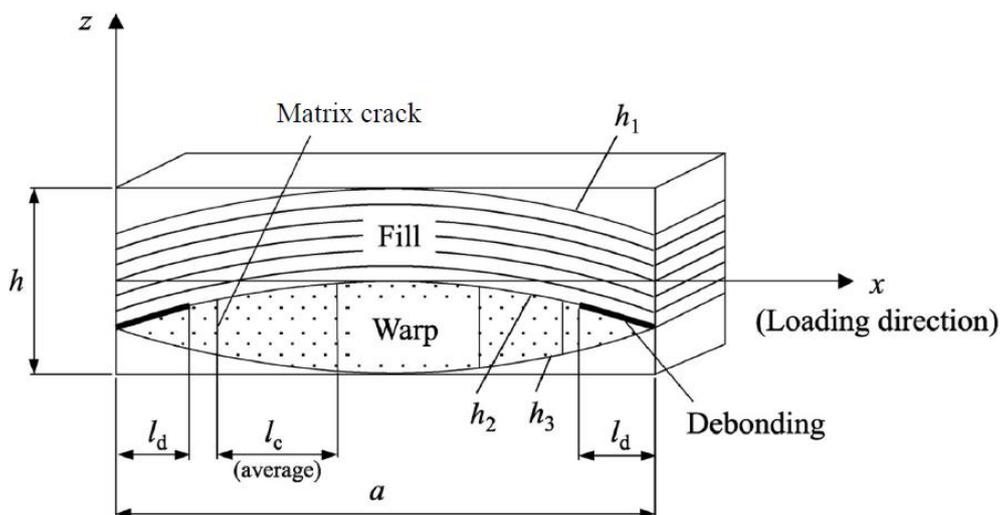


Fig. 2-32 Idealized unit cell of plain weave composite containing fatigue damage.

Table 2-5 Material properties and model parameters used for analysis.

Property	Epoxy	Phenolic
Resin modulus, E_m (GPa)	2.6	2.8
Resin Poisson's ratio, ν_m	0.4	0.4
Longitudinal modulus, E_1 (GPa)	190	190
Transverse modulus, E_2 (GPa)	11.6	11.9
In-plane shear modulus, G_{12} (GPa)	7.8	8.1
Out-of-plane shear modulus, G_{23} (GPa)	3.1	3.1
In-plane Poisson's ratio, ν_{12}	0.32	0.32
Ply thickness, h (mm)	0.2	
Length of unit cell, a (mm)	2.0	

Table 2-6 Comparison of predictions and experimental values of tensile modulus.

	Epoxy	Phenolic
Prediction (GPa)	53.2	53.7
<i>Experiment</i>		
First cycle (GPa)	57.1	55.9
Second cycle (GPa)	56.6	55.0

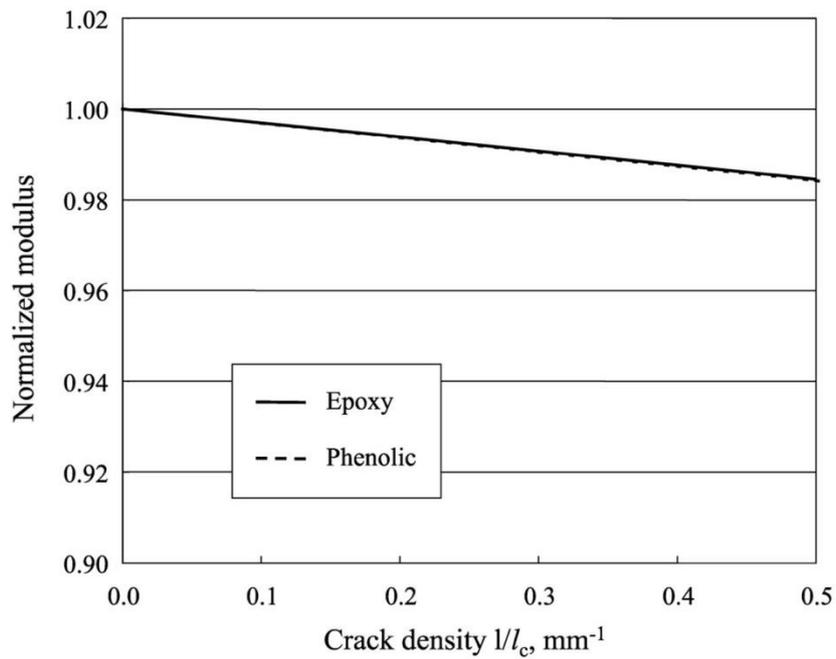


Fig. 2-33 Predicted tensile modulus as a function of matrix crack density.

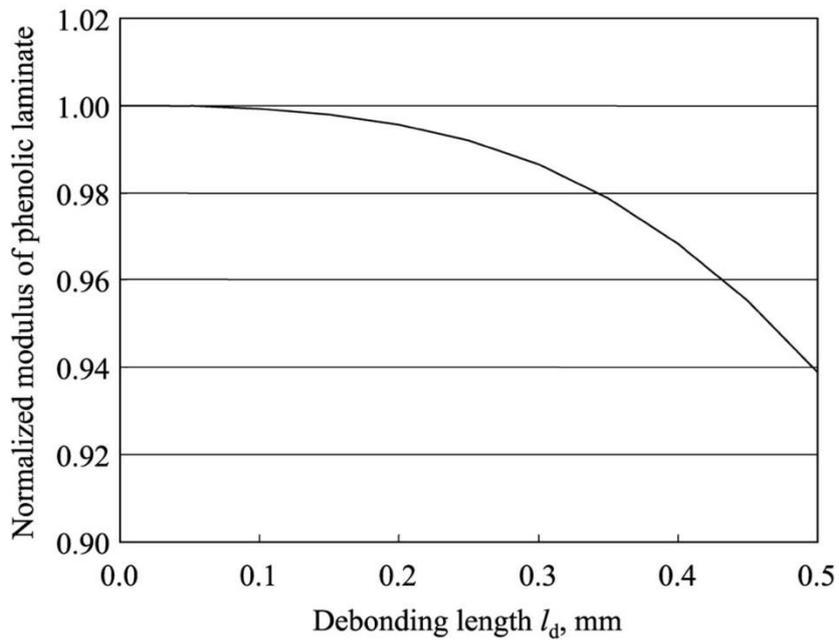


Fig. 2-34 Predicted tensile modulus of a phenolic laminate as a function of debonding length.

2.5 結言

本章では、民間機主構造材として現在使用されている材料あるいは将来使用が構想されている炭素繊維強化複合材料について、力学的および環境的負荷を加えた場合の挙動に関する4つの実用的課題について検討した。得られた主な知見は以下のとおりである。

- (1) 民間機の主構造に採用されている T800H/3900-2 層間強化型炭素繊維複合材料に対して、航空機の運用条件を模擬した長期の環境暴露劣化による主要力学特性の変化を測定したところ、特性の有意な変化は認められなかった。このことから、本材料に対して環境劣化によるノックダウンファクターを考慮する必要がないことが確認された。
- (2) 引張負荷によって積層板に発生するマトリクスクラックの挙動は、積層板のエッジ加工状況に大きく影響される。一般にエッジの表面荒さが大きくなる加工条件では、マトリクスクラックの発生ひずみは低く、発生数も多いが、表面荒さ値が低くとも、微小欠陥が存在するエッジはマトリクスクラックの発生を誘発する。
- (3) 同じく引張負荷によって積層板エッジに発生する層間はく離も、マトリクスクラックと同様にエッジ加工の影響を受ける。層間はく離は積層板の最終破壊の起点となり得ることから、層間強化により層間はく離を抑制した場合には高い積層板強度が発現する。
- (4) 織物強化複合材料において、引張繰り返し荷重によって強化繊維束内のマトリクスクラックおよび強化繊維束の樹脂からのはく離が生じ、それによって積層板弾性率の低下が生じる。この弾性率低下量は、crimp model による構成要素の剛性低下でほぼ定量的に説明が可能である。

第2章の参考文献

- [1] Donald, L. F. and Murat, H. K., "Experimental Determination of the In Situ Transverse Lamina Strength in Graphite/Epoxy Laminates", *Journal of Composite Materials*, 16 (1982), 103-116.
- [2] Kistner, M. D., Whitney, J. M. and Browning C. E., "First-Ply Failure of Graphite/Epoxy Laminates", *Recent Advances in Composites in the United States and Japan*, ASTMSTP 864, J. R. (1985).
- [3] Peters, P.W.M., "Constrained 90-Deg Ply Cracking in 0/90/0 and +/- 45/90/-+ 45 CFRP Laminates", *Composite Materials: Fatigue and Fracture*, ASTM STP 907, H. T. Hahn, Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, (1986), 84-99.
- [4] Masters, J.E. and Reifsnider K.L., "An Investigation of Cumulative Damage Development in Quasi-Isotropic Graphite/Epoxy Laminates", *Damage in Composite Materials*, 16(1982), 103-116.
- [5] Radhakrishnan, T. and Wu, S. M., "On-Line Hole Quality Evaluation for Drilling Composite Material Using Dynamic Data", *Journal of Engineering for Industry*, 103(1)(1981), 119-125.
- [6] Koplev, A., Lystrup, A. and Vorm, T., "The cutting process, chips, and cutting forces in machining CFRP", *Composites*, 14(1983), 371-376.
- [7] Clements, L.L. and Lee, P.R., "Influences of Quality Control Variables on Failure of Graphite/Expoxy Under Extreme Moisture Conditions", *Composites for Extreme Environments*, ASTM STP 768, N. R. Adsit, Ed., American Society for Testing and Materials, (1982), 161-171.
- [8] Sun, C.T. and Shou, S.G., "Failure of Quasi-Isotropic Composite Laminates with Free Edges", *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 7(1988), 515-557.
- [9] Sato, Y., Okabe, T., Higuchi, R. and Yoshioka, K., "Multiscale approach to predict crack initiation in unidirectional off-axis laminates", *Advanced Composite Materials*, 23 (5-6) (2014), 461-475.
- [10] Rudd, C. D, Long, A. C., Kendall, K. N. and Mangin, C. G. E., "Liquid moulding technologies", Cambridge: Society of Automotive Engineer, (1997).
- [11] Chou, T. W. and Ko, F. K., editors. "Textile structural composites", Amsterdam: Elsevier; (1989), 209-263.
- [12] Zhang, Y. C. and Harding, J., "A numerical micromechanics analysis of the mechanical properties of a plain weave composite", *Computers and Structures*, 36(5) (1990) 839-844.
- [13] Whitecomb, J. D. Three-dimensional stress analysis of plain weave composites. In: O'Brien TK, editor. *Composite materials: fatigue and fracture*. ASTM STP 1110, vol. 3. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, (1991), 417-438.
- [14] Hahn, H.T. and Pandey, R., "A micromechanics model for thermo-elastic properties of plain weave fabric composites", *Journal of Engineering Materials and Technology*, 116 (1994), 517-523.
- [15] Pastore, C. M. and Gowayed, Y. A., "A self-consistent fabric geometry model: Modification and application of a fabric geometry model to predict the elastic properties of textile composites", *Journal of Composites Technology and Research*, 16 (1) (1994), 32-36.

- [16] Roy, A. K., "In situ damage observation and failure in model laminates containing planar yarn crimping of woven composites", *Mechanics of Composite Materials and Structures*, 3 (1996), 101–117.
- [17] Gao, F., Boniface, L., Ogin, S. L., Smith P. A. and Greaves, R. P., "Damage accumulation in woven-fabric CFRP laminates under tensile loading. Part 1: Observations of damage accumulation", *Composites Science and Technology*, 59 (1999), 123–136.
- [18] Waddoups, M. E., Eisenmann, J. R. and Kaminski, B. E., "Macroscopic fracture mechanics of advanced composite materials", *Journal of Composite Materials*, 5(1971), 446–454.
- [19] Whitney, J. M. and Nuismer, R. J., "Stress fracture criteria for laminated composites containing stress concentrations", *Journal of Composite Materials*, 8 (1974), 253–265.
- [20] Nuismer, R. J. and Whitney, J. M., "Uniaxial failure of composite laminates containing stress concentrations.", in *Fracture mechanics of composites*, ASTM STP 593, Philadelphia: American Society for Testing and Materials (1975), 117–142.
- [21] Reifsnider, K. L., "Fatigue of composite materials.", Amsterdam: Elsevier; (1991).
- [22] Yoshioka, K. and Seferis, J. C., "Tension–tension fatigue of resin transfer molding composites.", *Proceedings of the 46th International SAMPE Symposium and Exhibition*, Long Beach; May (2001), 1079–1085.
- [23] Odagiri N., Muraki T. and Tobukuro K., "Toughness Improved High Performance Torayca Prepreg T800H/3900", *Seires*, 33rd International SAMPE Symposium, Match 7-10(1988), 272-283.
- [24] Odagiri N, Kishi H. and Nakae T., *ACS 6th Technical Conference*, (1991), 43-52.
- [25] Tada, H., Paris, P. C., and Irwin, G. R., Eds., "Stress Analysis of Cracks Handbook", Del Research Corporation, (1973).
- [26] Goodman, S. H., "Handbook of thermoset plastics", Noyes Publications, Westwood, NJ, (1998), 28–30.
- [27] Vandergraft, J. S., "Introduction to numerical computations", New York: Academic Press, (1978), 159–161.
- [28] Hull, D., "An introduction to composite materials", Cambridge: Cambridge University Press, (1981), 86–87.
- [29] Lee, J. W. and Daniel, I. M., "Progressive transverse cracking of crossply composite laminates", *Journal of Composite Materials*, 24 (1990), 1225–1243.

第3章 炭素繊維複合材料の損傷機構の数値解析的検討

3.1 緒言

引張荷重下の繊維強化プラスチックには、3つの代表的な損傷（繊維破断、マトリクスクラック、層間はく離）が生じることが知られている。その代表的構成である積層板においては、構成要素のプライが異方性を有していることから、これらの損傷が複雑に作用しあいながら進展する。また、損傷の累積過程は、材料剛性に影響するとともに破壊特性を決定づけるものとなる。荷重下で生じうる損傷を統一的に扱ったうえで材料強度を議論することは、繊維強化プラスチックに限らず設計において必要不可欠であり、その理論的研究が推し進められてきた。

繊維強化プラスチックの強度特性は、金属材料と異なり、その破壊が脆性的であることから、強度の指標として有孔板強度がしばしば参照される。なかでも、積層板に貫通する円孔を設けた引張強度は **Open hole tensile (OHT)** と呼ばれ、実用的な強度の指標として広く利用される。疑似等方積層板の OHT の代表的な破壊形態を Fig. 3-1 に示す。材料特性の違いに起因して、繊維破断主体の脆性破壊モード、引抜けが見られるモードならびに層間はく離が主体となるモードが存在する[1]。このような破壊モードや付随する強度特性を予測するものとして、生じうる損傷を全て取り込んだ解析モデルが **Hallett** らにより提案されている[1, 2]。著者らは繊維束破断に対して **Weibull** 破壊基準を、マトリクスクラックと層間はく離に対しては **Cohesive** 要素を用いて検討している。一方、**Cohesive** 要素を用いてマトリクスクラックのモデル化を行うと、結果として次の問題を伴うこととなる。

- (i). き裂パスに要素を挿入しておく必要があり、き裂位置が未知の問題には適用が困難。
- (ii). き裂近傍の応力分布を適切に再現するためには、き裂先端前方の軟化領域を 1 要素以上で分割する必要があるため、必然的にモデル規模が大きくなる。
- (iii). 陰解法の場合には軟化過程での収束性が悪化し、一方、陽解法の場合には 0 または薄い要素を用いる必要があることから、安定時間増分が縮小されることで計算効率が低下する。
- (iv). 動的問題において、複数のき裂を **Cohesive** 要素を用いてモデル化を行う場合に、き裂で囲まれる領域が応力フリーになることから数値振動を生じやすい。

したがって、この方法では想定される損傷を扱えるとの利点があるものの、計算コストや数値的な取扱いの難しさから、適用できるケースが制限されているのが現状である。

また、積層板のもう一つの代表的な構成である織物材については、Hochard らによる連続体損傷モデル (Continuum damage mechanics, CDM) に基づく方法がある。これは織物材に対して、一方向材の連続体損傷モデルを構成則に考慮し[3-6]、さらには繊維破断に非局所化された破壊基準を用いる方法である[7]。しかし、この繊維破断モデルには種々の積層構成による実験値から推定される特性長さをパラメータとして用いなければならない。数値的手法ながら実験によるデータの橋渡しが必要であるため、任意の問題に適用しにくいとの側面がある。

このように、現在利用できる OHT の解析手法は、破壊モードや強度を取り扱えるものの、数値的な取扱いの難しさや、実験値を用いることから必ずしも実用的なものではなかった。一連の優れた知見を材料開発に活用するためには、解析の精度を落とすことなく計算負荷を減らすかとの視点に立つ必要がある。また、このためには積層板の形態に応じて必要となる損傷のみを抽出し、取り込むことが有効と考えられる。

そこで本研究では、精度と計算効率を備える OHT 強度の数値モデルを与えることを目的として、積層板と織物材のそれぞれを評価対象とし、強度および破壊モードに影響する損傷の抽出を試みる。まず、擬似等方構成とした積層板を扱うため、強度に影響する損傷として繊維破断、マトリックスクラックおよび層間はく離に着目して、これらを個別にモデル化する。取り込む損傷の組合せを変えた解析を行い、強度および破壊モードへの影響を調べる。特に、試験片厚みを変えた場合の実験値との比較から、適切な強度や破壊モードの遷移を与えることができる損傷の組合せについて議論する。

さらに、得られた解析モデルを用いて、繊維が織物状である構成についても評価を行った。実験により推定される破壊モードを取り込んだ強度の解析結果と実験値の比較から、本章で提案するモデルの妥当性を検証する。

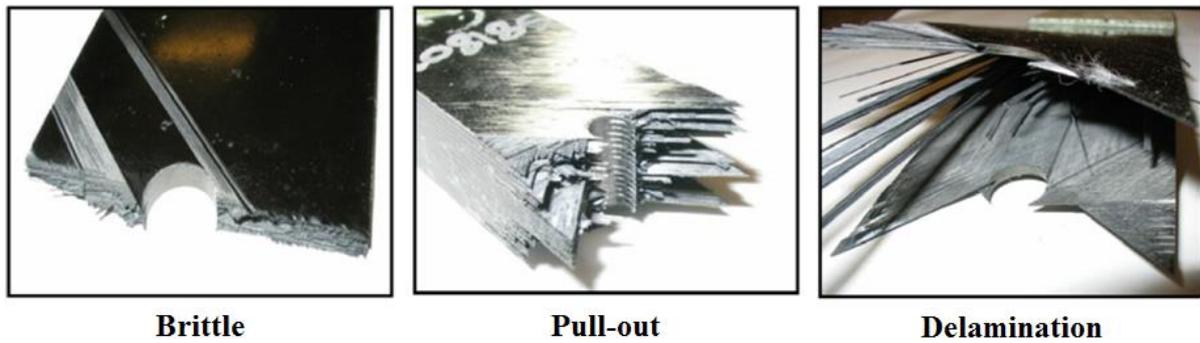


Fig. 3-1 Failure modes observed in Open Hole Tensile tests [1].

