

文部科学省 私立大学戦略的研究基盤形成支援事業 S1511002

「エネルギー・航空運輸機器の安全性向上に資する
高精度マルチスケール損傷評価体系の構築」

2018 年度

若手研究者シンポジウム

【概要集】

千葉工業大学

津田沼校舎

2019/ 3/ 4

文部科学省 私立大学戦略的研究基盤形成支援事業 S1511002
2018 年度 若手研究者シンポジウム プログラム

開会 (10:00 - 10:05)

【研究テーマ1: 耐熱金属材料の損傷劣化機構の解明とマイクロ損傷定量評価法の開発】

(10:05 - 12:05)

1. トップコート成膜法によるプラズマ溶射遮熱コーティングの高温損傷挙動の相違
松浦 哲志 (千葉大 院生), 山崎 泰広 (千葉大), 小林 謙一 (千葉大)
2. 鍛造 TiAl 合金の熱機械疲労き裂進展挙動
菅谷 涼太 (千葉大 院生), 三浦 蒔生 (千葉大 院生), 岡田 智洋 (千葉大 学部生),
山崎 泰広 (千葉大), 小林 謙一 (千葉大)
3. Ni 基合金 HR6W のクリープ疲労損傷過程における結晶方位差解析
宮本 健太 (千葉工大 院生), 緒方 隆志 (千葉工大)
4. 多軸応力勾配を有する CrMoV 鍛鋼のクリープ疲労寿命評価法
小松崎 悟 (千葉工大 院生), 緒方 隆志 (千葉工大)
5. CrMoV 鋼切削におけるチップブレイカ形状に関する研究
菅原 壮 (千葉工大 学部生), 瀧野 日出雄 (千葉工大)
6. 走査型電子顕微鏡による高温試料観察技術
石毛 大智 (千葉工大 院生), 岩田 真椰 (千葉工大 学部生), 菅 洋志 (千葉工大)

昼食 (12:05 - 13:00)

(13:00 - 14:00)

7. 分子動力学法による粒界上のボイド成長解析
伊藤亮太 (千葉工大 学部生), 原 祥太郎 (千葉工大)
8. 化学プラント用攪拌翼に作用するトルク、ラジアル荷重の動的解析
工藤 佑希也 (千葉工大 院生), 川谷 佑来 (千葉工大 学部生), 仁志 和彦 (千葉工大)
9. 蒸気タービンケーシングの溶接補修による寿命延伸技術
高原 雅敏 (北海道電力株式会社 総合研究所)

休憩 (14:00 - 14:20)

【研究テーマ2: 高分子複合材料のマルチスケール損傷評価手法の開発とその構造ヘルスマonitoringへの応用】

(14:20 - 16:00)

10. CF/PA6 積層板に発生した層間はく離の修復と強度評価
金崎 真人 (金沢工大 ICC), 草開 啓太 (金沢工大), 上田 隆利 (金沢工大),
斉藤 博嗣 (金沢工大), 鶴澤 潔 (金沢工大 ICC), 金原 勲 (金沢工大)
11. 各種 CFRP 積層板の低速衝撃損傷評価への X 線 CT 観察の適用
彦坂 佳尚 (千葉工大 学部生), 市川 誠志 (千葉工大 学部生), 鈴木 浩治 (千葉工大),
斉藤 博嗣 (金沢工大), 金原 勲 (金沢工大)
12. 各種 CFRP 積層材の層間破壊靱性評価に関する研究
松田 卓也 (千葉工大 院生), 青谷 和樹 (千葉工大 学部生), 鈴木 浩治 (千葉工大),
斉藤 博嗣 (金沢工大), 金原 勲 (金沢工大)
13. 炭素繊維複合材料の光ヘルスマonitoring方法の開発
末永 克樹 (千葉工大 院生), 松田 健太郎 (千葉工大 院生), 長瀬 亮 (千葉工大)
14. デジタル画像相関法による損傷部材の変位・ひずみ計測
谷村 昭彦 (千葉工大 院生), 秋田 剛 (千葉工大)

閉会 (16:00)

トップコート成膜法によるプラズマ溶射遮熱コーティングの 高温損傷挙動の相違

松浦 哲志 (千葉大学大学院), 山崎 泰広 (千葉大学), 小林 謙一 (千葉大学)

1. 研究の背景および目的

最近の高効率ガスタービンコンバインドサイクル (GTCC) では, 作動燃焼ガスの高温化に伴って, タービン動・静翼に対して遮熱コーティング (Thermal barrier coatings, TBCs) が不可欠となっている. TBCは主に基材の上に高温耐食性を持つボンドコート (BC) を成膜し, さらにその上に種々の成膜法により微細構造を持たせたトップコート (TC) を成膜する. 近年開発されたサスペンションプラズマ溶射 (SPS) 法では, 微細な溶射粒子を溶媒に分散させてアークに供給することで, 従来よりも微細な組織制御が可能となる. SPS法による柱状TCはその構造から高い熱応力緩和性を期待されているが, 損傷挙動に関する報告は少ない. そこで本研究ではSPS法によるTBCに高温酸化試験と熱サイクル疲労試験を行い, 損傷挙動を大気プラズマ溶射 (APS) 法で成膜したTBCと比較しながら調査することを目的としている.

2. 試験方法

本研究では $\Phi 20\text{mm} \times 1\text{mm}$ のNi基超合金 (IN738LC) 基材の上にBCとしてCoNiCrAlYを約 $100\mu\text{m}$ の厚さで成膜し, TCとして8wt.% Y_2O_3 部分安定化 ZrO_2 (8YSZ) を約 $200\mu\text{m}$ の厚さで成膜した試験片に対して, 高温酸化試験および熱サイクル疲労試験を行った. なお, TC成膜方法にはSPS法とAPS法のいずれかを用いた. 以下, 両試験片をTCの溶射法によってSPS-TBC, APS-TBCと記す. 高温酸化試験では電気炉を用いて, 大気雰囲気中に 1000°C で300h曝露した. 熱サイクル疲労試験では試験片TC側表面に黒体塗料を塗布し, 赤外線放射加熱器を用いて, 400°C から 1000°C まで昇温させ, 400°C まで自然空冷する約1分間のサイクルを1500サイクルおよび5000サイクル実施した. 試験条件は, 高温酸化試験・熱サイクル疲労試験をそれぞれ単独で実施したものおよび高温酸化試験後に熱サイクル疲労試験を実施した3条件とした.

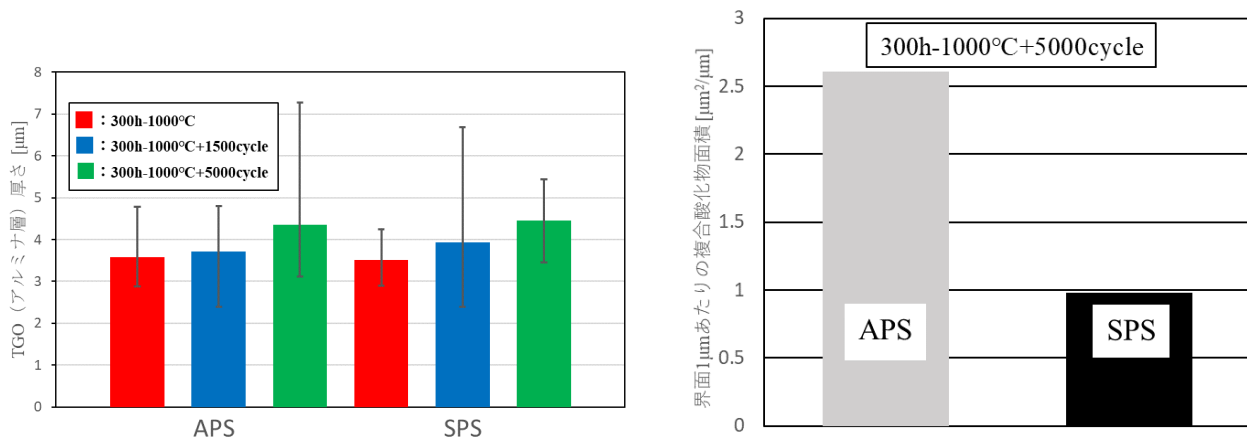
3. 主な成果

3・1 熱成長酸化物 (TGO) 成長挙動

TBCが高温条件下に曝されることにより, TCとBCの界面に熱成長酸化物 (Thermally Grown Oxide, TGO) が形成した. TBCの剥離損傷においては, TGOの成長と熱応力の相互作用が重要であると考えられている. そこで, 形成されたTGOの組成とその厚さについてSEMを用いて調査した. TGOには Al_2O_3 から成る緻密なアルミナ層とCo, Cr, Niを主成分とするこぶ状複合酸化物層があり, 後者はTBCの剥離寿命に悪影響を与えることが報告されている. 図1の(a)および(b)に各試験後におけるアルミナ層厚さおよび界面 $1\mu\text{m}$ あたりの複合酸化物面積の測定結果を示す. 図1の(a)中ではTGO厚さの平均値とともに, エラーバーでそのばらつきを示した. なお, TGO厚さは, 複数視野の断面SEM画像をもとに, 画像処理ソフトを用いて界面に垂直に(1視野5箇所ずつ)計測して評価した. 図1の(a)に示すように, 高温酸化試験および熱サイクル試験, それらの複合試験においてSPS-TBCおよびAPS-TBCのTGO厚さ成長挙動には大きく差異がないことが確認できる. しかし, 図1の(b)に示すように, 複合酸化物層の成長はAPS-TBCにおいて顕著であった. SPS法に比較してAPS法の溶射粒子は大きく, 成膜中の運動量が大きい. そのため衝突時にBC表面を巻き込み, その部分が優先的に酸化されたためと考えられる. この点でSPS-TBCの剥離寿命の優位性が示唆される.

3・2 き裂発生挙動

1000°C -300hの高温酸化を施した後に, 1500および5000サイクルの熱サイクル疲労試験を実施した. 負荷後, 断面SEM観察を行ったところ, 一部の試験片で界面端部よりき裂の発生が確認できた. 負荷サイクル数と試験片端部から発生したき裂長さの関係を図2に示す. 図2からAPS-TBCに比べてSPS-TBCではき裂発生・進展が優位に遅延している. この理由として, 柱状構造組織による熱応力の緩和機構およびTC内を進展するき裂の柱間での停滞が挙げられる. 図3および図4に1500サイクル負荷後のSPS-TBCおよびAPS-TBCのTC/BC界面近傍のSEM観察結果を示す. 図3に示すように, SPS-TBCではTC/BC界面近傍のTC内にき裂が発生しており, 試験片端部からの剥離き裂の進展経路もTC内およびTC/TGO界面であった. しかし, 図4に示すようにAPS-TBCではTGO/BC界面において剥離き裂が生じており, 剥離き裂の進展経路もTGO/BC界面となっている. すなわち, TCの溶射施工法の違いにより, その主損傷部に相違が生じた. SPS-TBCでは溶射時に導入される気孔がバウムクーヘン状組織の各相の間に優先的に導入され, その部分を発生したき裂が優先的に進展したため, 図3のようなTC内き裂進展が生じたものと考えられる.