3.2 損傷モデル

本節では構成要素における損傷モデルを説明する。繊維束の破断には強度の体積依存性を考慮することが可能な応力基準の破壊則を用いる。一方、層間はく離のモデル化には Cohesive 要素を用いる。マトリクスクラックに対しては、Cohesive 要素あるいは CDM モデルまたは、これらを組合せてモデル化を行う。

3.2.1 繊維束の破壊基準

炭素繊維はぜい性材料であり、その強度特性は微小き裂や空隙などの表面欠陥の統計的分布に支配されることが知られている[8]。Hallett らは、このような特徴をもつ炭素繊維からなる繊維強化プラスチックの繊維主軸方向強度を、最弱リンク説に基づく Weibull 分布により扱う方法を提案した[2]。なお、この破壊基準は、繊維強化プラスチックの積層板の曲げ強度解析[9]やセラミックス基複合材料の OHT 解析[10]にも応用され、実験結果を説明しうるものが示されてきている。

ここに体積 V なる一方向強化材に、その繊維軸方向に σ なる応力が作用しているとする。このとき、強度に達する弱部の数 M は Weibull モデルにおいて次式で与えられる。

$$M = \int_V \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^m \frac{dV}{V_0} \quad (1)$$

ここで、 m は Weibull 係数、 σ_0 は基準化強度、 V_0 は基準化体積である。Hallett らによる取り扱い、強度に達する弱部が材料中に一つある場合に最終破壊に至ると考える[2]。すなわち破壊基準は、

$$M = \int_V \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^m \frac{dV}{V_0} \geq 1 \quad (2)$$

と表される． 上式を数値モデルの要素について離散化すれば，

$$M = \sum_{i=1}^n \left(\frac{\sigma_i}{\sigma_0} \right)^m \frac{V_i}{V_0} \geq 1 \quad (3)$$

を得る． ここで， 式中の n は全要素数であり， 添字の i は要素の番目である． 以降， 繊維単糸の破断と区別して扱うために， 式(3)にて扱う破壊は繊維束破断， その強度を繊維束強度と定義する．

本章で扱う IM7/8552 疑似等方材では， Hallett らの報告に基づいて， σ_0 は 3131 MPa， V_0 は 1 mm^3 ， m は 40.1 とした[2]． また， T700S/2511 の織物材については， V_0 は 1 mm^3 ， m は 40.1 とし， 基準化強度 σ_0 を 2200 MPa とした．

3.2.2 CDM モデル

CDM モデルは， 微視的な損傷を損傷変数を用いてマクロな構成則に導入する方法である[11]． 本研究では Yoshimura らによる CDM モデル[12]を用いる．

一方向材を考え， 繊維と直交する方向への損傷変数 d_2 と損傷同伴変数 Y_2 を導入する． 損傷変数 d_2 は， 初期の損傷していない状態を 0 とし， 損傷の進展に伴い損傷変数は増加し， 完全に破壊した状態を 1 と定義する． 損傷同伴変数 Y_2 は， Helmholtz 自由エネルギー e の損傷変数 d_2 による偏微分で求められる．

$$\begin{aligned} e = \frac{1}{2} & \left[C_{11} \varepsilon_{11}^2 + (2 - d_m) C_{12} \varepsilon_{11} \langle \varepsilon_{22} \rangle + 2 C_{12} \varepsilon_{11} \langle -\varepsilon_{22} \rangle + 2 C_{13} \varepsilon_{11} \varepsilon_{33} \right. \\ & + (1 - d_m) C_{22} \langle \varepsilon_{22} \rangle^2 + C_{22} \langle -\varepsilon_{22} \rangle^2 + (2 - d_m) C_{23} \langle \varepsilon_{22} \rangle \varepsilon_{33} + 2 C_{23} \langle -\varepsilon_{22} \rangle \varepsilon_{33} \\ & \left. + C_{33} \varepsilon_{33}^2 + (1 - d_m / 2) C_{44} \gamma_{12}^2 + (1 - d_m / 2) C_{55} \gamma_{23}^2 + C_{66} \gamma_{13}^2 \right] \end{aligned} \quad (4)$$

$$Y_2 = -\frac{\partial e}{\partial d_2} = \frac{1}{2} \left[C_{12} \varepsilon_{11} \langle \varepsilon_{22} \rangle + C_{22} \langle \varepsilon_{22} \rangle^2 + C_{23} \langle \varepsilon_{22} \rangle \varepsilon_{33} + \frac{1}{2} C_{44} \gamma_{12}^2 + \frac{1}{2} C_{55} \gamma_{23}^2 \right] \quad (5)$$

ここで、 ε_{ij} と γ_{ij} はひずみテンソルの成分、 C_{11} から C_{66} は Voigt 表記の構成則テンソルの成分であり、式中の $\langle \rangle$ は Macaulay の括弧を表す。ここに、 d_2 と Y_2 の関係はクロスプライ積層板 $[0/90_3]_s$ の準静的な負荷除荷の試験から Fig. 3-2 のように求めておく[13]。本章の解析では、ひずみの成分から Y_2 を求めておき、この実験値を参照することで d_2 を算出する。

さて、損傷を考慮した有効応力テンソル $\tilde{\sigma}$ は、損傷材料の構成則テンソルを \tilde{C} 、ひずみテンソルを ε とおけば、

$$\tilde{\sigma} = \tilde{C} : \varepsilon \quad (6)$$

と表記される。ここで \tilde{C} の成分は ε_{22} を参照しながら、

$$(i) \quad \varepsilon_{22} \geq 0 \quad \tilde{C} = \begin{bmatrix} C_{11} & (1-d_2/2)C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ & (1-d_2)C_{22} & (1-d_2/2)C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ & & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ & sym. & & (1-d_2/2)C_{44} & 0 & 0 \\ & & & & (1-d_2/2)C_{55} & 0 \\ & & & & & C_{66} \end{bmatrix} \quad (7)$$

$$(ii) \quad \varepsilon_{22} < 0 \quad \tilde{C} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ & & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ & sym. & & (1-d_2/2)C_{44} & 0 & 0 \\ & & & & (1-d_2/2)C_{55} & 0 \\ & & & & & C_{66} \end{bmatrix} \quad (8)$$

である。CDM モデルによる解析はユーザーサブルーチンを用いて LS-DYNA に実装することで行った。増分解析の手順は Fig. 3-3 に示すとおりである。

CDM モデルでは構成則に損傷を取り込むことから、クラックのモデル化を行う必要がない。そのため、密にクラックを生じやすい材料の構成要素（例えば 45 度層や 90 度層）への適用が容易である。一方、大規模なマトリクスクラックやスプリッティングなどに対しては、き裂先端の応力集中を過小評価してしまうことに注意が必要である。

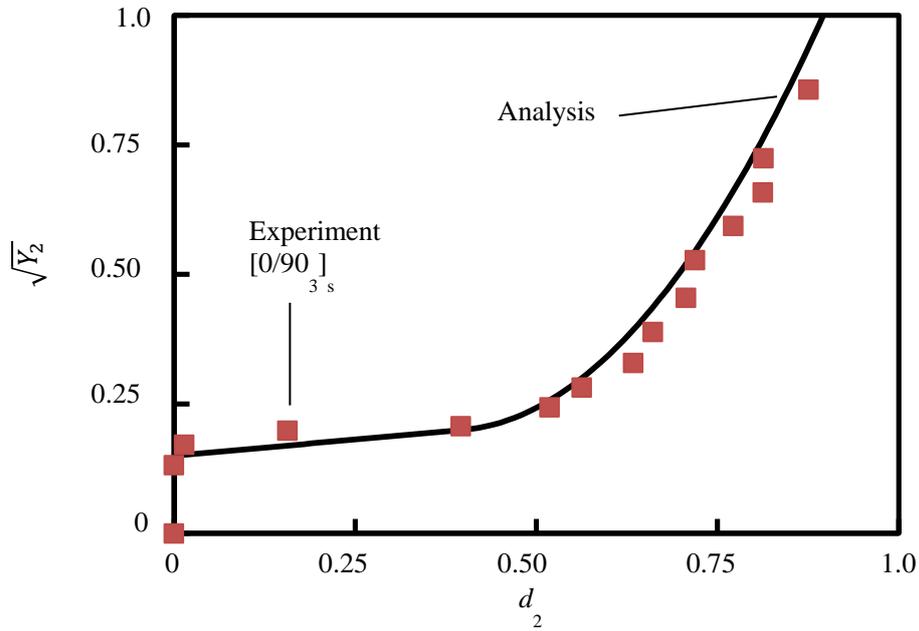


Fig. 3-2 Damage evolution law for CDM model [12].

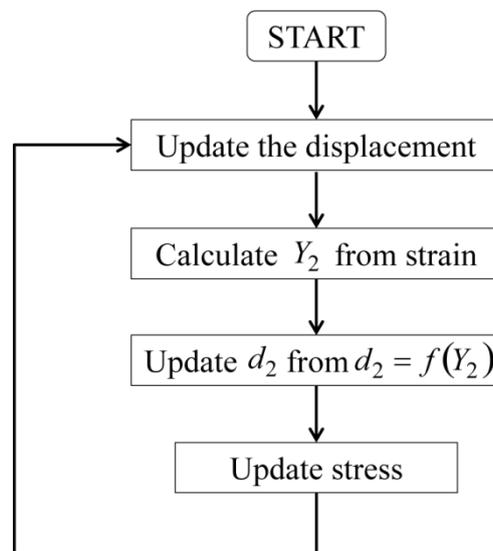


Fig. 3-3 CDM algorithm.

3.2.3 Cohesive 要素

Cohesive 要素は界面の結合と分離を表現する厚さ 0 の要素である。本研究では、Fig. 3-4 に示す双線形のトラクシヨン-分離則を利用する。ここに、損傷発生基準は 2 次のトラクシヨン基準を用い、損傷進展はエネルギーのべき乗則で判定する。

$$\left\{ \frac{\langle t_I \rangle}{t_I^0} \right\}^2 + \left\{ \frac{t_{II}}{t_{II}^0} \right\}^2 + \left\{ \frac{t_{III}}{t_{III}^0} \right\}^2 = 1 \quad (9)$$

$$\left\{ \frac{G_I}{G_I^C} \right\}^\alpha + \left\{ \frac{G_{II}}{G_{II}^C} \right\}^\alpha + \left\{ \frac{G_{III}}{G_{III}^C} \right\}^\alpha = 1 \quad (10)$$

ここで、 t_I-t_{III} は各モードでのトラクション成分であり、 $t_I^0-t_{III}^0$ は各モードでの最大トラクションである。また、 G_I-G_{III} は各モードのエネルギー解放率であり、 $G_I^C-G_{III}^C$ は各モードでの臨界エネルギー解放率に対応する。式(10)の α はモード依存性を表す材料定数である。

Cohesive 要素を用いた解析では、損傷進展が要素寸法に依存することが知られている。この要素寸法依存性を排除するために、Cohesive zone length (CZL)[16]に基づき要素寸法の設定を行った。CZL は健全な領域と完全に破壊した領域との間に存在するき裂先端の軟化領域の長さを表している (Fig. 3-5) 。よって、き裂周囲の応力分布を適切に表すには、Cohesive 要素の寸法を各モードの CZL より小さくとるとよい。

Cohesive 要素に作用する各モードでの CZL は次のように扱う。まず、モード I 開口における CZL は次式で与えられる。

$$l_{cz,I} = \left(\frac{E'_I G_{Ic}}{\left(\sigma_I^{\max} \right)^2} \right)^{\frac{1}{4}} h^{\frac{3}{4}} \quad (11)$$

ここで、 h は層の厚みを 1/2 にした値であり、 E'_I は等価弾性率に対応する。ここに薄板を想定し、平面応力状態を仮定すれば、 E'_I は次式で与えられる。

$$\frac{1}{E'_I} = \sqrt{\frac{S_{11}S_{33}}{2} \sqrt{\left(\frac{S_{33}}{S_{11}} \right)^2 + \frac{2S_{31} + S_{66}}{2S_{11}}}} \quad (12)$$

ここで、 S_{ij} はコンプライアンステンソルの成分である。

$$S = \begin{bmatrix} 1/E_{11} & -\nu_{12}/E_{11} & -\nu_{13}/E_{11} & 0 & 0 & 0 \\ & 1/E_{22} & -\nu_{23}/E_{22} & 0 & 0 & 0 \\ & & 1/E_{33} & 0 & 0 & 0 \\ & sym. & & 1/G_{12} & 0 & 0 \\ & & & & 1/G_{23} & 0 \\ & & & & & 1/G_{31} \end{bmatrix} \quad (13)$$

モード II とモード III 成分における CZL は次式で与えられる。

$$l_{\text{CZ},\text{II}} = l_{\text{CZ},\text{III}} = \sqrt{\left(\frac{E'_{\text{II}} G_{\text{IIC}}}{(\sigma_{\text{II}}^{\text{max}})^2} \right) h} \quad (14)$$

同様に平面応力状態を仮定すると、等価弾性率 E'_{II} は、

$$E'_{\text{II}} = \frac{E_{11}}{1 - \nu_{13}\nu_{31}} \quad (15)$$

である。CZLは、各モードにおける CZL のうち最小のものに対応するので、

$$l_{\text{CZ}} = \min(l_{\text{CZ},\text{I}}, l_{\text{CZ},\text{II}}, l_{\text{CZ},\text{III}}) \quad (16)$$

と求まる。

Cohesive 要素は、積層板のはく離だけでなく、近年では計算機の進歩からマトリクスクラックのモデル化にも利用されるようになってきている[14,15]。しかしながら、緒言で述べたように、Cohesive 要素により全てのマトリクスクラックをモデル化することは、依然として膨大な計算コストを伴うとともに、数値不安定性を招きやすいことが現実的な課題である。

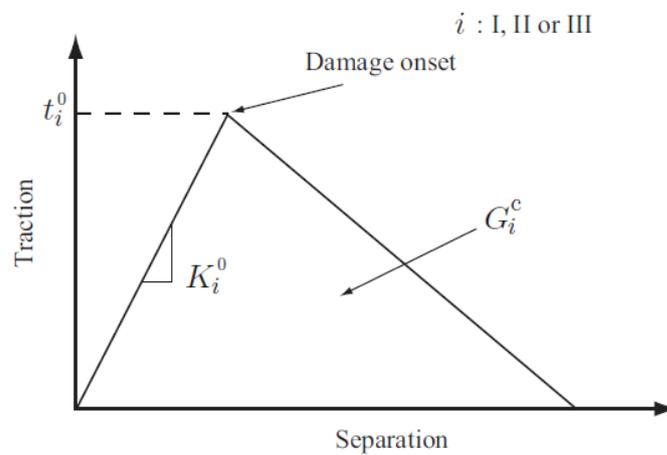


Fig. 3-4 Bi-linear traction-separation law for cohesive element.

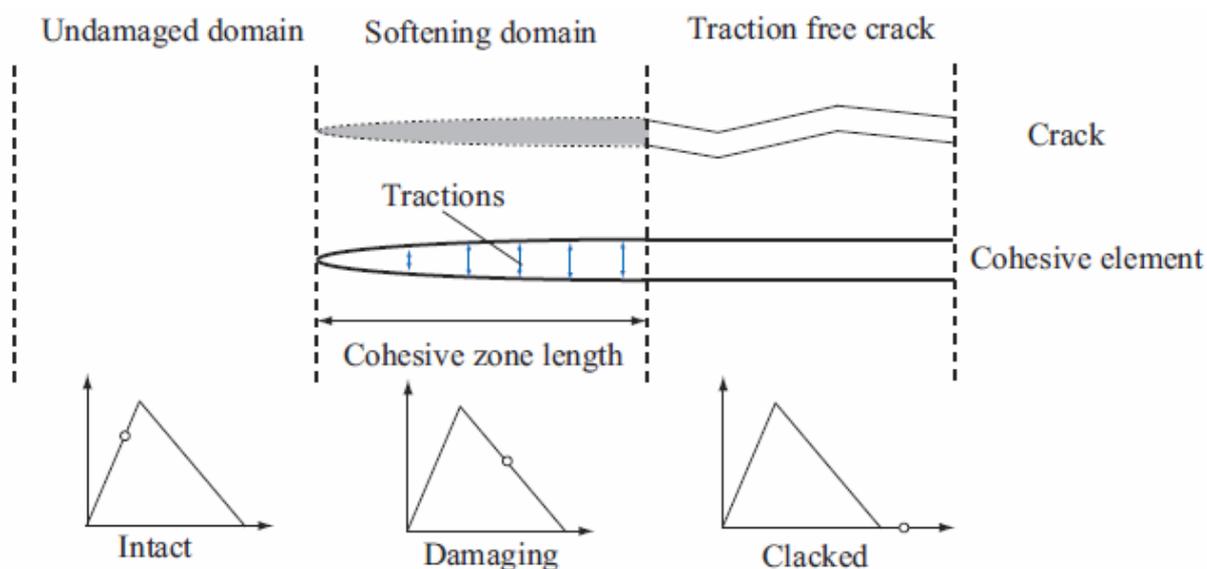


Fig. 3-5 Cohesive zone length.

3.3 擬似等方有孔板の引張解析

3.3.1 解析モデル

一方向材の積層角を変えた疑似等方積層板の OHT を対象として、その強度・破壊モード特性を評価する。ここでは Green らの実験[18]を参照しながら、積層板の構成を $[45_n/90_n/-45_n/0_n]_s$ 、円孔径を 3.175 mm とした。試験片寸法は、長手方向と幅方向をそれぞれ 63.5 mm と 15.875 mm とし、厚みをそれぞれ 1, 2, 4 および 8 mm と変えた 4 種類の試験片を扱う。解析モデルは、対称積層であることを考慮して板厚方向について 1/2 モデルとした。解析モデルおよび境界条件を Fig. 3-7 に示す。

これらのモデルに取り込む損傷が、強度と破壊モード特性ならびに計算時間に与える影響を調べるため、以下に示す 5 種類の損傷のタイプを個別に導入する。

Model (i)

繊維束破断のみを Weibull モデルによる応力基準で考慮する。

Model (ii)

Model (i)の条件に加え、45 度層と 90 度層のマトリクスクラックおよび 0 度層のスプリッティングに CDM モデルを考慮する。

Model (iii)

Model (ii)の条件に加え，層間はく離に Cohesive 要素を導入する．

Model (iv)

Model (iii)の条件をベースに， 0° 層の円孔近傍のスプリットリングを CDM モデルから Cohesive 要素へ変更する．要素は繊維配向の方向に対応させて配置した (Fig. 3-6) ．

Model (v)

Hallett らの報告と同様に，繊維束破断に Weibull モデルによる応力基準を用いて，全層のマトリクスクラックと層間はく離は Cohesive 要素を用いてモデル化を行う．

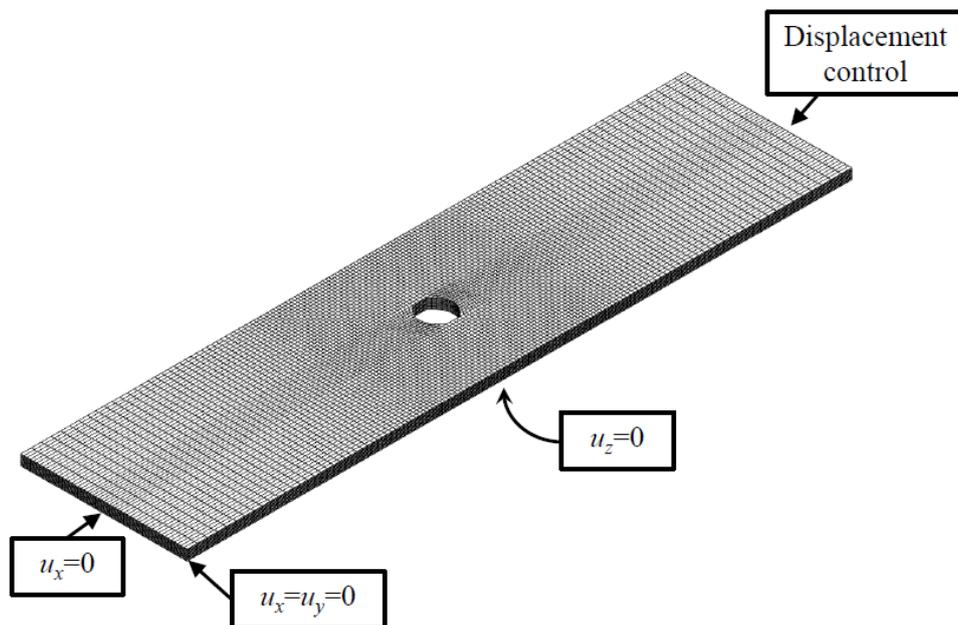


Fig. 3-7 Finite element model and boundary condition.

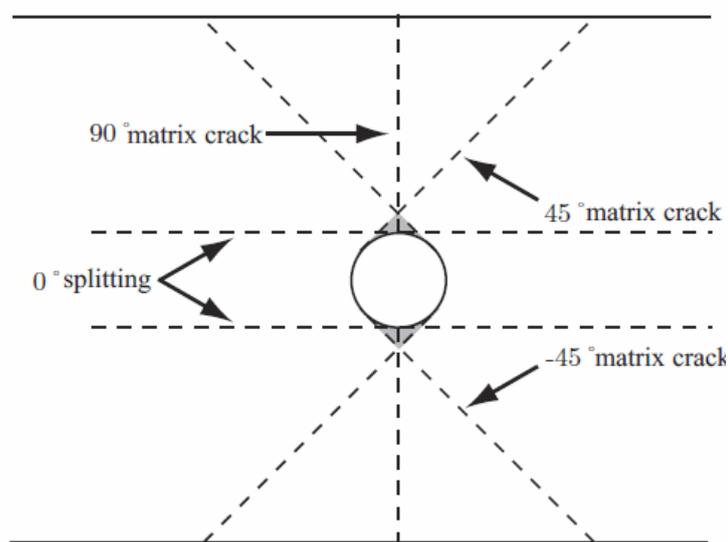


Fig. 3-6 Shape and location of cohesive zone for a quasi-isotropic laminate.

3.3.2 解析手法

モデルに熱残留応力を導入した後に、引張解析を行った。熱解析では、成形温度（180℃）から室温（20℃）への温度変化を考慮した。解析には汎用有限要素法ソフト LS-DYNA を用いた。使用した材料物性を Table 3-1 に示す[2]。

Table 3-1 Material properties of IM7/8552 [2].

Laminate properties	
Longitudinal Young's modulus E_{11}	161 GPa
Transverse Young's modulus E_{22}	11.4 GPa
Out-of-plane Young's modulus E_{33}	11.4 GPa
In-plane shear modulus G_{12}	5.17 GPa
Out-of-plane shear modulus G_{23}	3.98 GPa
Out-of-plane shear modulus G_{31}	5.17 GPa
In-plane Poisson's ratio ν_{12}	0.32
Out-of-plane Poisson's ratio ν_{23}	0.436
Out-of-plane Poisson's ratio ν_{13}	0.32
Interface properties	
Mode I maximum traction t_I^0	60 MPa
Mode II and III maximum traction t_{II}^0, t_{III}^0	90 MPa
Mode I critical energy rate G_I^c	0.2 N/mm
Mode II and III critical energy release rate G_{II}^c, G_{III}^c	1.0 N/mm
Mode interaction parameter α	1.0

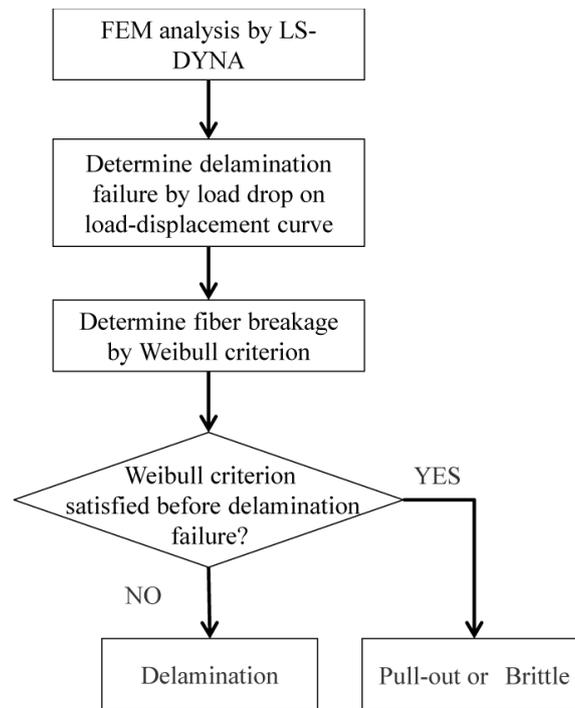


Fig. 3-8 FEA flowchart.

引張解析は，変位境界条件の下で行った．CDM モデルはユーザー定義物性***MAT_041**，Cohesive 要素は混合モード接着剤***MAT_138** を LS-DYNA に組み込んだ．また，計算時間削減のために負荷速度を 20000 倍にスケーリングしている．ここで，スケーリングの倍率は，全解析を通じて運動エネルギーがひずみエネルギーに対して十分に小さくなるよう決定した．

解析における破壊モードの判定は Fig. 3-8 のように行う．層間はく離主体の破壊モードは，はく離による全体荷重の低下を生じ，かつ 0°層において繊維束破断が誘起されないケースに対して判定する．はく離による荷重低下よりも先に，0°層での繊維束破断を生じた場合は，脆性破壊あるいは引き抜け破壊と判定した．以上の破壊判定に該当したときの負荷応力をもって最終強度とした．

3.3.3 解析結果および考察

解析に取り込む損傷を変えて，積層板の強度と破壊モード特性を評価した．それぞれの損傷のタイプの場合に分けて，解析結果（黒塗り）を実験値（白抜き）との比較を Fig. 3-9 に示す．ここで，図中の円形によるプロットは脆性もしくは引き抜け破壊モードに対応しており，三角形によるプロットは層間はく離の破壊モードに対応する．

繊維束破断のみを考慮した Model (i)を実験値と比較すると、解析は強度を高めを与えている。ここにマトリックスクラックとして CDM を組み込む (Model (ii)) と、負荷中の損傷により材料剛性が低下することで全般的に強度が減少し、実験値と近くなるものの、板厚に対する強度の遷移を正しく与えていない。さらに層間はく離を含ませる (Model (iii)) と、実験値で層間はく離モードとなった板厚 4 mm 以上の場合は、強度・破壊モードを正しく予測するものの、実験で繊維束破壊となった板厚 2 mm 以下で強度をかなり低めに与える結果となった。一方、Model (iii)に円孔近傍のスプリットリングを考慮した Model (iv)では、実験値と対応する強度・破壊モード遷移を与えていることがわかる。この結果は、全層のマトリックスクラックおよび層間はく離を Cohesive 要素でモデル化した Hallett らによるモデル (Model (v)) と近い。

上述したように、実験で繊維束破壊となる円孔径 2 mm 以下のケースに対して、Model (iii)と Model (iv)の予測精度の良否が分かれた。これは、Fig. 3-10(a)に示すように、0°層において円孔端部から生じるスプリットリングを考慮するかどうかで、円孔端部での応力集中の程度が変わることに起因している。スプリットリングを考慮した Model (iv)では、円孔近傍の 0°層の応力が緩和されるため、繊維束の破壊が遅れ、高めの強度となる。これにより、実験強度をよく再現する結果となった。よって本材料の構成においてはスプリットリングによる損傷が、実験値を再現するための重要な因子であることが示された。

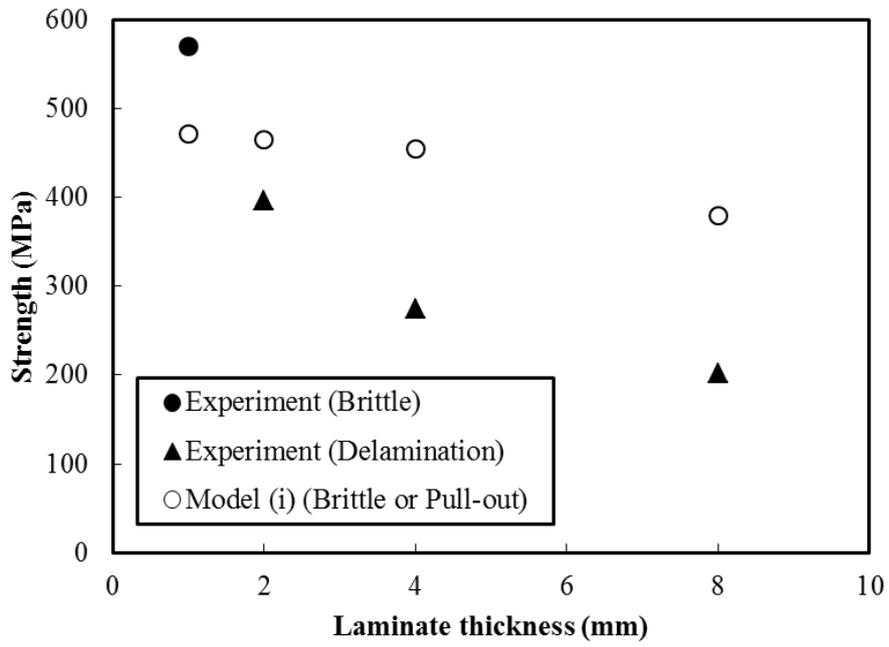
損傷のタイプを変えた場合の計算時間の比較を Table 3-3 にまとめる。モデル規模を比べると、メッシュサイズが CZL による拘束を受けない Model (i)と(ii)が最も小さい。Cohesive 要素を持つ Model (iii)から(v)の比較では、モード I成分の CZL が他成分よりも小さく、多くの要素を必要とすることから、これをマトリックスクラックに考慮する Model (v)で最大となった (なお、Model (iii)の層間はく離と Model (iv)の 0°層スプリットリングのために導入する Cohesive 要素は、主にモード II, III 成分であるため CZL による拘束が緩い)。CZL によるメッシュ寸法の制約は、モデル規模を大きくするだけでなく、動的陽解法における安定時間増分を縮小させるため計算効率の悪化を招く。Hallett らの扱い (Model (v)) では、2 番目にモデル規模の大きい Model (iv)と比較しても 2.2 倍の計算時間を要している。

本節で示したように、考慮すべき損傷の傾向は、材料の特徴と合わせて議論されるべきであり、実験により破壊モードを特定した上で必要な損傷を解析に取り込むことが現実的には有効なアプローチとなるだろう。この際、Cohesive 要素の使用は必要最小限にとどめつつ

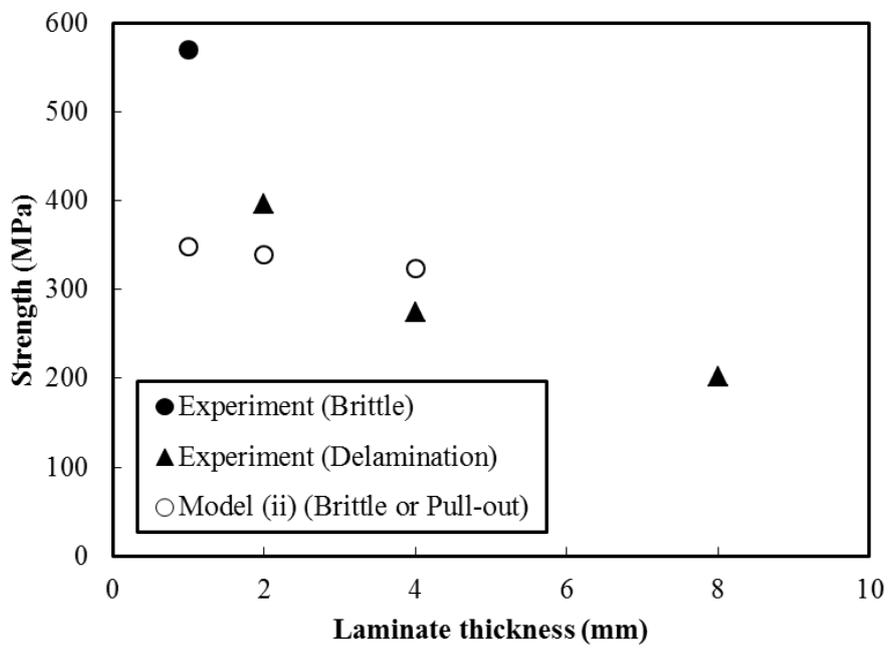
CDM モデルで損傷を構成則に組み込む方が計算コストの観点から好ましいことが明らかである。

本節の要点をまとめる、精度と効率とを備える擬似等方積層板の OHT の解析方法を提案することを目的に、解析に取り込むべき損傷を調べた結果、次の知見を得た。

- (i). 0° 層の繊維束には応力基準の破壊則を、各層のマトリックスクラックには損傷則 (CDM) を考慮した上で、層間はく離を Cohesive 要素で導入した (Model (iii)) は、実験値で引き抜けモードとなる板厚 4 mm 以上で強度・破壊モードを正しく予測するものの、実験で繊維束破壊となる 2 mm 以下の領域で強度を低めに与えることが問題である。
- (ii). 負荷中の 0° 層の応力状態をより適切に反映するため、さらに 0° 層のスプリットイングを Cohesive 要素で考慮した (Model (iv)) は、本提案モデルによる強度および破壊モードの遷移は板厚を変えた実験値とほぼ一致した。
- (iii). 本節で提案する数値モデル (Model (iv)) は、全層のマトリックスクラックと層間はく離を Cohesive 要素で考慮する Hallett らの手法 (Model (v)) とほぼ同等の結果を与えることができる。Hallett の手法の問題であった計算時間を大幅に短縮 (90%程度) できるのが本提案モデルのもう一つの利点である。
- (iv). 負荷中の損傷パターンは材料特性にも影響されることを加味して、生じうる損傷を実験的に推定した上で、解析モデルに取り込むことが有効なアプローチとなりえる。この際、本節で示したように Cohesive 要素の使用は必要最小限にとどめつつ、CDM モデルで損傷を構成則に組み込む方が計算コストの観点から好ましい。

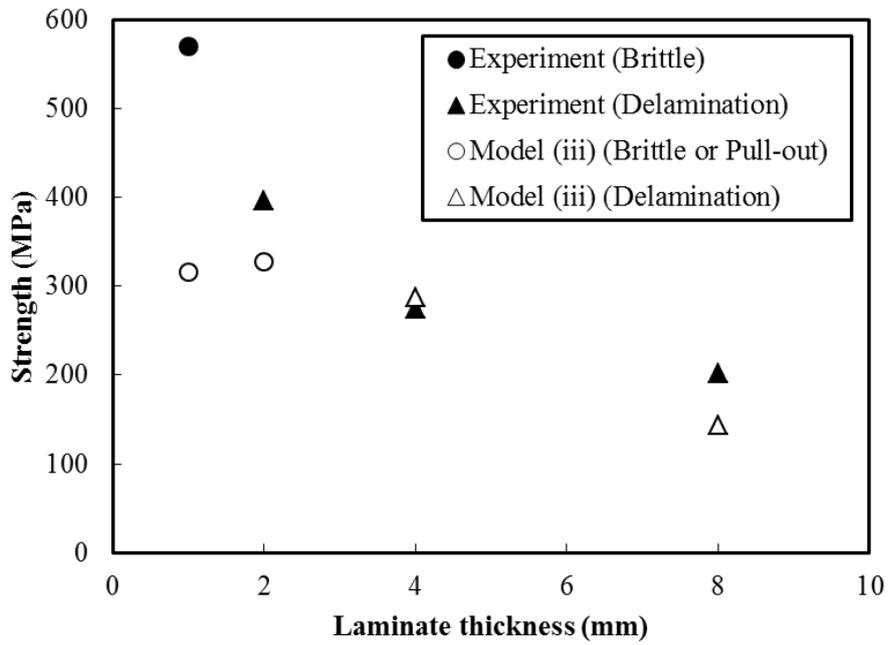


(a) Model (i)

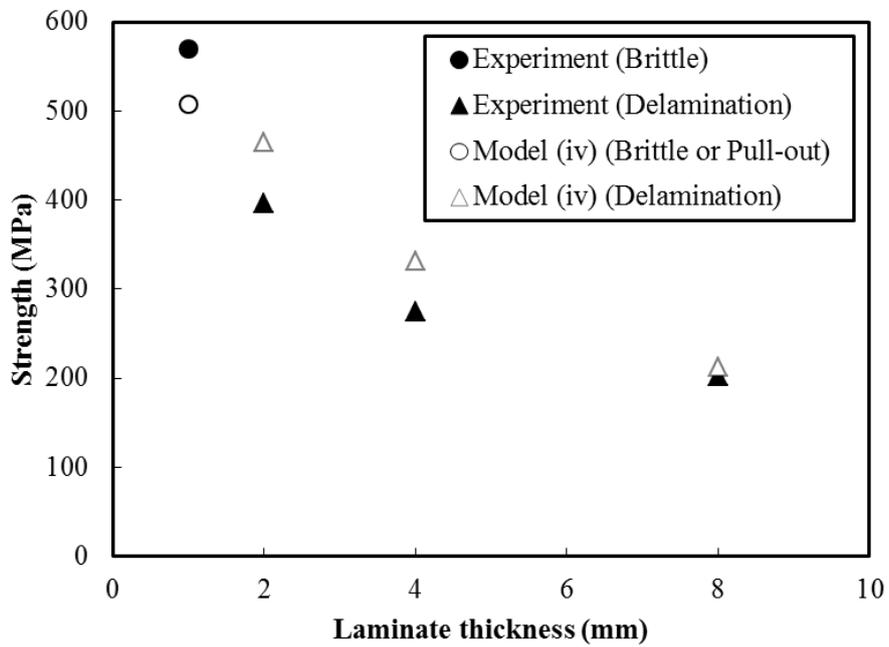


(b) Model (ii)

Fig. 3-9 Experimental strength and predicted results.