(a) アルミナ層厚さ (b) 界面 1 μm あたりの複合酸化物面積の大きさ
 図 1 各試験条件における TGO (アルミナ層) 厚さと複合酸化物の大きさ

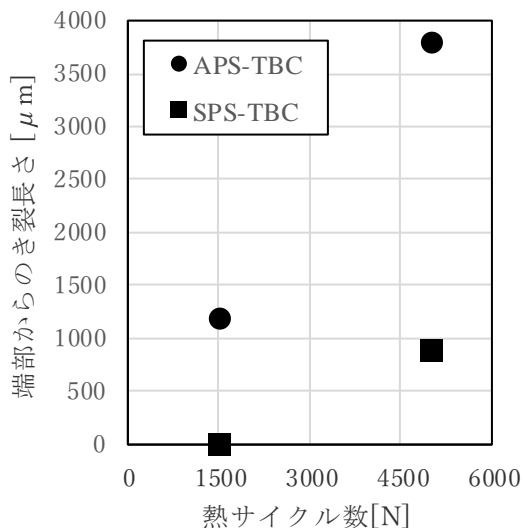


図 2 熱サイクル負荷数と試験片端部からのき裂長さの関係

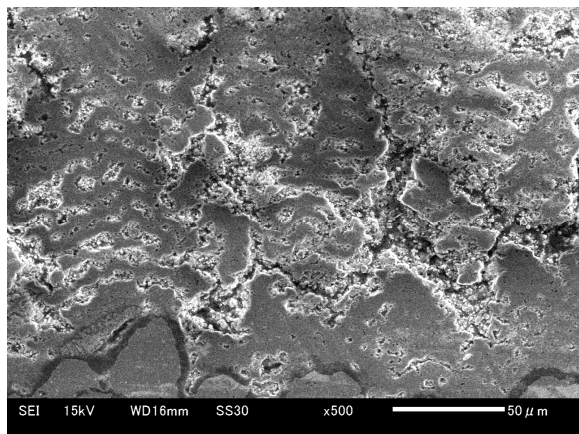


図 3 1500 サイクル負荷後の SPS-TBC 界面近傍の様子

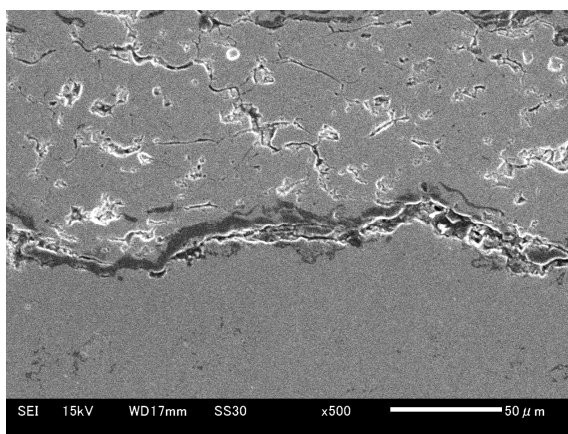


図 4 1500 サイクル負荷後の APS-TBC 界面近傍の様子

鍛造 TiAl 合金の熱機械疲労き裂進展挙動

菅谷 涼太 (千葉大学院), 三浦 蒔生 (千葉大学院), 岡田 智洋 (千葉大学)
山崎 泰広 (千葉大学), 小林 謙一 (千葉大学)

1. 研究の背景および目的

TiAl 合金の適用が進んでいる低圧タービンプレードには、起動・停止の温度サイクルにより生じる熱応力に起因する熱機械疲労 (TMF) 等による破損への耐性が必要である。また、低圧タービンプレードの破壊は疲労き裂の発生と進展により生じることから、それらに関する情報は重要である。しかし、熱機械疲労負荷下での疲労き裂進展の報告は少なく、特に、最近注目されている β 相を含んだ組織の TMF 負荷下の疲労き裂進展の報告はほとんど見られないのが現状である。以上の背景に鑑み、本研究では TiAl 合金の TMF 負荷下における疲労き裂進展と微視組織の関係を解明することを目的に、微視組織の異なる 2 種類の TiAl 合金を用意し、Out-of-phase (OP) 型 TMF 負荷下における疲労き裂進展試験を実施した。そして、OP-TMF 条件下における疲労き裂の進展挙動に及ぼす微視組織の影響を検討した。

2. 実験方法

供試材は、異なる 2 種類の熱処理法で準備した TiAl 合金である。それぞれの微視組織の SEM 画像を図 1 に示す。図 1(a) に示すように、一方の供試材はほとんどが α_2 相と γ 相のラメラ組織であるが、その粒界にわずかに β 相と Duplex (DP, β 相と γ 相の二層組織) 組織が存在するニアラメラ (NL) 組織を有している。以下、この供試材を NL 材と呼ぶ。他方の供試材は、図 1(b) に示すように、ラメラ粒の大半を DP 組織が覆い、DP 組織の体積率が高い Triplex (TL) 組織を有している。以下、これを TL 材と呼ぶ。両供試材より評点部長さ 20mm, 評点部厚さ 2mm で評点部中央に切り欠きを有する平板試験片をワイヤー放電加工した。実験に先立ち、試験片評点部を鏡面研磨した。TMF 試験に先立ち、室温にて切り欠きから疲労予き裂を切り欠き先端から約 0.3mm 導入した。その後、荷重制御型 OP-TMF 負荷下における疲労き裂進展試験を実施した。試験温度は最低温度 400°C, 最高温度 760°C とした。試験はすべて大気中で実施し、荷重と温度の波形は三角波形とし、繰返し速度は 1 サイクル 360sec とした。応力比は 0.5 とした。き裂の長さは負荷軸に垂直な面に投影した全長を $2a$ と定義し、読み取り光学顕微鏡を用いて計測した。き裂進展速度はセカント法により算出した。

3. 主な成果

3・1 き裂進展形態

図 2 に 500cycle 後の NL 材および 400cycle 後の TL 材のき裂進展経路の観察結果を示す。き裂の進展は巨視的には荷重と垂直方向に進展しているが、微視的には、NL 材の疲労き裂は微視組織の影響を受けて分岐・屈曲しながら進展している。一方、TL 材では微視組織の影響とみられる分岐や屈曲はほとんど認められない。

3・2 破面観察結果

図 3 に疲労き裂進展後の NL 材および TL 材の疲労破面の SEM 観察結果の観察結果を示す。NL 材、TL 材ともに疲労き裂がラメラを横切ったと考えられる筋状模様が支配的であり、一部にラメラ相間をき裂が進展した様子も見て取れる。両材を比較すると、NL 材が TL 材に比較してラメラを横切った破面が多く、また、ラメラを横切った破面の凹凸は TL 材に比べて NL 材が顕著な傾向が認められる。また、両材とも表面部付近の破面は試験片板厚方向内部に比べて傾斜した複数の破面を呈している様子が見て取れた。この結果は、変形拘束の状態、すなわち、平面応力状態と平面ひずみ状態でき裂進展形態に及ぼす微視組織の影響が異なることを示唆している。

3・3 き裂進展速度

図 4 に NL 材と TL 材の疲労き裂進展速度 da/dN と有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} の関係を示す。 ΔK_{eff} は試験中に計測したき裂開口曲線のき裂閉口点から評価した。比較のため、図中には阪口らによって実施された 400°C における高温高サイクル疲労 (HCF) 試験で得られたき裂進展曲線を併記した。図 5 より、OP-TMF 条件の疲労き裂進展抵抗は HCF 条件下に比べて有意に低い。一方、HCF 試験では微視組織による疲労き裂進展抵抗の差異は認められないことが報告されているのに対して、OP-TMF 条件においては疲労き裂進展速度が微視組織の影響を受け、NL 材の疲労き裂進展抵抗が TL 材のそれよりも優位に高くなっている。前述のように、ラメラ粒の影響を受けやすい NL 材においては、2 次き裂がラメラ間で発生し、それによって主き裂が分岐・屈曲するため主き裂先端の特異応力場の大きさ、すなわち主き裂のき裂進展駆動力が減少し、き裂進展抵抗が高くなったものと考えられる。OP-TMF と HCF における微視組織依存性の相違には、圧縮負荷の影響、特に、クリープが顕著となるような高温下で圧縮負荷が負荷されていること、高温下における酸化の影響、および、熱サイクルそのものの影響、等が考えられ、今後、さらに検討が必要である。

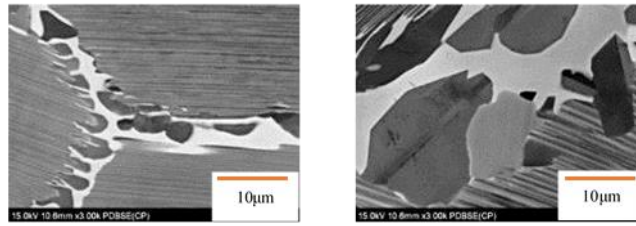
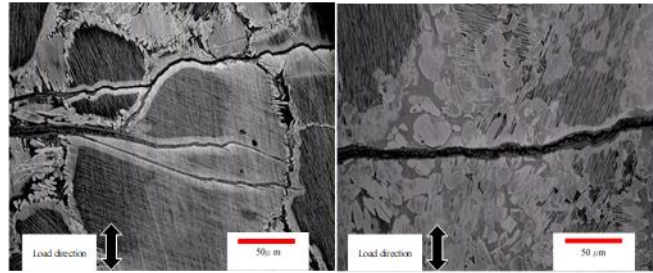
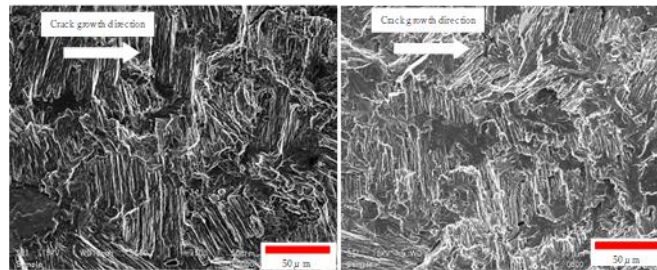


図1 微視組織のSEM画像



(a) NL after 500 cycles (b) TL after 400 cycles

図2 き裂進展経路の観察結果



(a) NL ($\Delta K=26.7\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$) (b) TL ($\Delta K=26.7\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$)

図3 疲労破面のSEM観察結果

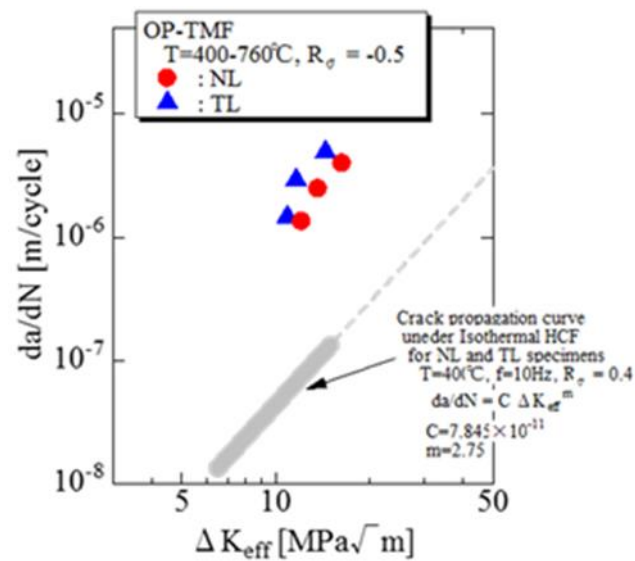


図4 疲労き裂進展速度 da/dN と有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} の関係

Ni 合金 HR6W のクリープ疲労損傷過程における結晶方位差解析

宮本 健太 (千葉工大 院生), 緒方 隆志 (千葉工大)

1. 緒言

近年, CO₂排出量削減を目指し, 従来より蒸気温度および圧力を上昇させた先進超々臨界圧(A-USC : Advanced Ultra Super Critical)火力発電プラントが注目されている. A-USC 火力発電プラントでは蒸気温度の高温化に伴い, 配管等の高温機器にはこれまで使用されてきたフェライト系合金に代わり Ni 合金の適用が必要となる. 実機の高温機器では, 起動・定格運転・停止の影響でクリープ疲労損傷が進行することにより, 巨視き裂の発生に至ることが懸念されている. しかし, A-USC 火力発電プラントボイラ配管の候補材料の一つである Ni 合金 HR6W のクリープ疲労条件下での損傷の進行過程や寿命特性については明確にされていない. 同鋼の実用化における信頼性確保のためには, それらを明らかにする必要がある. 損傷の非破壊検出法としてポイドに着目した方法が用いられているが, 電子線後方散乱回折(EBSD : Electron Backscatter Diffraction)法で得られた結晶方位から損傷を評価する試みもなされている. 本研究では, HR6W を対象に, ひずみ制御疲労およびクリープ疲労試験を実施し, 各試験条件における損傷過程を明らかにするとともに, 結晶方位差と損傷の関係を解明する.

2. 試験および組織観察・結晶方位解析方法

供試材は研究用素材として製造された Ni 合金 HR6W であり, 平均結晶粒径は約 260 μ m である. 同材を, 直径 6mm, 標点距離 10mm の中実丸棒試験片に加工後, 疲労およびクリープ疲労試験に供した. 試験装置は, 最大荷重 98kN, 最高使用温度 1000 $^{\circ}$ C の高周波誘導加熱式油圧サーボ疲労試験機を用い, 試験はすべて温度 750 $^{\circ}$ C で行った. 疲労試験は, 対称三角波ひずみ制御とし, ひずみ範囲 0.5%, 0.7%, 1.0% の 3 条件で, クリープ疲労試験は, ひずみ範囲を 0.7% とし, 最大引張ひずみにおいて 1 時間(1h), 5 時間(5h), 24 時間(24h) のひずみ保持のある台形波で実施した. 1h および 5h ひずみ保持クリープ疲労試験において, (中断繰返し数/破損繰返し数) \times 100(%) をクリープ疲労損傷率と定義し損傷材を作製した. 損傷材の中央部分を切り出し, 軸方向に半裁後, 縦断面の組織観察を行った. 観察には日本電子製走査型電子顕微鏡(SEM)を用いた. EBSD 測定は, SEM に取り付けられた TSL 社製 EBSD システム(OIM7.3)を用いて行った. 測定領域は縦方向に 2.7mm, 横方向に 0.9mm, 方位測定間隔を 3 μ m とし, 結晶方位を評価するパラメータとして KAM(Kernel Average Misorientation)および GROD(Grain Reference Orientation Deviation)を算出した.

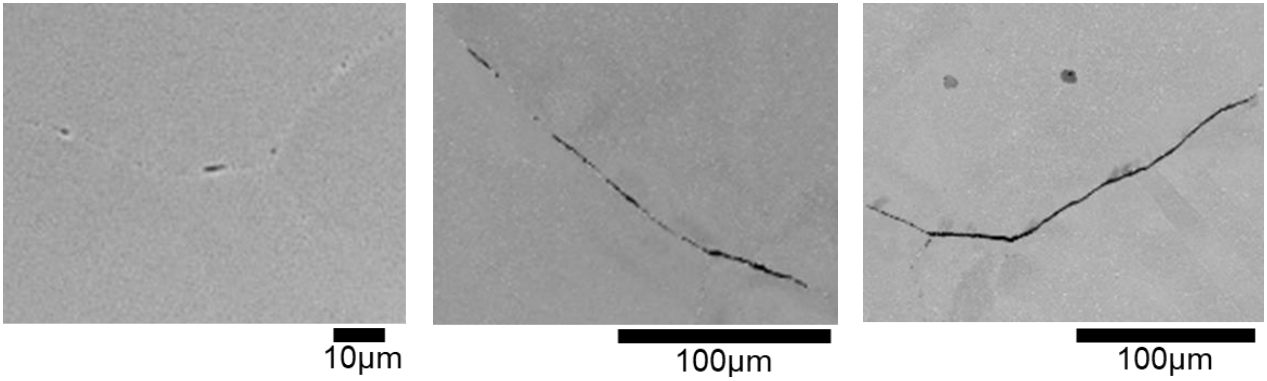
3. 試験結果および考察

3・1 疲労およびクリープ疲労条件下の寿命特性と損傷過程

疲労試験における破損繰返し数は, ひずみ範囲 0.5%, 0.7%, 1.0% でそれぞれ 4765 回, 2322 回, 1125 回であり, ひずみ範囲が大きいほど寿命は短くなる結果となった. クリープ疲労条件下の破損繰返し数は, ひずみ 1h 保持で 360 回, 5h 保持で 266 回, 24h 保持で 262 回となり, ひずみ保持時間の増加に伴い寿命が短くなる傾向がみられたものの, 5h および 24h で顕著な差異はみられなかった. また, ひずみ保持のない疲労試験の寿命に対し, 1h の引張ひずみ保持を導入することにより寿命が 1/6 以下に低下した. 図 1 に, ひずみ 5h 保持における損傷材内部で観察されたポイドおよびき裂の代表例を示す. 損傷率 25% で数 μ m のポイドが, 損傷率 50% で数十 μ m にまで成長した微小き裂が, 損傷率 75% では, HR6W の平均結晶粒径と同等な大きさのき裂が粒界上で観察された. ひずみ 1h 保持においても, クリープ疲労損傷の進行とともに粒界上で長さの長いポイドおよびき裂が確認された.

3・2 損傷の進行に伴う結晶方位の変化

図 2 および図 3 に測定領域内のすべての KAM 値, GROD 値をそれぞれ平均化した KAMave および GRODave とクリープ疲労損傷率の関係を示す. 図中には非損傷材とひずみ 5h 保持の損傷材における KAM マップおよび GROD マップも併せて示している. 縦軸は, 非損傷材の KAMave および GRODave の値で基準化している. KAM マップにおいて, 非損傷材はマップ全体が青色であり KAM 値は小さいが, 損傷の進行とともに結晶粒界付近で黄緑色の領域が増加しており, KAM 値の上昇が確認された. GROD マップでは, 非損傷材では平均方位と結晶粒内の方位差は小さいが, 損傷の進行に伴い結晶粒界および粒内において GROD 値が増大していた. クリープ疲労条件下における基準化 KAMave および GRODave は, 損傷の進行とともに単調に増加しており, これらの結晶方位パラメータの変化からクリープ疲労損傷を推定できる可能性が示された. 一方, ひずみ範囲 0.7% 疲労試験の破断材においては KAM および GROD の上昇はみられなかった. 引張および圧縮ひずみが対称に負荷される疲労試験では, 損傷が増大しても KAM 値および GROD 値の変化としては表れないが, 非対称ひずみ波形であるクリープ疲労条件の場合にはそれらが增大することがわかった.



(a) 損傷率 25%

(b) 損傷率 50%

(c) 損傷率 75%

図1 ひずみ 5h 保持損傷材におけるポイドおよび微小き裂観察結果

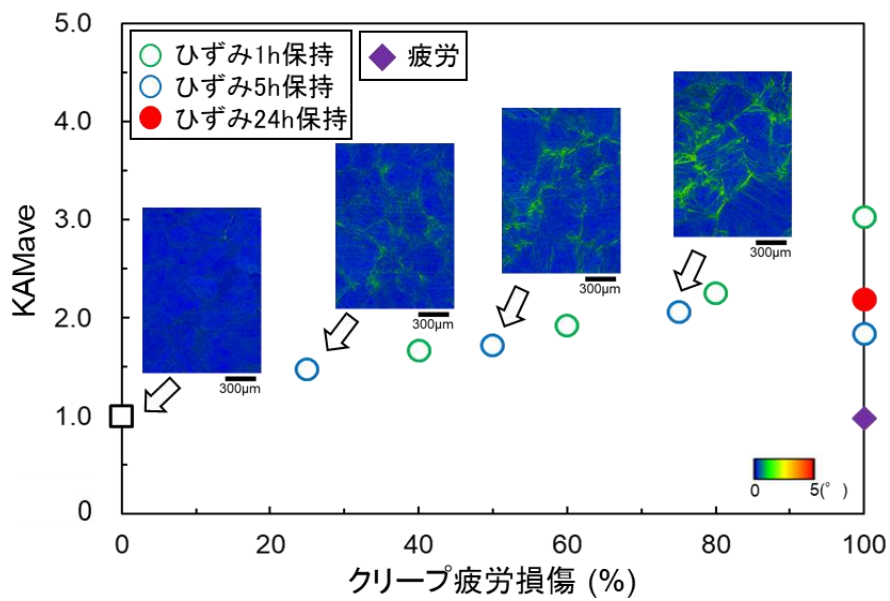


図2 KAM_{ave}とクリープ疲労損傷の関係

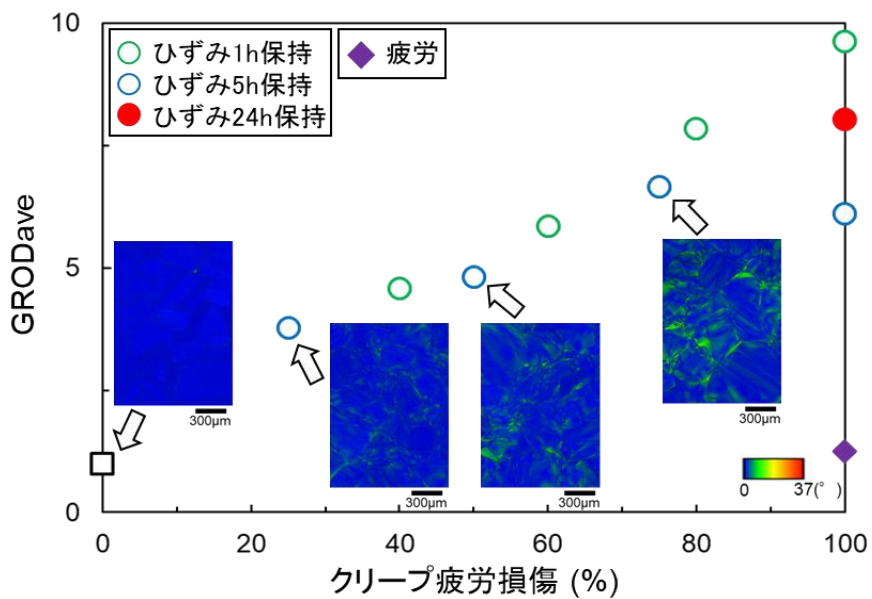


図3 GROD_{ave}とクリープ疲労損傷の関係

多軸応力勾配を有する CrMoV 鍛鋼のクリープ疲労寿命評価法

小松崎 悟 (千葉工大 院生), 緒方 隆志 (千葉工大)

1. 緒言

現在使用されている火力発電設備は、累積運転時間が10万時間を超えるものが80%近くあり、火力発電による電力の安定供給には高温下で使用されるタービンロータなどの主要高温機器の運用信用性の確保が重要である。火力発電用蒸気タービンロータは、高温下で使用中に起動停止による疲労損傷と遠心力によるクリープ損傷が重畳することによりクリープ疲労損傷が進行する。特に翼溝などの形状不連続部においては、応力集中を生じることにより優先してクリープ疲労損傷が進行することが懸念される。応力集中部でのき裂発生寿命を予測するには、環状切欠き試験片を用いたクリープ疲労試験を実施し、損傷過程を把握するとともに多軸応力条件下のクリープ疲労寿命評価法について検討する必要がある。