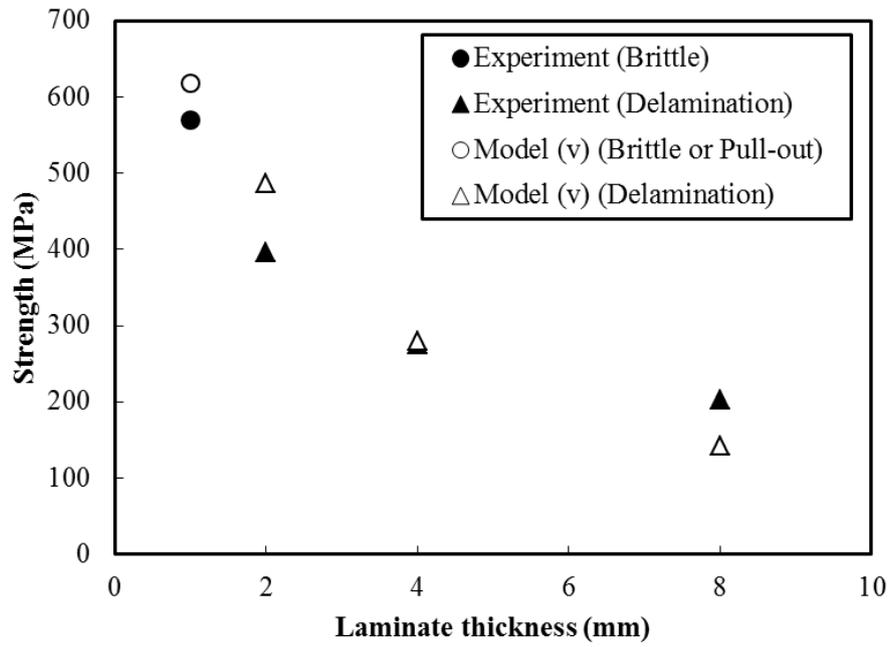


(c) Model (iii)



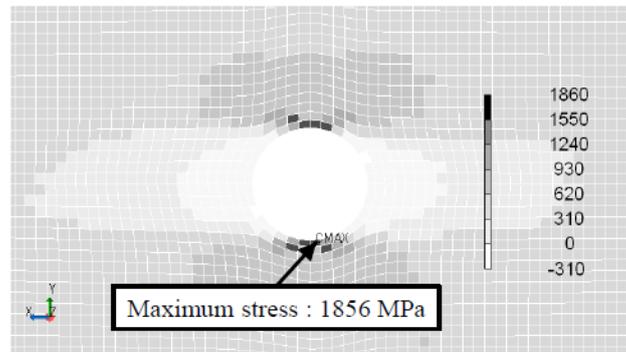
(d) Model (iv)

Fig. 3-9 Experimental strength and predicted results (continued).

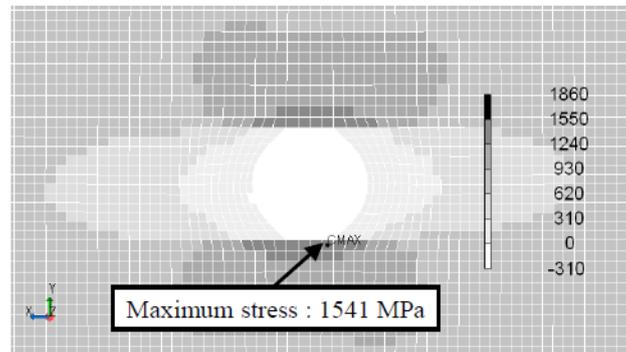


(e) Model (v)

Fig. 3-9 Experimental strength and predicted results (continued).



(a) Stress concentration at hole edge in Model (iii)



(b) Stress relaxation at hole edge in Model (iv)

Fig. 3-10 Comparison of stress distribution in 0 degree ply (plate thickness = 2 mm).

Table 3-3 Model setup and required number of nodes for each damage models.

	Model (i)	Model (ii)	Model (iii)	Model (iv)	Model (v)	
Modeling method	Matrix crack	None	CDM	CDM	CDM+CE	CE
	Delamination	None	None	None	None	None
	Fiber breakage	Weibull	Weibull	Weibull	Weibull	Weibull
Number of nodes	92222	92222	113504	124320	347712	

3.4 織物材有孔板引張試験解析

前節では、擬似等方積層板に観察されている損傷の選定を行い、これを解析に組み込むことが予測精度を高めるのみならず計算コストにも優れることを示した。本節では、このアプローチを織物材に対して適用する。実験による破壊モード判別から破壊に支配的となる因子を抽出し引張解析に考慮した。得られた強度を実験値と比較し、提案する解析手法の妥当性を検証する。

3.4.1 実験方法および結果

本節では、炭素繊維 T700S（東レ）とマトリックス樹脂 2511（東レ）からなる織物材を対象とし、OHT における破壊モードと強度特性を実験的に評価した。まず、平板から長さ 230 mm、幅 16.2 mm、厚み 2.7 mm の短冊試験片へ切り出し、次に中心位置に直径 4 mm と 8 mm の円孔を設けた二種類の OHT 試験片を作製した。試験片の写真を Fig. 3-11 に示す。引張試験は油圧式疲労試験機（MTS810）を用いて行い、引張速度は 0.01 mm/sec とした。なお ASTM D3039 / D3039M - 14[18]を参考とし、試験片にタブの取り付けは行っていない。

各円孔径について応力応答を Fig. 3-12(a)に示す。Fig. 3-12(a)より、それぞれの試験片において破断に達するまで応力応答はほぼ線形となる。また、全ての試験片で Fig 3-12(b)に示す脆的な破壊様相を呈した。よって本構成での主な損傷モードは繊維破断と特定できる。断面の詳細な観察からは、円孔近傍で多少の引抜けが生じている試験片もあった。このことから、円孔周囲では、たて糸繊維束に局所的な多軸負荷を生じ、たて糸繊維束内にマトリクスクラックが生じているものがあると考えるのが妥当であろう。一方、応力応答に非線形性が現れないことを踏まえると、全体荷重すなわち強度の予測への影響は小さいものと推定された。

3.4.2 解析モデル

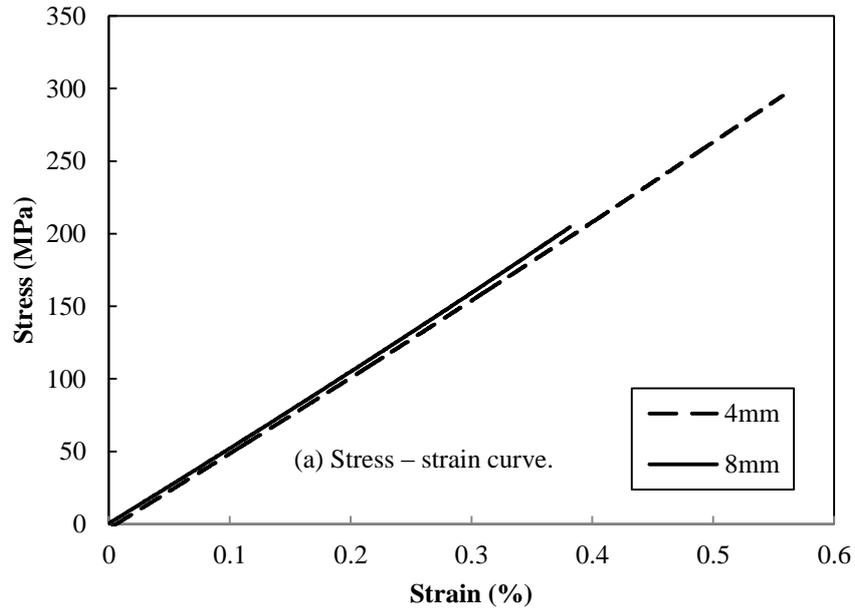
実験により求めた損傷を引張解析に適用する。主たる破壊モードは繊維破断であることから、負荷方向の繊維束の破壊に対して Weibull モデルに基づく応力基準を導入する。加えて、円孔近傍に見られた、たて糸繊維束内のマトリクスクラックの強度へ与える影響を調べるために、損傷を考慮しない Model (i)と、CDM モデルで考慮した Model (ii)を検討した。ここで、円孔近傍で観察された引き抜け長さは比較的短く、その進展は限定的であるとの仮定に基づいて、計算効率の面から Cohesive 要素ではなく CDM モデルを用いている。また、繊維束-樹脂界面については、実験において顕著なく離は観察されていないことや、先行研究での報告[20]を踏まえて完全結合しているものと仮定した。織物構造の三次元形状を適切に考慮するため、Fig. 3-13 に示すように繊維束部とマトリクス樹脂部を区別してモデル化を行った。ここで、繊維束内部の繊維体積含有率は、試験片の断面観察に基づいて 61.2 %とした。



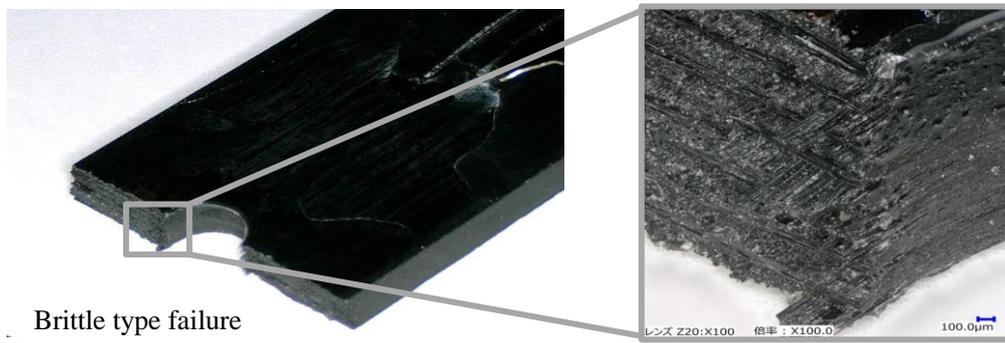
Fig. 3-11 OHT specimen made of T700S/2511 fabric composite laminate (Hole diameter of 4 mm).

引張解析には LS-DYNA を用いた。CDM モデルはユーザー定義物性*MAT_041 にて実装を行い、樹脂部分に対しては等方弾塑性体*MAT_003 を用いて完全塑性体としている。繊維束の破壊については Weibull モデルの応力基準にて取り扱い、その判定はポスト処理として実行した。円孔径 4 mm の解析モデルを境界条件と合わせて Fig 3-14 に図示する。本解析で使用した T700S/2511 の各材料物性を Table 3-3 に示す[20,21]。

本節では、計算時間短縮のため、引張速度を 50 倍としてマススケーリングを導入している。さらに、アワグラスモードでの変形を抑制するため、剛性型のアワグラス制御を導入した。ここで、スケーリングの倍率とアワグラス制御の係数は、全解析を通じて運動エネルギーとアワグラスエネルギーが、ひずみエネルギーに対して十分に小さい値となるよう決定した。



(a) Stress-strain curves of OHT with different hole diameter



(b) Fracture pattern for hole diameter of 8 mm

Fig. 3-12 Experimental results for OHT of fabric composite laminates.

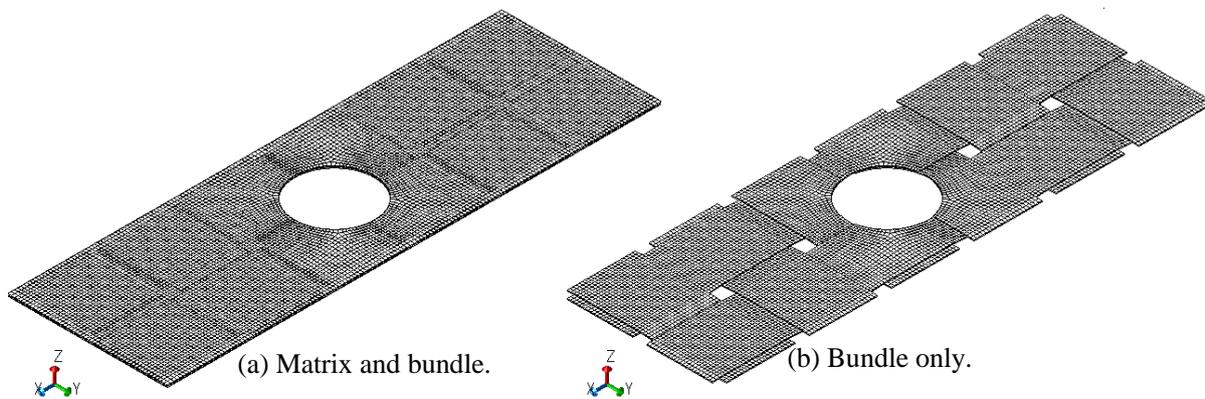


Fig. 3-13 Computational model of open holed specimen (hole diameter = 8 mm).

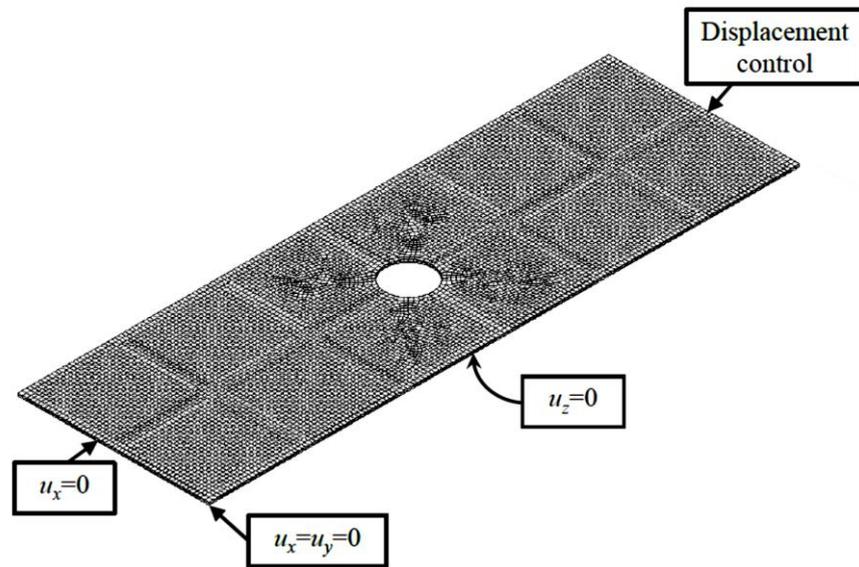


Fig. 3-14 Boundary condition (hole diameter = 4.0 mm).

Table 3-3 Material properties for T700S/2511.

Bundle properties	
Longitudinal Young's modulus E_{11}	142 GPa
Transverse Young's modulus E_{22}	8.08 GPa
Out-of-plane Young's modulus E_{33}	8.08 GPa
In-plane shear modulus G_{12}	4.8 GPa
Out-of-plane shear modulus G_{23}	2.7 GPa
Out-of-plane shear modulus G_{31}	4.8 GPa
In-plane Poisson's ratio ν_{12}	0.34
Out-of-plane Poisson's ratio ν_{23}	0.48
Out-of-plane Poisson's ratio ν_{13}	0.34
Matrix properties	
Young's modulus E	3.2 GPa
Poisson's ratio ν	0.38
Yield stress σ_Y	75 MPa

3.4.3 解析結果および考察

OHT での応力応答の解析結果と実験値との比較を Fig. 3-15 に示す. 得られた強度を Fig. 3-16 に示す. 円孔径 4 mm と 8 mm の両方の場合で, 束内のマトリックスクラックの有無によらず, 応力応答と最終強度は実験値と一致している. したがって, 円孔周囲のたて糸やよこ糸の繊維束内に生じる微視的なマトリックスクラックは, 強度への影響が小さいことが解析

からも示された。すなわち，繊維束の主軸方向へ負荷を与えるケースでは，繊維束破断のみをモデル化することで十分な精度で強度を予測できる。

なお，本節では扱わなかったが，繊維束方向に対して傾いた負荷を受ける場合には，構成関係の非線形性を考慮する必要がでてくる。これらのケースに対しては，非線形構成則に CDM モデルによる損傷を組み込む方法が有効に利用できるものと考えられる。

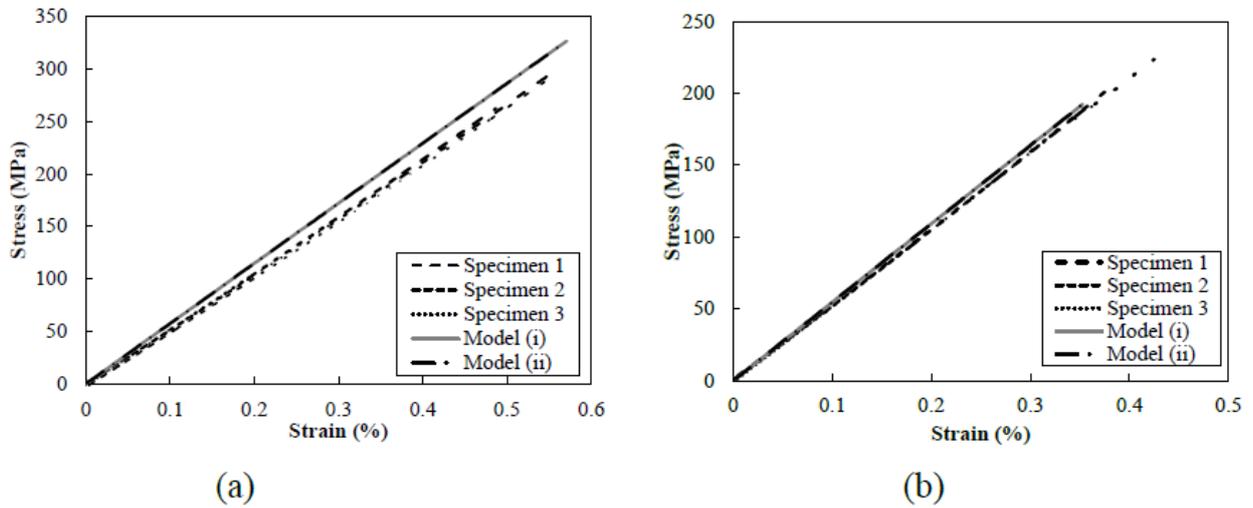


Fig. 3-15 Comparison of simulated and experimental stress - strain curves. (a) Hole diameter of 4 mm, (b) Hole diameter of 8 mm.