2. 試験および解析条件

供試材はタービンロータ材として用いられている CrMoV 鍛鋼である丸棒試験片の中央部に切欠き深さ 1 mm、半径 0.5 mm ($R=0.5$) および 1 mm ($R=1.0$) の切欠きを施した環状切欠き試験片(切欠き材)を作製した。試験装置は最大引張・圧縮荷重 30kN、最高使用温度 800 °C の機械駆動式高温疲労試験機を用いた。試験は温度 600 °C、標点間の公称ひずみ制御とし、両振り三角ひずみ波形の疲労試験と疲労試験の最大引張ひずみで1時間のひずみ保持を有するクリープ疲労試験を実施した。さらに、公称ひずみ範囲 0.3% のクリープ疲労試験では、破損寿命に対する中断繰返し数の比をクリープ疲労損傷率と定義し、損傷率が 25%~80% 程度となる損傷材を作製した。これらを走査型電子顕微鏡 (SEM) で観察することにより切欠き底断面の損傷状態を把握した。切欠き材の応力分布を明らかにするため、試験片の対称性を考慮し、1/8 有限要素モデルを用いて 3次元有限要素弾塑性クリープ解析を実施した。

3. 主な成果

3・1 破断特性

・ $R=0.5$, $R=1.0$ 両切欠き材のひずみ保持のない疲労の破損寿命は、同一ひずみ範囲の平滑材破損寿命と比べ 1/5 程度に低下しており、切欠きを有することによるひずみ集中の影響が認められる。1時間の保持を有するクリープ疲労試験での破損寿命は、切欠き材の疲労条件の破損寿命と比べ 1/3 程度に低下している (図 1)。

・切欠き間の寿命差は弾性応力集中係数が 2.43 と 1.88 であるのに対し、疲労およびクリープ疲労試験共に顕著な差を生じていない。

3・2 破面および損傷材観察結果

・破面のマクロ観察より、き裂は切欠き底表面より環状に発生し、内部に進展していることがわかる。破面は粒界破壊を呈しており、発生したき裂が粒界を進展したことにより、疲労試験に比べ早期に破損に至ったと考察する (図 2)。

・損傷中断材の切欠き底断面の SEM 観察を行った (図 3) .. 25% 損傷材で、切欠き底表面より数結晶粒程度の微小き裂が発生していた。50% 損傷材では、切欠き底表面から発生したき裂が粒界上を進展している。また、 $R=0.5$ の 80% 損傷材では、表面から発生したき裂は長さ約 1 mm に成長していた。破面および損傷材の観察より、切欠き材ではき裂が 1 mm 程度に成長するまでに寿命の大部分を消費することが示唆された。

3・3 弾塑性クリープ解析結果

・切欠き底断面の応力成分分布は、負荷直後に、負荷方向である軸方向応力の他に径方向、周方向応力も引張応力となる 3 軸引張応力状態を示した。1時間保持後では、応力緩和を生じ、応力は低下している (図 4)。

・Mises 相当応力の分布は負荷直後切欠き底表面で最大を示し、表面から 1mm 程内部にかけて急激に減少していた。1時間保持後でも切欠き底近傍で応力が緩和するものの、表面で最大を示した。このことから、SEM 観察で確認されたように、き裂は応力状態の厳しい切欠き底表面部より発生したと考察する。

3・4 環状切欠き試験片のクリープ疲労寿命評価

・切欠き底表面の解析結果を用いて線形損傷則、非線形損傷則に基づき環状切欠き試験片のクリープ疲労寿命評価を行った (図 5)。切欠き底表面の解析結果を用いた場合、試験より得られた寿命と比較し過度に短寿命な予測となった。

・損傷評価領域を表面から 1mm までとし、新たに提案する損傷面積比概念に、線形損傷則と非線形損傷則を適用させて、環状切欠き試験片のクリープ疲労寿命評価を行った (図 6)。損傷面積比概念に非線形損傷則を適用させることにより、環状切欠き試験片のクリープ疲労寿命を精度良く予測することができた。

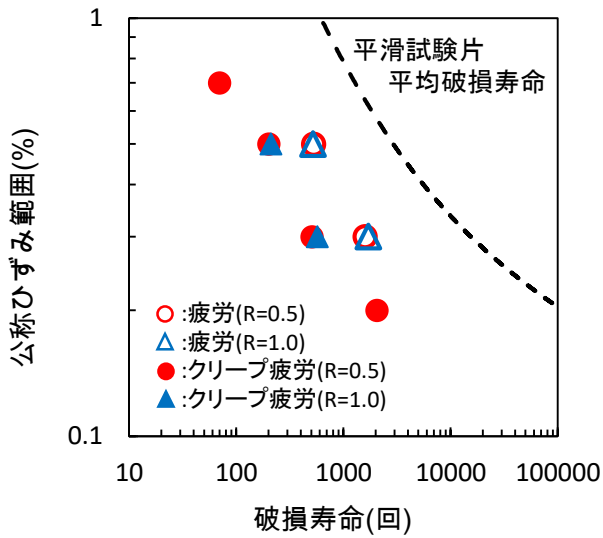


図1 公称ひずみ範囲と破損寿命の関係

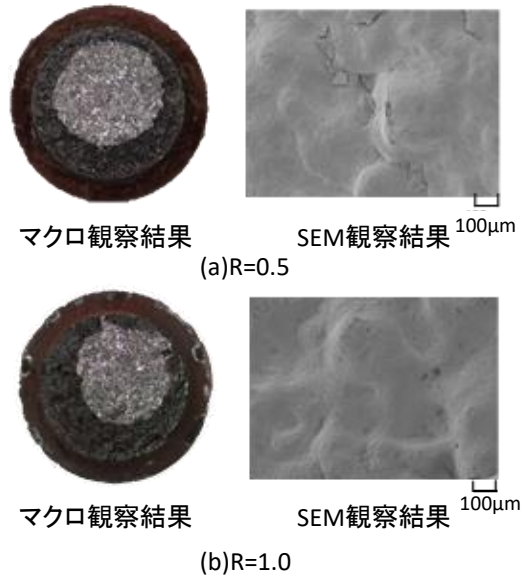


図2 ひずみ範囲0.5%クリープ疲労試験の破面観察結果

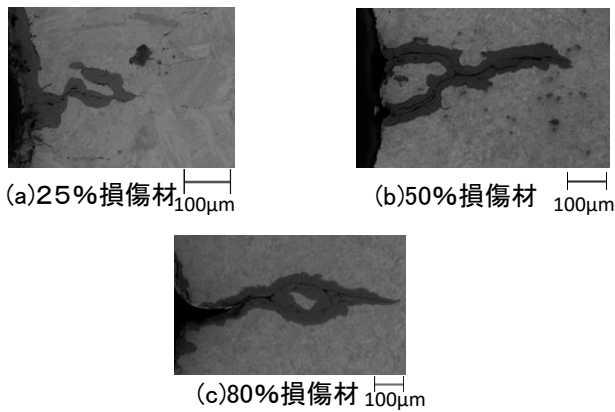


図3 R=0.5切欠き材の損傷中断材観察結果

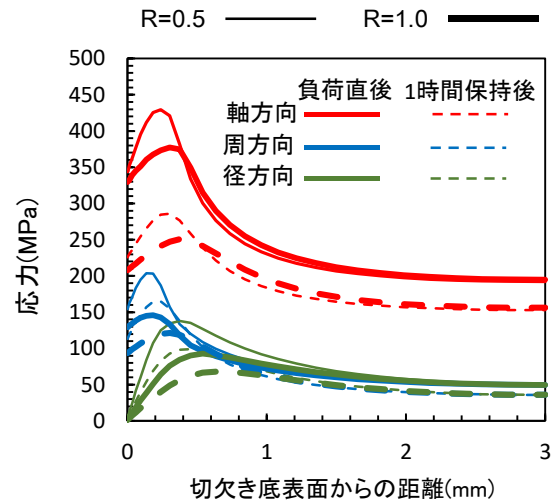


図4 切欠き底断面の各方向応力成分分布

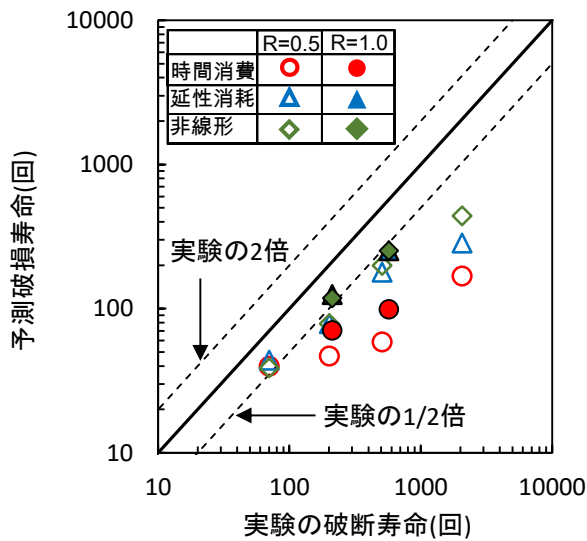


図5 切欠き底表面の解析結果を用いた寿命予測結果

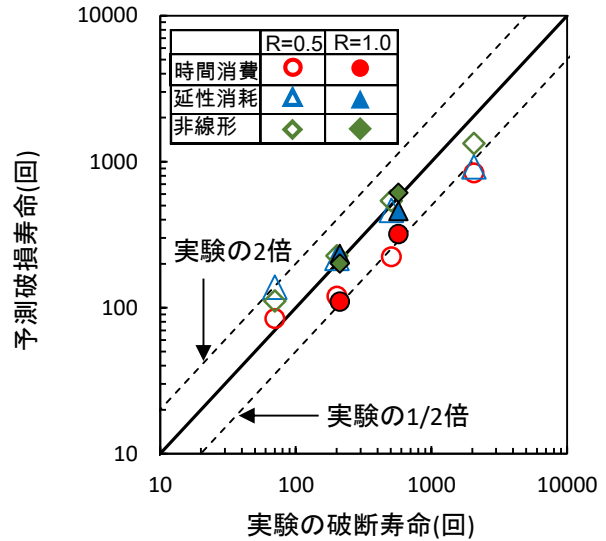


図6 損傷面積比概念を用いた寿命予測結果

CrMoV 鋼切削におけるチップブレイカ形状に関する研究

菅原壮 (千葉工大 学部生), 瀧野日出雄 (千葉工大)

1. 研究の背景および目的

CrMoV 鋼は優れた高温引張強度, 硬度, 靱性, 耐食性をもつ金属材料であり, 発電用ロータ等に用いられている. CrMoV 鋼製品において, 仕上げ加工には切削加工が用いられている. しかし切削特性は明らかになっていない. そこで, 瀧野研究室では CrMoV 鋼の切削加工実験を行ってきた. 昨年度の実験では市販品チップを用いて切屑長さが短くなるチップブレイカ形状を検討したが市販品のみの実験であったためデータが少なく最適化はできていない. そのため本実験では様々なチップブレイカを有する切削チップを製作し, 性能を比較する.

2. 実験方法

2・1 チップの設計

図 1 にチップブレイカの断面形状を示す. 本実験では図の溝部 R が異なる 3 種類 ($R=0.4, 0.8, 1.2\text{mm}$) のチップブレイカを設計, 製作した. 製作は市販のチップにプロファイル研削盤でチップブレイカ形状を削り込んだ. 以降これら 3 種のチップ R0.4, R0.8, R1.2 をそれぞれチップ C, チップ D, チップ E とする.