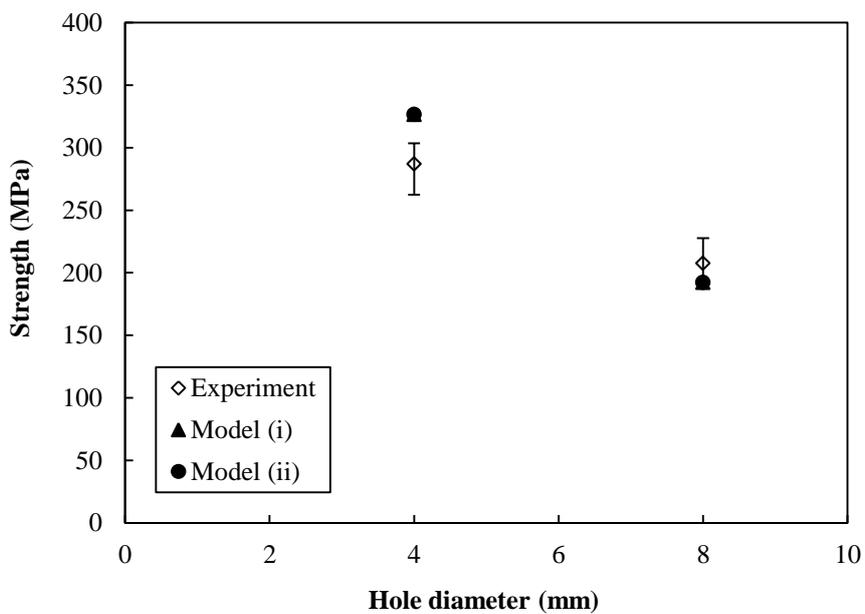


Fig. 3-16 Comparison of simulated and experimental strength for hole diameter of 4 mm and 8 mm.

3.5 結言

本章では、精度と計算効率を備える OHT 強度の数値モデルを与えることを目的として、積層板と織物材のそれぞれを評価対象として、強度および破壊モードに影響する損傷の抽出を試みた。擬似等方構成とした積層板について、強度に影響する因子として繊維破断、マトリックスクラックおよび層間はく離に着目し、これら損傷の組合せを変えた解析と実験値を比較した。得られた知見を以下に示す。

- (1) 0°層の繊維束には応力基準の破壊則を適用し、各層のマトリックスクラックには損傷則 (CDM) を考慮した上で、層間はく離に Cohesive 要素を用いたモデルにより強度特性を評価した。実験で引抜けモードとなる板厚 4 mm 以上で強度・破壊モードを正しく予測できるものの、繊維束破壊となる板厚では強度を低めに与えることが問題である。
- (2) 負荷中の 0°層の応力状態をより適切に反映するため、さらに 0°層のスプリットイングを Cohesive 要素で考慮した。本モデルによる強度および破壊モードの遷移は板厚を変えた実験値とほぼ一致した。
- (3) 上述の数値モデルは、全層のマトリックスクラックと層間はく離を Cohesive 要素で考慮する Hallett らの方法とほぼ同等の結果を与えることができる。Hallett らの方法で課題であった計算時間を大幅に短縮 (90%程度) できるのが本提案モデルのもう一つの利点である。
- (4) 負荷中の損傷パターンは材料特性にも影響されることを加味して、生じうる損傷を実験的に推定した上で、解析モデルに取り込むことが有効なアプローチとなりえる。この際、Cohesive 要素の使用は必要最小限にとどめつつ、CDM モデルで損傷を構成則に組み込む方が計算コストの観点から好ましいことを定量的に示した。
- (5) さらに、提案するモデルを用いて、繊維が織物状である構成についても評価を行った。実験により推定される破壊モードを取り込んだ強度の解析結果は実験値とよく一致し、モデルの妥当性が示された。

第3章の参考文献

- [1] Hallett, S. R. and Wisnom, M. R., “Numerical investigation of progressive damage and the effect of layup in notched tensile tests”, *Journal of composite materials*, 40 (14) (2006), 1229-1245.
- [2] Hallett, S. R., Green, B. G., Jiang, W. G. and Wisnom, M. R., “ An experimental and numerical investigation into the damage mechanisms in notched composites”, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 40 (5) (2009), 613-624.
- [3] Ladèveze, P. and LeDantec, E., “Damage modelling of the elementary ply for laminated composites”, *Composite Science and Technology*, 43 (1992), 257-267.
- [4] Ladèveze, P., “A damage computational method for composite structures”, *Journal of Computers and Structures*, 44(1/2) (1992), 79-87.
- [5] Hochard, C., Aubourg, P. A. and Charles, J. P., “Modelling of the mechanical behaviour of woven- fabric CFRP laminates up to failure”, *Composites Science and Technology*, 61 (2001), 221-230.
- [6] Hochard, C., Payan, J. and Bordreuil, C., “A progressive first ply failure model for woven ply CFRP laminates under static and fatigue loads”, *International Journal of Fatigue*, 28 (2006), 1270-1276.
- [7] Hochard, C., Lahellec, N. and Bordreuil C., “A ply scale non-local fibre rupture criterion for CFRP woven ply laminated structures”, *Composite Structures*, 80 (2007), 321-326.
- [8] Henstenburg, R. B. and Phoenix, S. L., “Interfacial shear strength studies using the single-filament-composite test. Part II: A probability model and Monte Carlo simulation”, *Polymer Composites*, 10 (1989), 389-408.
- [9] Li, X., Hallett, S. R. and Wisnom, M. R., “A finite element based statistical model for progressive tensile fibre failure in composite laminates”, *Composites Part B: Engineering*, 45 (1) (2013), 433-439.
- [10] Higuchi, R., Okabe, T., Ohtake, Y., Honda, T., Ueda, Y. and Ogihara S., “Numerical simulation of damage progression and fracture in structures made of 3D woven ceramic matrix composites”, *Advanced Composite Materials*, accepted for the publication.

- [11] 村上澄男, 連続体損傷力学, 森北出版, (2008).
- [12] Yoshimura, A., Nagakura, K., Okabe, T., Kusano, H., Ogasawara and T., Ogihara, S., “Damage Simulation of CFRP Laminates under High Velocity Projectile Impact”, ASC 27th, Arlington, TX (USA), (2012).
- [13] Toyama, N., Noda, J. and Okabe, T., "Quantitative damage detection in cross-ply laminates using Lamb wave method", *Composites Science and Technology*, 63 (2003), 1473-1479.
- [14] Tay, T. E., “Characterization and analysis of delamination fracture in composites: An overview of developments from 1990 to 2001”, *Applied Mechanics Reviews*, 56 (2003), 1–32.
- [15] Wisnom, M. R., “Modelling discrete failures in composites with interface elements”, *Composites A*, 41 (2010), 795-805.
- [16] Harper, P. W. and Hallett, S. R., “Cohesive zone length in numerical simulations of composite delamination”, *Engineering Fracture Mechanics*, 75 (16) (2008), 4774-4792.
- [17] Green, B. G., Wisnom, M. R. and Hallett, S. R., “An experimental investigation into the tensile strength scaling of notched composites”, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 38 (3), 867-878.
- [18] American Society for Testing and Materials, ASTM D3039 / D3039M - 14 (2014).
- [19] Gerlach, R., Pabst, A., Petrinic, N., Hornig, A., Wiegand, J., Siviour, C. R., and Hufenbach, W. “The interface between matrix pockets and fibre bundles under impact loading”, *Composites Science and Technology*, 69 (11) (2009). 2024-2026.
- [20] Toray Industries, Inc. : TORAYCA Technical Data Sheet, No. CFA-005.
- [21] Sato, Y., Okabe, T., Higuchi, R. and Yoshioka, K., "Multiscale approach to predict crack initiation in unidirectional off-axis laminates", *Advanced Composite Materials*, 23 (5-6) (2014), 461-475.

第4章 ナノ材料による層間強化炭素繊維複合材料の力学特性

4.1 緒言

航空機構造材として用いられている熱硬化性樹脂をマトリクスとする炭素繊維複合材料において、耐衝撃性は重要な特性の一つとして知られている。炭素繊維複合材料の耐衝撃性は、積層板の層間靱性すなわちひずみエネルギー解放率 G_{IC} と G_{IIC} で評価される。既往の報告では、この層間靱性は熱可塑性樹脂の添加によって改良されることが知られている[1, 2]が、構造の軽量化のためにさらなる層間靱性の向上が求められている。

1990年代より、材料特性を大きく向上させる添加剤として、カーボンナノチューブ (CNT) が注目されている。CNT は特異な熱的・電気的特性で知られていることに加えて、強度・弾性率など高い力学的特性の活用も多く検討されている[3]。CNT を産業的スケールで利用するためには、均一な特性を有する CNT を高速で大量に製造する技術が必須である。また、製造した CNT を従来の産業プロセスで取り扱うためには、分散形態ではなく多数の CNT がまとまった形態がのぞましい。以上の観点から、CNT を基板上に高密度で最大数 100 μm の高さまで気相成長させる方法 (CNT forest) が主流となっている[4]。この CNT forest から CNT をまとまった形態で取り出す方法として、CNT 同士の凝集力を利用して、極めて薄いシート状の CNT 凝集体を生成できることが報告されている[5, 6]。適切な条件で合成を行った CNT forest からは、一方向に CNT が配向した連続 CNT シートを効率よく取り出すことができることが確認されており[7]、大量の CNT シートを安定的に取り出す試みが行われている。Lepro ら[8]は、柔軟性のあるステンレスシートを基板に用いることで、長さ 250 mm に達する CNT forest を合成することに成功している。また、Shanov ら[9]は、ローラーで駆動するベルトを用いて CNT forest から連続的に CNT シートを引き出すことで 300 mm \times 2000 mm の大きさを有するシートを作製している。

一方、CNT を用いて構造用プラスチックの力学特性を向上させる試みも多く行われている。Cheng ら[10]らは、ビスマレイミドに CNT を最大で 60 vol.% 添加することで、炭素繊維を添加した試料と比較して大きく引張強度を向上させ得ると報告している。なお、著者らが複合化に使用した CNT はランダム配向したマット形態のものである。一方向配向 CNT シートを用いた例[7]では、50% vol.% 以上の配向 CNT を添加するとすることで、プラスチックの引張強度と弾性率を従来の炭素繊維複合材料より高くなることが示されている。

以上のとおり、CNT を用いた構造用プラスチックに関する研究は、CNT シートを用いた複合材料化がひとつの流れになっている。一方、CNT がシート形態として容易に得られるようになったことで、同じシート形態である炭素繊維複合材料プリプレグとの組合せが今後の

大きな可能性として考えられる。このハイブリッド形態は、少量の添加で大きな特性向上が期待できる CNT の特徴を生かしたアプローチとしても有効であると考えられる。

本研究では、一方向配向 CNT シートと航空機構造用の炭素繊維複合材料プリプレグの組み合わせについて検討した。具体的には、CNT シートの配置、クラックの進展、層間靱性の関係についてくわしく調べた。本研究で対象とした航空機構造用プリプレグは、層間高靱性化処方が加えられており、この高靱性化手法と CNT の組合せについて特に注目して検討した。

4.2 実験方法

4.2.1 供試材

一方向配向 CNT シートは、University of Texas at Dallas より提供されたものである。シリコンウェハーを基板として 400 μm の高さまで CNT を成長させた。この方法で得られる CNT はマルチウォール CNT (MWNCT) であり、表面修飾は行っていない [2-6]。この CNT forest から、Fig. 4-1 に示すように、マトリクス樹脂を塗布したドラム上に幅 50 mm の CNT シートを連続的に巻き上げた。CNT シートの厚さは単位面積あたりの重量で 0.02 g/m^2 である。一方、ランダム分散を行う CNT として Arkema 社製の MWCNT を用いた。この CNT の長さは 1-10 μm であり、表面化学修飾は行っていない。

プリプレグの作製に使用した炭素繊維は、東レ (株) 製 T800 系中弾性率モデル炭素繊維である。マトリクス樹脂は、東レ (株) 製の航空機プリプレグ用 #3900-2 系モデル樹脂を用いた。この樹脂系には、通常のエポキシ樹脂ゾーンと熱可塑性樹脂によって靱性付与された層間用の高靱性ゾーンの 2 つの相が存在する。

4.2.2 プリプレグ

炭素繊維を主たる補強繊維とするプリプレグをホットメルト法で作製した。炭素繊維の目付はすべて 190 g/m^2 である。CNT シートは前項に述べように、予めマトリクス樹脂フィルム上に貼り付けたうえでプリプレグに適用した。一枚の樹脂フィルム上に貼り付ける CNT シートの総数は、25 枚あるいは 100 枚とした。Fig. 4-2 にプリプレグ上に転写した CNT シートの顕微鏡観察像を示す。一方向配向 CNT シートに含まれる CNT の配向性は、プリプレグとの複合化を行った後においても大きな変化がないことがわかる。ランダム配向 CNT は、マトリクス樹脂に分散させたうえで樹脂フィルムを作製した。

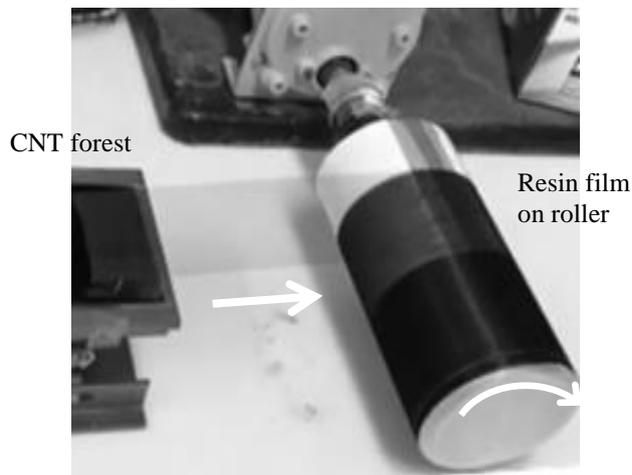


Fig. 4-1 Fabrication of aligned CNT sheet from CNT forest onto surface of resin film.

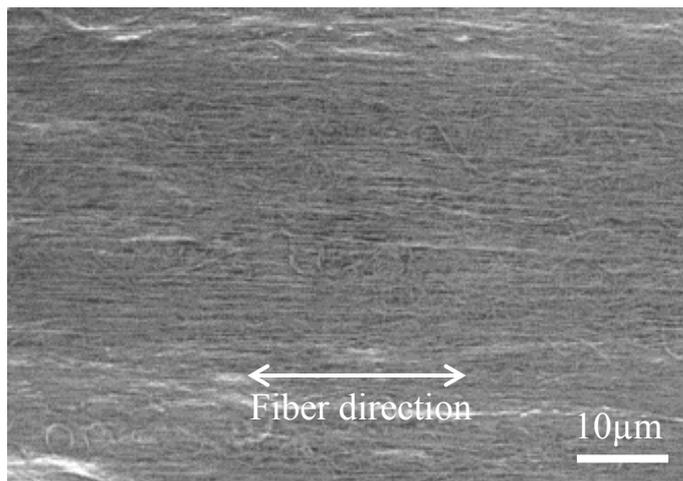


Fig. 4-2 100 aligned CNT sheets of a areal weight of 0.02g/m^2 on prepreg #2 showing substantial alignment of CNT in the fiber direction.

炭素繊維層，マトリクス樹脂フィルム（通常ゾーンおよび層間高靱性ゾーン），その表面に貼り付けられた CNT 一方向シート，ランダム CNT 含有マトリクス樹脂フィルムの組合せを変えて，Fig. 4-3 に示す 9 種類の構成のプリプレグを作製した．Fig. 4-3(a)のプリプレグ#1 から#3 は，#1 を比較対象として CNT 一方向配向シートを 2 つの方法で加えたものである．Fig. 4-3(b)の 4 種類のプリプレグ#4 から#7 は，層間高靱性化ゾーンと CNT 一方向配向シートとの組合せに関するものである．また，Fig. 4-3(c)の 2 種類のプリプレグ#8 と#9 は，ランダム分散 CNT をマトリクス樹脂中に均一添加したものである．

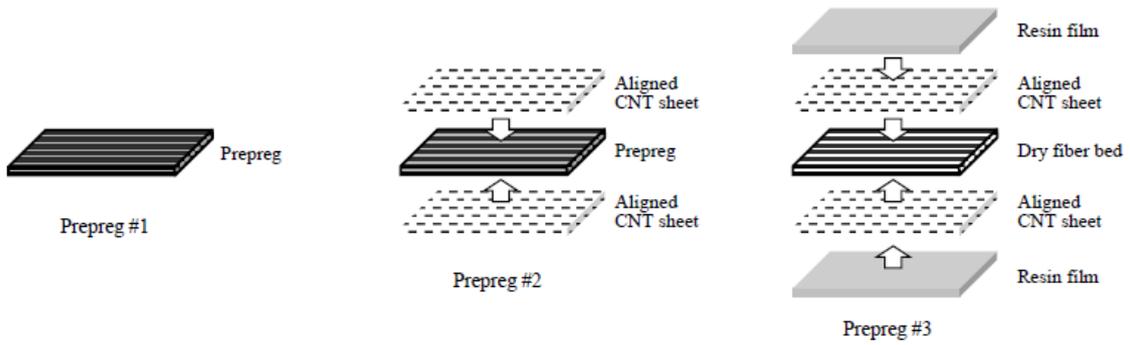


Fig. 4-3(a) Schematic prepreg configurations of (a) without interlaminar toughener, (b) with interlaminar toughener and (c) with random CNT.

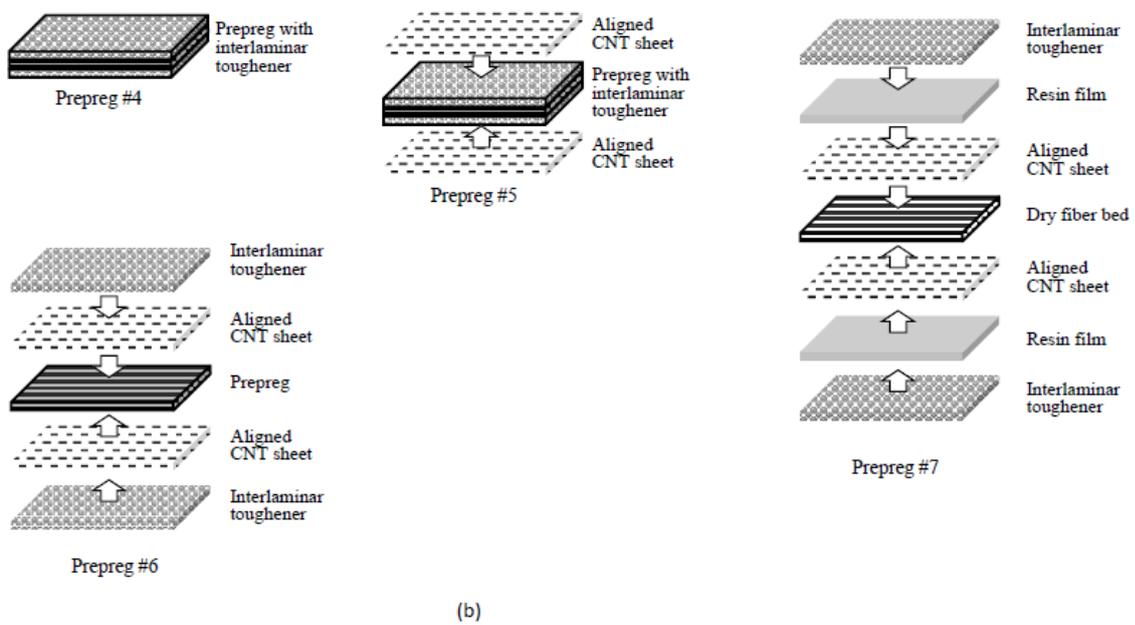


Fig. 4-3(b) Schematic prepreg configurations of (a) without interlaminar toughener, (b) with interlaminar toughener and (c) with random CNT.

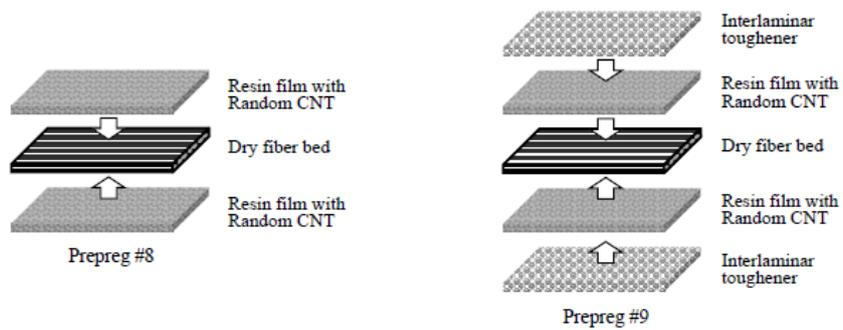


Fig. 4-3(c) Schematic prepreg configurations of (a) without interlaminar toughener, (b) with interlaminar toughener and (c) with random CNT.

4.2.3 積層板および試験片

層間靱性 G_{IC} と G_{IIC} はそれぞれ ASTM D5528 に準拠した Double cantilever beam 法および JIS K7086 に準拠した End notched flexure 法を用いて測定した。プリクラックを導入する目的で、積層板の一端にテフロンフィルムを全 12 層の中間層に配置して積層板を成型した。積層板の硬化は、昇温速度は 1.7°C, 硬化温度は 180°C, 保持時間は 2 時間ならびに圧力は 590 kPa の条件でオートクレーブを用いて行った。Double cantilever beam 法および End notched flexure 法ともに、クラックが進展するのは 12 層の中間である第 6 層と第 7 層の中央層間であることから、層間配置する CNT シートはこの層間だけに配置した。End notched flexure 法を用いた試験では、ひとつの試験片に対して 3 回の負荷・クラック進展を行った。

4.2.4 顕微鏡観察

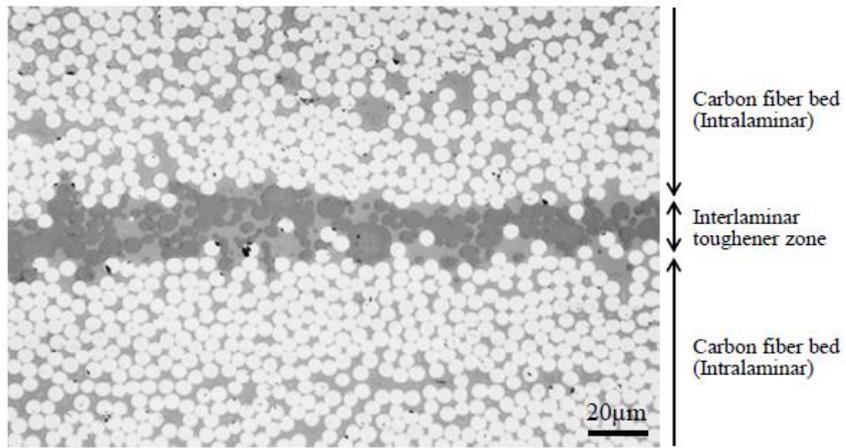
試験片の破壊面の観察は、光学顕微鏡 (OPTIPHOT-100, Nikon) を用いて行った。CNT の分布性評価などの微細構造観察は、走査型電子顕微鏡 (SEM; 7500F, JEOL) を用いて行った。

4.3 実験結果および考察

4.3.1 一方向 CNT シート

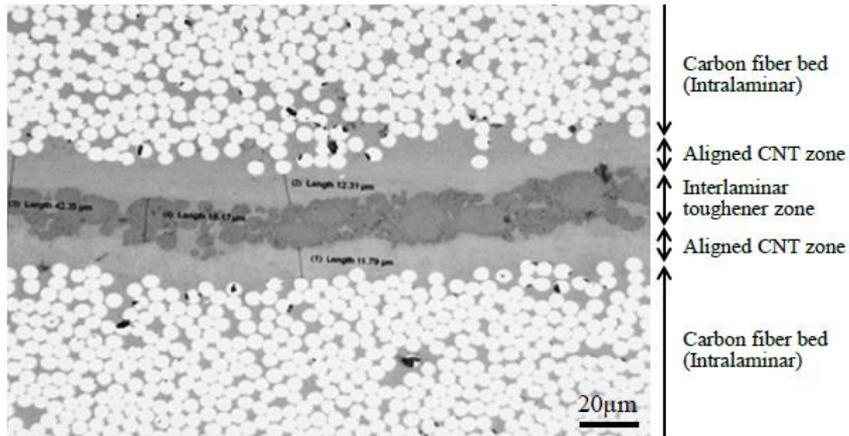
4.3.1.1 層間構造

プリプレグ#4 および#6 の試験片中央層間付近の電子顕微鏡写真をそれぞれ Fig. 4-4(a) と Fig. 4-4(b) に示す。いずれの試料からも、ポイドは観察されていない。暗色のドメインが熱硬化性樹脂の部分であり、CNT とマトリクス樹脂とを識別することは困難である。このうち、CNT シートを含まないプリプレグ#5 を用いた積層板には、Fig. 4-4(a) に示されるように、平均 22-25 μm の厚さの熱可塑性樹脂ドメインが集中した高靱性層が認められる。これに対し Fig. 4-4(b) は、層間中央の熱硬化性高靱性層を一方向 CNT 層が挟んでいる様子が観察できる。Fig. 4-5 は、プリプレグ#6 を用いた試験片を破断させモデル的に形成した破面の電子顕微鏡像であり、熱可塑性高靱性層の複雑な破面とその両側に破面に現れた CNT が確認できる。



4(a)

Fig. 4-4(a) Microscopic cross sections of cured laminates using (a) prepreg #4 and (b) prepreg #6



4(b)

Fig. 4-4(b) Microscopic cross sections of cured laminates using (a) prepreg #4 and (b) prepreg #6

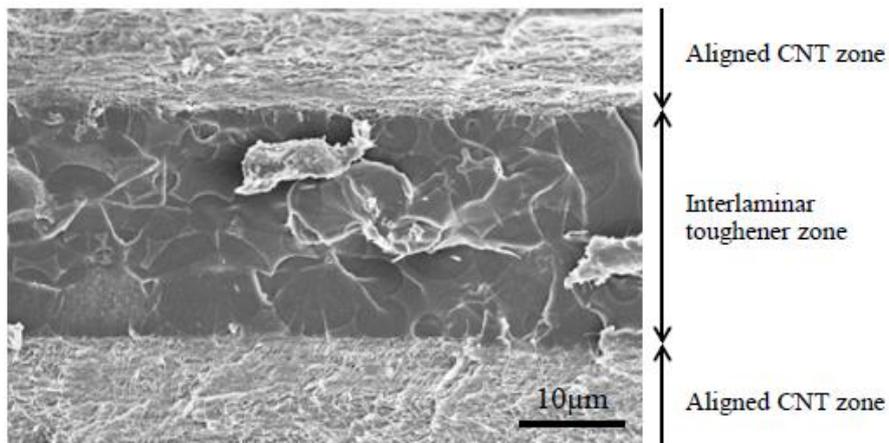


Fig. 4-5 SEM image of broken surface for cured laminate using prepreg #6

4.3.1.2 熱可塑性高靱性層の無いプリプレグ

層間の熱可塑性高靱性層を配置しないプリプレグ#1, #2 および#3 の G_{IC} を Fig. 4-6 に示す。測定値は、比較対照である#1 に対する相対値として示している。プリプレグ#2 および#3 を用いた試験片は、層間に配置した CNT シートの枚数によらず、#1 に対して G_{IC} が著しく低下することが Fig. 4-6 からわかる。クラック進展の様子を Fig. 4-7 に示す。クラックが一方向 CNT シートの内部を進展していることがわかる。このクラックの破面を電子顕微鏡で観察すると、Fig. 4-8 に示すとおり、破面に炭素繊維は観察されず、多くの CNT が露出していることが認められている。これにより、CNT と樹脂との接着力が G_{IC} の制約となっていることが推察される。すなわち、マトリクス樹脂との接着性を向上させることで CNT を添加することによる層間靱性の向上の可能性があると考えられる。

プリプレグ#2 による G_{IIC} をプリプレグ#1 と比較して Fig. 4-9 に示す。CNT シートを添加することによる顕著な変化はみとめられなかった。 G_{IIC} についても、CNT とマトリクス樹脂との接着性が層間靱性の向上効果を制約している可能性がある。

以上より、一方向 CNT シートによる層間靱性の向上効果は顕著ではなく、十分な効果を得るためには CNT とマトリクス樹脂の接着性を向上させる必要があることが示唆される。その必要レベルは主たる強化材である炭素繊維とマトリクスとの接着性程度と推測され、炭素繊維表面に採用されている化学的な処理に対応する CNT 表面の処理技術が今後必要と考えられる。

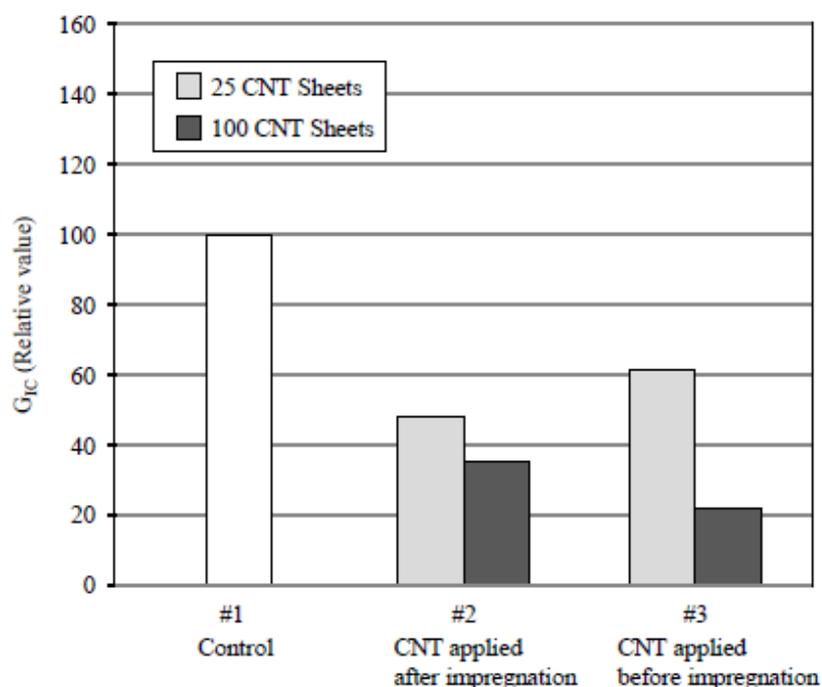


Fig. 4-6 G_{IC} values of Laminates #2 and #3 with aligned CNT sheets without interlaminar toughener normalized to control.

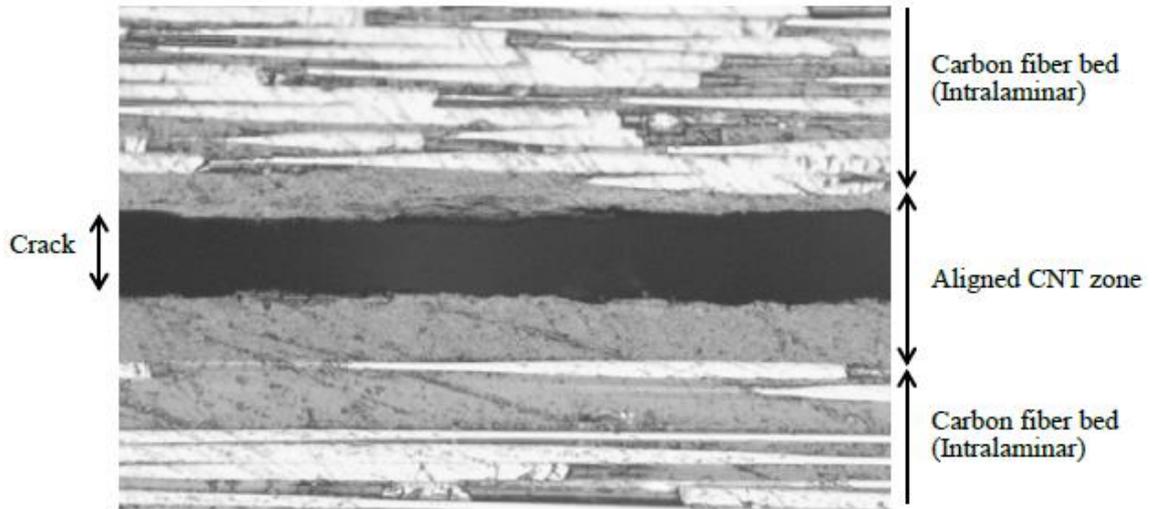


Fig. 4-7 Mode I crack propagates in interlaminar CNT zone in cured laminate using prepreg #2.

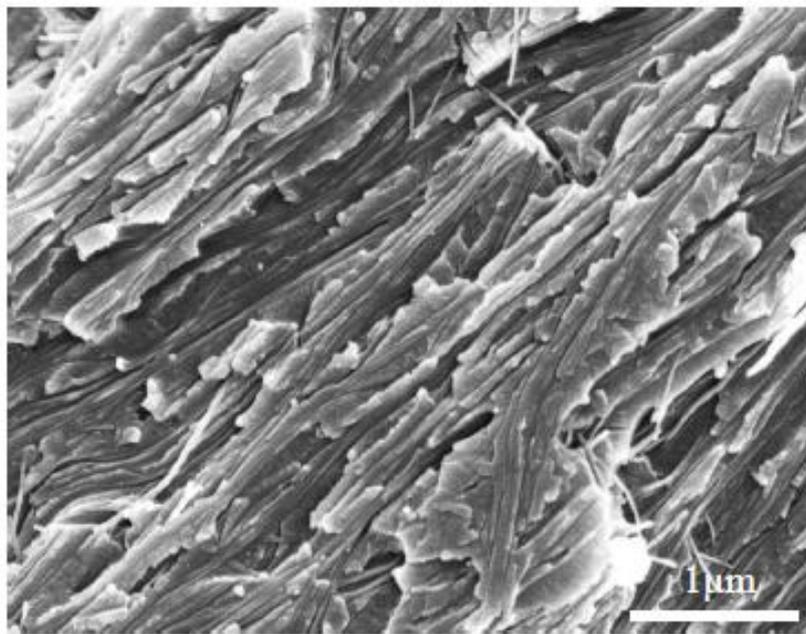


Fig. 4-8 SEM image of fracture surface in aligned CNT zone of cured laminate using prepreg #2.

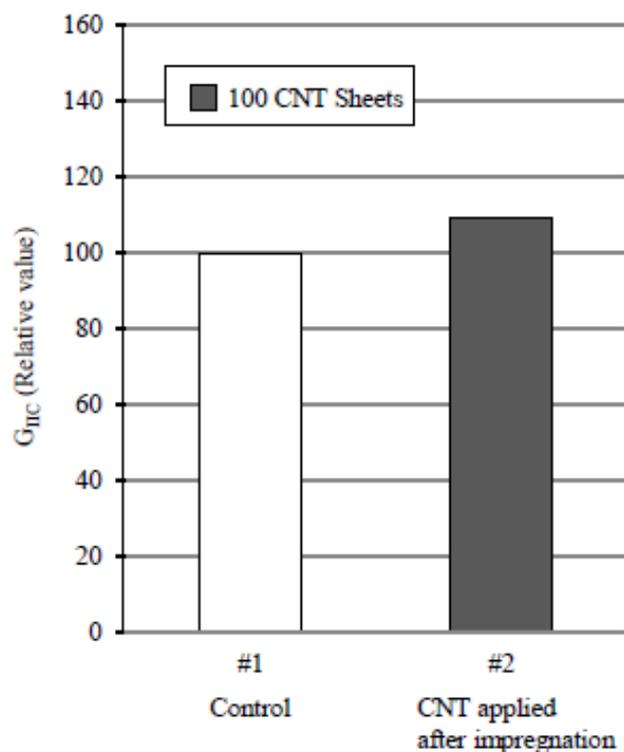


Fig. 4-9 G_{IIC} value of laminate #2 with aligned CNT sheets without interlaminar toughener normalized to control.