2・2 切削実験

NC 旋盤(オークマ SPACE TURN LB3000EX)を使用して切削実験を行なった. 中心に M12 の穴をあけた厚さ 20mm の CrMoV 試験片を治具に固定し, 送り速度 $0.08\sim 0.32\text{mm/rev}$, 切り込み深さ $0.3\sim 0.8\text{mm}$, 切削距離 0.4km , 切削速度 $25\sim 100\text{m/min}$ で切削を行った. この実験において, 一度の切削では切削距離 0.4km に到達しないため約 10 回切削をする必要がある. チップは前述のチップ C, D, E に加え, 市販されているブレイカ無しチップと UM 型ブレイカ付チップを使用した. 以降, ブレイカ無しチップをチップ A, UM 型チップをチップ B とする.

2・3 測定方法

本実験では切削実験終了後に切屑長さ, 工具摩耗量, 被削材表面粗さを測定した. 切屑長さは 2 回目切削終了時に切屑の中からランダムに 5 個回収し平均値を求めた. 工具摩耗量は微分干渉顕微鏡と作製した治具を用いて撮影し, コンピュータ上にて測定を行った. 表面粗さは非接触三次元測定装置を用いておこなった.

3. 主な成果

3・1 切屑長さ

切屑長さに関する実験結果を図 2 に示す. 今回の実験条件ではチップ E が優れた結果となった. また, チップ B とチップ D の材質は同じ T1000A であり, 形状も近いものであるが, 切屑の長さには大きな差が生じた. このことから, 既製のチップに溝を掘り込んだことが問題となっている可能性が考えられる. なお, 図 3, 4 に切屑の例を示す.

3・2 工具摩耗量

工具摩耗に関する実験結果を図 5 に示す. 工具摩耗量は実験条件を変えても一部条件を除いて大きな変化は見られなかった. チップに欠損が発生した条件では送り速度を高速化した場合と製作したチップを使用した場合が挙げられる. 送り速度高速時に欠損が発生してしまった原因は過剰な高速化が考えられるが製作したチップの使用時は遅い送り速度でも欠けてしまったため別の要因が考えられる. この点においても切屑長さでの問題と同様に製作方法が問題となっている可能性がある. また, 今年度の実験では切削距離 0.4km であったがこの距離では明確な耐摩耗性能の差は観測できなかった. このことに加え実際の製品製造現場では膨大な距離を切削すると思われるため今後はよりチップに高負荷がかかる長距離切削を行い比較していくことが望まれると考えられる.

3・3 被削材表面粗さ

被削材表面粗さに関する実験結果を図 6 に示す. 各条件において R_a は $0.8\sim 1.5\mu\text{m}$ の範囲となるが多かった. また, チップ A と B を比較するとチップ A が優れた値となるが多かったが, これはチップ A が仕上げ加工用チップであり, チップ B は中切削用チップであったためであると思われる. しかしチップ C, D, E においてはチップ欠損が多く荒れた表面となるが多かった.

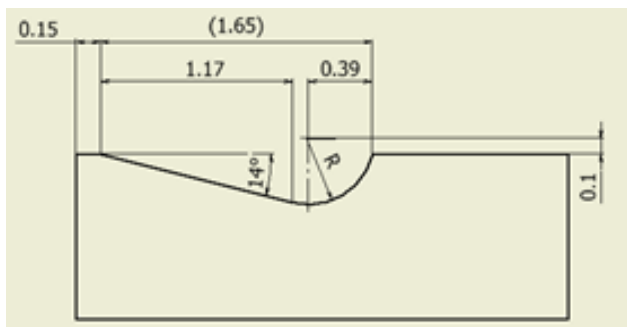


図1 チップブレーカの形状

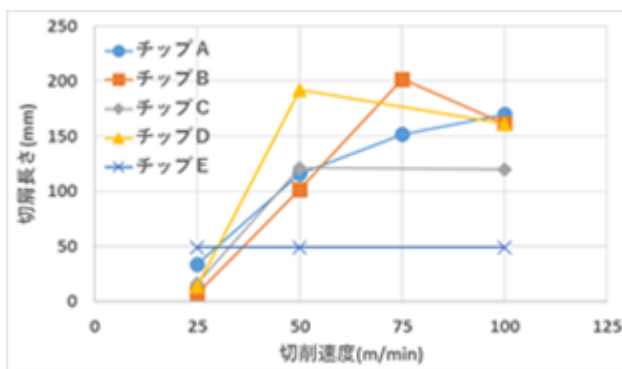


図2 切削速度と切屑長さ



図3 切屑の例1



図4 切屑の例2

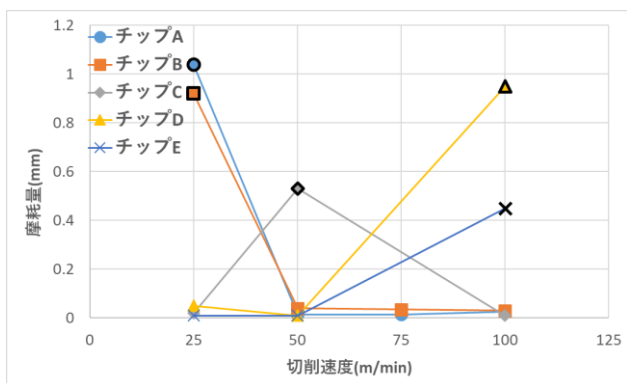


図5 切削速度と工具摩耗量

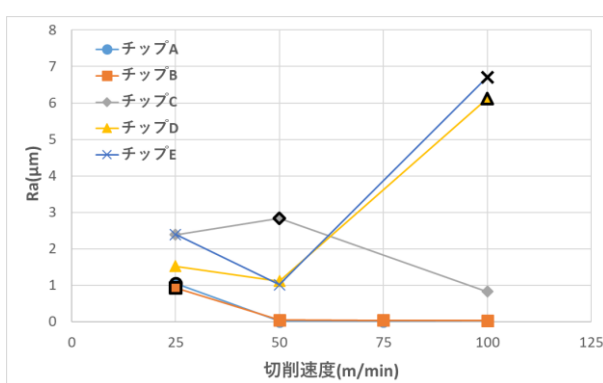


図6 切削速度と表面粗さ

高温試料の走査型電子顕微鏡その場観察技術

石毛大智 (千葉工大 院生), 岩田 真椰 (千葉工大 学部生), 菅洋志 (千葉工大)

1. 研究の背景および目的

火力発電所の配管やジェットエンジンのタービンといった高温環境下で荷重の加わる構造物では、クリープ変形を主原因とした破損が問題となっている。¹⁾ クリープ変形は高温環境で材料に一定の荷重が加わることで、弾性限度未満の応力であっても時間の経過とともに塑性変形が進行する現象として知られているが、クリープ変形の発生予測技術は確立されておらず、走査型電子顕微鏡(以下 SEM)を用いた変形過程の微視的観察がクリープ変形の発生を予測する手法として期待されている。しかし、クリープ変形が生じるような高温状態の材料表面からは熱電子が放出され、SEM 像検出時のノイズとなるため、クリープ変形の鮮明な走査型電子顕微鏡観察は困難であると考えられていた。²⁾ そこで、本研究では、SEM を用いたクリープ変形過程のその場観察技術確立を目的に、線材試料を利用したクリープ変形試験方法、及び、試料付近に配した円筒形を二分割電極による熱電子除去フィルタの効果を検証し、高温試料の走査型電子顕微鏡その場観察を目指す。

2. 試験方法

直径 0.2 mm のニッケルワイヤを試料とし、通電加熱で熱を加える機構を製作した。通電加熱を用いる事で加熱用ヒータを省き熱量を抑制する。また、アクチュエータではなくバネの復元力を用いて引張荷重を加える事で荷重を負荷した際のドリフトを抑制した。図 1 に装置の概略図を示す。図 1 (a) は装置の構成である。ワイヤ試料の周囲に熱電子フィルタを取り付け、電圧を印加することで加熱ワイヤから放出される熱電子を吸収する。図 1 (b) は円筒形状熱電子フィルタの電子軌道解析結果である。二分割した円筒形状の電極にそれぞれに 100 V 程度の電位差を与えることで熱電子を吸収できることがわかる。50 eV 程度の熱電子がフィルタ電極に吸収されるのに対し、反射電子は加速電圧と同様の 17 keV 程度であるため、フィルタに吸収されず、上部の孔より放出される。孔より放出された反射電子を対物レンズ直下に配置した反射電子検出器で捉えることで像を得る。これらの機構を製作し、SEM 内で $\phi 0.2$ mm のニッケルワイヤ試料を約 600 °C に加熱、25 MPa の引張応力を加え、クリープ変形の生じた試料を、約 600 °C、約 780 °C に加熱した際の試料表面を SEM 観察した。

3. 主な成果

図 2 にニッケルワイヤの反射電子像を示す。図 2(a) はクリープ変形前のニッケルワイヤ表面の反射電子像である。図 2(b) はクリープ変形に伴い亀裂が生じたニッケルワイヤ表面の反射電子像である。図 2(b) では図 2(a) にない大小の亀裂がニッケルワイヤ表面に生じていることが分かる。図 2(c) はクリープ変形後のニッケルワイヤを約 600 °C に加熱し、熱電子フィルタを用いた時のニッケルワイヤ表面の反射電子像である。図 2(b) と同様の亀裂が確認できる。これは、熱電子フィルタにより熱電子ノイズが除去されたため、加熱最中の試料を観察可能になったと考えられる。図 2(d) クリープ変形後のニッケルワイヤを約 780 °C に加熱し、熱電子フィルタを用いた時のニッケルワイヤ表面の反射電子像である。ニッケルワイヤの形状と表面の大きな亀裂が確認できる。しかし、図 2(c) と比較してコントラストが低下している事が分かる。これは、熱電子フィルタにより熱電子ノイズの一部のみが除去されたためと考えられる。以上より、線材試料を利用したクリープ変形試験法、及び、円筒形を二分割電極による熱電子除去フィルタの効果を検証し、SEM 内で高温試料を観察した。

【参考文献】

- 1) 荒井正行, 緒方隆志, 電力中央研究所 調査報告, T92032(1993).
- 2) 緒方隆志, 溶接学会誌 67, p151 (1998).

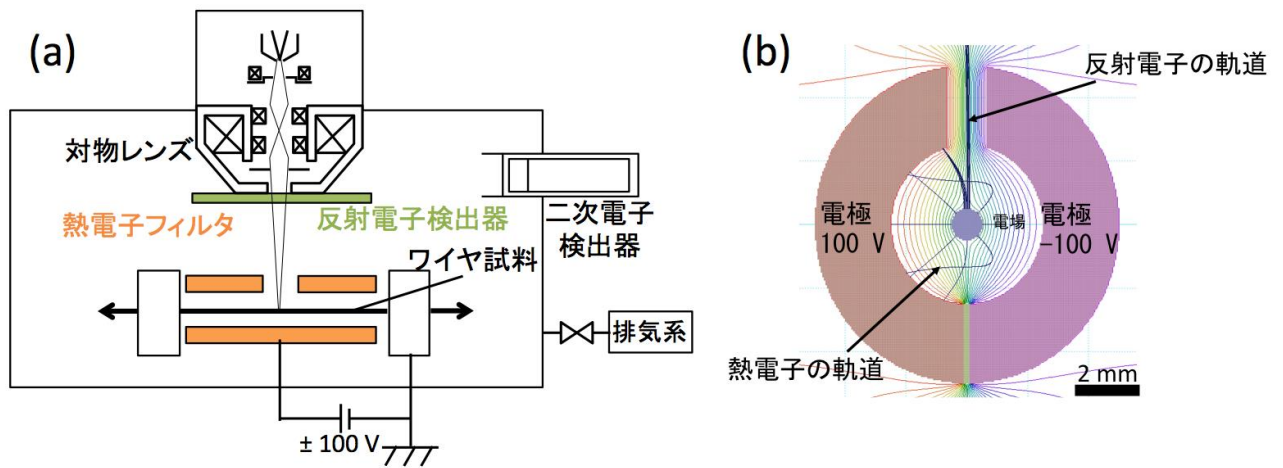


図1 装置の概略図, (a) 装置の構成, (b) 電子軌道解析結果

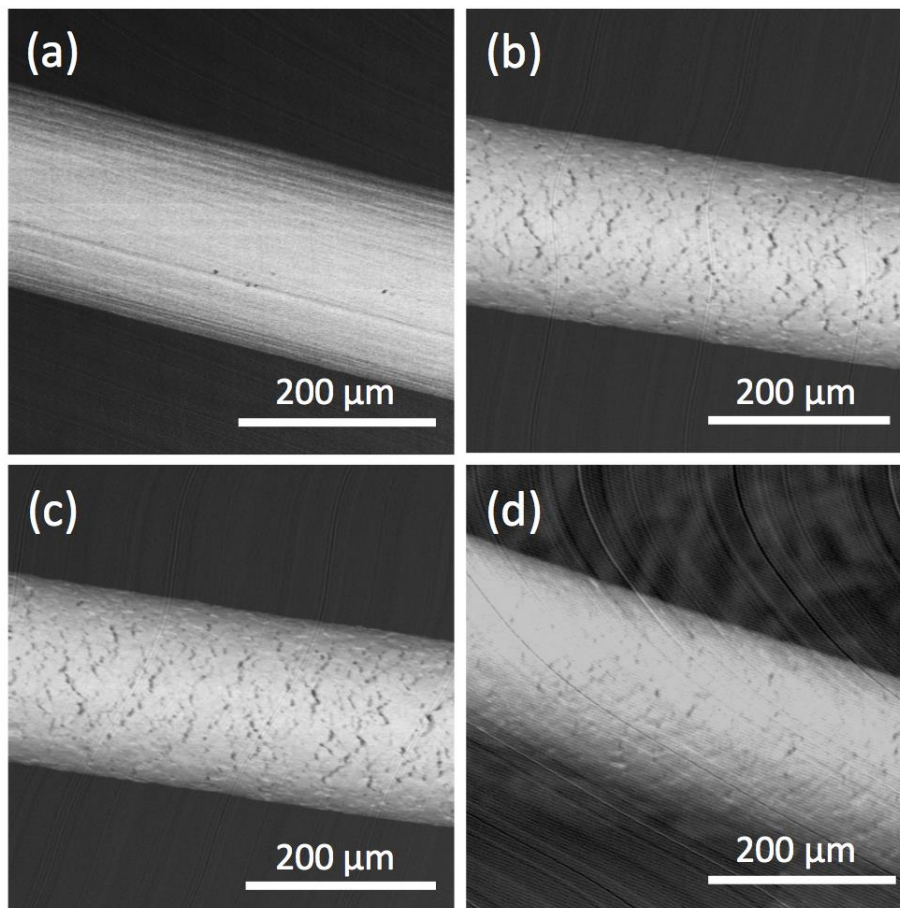


図2 ニッケルワイヤの反射電子像, (a) クリープ変形前 (約 20°C), (b) クリープ変形後 (約 20°C),

分子動力学法による粒界上のボイド成長解析

伊藤 亮太 (千葉工大 学部生), 原 祥太郎 (千葉工大)

1. 研究の背景および目的

発電用高温構造材料の破損要因の一つとして、高温クリープ破壊が工学的課題となっている。一般的に、クリープ強度は粒界三重点近傍に発生するボイドの成長速度と関係があることが知られている。しかしながらボイド成長は、ミクロな欠陥の動き（空孔拡散・粒界すべり・転位上昇）といった様々な原子スケールのプロセスと密接に関係するため、その成長メカニズムを実験的に明らかにする事は難しい。そこで本研究では、分子動力学(molecular dynamics: MD)を用いて、初期ボイドを含む純アルミニウム (Al) の引張変形解析を行い、粒界上におけるボイドの成長過程を明らかにする事を目的とする。

2. 解析方法

解析モデルは、二次元的な Al のナノ多結晶モデルとした。モデルサイズ $20 \times 20 \times 9.9$ nm のモデル内に、z 方向方位が[1-12]の4つの Al 結晶粒を配置した。総原子数は 23950 個である。多結晶内に初期転位を発生させるため、y 方向に 0.2 の引張りひずみを与えた後、系のひずみを完全に除いた。続いて、粒界三重点近傍に半径 0.6 nm の初期ボイドを置いた。比較のため、初期状態に転位を含まないモデルも作成した。両モデルに対し、設定温度 500 K、一定の x, y 方向引張り応力 0.5-1.0 GPa を与え、100 nsec 間ボイドの成長の様子を観測した。

3. 主な成果

3・1 初期転位がボイド成長速度に及ぼす影響

図 1, 2 に 0.5 GPa での 100 nsec 間の解析スナップショットを示す。図中、結晶部と粒界部で色分けした。初期転位を含まないボイドモデルでは、100 nsec に至るまで、顕著なボイド成長は観測されなかった。一方、初期転位を含むボイドモデルでは、およそ 10 nsec までの間に、粒界で停止していた初期転位が消滅し、同時にその近傍のボイドの成長や収縮が見られた。ただし、転位の挙動が落ち着いてからは、100 nsec の間まで目立ったボイドの成長は見られなかった。図 3 に両モデルから得られたボイド成長速度の応力依存性を示す。図 3 からわかるように、転位を含まないモデルに比べ転位を含むモデルはボイドが成長しやすいこと、またその速度が応力に比例して増加する事がわかる。これらの結果から、初期転位と粒界とが相互作用した結果、ボイドが成長したと考えられる。

3・2 空孔形成エネルギー評価

空孔の生成しやすさを調べるため、転位周辺の空孔形成エネルギーを求めた。空孔形成エネルギーの結果を表 1 に示す。空孔形成エネルギーは、粒内 : 0.76~0.79 eV, 粒界部 : 0.62~0.74 eV, 転位近傍 : 0.27~0.57 eV となった。このことから、転位近傍は粒内や粒界部に比べてそのエネルギー値が低いことが分かった。よって、初期転位の周辺は応力が高く、空孔が発生しやすい環境にあるといえる。

3・3 空孔移動エネルギー評価

空孔の移動しやすさを調べるため、Nudged Elastic Band 法を用いて粒内から粒界に向かう経路と粒界上(転位近傍)の経路での移動エネルギーを求めた。図 4 に移動エネルギーの結果を示す。粒内から粒界に向かう経路では、空孔移動エネルギーが 0.64 eV, 粒界上の経路では、0.1~0.5 eV と粒内より明らかに低かった。よって、初期転位周辺の応力の緩和によって空孔が粒界に発生し、発生した空孔は、活性化エネルギーの低い粒界に沿って移動した結果、近傍のボイドの成長・収縮を引き起こしたものと考えられる。一方、初期転位のないモデルでは、上記のような空孔の発生や移動が発生せず、ボイド成長が観測されなかったと考えられる。

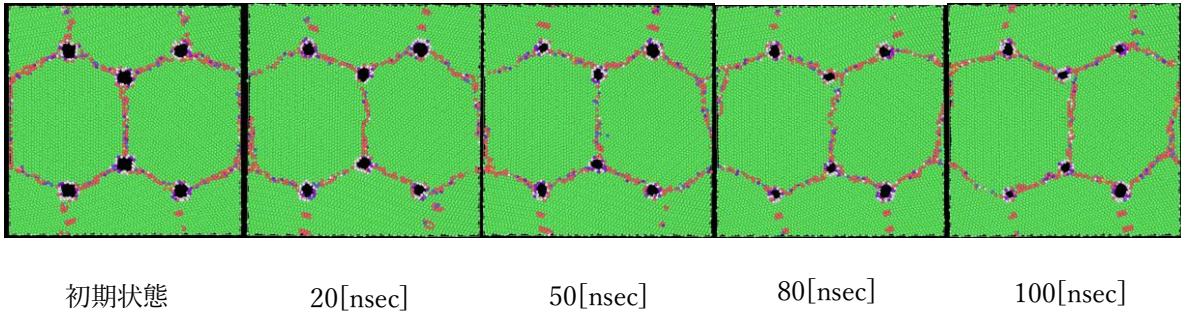


図1 初期転位を含まないポイドモデルのスナップショット

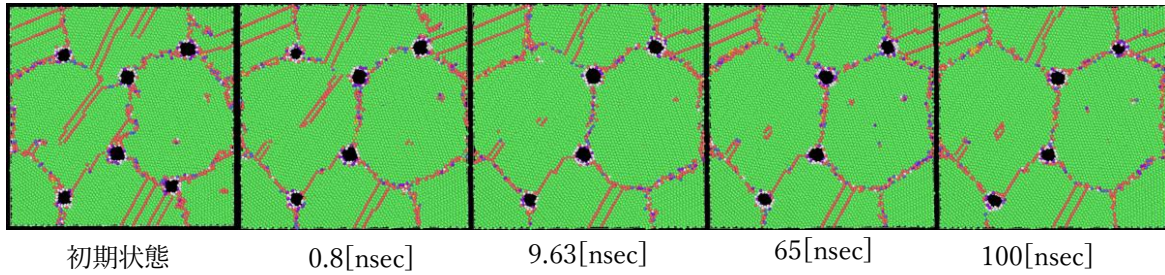


図2 初期転位を含むポイドモデルのスナップショット

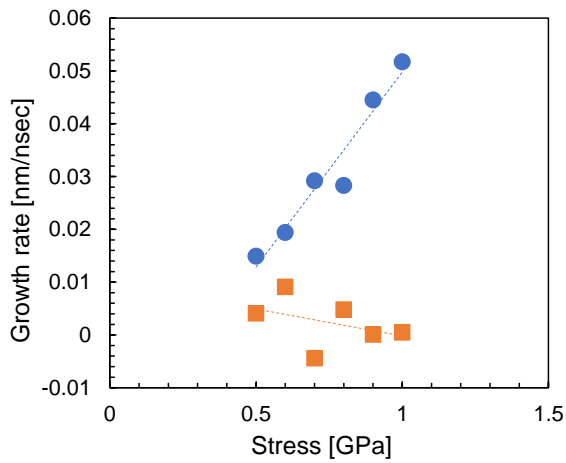


図3 ポイド成長速度と応力の関係

表1 空孔形成エネルギー結果

| | 空孔形成エネルギー |
|------|---------------|
| 粒内 | 0.76~0.79[eV] |
| 粒界部 | 0.62~0.74[eV] |
| 転位近傍 | 0.27~0.57[eV] |