4.3.1.3 熱可塑性高靱性層を有するプリプレグ

層間に熱可塑性樹脂による高靱性層を有したプリプレグ#4 と、それに CNT シートを加えた#5 の G_{IIC} の測定結果を Fig. 4-10 に示す。前項と同様に、CNT シートを配置しない#4 を基準として測定値を相対値で示している。高靱性層を有しない場合と同様に、CNT シートの配置することにより G_{IIC} 値は大きく低下した。

次に、CNT シートを様々な異なる位置に配置したプリプレグ#5 から#7 について、 G_{IIC} を測定した結果を Fig. 4-11 に示す。Fig. 4-3(b)に示したとおり、プリプレグ#5 は熱可塑性高靱性層の表面に CNT シートを配置していることから、積層板の硬化後には層間厚さ中央に CNT シートが配置され、その両側に熱可塑性高靱性材が配置される。一方、プリプレグ#6 および#7 では、CNT シートは炭素繊維層と熱可塑性高靱性層との間に配置されるため、硬化後には層間厚さ中央に熱硬化性高靱性層が形成され、その両面の炭素繊維層との間に CNT シートが配置される形となる。Fig. 4-11 から明らかなように、炭素繊維層と熱可塑性高靱性層との間に CNT シートを配置した#6 と#7 では、大幅な G_{IIC} の向上が認められる。プリプレグ#6 と#7 とともに、CNT シートを 25 枚配置した場合よりも 100 枚配置した条件で特性の向上効果が高く、CNT シートが無い場合と比較して約 50% の向上効果であった。この顕著な層間靱性の向上効果は、Fig. 4-4(b)に示した層間構造に起因するものと考えられる。

CNT を 100 枚配置したプリプレグ#7 による試験片を用いて向上効果の考察を行った。前述のように、本研究においては End notched flexure 法を用いた試験時に負荷位置を変えてクラックを 3 回進展させている。Fig. 4-12 は、その 3 回分のクラック進展を含むクラック面の写真を示している。同図において、クラック面は黒色部分と白色部分に大別されることがわかる。また、そのクラックに対応する G_{IIC} は、黒色部分の面積比が大きいほど高く、白色部分の面積比が大きくなるほど低下傾向を示し、比較対象の値に近づくことがわかる。この黒色部分と白色部分のクラック面の電子顕微鏡観察像をそれぞれ Fig. 4-13 と Fig. 4-14 に示す。Fig. 4-13 の黒色部分では、熱可塑性樹脂ドメインによると思われる顕著な塑性変形の痕跡が認められ、これが高靱性の発現を誘起しているものと推定される。一方で、Fig 4-14 の白色部分からは炭素繊維の露出が認められ、マトリクスクラックと炭素繊維のはく離によって比較的小さな変形を伴ってクラックが進展していることがわかる。

層間高靱性構造を有する積層板においては、一般にクラックの進展に伴って、クラック位置が層間から炭素繊維層内に遷移し、それに起因して層間靱性が低下する傾向があることが知られている。本研究におけるプリプレグ#6 と#7 による顕著な G_{IIC} の向上は、このクラックの層間高靱性ゾーンから炭素繊維層内への遷移を CNT シートが抑制していることに起因するものと考えられる。

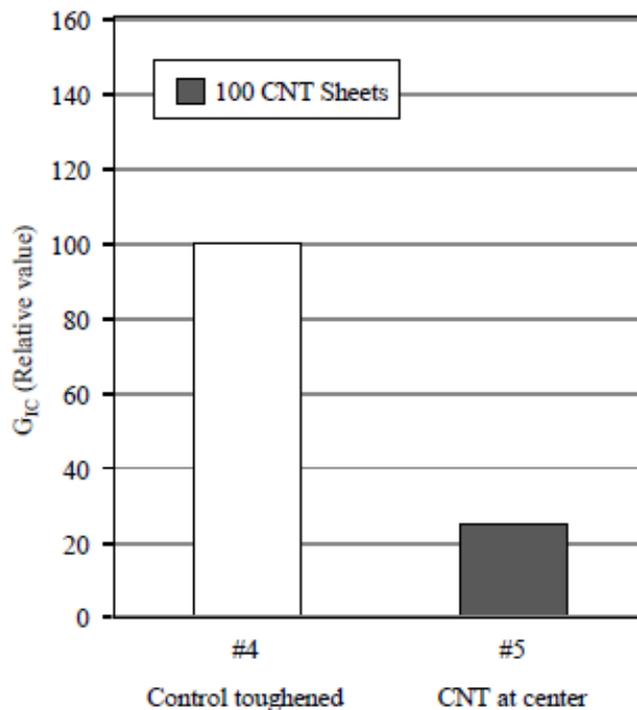


Fig. 4-10 G_{Ic} value of Laminate #5 with aligned CNT sheets at center of intralaminar and toughener between CNT sheet and fiber bed, normalized to control.

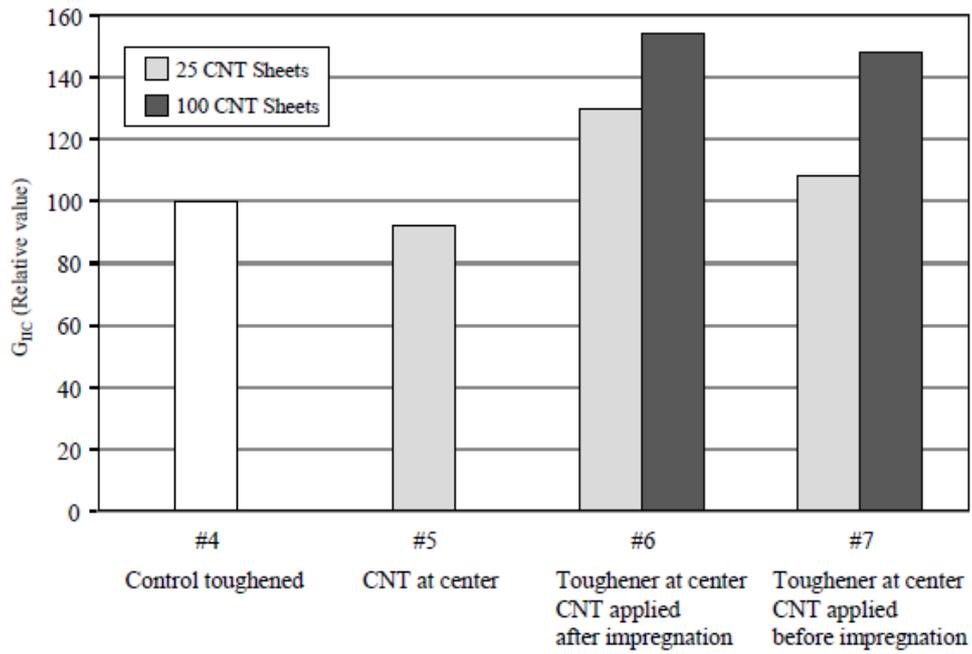


Fig. 4-11 G_{IIC} values of Laminates #5, #6 and #7 with aligned CNT sheets between interlaminar toughener and fiber bed, normalized to control.

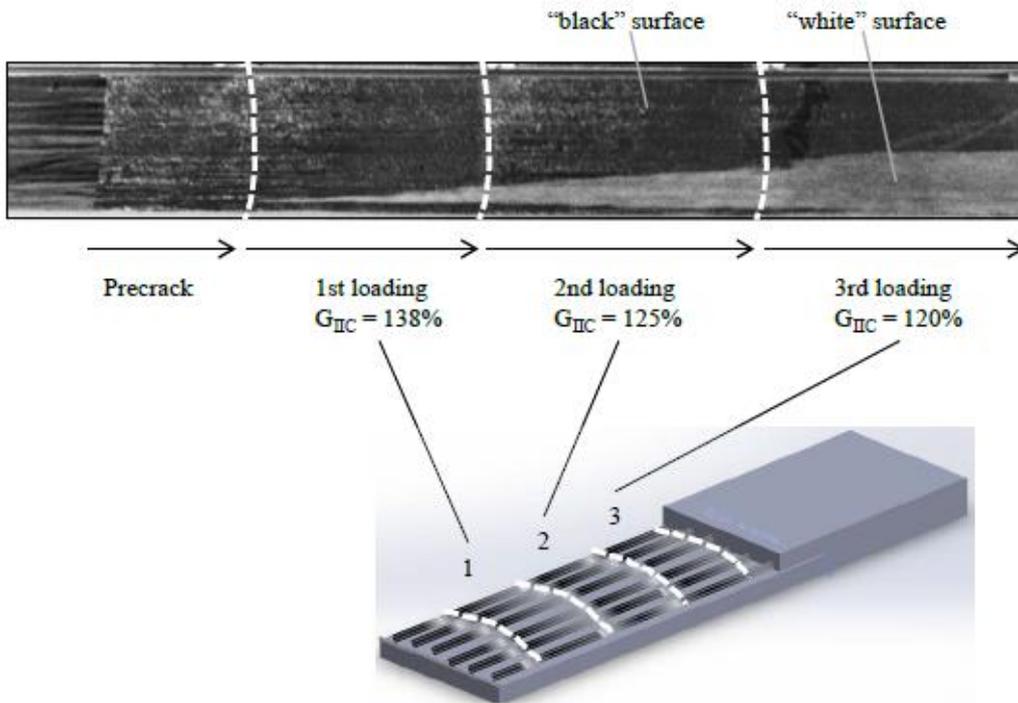


Fig. 4-12 Typical crack surface of Laminate #7 after ENF test showing "black" and "white" surfaces.

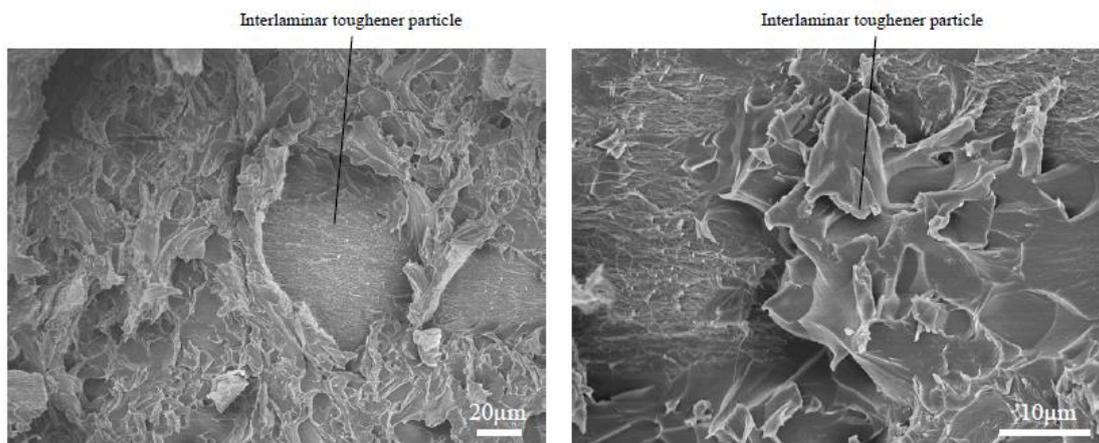


Fig. 4-13 SEM images of “black” crack surface area after ENF test for laminate #7.

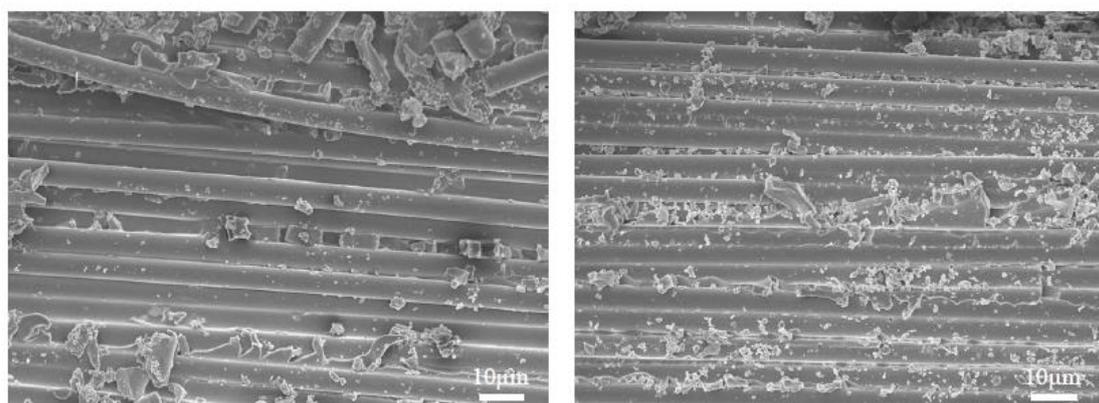


Fig. 4-14 SEM images of “white” crack surface area after ENF test for laminate #7.

4.3.2 ランダム分散 CNT

4.3.2.1 熱可塑性高靱性層の無いプリプレグ

CNT をランダムにマトリクス樹脂に分散させたプリプレグ#8 の G_{IC} を Fig. 4-15 に示す。測定値は、CNT 未添加のプリプレグ#1 を比較対照として相対値で示している。このランダム配向 CNT の全マトリクス樹脂中の含有量は 1.9 wt. % であるものの、これにより G_{IC} は 10% 向上することがわかった。これは上述した配向 CNT を用いた際に認められている効果とは大きく異なるものである。

次に、 G_{IIC} の測定結果を Fig. 4-16 に示す。ランダム CNT を添加することによる G_{IIC} の向上効果は約 25% であった。特性向上の程度は異なるものの、これは先に述べた配向 CNT による効果に類似している。すなわち、熱可塑性高靱性層が存在しない場合は、ランダム分散 CNT と一方向 CNT シートの層間靱性向上効果は開口モードの G_{IC} では大きく異なることがわかる。

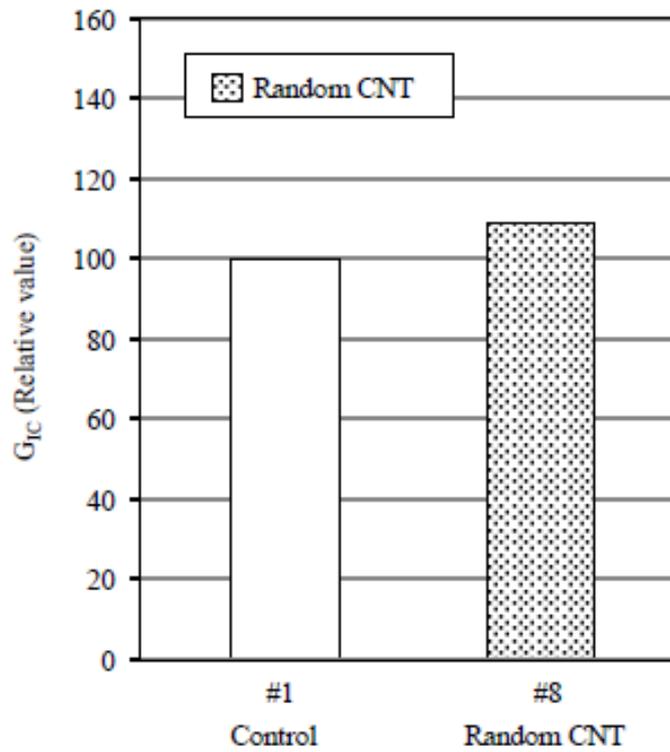


Fig. 4-15 G_{IC} value of laminate #8 with random CNT without interlaminar toughener normalized to control.

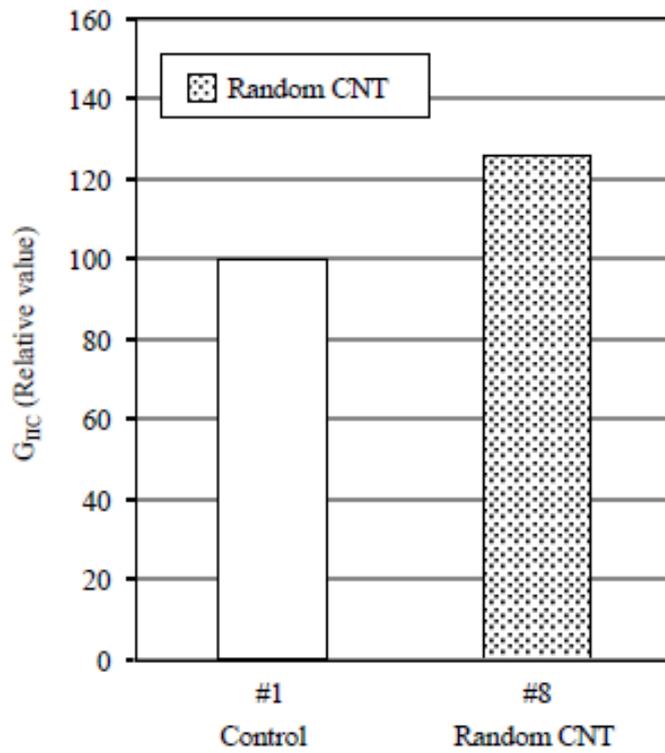


Fig. 4-16 G_{IIC} value of laminate #8 with random CNT without interlaminar toughener normalized to control.

4.3.2.2 熱可塑性高靱性層を有するプリプレグ

Fig. 4-17 に、熱可塑性高靱性層に加えて CNT をランダム分散させたプリプレグ#9 による G_{IIC} を CNT を含まない#4 を比較対象として相対値で示す。また、 G_{IIC} に関する同様の結果を Fig. 4-18 に示す。プリプレグ#9 のランダム CNT 含有率は全マトリクス樹脂に対し 3.0 wt.%であった。Fig. 4-17 と Fig. 4-18 からは、ランダム分散 CNT を添加することによって、 G_{IIC} と G_{IIIC} はそれぞれ 45% と 30% と大幅な向上を示した。

プリプレグ#9 の CNT 含有層は、プリプレグ#6 および#7 と同様に、熱可塑性高靱性層と炭素繊維層との間に配置されている。プリプレグ#9 の End notched flexure 試験後のクラック面の電子顕微鏡像を Fig. 4-19 に示す。一部に炭素繊維表面が認められるものの、熱可塑性樹脂の塑性変形によるものと思われる大変形の痕跡が観察される。このことから、層間靱性の大幅な向上は、CNT 層がクラック進展を可塑性高靱性層内に制約することによってもたらされていると考えられる。

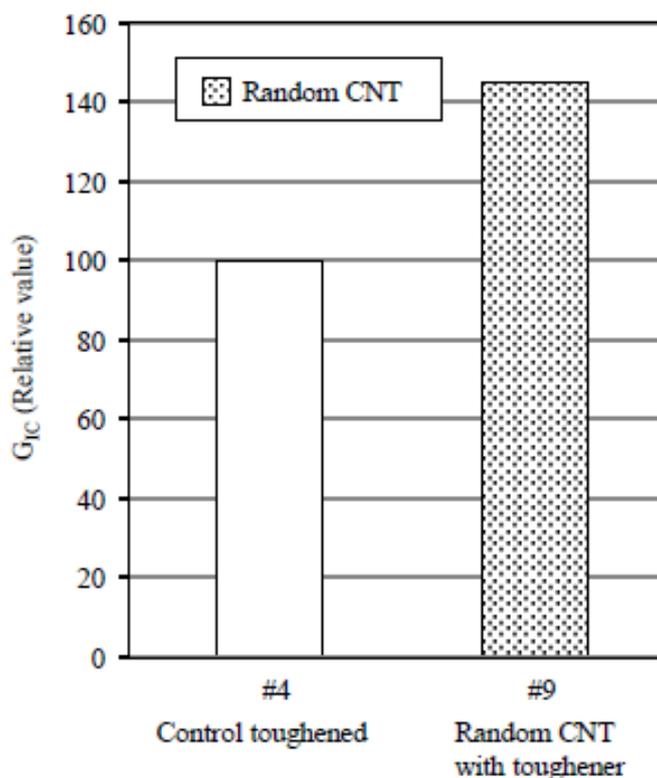


Fig. 4-17 G_{IIC} value of laminate #9 with random CNT with interlaminar toughener normalized to control.

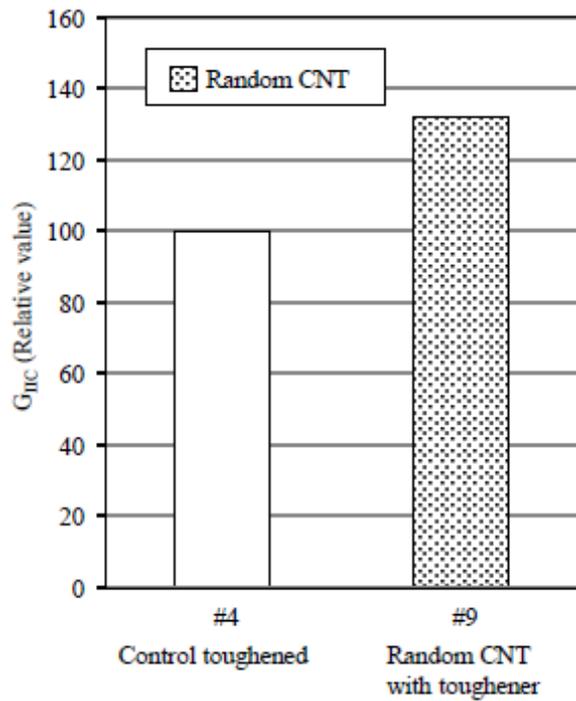


Fig. 4-18 G_{IIC} value of laminate #9 with random CNT with interlaminar toughener normalized to control.

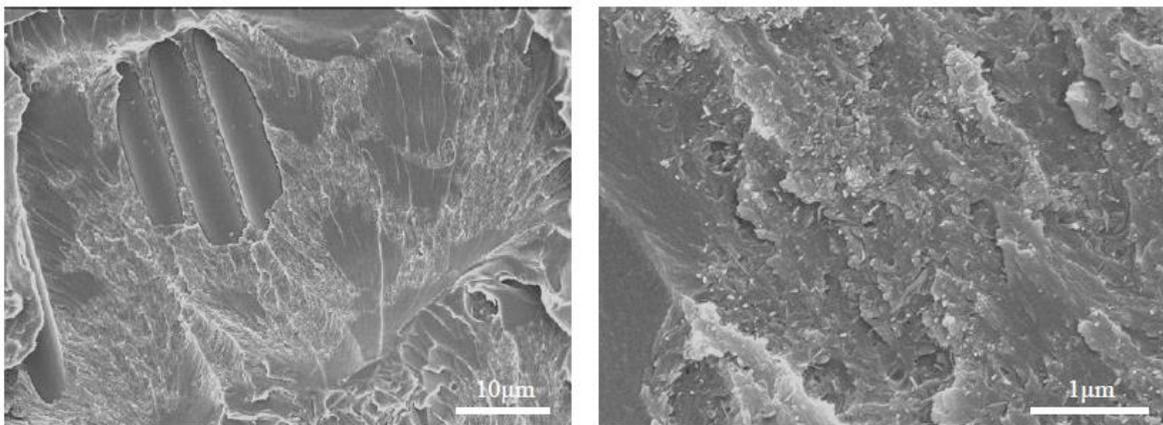


Fig. 4-19 SEM images of crack surface after ENF test for laminate #9.

4.4 結言

本章では、航空機構造用の炭素繊維複合材料プリプレグの層間靱性をカーボンナノチューブ (CNT) で向上する技術について検討した。とくに、現在航空機構造材に用いられる熱可塑性樹脂による高靱性化技術と CNT による強化技術との組合せを、CNT の形態や配置に注目して調べた。得られた知見を以下に示す。

- (1) 一方向 CNT シートを配置した積層板の G_{IC} の向上は、CNT とマトリクス樹脂との接着性の低さに起因して制限されていることが示唆された。今後、エポキシ系マトリクス樹脂との接着性向上が CNT による G_{IC} 向上のために必要と考えられる。
- (2) 熱可塑性樹脂ドメインを用いた層間強化炭素繊維複合材料において、一方向 CNT シートを熱可塑性高靱性化層と炭素繊維層との間に配置した場合、 G_{IIC} の 50% 近い高い向上が可能である。これは、層間クラックが熱可塑性樹脂ドメインから炭素繊維層内に遷移することを CNT シートが抑制しているためだと考えられる。
- (3) ランダム配向 CNT をマトリクス樹脂中に分散させた場合、積層板の G_{IC} および G_{IIC} は大きく増加した。これは、一方向 CNT シートを配置した際に認められている効果とは異なる挙動である。
- (4) 熱可塑性樹脂ドメインを用いた層間強化炭素繊維複合材料において、ランダム配向 CNT を熱可塑性高靱性化層と炭素繊維層との間に配置した場合、 G_{IIC} の 30% の向上が可能である。

第4章の参考文献

- [1] Odagiri, N., Muraki, T. and Tobukuro, K., "Toughness Improved High Performance Torayca Prepreg T800H/3900 Seires", 33rd International SAMPE Symposium, March 7-10, (1988), 272-283.
- [2] Odagiri, N., Kishi, H. and Yamashita, M., "Development of TORAYCA prepreg P2302 carbon fiber reinforced plastic for aircraft primary structural materials", *Advanced Composite Materials*, 5 (3) (1996), 249-254.
- [3] Dalton, A. B., Collins, S., Munoz, E., Razal, J. M., Ebron, V. H., Ferraris, J. P., Coleman, J. N., Kim, B. G. and Baughman, R. H., "Super-tough carbon-nanotube fibers", *Nature*, 423 (6941) (2003), 703.
- [4] Hata, K., et al., "Water-assisted highly efficient synthesis of impurity-free single-walled carbon nanotubes", *Science*, 306 (5700) (2004), 1362-1364.
- [5] Zhang, M., Fang, S., Zakhidov, A. A., Lee, S. B., Aliev, A. E., Williams, C. D., Atkinson, K. R. and Baughman, R. H., "Strong, transparent, multifunctional, carbon nanotube sheets", *Science*, 309 (5738) (2005), 1215-1219.
- [6] Zhang, M., Atkinson, K. R. and Baughman, R. H., "Multifunctional carbon nanotube yarns by downsizing an ancient technology", *Science*, 306 (5700) (2004), 1358-1361.
- [7] Wang, X., Jiang, Q., Bradford, P. D. and Zhu, Y., "Continuous fabrication of ultrastrong, flexible and highly conductive carbon nanotube composites", *SAMPE Technical Conference Proceedings: Navigating the Global Landscape for the New Composites*. South Carolina, SC, October 22-25, Society for the Advancement of Material and Process Engineering, CD-ROM, (2012).
- [8] Lepro, X., Lima, M. D. and Baughman, R. H., "Spinnable carbon nanotube forests grown on thin, flexible metallic Substrates", *Carbon*, 48 (2010), 3621-362.
- [9] Shanov, V., Malik, R., Alvarez, N., Haase, M., Ruff, B., Song, Y., Suberu, B., Shreen, D., Mast, D. and Schulz, M., "Carbon nanotube sheet processing, characterization, and applications", *SAMPE Technical Conference Proceedings: Navigating the Global Landscape for the New Composites*. South Carolina, SC, October 22-25, Society for the Advancement of Material and Process Engineering, CD-ROM, (2012).

- [10] Cheng, Q., Wang, J., Jiang, K., Li, Q. and Fan, S., "Fabrication and properties of aligned multiwalled carbon nanotube-reinforced epoxy composite", *Journal of Materials Research*, 23 (2008), 2975-2983.

第5章 結論

航空機の軽量化への炭素繊維複合材料の貢献は大きいですが、燃費のさらなる改善のためにはその力学特性を最大限に生かす設計技術が望まれる。そのためには、炭素繊維複合材料の主要な損傷挙動の正確な把握に基づいた強度予測のための理論的モデルの開発が必要であるが、前提を含む理論やモデルに基づく研究成果が、実用化された材料系で有効に活用できることが重要である。本研究では、こうした観点から、航空機の構造材として認定・採用された材料およびそれに関連したモデル材料を対象に、繊維破断、マトリクスクラックならびに層間はく離の3つの主要な損傷形態に着目して、従来不足していた知見やデータを実験的に取得するとともに、解析的手法の有効性について検討した。その結果得られた結論を以下にまとめる。

第2章では、まず Boeing の民間機主構造用認定材料である、T800H/3900-2 層間強化型一方向強化積層板について、とくにマトリクスクラックと層間はく離に関するデータの取得と考察を行った。得られた知見は以下のとおりである。

- (1) 同材料に対して、運行環境を模擬した長期の環境暴露を行い、航空機主構造材として特に重要な力学特性について変化を評価した。その結果、力学特性、損傷・破壊形態等に変化は認められなかったことから、現在の設計基準における十分な長期耐久性が確認された。
- (2) 同材料を用いた直交積層板のマトリクスクラック発生挙動を詳細に把握することで、発生するひずみ域とクラック数の増加挙動を明確にした。
- (3) マトリクスクラックの発生数は、試験片エッジの加工条件によって大きく影響を受けることを明らかにした。この要因は、クラックの発生源が加工面に存在することによるものと思われ、試験片での結果は実構造の評価に際して安全サイドの結果をもたらしていることになる。このことは、マトリクスクラックの発生ひずみや発生数について定量的に理論予測を試みる際に考慮すべき重要な知見を提供するものである。
- (4) 積層板エッジから発生する層間はく離もエッジの加工の影響を受けることを見出した。エッジ加工条件の最適化を図ることで、エッジから発生するマトリクスクラックおよび層間はく離の影響を排除した場合には、層間強化構造をもつ T800H/3900-2 は従来材に対して高い積層板引張強度を有することがわかった。

以上より、T800H/3900-2 層間強化型一方向強化積層板は、繊維破断とマトリクスクラックに関しては従来の非層間強化型の材料と基本的には同様の損傷形態をとること、また長期の環境暴露の影響も損傷の挙動にほとんど影響しないことがわかった。一方、マトリクスクラ

ックに関して定量的な予測モデルを適用する際には、積層板エッジ加工の影響に十分注意する必要があることも明らかになった。

本章では、さらにレジントランスファーモールド成形法による織物強化積層板に引張繰り返し荷重を負荷することで損傷挙動に関する検討を行った。損傷挙動に及ぼす樹脂の靱性特性の影響を検討する目的で、エポキシ樹脂に加えて比較的靱性の低いフェノール樹脂を使用した織物強化積層板の作製を行い比較した。結論を以下に示す。

- (1) **Open hole tension** 試験において、繰り返し負荷後の残存強度は、S-N 曲線から予測される強度よりも有意に高いことが示された。これは、樹脂種に依存しない現象であり、**open hole** 周囲の応力集中領域に何らかの損傷が生じることで、応力集中を緩和させているためと考えられる。
- (2) 繰り返し負荷後の応力集中部の断面観察から、エポキシ樹脂およびフェノール樹脂系に共通して、織物繊維束間のはく離が認められた。フェノール樹脂系ではこれに加えて束内でのマトリクスクラックも観察された。
- (3) **Open hole** を有していない無孔積層板に引張繰り返し荷重を負荷することで積層板弾性率の変化を測定した結果、エポキシ樹脂およびフェノール樹脂系ともに弾性率の低下が認められた。この低下傾向は、エポキシ樹脂系と比較してフェノール樹脂系で顕著であった。
- (4) 繰り返し負荷後の無孔積層板の断面観察からは、両樹脂系ともに、炭素繊維束間のはく離に加えて束内のマトリクスクラックが認められた。上述した2種類の損傷の程度は、エポキシ樹脂系と比較してフェノール樹脂系の方が顕著であった。
- (5) はく離長ささとマトリクスクラック密度から、エポキシ樹脂系およびフェノール樹脂系それぞれの弾性率低下を **crimp model** で解析予測したところ、実験値と良い一致が得られた。

以上より、一方向強化積層板に対して、織物強化積層板は繊維破断前に発生する損傷形態の影響が積層板の最終強度に大きく影響することが示唆されるとともに、**crimp model** が樹脂種の差異を含めて物性予測に有効であることが示された。

第3章では、炭素繊維複合材料の損傷挙動を、数値解析的手法で効率的に予測することを試みた。評価対象とした試料は、一方向強化積層板と織物強化積層板である。

- (1) 疑似等方構成とした **IM7/8552** 一方向強化積層板の **Open hole tension** 試験での損傷挙動を、複合材料の **Weibull** 分布に基づく繊維破断モデルならびに連続体損傷力学または結合力要素適用に基づくマトリクスクラックおよび層間のはく離のモデルを組合せた複数のケースで数値解析を実施し、応力-ひずみ線図の実験値との比較を行った。その結果、マトリクスクラックのうち荷重軸配向層（0度層）のマトリクスクラック

(いわゆるスプリッティング)にのみ結合力要素を適用し、他のマトリクスクラックには連続体損傷力学を適用した場合に、十分な計算精度と計算時間短縮が両立できることが示された。

- (2) スプリッティングは、他のマトリクスクラックと比較して、決められた狭い範囲に大規模なクラックが進展するという特徴を有することから、結合力要素による精度の高い解析が可能になったと考えられる
- (3) T700S/2511 織物強化積層板を用いて、Open hole tension 試験での基本的な損傷挙動を実験的に検討し、円孔周囲の応力集中領域でのマトリクスクラックの発生位置について調べるとともに主要な最終破壊形態が繊維破断であることを確認した。
- (4) 上述した実験観察結果をもとに、複合材料の Weibull 分布に基づく繊維破断モデルを適用したうえで、連続体損傷力学に基づくマトリクスクラックのモデリングの効果を調べた結果、マトリクスクラックのモデリングの有無にかかわらず、解析結果は実験から得られた応力-ひずみ線図を良く表現することがわかった。
- (5) この結果を第2章で得られた結果とあわせた考察から、本構成の積層板の Open hole tension 試験においてはマトリクスクラックの積層板剛性への影響が小さいこと、また T700S/2511 においては大きな積層板剛性低下をもたらす繊維束間のはく離がほとんど発生しないことが示唆された。

以上より、織物強化積層板の繊維配向軸に静的荷重を負荷する Open hole tension 試験においては、マトリクスクラックおよび層間のはく離の影響はほぼ無視できることがわかった。ただし、繊維配向軸に対して斜向荷重を負荷する場合や、繰り返し荷重を負荷する場合には、繊維破断以外の損傷形態を適切にモデル化する必要があると考えられる。一般的に、限られた計算時間で効率よく高精度の数値解析を行うためには、実験手法により得られた、繊維破断、マトリクスクラックならびに層間のはく離の主要損傷挙動を解析モデルと組み合わせることが最も重要と考えられる。

第4章では、層間のはく離の進展を抑制するための新たな手段として、カーボンナノチューブ (CNT) を層間に適用した場合の一方向積層板の層間靱性について調べ、以下の結論を得た。

- (1) 一方向 CNT シートを積層板層間に適用した場合の層間靱性は、CNT とマトリクス樹脂との接着性の不足により抑制されることが示唆された。さらなる層間靱性の向上のためには CNT とエポキシ系マトリクス樹脂との接着性の向上が必要である。
- (2) 現行の熱可塑性樹脂ドメインを用いた層間強化複合材料積層板において、一方向 CNT シートを熱可塑性高靱性層と炭素繊維層との間に配置した場合、積層板の G_{IIC} は 50%程度向上することがわかった。これは、層間クラックが熱可塑性樹脂ドメイ

ンから炭素繊維層内に遷移することを CNT シートが抑制していることによるものと考えられる。

- (3) ランダムに配向した CNT をマトリクス樹脂中に分散させた場合には、積層板の G_{IC} と G_{IIC} はともに大きく増加することがわかった。
- (4) 現行の熱可塑性樹脂ドメインを用いた層間強化複合材料積層板において、ランダム配向 CNT を熱可塑性高靱性層と炭素繊維層との間に配置した場合、積層板の G_{IIC} は 30%程度向上することがわかった。

以上を纏めると、本研究を通じて、航空機向け炭素繊維複合材料の強度および長期耐久性に関して実験的および解析的に明らかにすることができた。ここで得られた知見は主要部材として使われ始めている炭素繊維複合材料のより高効率かつ有効な使用を可能とするものである。また、より信頼性を高めるためのカーボンナノチューブを用いた特性向上手法についても提案し、材料開発の方向性についても言及することができた。

謝辞

本学位論文をまとめるにあたり、多くの方々のご支援とご指導を頂きました。

まず、指導教官である東北大学大学院工学研究科、岡部朋永教授からは、本学位論文に取り上げた内容以外をも含めて広い範囲にわたり高い見識からのご指導を頂くとともに、鋭い示唆に満ちた議論をさせて頂きました。深くお礼申し上げます。また、東北大学大学院工学研究科、横堀壽光教授ならびに橋田俊之教授には、有益なご助言とご討論を賜りましたことに、深く感謝の意を表します。

東北大学航空宇宙工学専攻岡部研究室の関係者の皆様には、私自身がなかなか研究室での時間が取れない状況で様々なご支援をいただきました。山本剛准教授、博士後期課程の樋口諒さん、修士課程の熊谷裕太さんらのご支援なしではこの論文をまとめることはできませんでした。大変ありがとうございました。

学位研究をまとめるにあたり、勤務先である Toray Composites (America), Inc. の近藤敏行元社長、仲摩良一前社長、小田切信之副社長、前の所属先である東レ株式会社複合材料研究所の北野彰彦前所長と遠藤真所長には、深いご理解を頂いたうえに幾度となく激励をいただきました。また、Toray Composites (America), Inc., Composite Materials Research Laboratory の皆様には研究遂行に際し大変お世話になりました。とくに、橋本雅弘元研究員、Felix Nguyen 主席研究員、Dongyeon Lee 研究員にはデータ整理・解釈とそのまとめについて重要な示唆を頂きました。ありがとうございました。

最後に、本論文を執筆するにあたり、その昔に論文執筆の手ほどきを頂いた故笹田直先生（元東京工業大学名誉教授）のご指導を思い起こすことが幾度となくありました。昔日のご指導に対しここに厚く御礼申し上げます。

2016年1月26日

吉岡健一