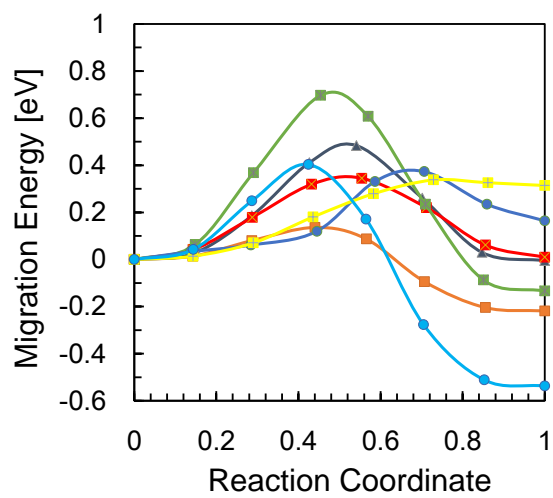
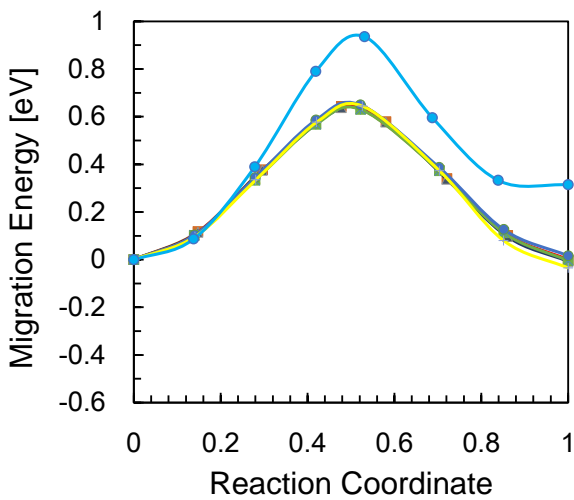


図4 空孔移動の反応経路解析結果 (左) 粒内から粒界に至る拡散経路 (右) 粒界上での拡散経路

化学プラント用攪拌翼に作用するトルク，ラジアル荷重の動的解析

工藤 佑希也 (千葉工大 院生), 川谷 佑来 (千葉工大 学部生), 仁志 和彦 (千葉工大)

1. 研究の背景および目的 エネルギー、石油精製、化学等のプラントにおいては、高温、高圧のタンク内で回転式の攪拌翼を用い流体を混合し、反応、物質移動を促進する操作が汎用されている。これら攪拌装置の設計や運転においては、攪拌条件に応じた装置の強度設計、疲労強度に基づく適切なメンテナンスが求められ、不適切な場合には装置の破損、内容物の漏洩、火災、爆発等の甚大事故につながることもある。本研究では化学プラントで汎用される攪拌装置の安全性向上のため、経験に依らない合理的な設計、メンテナンスの考え方の確立を目指し、先ず装置設計、疲労寿命予測に不可欠となる流体より攪拌翼に作用する荷重と攪拌条件の関係を明らかにする。最新の攪拌方式であり大きなトルク、ラジアル荷重の発生が懸念される“大型翼偏心攪拌”と定常状態のトルクに比べ数倍から十数倍の大きさのトルクが発生するといわれている“起動トルク”について検討した。

2. 試験方法 図1には偏心攪拌におけるトルク、ラジアル荷重の測定装置の概略を示す。攪拌槽には内径0.2 mの円筒平底槽を用い、攪拌液にはグリセリンを使用し層流攪拌の条件で試験を行った。攪拌翼は佐竹化学製の大型特殊翼であるMR203およびMR205を用い、設置位置の槽中心からの位置、偏心距離 L_E および翼の回転数 n を変化させて試験した。トルク T およびラジアル荷重 F_{xy} は攪拌軸に設置した歪みゲージにより検出し、無線式のアンプを介してコンピュータに記録して解析した。計測値は80 Hz (0.0125 s⁻¹)で経時的にサンプリングしその動的挙動を解析した。

図2には起動トルクの測定装置の概略を示す。攪拌槽には内径0.31 mの円筒皿底槽を用い、攪拌液には水を使用し、乱流攪拌条件で試験を行った。攪拌翼は6枚ディスクタービン翼を1段あるいは2段で用いた。この試験では、翼は槽中心に設置し、2段翼の場合の翼設置クリアランス C および翼回転数 n の影響について試験した。トルク T の測定は偏心攪拌の試験と同様に行い、起動開始時からのトルクの動的挙動を記録し解析した。また起動トルクの発生メカニズムについて検討するため数値流体解析(CFD)も併せて実施した。

3. 主な成果

3・1 大型翼偏心攪拌におけるトルク、ラジアル荷重 大型翼偏心攪拌においてトルク T は翼回転数 n に比例して増加する摩擦抗力支配の挙動を示すことが分かった。また、偏心距離 L_E を変えても T は変化しないことも分かった。また、 T の時系列変化にみられる変動は小さく、大型翼偏心攪拌の強度設計においては T の n 依存性のみ考慮すればよいことが分かった。

図3にはラジアル荷重 F_{xy} の経時変化を示す。 F_{xy} は周期的に大きく変動し、変動の大きさを標準偏差で表した場合、標準偏差は F_{xy} の平均値の30%以上になった。この変動は平均値に基づき強度設計を行う問題を示すとともに、材料強度、疲労に及ぼす影響も無視できないことを示している。図4には F_{xy} の時系列データをFFT周波数解析した結果を示す。 n の2倍の周波数に鋭いピークを見られ、大型翼偏心攪拌の F_{xy} の変動が羽根と槽壁の接近により引き起こされていることが分かった。

F_{xy} と攪拌軸長の積が攪拌軸の支点到してモーメントとして作用し、トルクに比較し材料強度に大きく影響することが推察される。図5、6にはそれぞれ F_{xy} と n および L_E の関係を示した。偏心攪拌において F_{xy} の平均値、標準偏差はともに n の2乗に比例して増加することが分かる。また、 L_E を増加させた場合、それらの値は L_E の0.75乗で増加することが分かった。これらの値は、装置を設計する上で、さらには疲労寿命を推定する上で重要と考えられる。

3・2 2段ディスクタービン翼の起動トルク 図7に種々の翼クリアランス C において $n=6\text{ s}^{-1}$ で翼の回転を開始($t=0$)したときの T の経時変化を示した。 T は回転開始直後に大きな値を示し、その後いったん小さくなった後、再び大きな値を示した。その後 T は再び小さくなるが、 $C=0.04\text{ m}$ などの場合は一定時間大きな値を維持した後、十分時間が経過した定常状態の値(T_{st})となる。本研究ではこれらの極大値を示す T の値を第1から第3起動トルク($T_{s1}\sim T_{s3}$)として検討した。起動トルクは通常装置の強度設計に用いられる T_{st} の数倍から十数倍の値を示し、材料強度や疲労寿命において無視できないものであることが分かる。このうち T_{s1} は値は大きいものの、数msで消失する起動トルク¹⁾であるため本研究では T_{s2} 、 T_{s3} について検討した。図8には $C=0, 0.04, 0.1\text{ m}$ における T_{s2} と翼回転数 n の関係を示す。いずれも n^2 に比例して増加しており、 T_{s2} が圧力抗力に基づくトルクであることがわかる。図9には同様に T_{s3} について示す。 T_{s3} も圧力効力系のトルクであることが分かった。 T_{s2} 、 T_{s3} ともに1段翼の T_{st} の2倍から3倍の値を示し、これらの図より T_{s2} 、 T_{s3} を算定する推算式が得られた。

図10にはCFDで得られた T_{s2} および T_{s3} 発生時の槽内の流動状態を示す。 T_{s2} は2段の攪拌翼が独立した流れを発生しており、その流れが槽内に発達する過程で翼-流体間に発生する圧力抗力であることが分かった。また T_{s2} 発生後、2段翼の流れは1つに合流した流れ場を形成する。 T_{s3} はこの新しい流れ場が槽内に発達するまでの過程で発生していることが分かった。

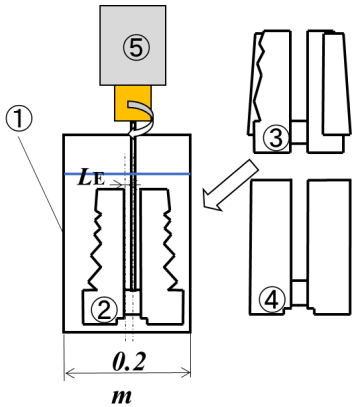


図1 大型翼偏心攪拌実験装置概略

- ①円筒平底攪拌槽
- ②MR203翼
- ③MR205翼
- ④大型2枚翼
- ⑤トルク計付き攪拌モータ

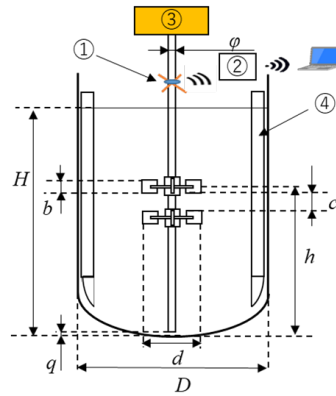


図2 起動トルク測定装置概略

- ①ひずみゲージ
- ②ひずみゲージ検出器
- ③モーター
- ④邪魔板

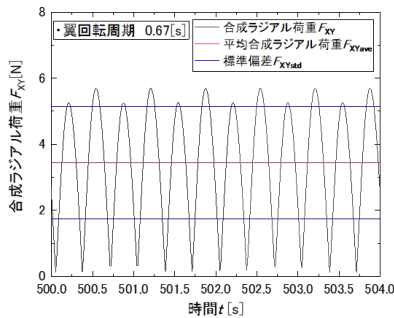


図3 ラジアル荷重の経時変化

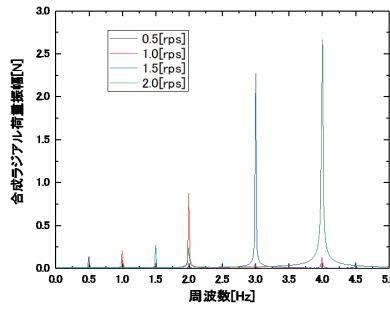


図4 ラジアル荷重のFFT周波数解析

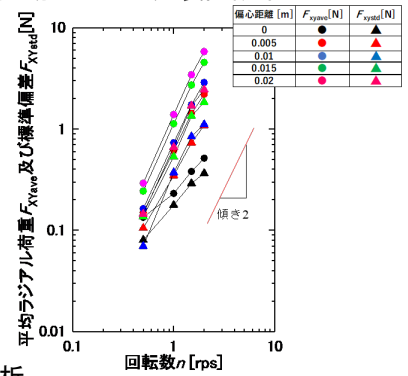


図5 ラジアル荷重と翼回転数

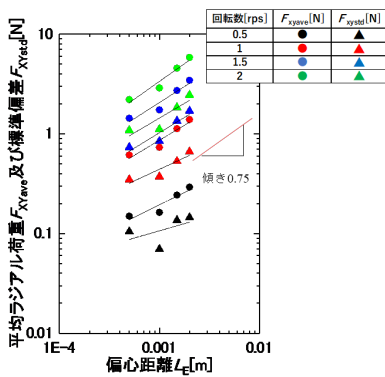


図6 ラジアル荷重と偏心距離

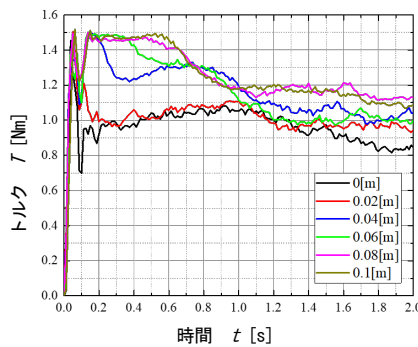


図7 起動時のトルクの経時変化

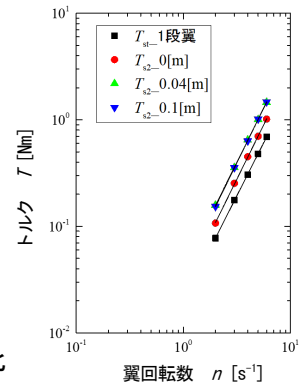


図8 第2起動トルクと翼回転数

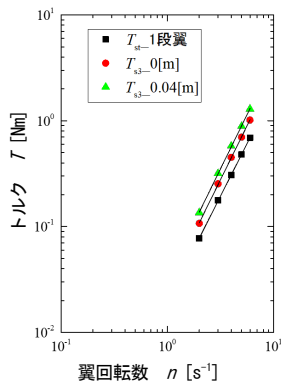
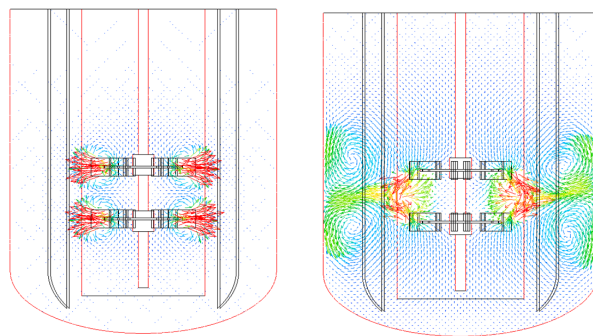


図9 第3起動トルクと翼回転数



(a) 第2起動トルク (b) 第3起動トルク

図10 第2および第3起動トルクの発生メカニズム

蒸気タービンケーシングの溶接補修による寿命延伸技術

高原 雅敏 (北海道電力株式会社 総合研究所)

1. 研究の背景および目的

火力設備の高経年化が進む中、設備の更新時期適正化は重要な課題の一つである。蒸気タービンケーシングおよび主要弁ケーシング等の大型の鋳鋼品は、経年化により、き裂等の欠陥が発生するケースが増えている。現状では、き裂進展を防ぐために欠陥部を研削除去することで対応し、残肉厚が必要最小値に近づいた場合には、設備更新に至っている。

鋳鋼品欠陥部の補修方法として溶接補修が考えられるが、通常の溶接補修方法では残留応力等に起因する溶接割れ防止のために後熱処理が必要となる。また、後熱処理および後熱処理により発生する変形箇所の修正加工は、現場での施工が難しく工場での実施となることから、多大な費用と工期を要する。

そこで、本研究では設備更新時期延伸によるコストダウンを目的として、工場での後熱処理を必要としない溶接補修手法の開発を行った。

2. 試験方法

火力発電所のタービンケーシングに多く使用されている 1Cr-1Mo-0.25V 鋳鋼を対象材とし、テンパービード法（ビード削り領域が半分であるハーフビード法）、リメルト法および通常溶接手法を用いた溶接試験を Cr 量の異なる溶接棒で実施した（表 1 に試験条件）。溶接した継手状態で残留応力測定（X 線）と硬さ試験を行い、また、溶接線が中央部となるように試験片を採取し、これらのクリープ試験、高温低サイクル疲労試験から溶接部強度を評価した。得られた最適溶接条件を実機タービンケーシングに適用し、開発手法の成果を検証した。

3. 主な成果

3・1 残留応力・硬さ測定結果

表 2 に測定結果を示す。

通常溶接に比べテンパービード法およびリメルト法は残留応力の低下効果があり、T2 と T3 の比較からリメルト法はより効果大きいことが確認された。また、T3 と T4 の比較から、Cr 成分の少ない（試験材成分に近い）溶接棒を用いた方が、残留応力・硬さ共に低くなることが確認された。

3・2 クリープ試験

試験条件および試験結果を表 3 に、クリープ試験結果のラーソン・ミラー・パラメータ線図を図 1 に示す。

各溶接試験材の破断位置は HAZ 部であり、どの溶接部も母材部よりクリープ強度が低下することが確認された。また、溶接試験材でのクリープ強度を比較すると、T3 (9Cr) > T5 (2.25Cr) > T4 (1.25Cr) であり、溶接棒の Cr 量が多いほど溶接部強度は高かった。最もクリープ強度の低い T4 でも実機条件（温度 566°C、応力 25MPa）で近似曲線から破断時間を推定すると 25 万 hr 程度となり、どの補修溶接条件も実用上十分なクリープ強度を有することが確認できた。

3・3 高温低サイクル疲労試験

試験条件および試験結果を表 4、図 2 に示す。

破断繰返数は母材 > T4 (1.25Cr) > T5 (2.25Cr) > T3 (9Cr) であり、溶接試験材の中で最も破断繰返数の大きかった T4 材については、母材に対して 8 割程度の疲労強度を有することが確認できた。

3・4 実機施工

上記試験結果と実機タービンケーシングの損傷要因は主に疲労であることから総合的に判断し、テンパーはリメルト法、溶接棒は 1.25Cr 溶接棒を採用することとした。この条件で弊社タービンケーシングに溶接補修を施工し、現場では残留応力測定が出来ない環境であることから PT 検査、UT 検査、硬さ測定により健全性の確認を行ったところ、き裂などの欠陥は認められず、また、硬さは 180~320Hv 程度と良好な溶接補修であることが確認できた。

表 1 補修溶接試験条件

| 試験番号 | 溶接棒 Cr成分 | テンパー法 | 本溶接1層目 積層方法 |
|------|-------------|--------|----------------|
| T1 | 1.25 Cr | なし | 通常積層 |
| T2 | 9 Cr | ハーフビード | バタリング |
| T3 | 9 Cr | リメルト | バタリング |
| T4 | 1.25 Cr | リメルト | バタリング |
| T5 | 2.25 Cr | ハーフビード | バタリング |

表 2 溶接後の残留応力・硬さ

| 試験番号 | 最大残留応力 (MPa) [- 値は圧縮応力] | | 硬さ (Hv) | |
|------|----------------------------|------|---------|---------|
| | HAZ | 溶金 | HAZ | 溶金 |
| T1 | 373 | 284 | — | — |
| T2 | 183 | -260 | 230~420 | 380~400 |
| T3 | 140 | -143 | 230~420 | 395~420 |
| T4 | 75 | 23 | 260~350 | 200~225 |
| T5 | 72 | -48 | 270~380 | 320~370 |

表 3 クリープ破断試験条件および結果

| 試験番号 | 溶接棒 Cr成分 | 温度 (°C) | 応力 (MPa) | 破断時間 (hr) | 破断位置 |
|-------|-------------|------------|-------------|--------------|-------|
| T3 | 9 Cr | 575 | 98.0 | 12,870 | HAZ 部 |
| T4(1) | 1.25 Cr | 575 | 98.0 | 6,223 | HAZ 部 |
| T4(2) | 1.25 Cr | 575 | 127.4 | 2,687 | HAZ 部 |
| T5(1) | 2.25 Cr | 575 | 98.0 | 9,212 | HAZ 部 |
| T5(2) | 2.25 Cr | 575 | 127.4 | 3,687 | HAZ 部 |

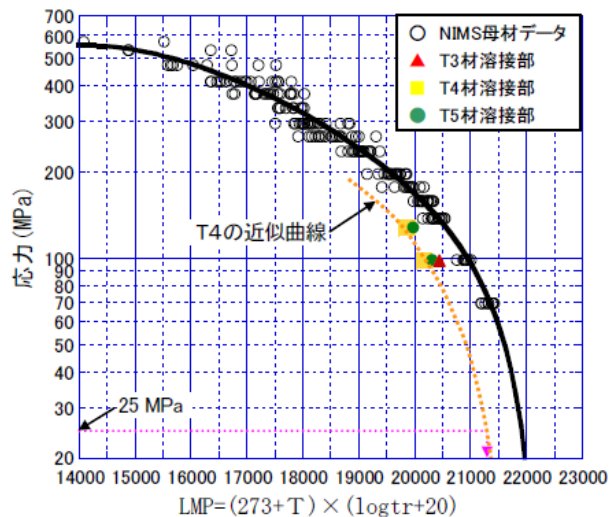


図 1 クリープ破断試験結果 (LMP 線図)

表 4 高温低サイクル疲労試験条件および結果

| 試験番号 | 溶接棒 Cr成分 | 温度 (°C) | ひずみ 範囲(%) | 歪速度 (%/sec) | 破断繰返数(回) | 破断位置 |
|------|-------------|------------|--------------|----------------|----------|-------|
| 母材 | 1.25 Cr | 550 | ±0.5 | 0.1 | 989 | — |
| T3 | 9 Cr | 550 | ±0.5 | 0.1 | 234 | HAZ 部 |
| T4 | 1.25 Cr | 550 | ±0.5 | 0.1 | 754 | HAZ 部 |
| T5 | 2.25 Cr | 550 | ±0.5 | 0.1 | 540 | HAZ 部 |

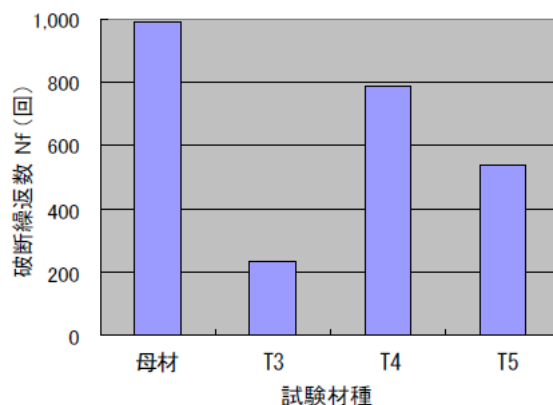


図 2 高温低サイクル疲労試験結果

CF/PA6 積層板に発生した層間はく離の修復と強度評価

金崎真人 (金沢工大 ICC), 草開啓太 (金沢工大), 上田隆利 (金沢工大),

斉藤博嗣 (金沢工大), 鶴澤潔 (金沢工大 ICC), 金原勲 (金沢工大)

1. 研究の背景および目的

炭素繊維強化プラスチック (carbon fiber reinforced plastic : CFRP) は比強度・比剛性に優れることから、省エネルギー化を目的として、輸送機械の構造材として使用されている。一方、面外からの衝撃などによって面内圧縮強度の低下を引き起こす。そこで、損傷許容性として衝撃後圧縮 (Compression After Impact : CAI) 強度が重要な指針の一つとされている。CAI 強度は層間はく離の拡大によって低下するため、層間高じん化による層間はく離の進展の抑制や、発生した衝撃損傷の修復が CAI 強度の向上や回復に有効である。そこで、一般的に熱硬化性樹脂と比較してじん性が高く、加熱によって融着が可能な熱可塑性樹脂を用いることで、炭素繊維強化熱可塑性プラスチック (carbon fiber reinforced thermoplastic : CFRTP) の層間はく離を熱融着によって修復し、その強度の評価を行った。

2. 試験方法

著者らはこれまでの検討で面外衝撃を与えた CF/PA6 試験片の層間はく離を熱融着によって修復し、圧縮試験によっていた全体の残留圧縮強度を評価していた。本報では、層間はく離修復部のみの修復部の層間せん断強度を目違い切り欠き圧縮試験で評価した。さらに目違い切り欠き圧縮試験では融着後の冷却速度を変更することで、結晶化度が層間せん断強度に与える影響について考察した。

試験に用いる積層板は炭素繊維 (TR50S, 三菱レイヨン(株)) とポリアミド6 (Polyamide6 : PA6) からなる開繊 PA6-CF 一方向セミプレグシート (株ミツヤ) から作製した。これを積層構成 $[0_3/90_3]_{6S}$ で積層し、ホットプレスで成形した。成形するセミプレグは圧力 1 [MPa], 温度 553 [K] で 2 [h] 保持した後、同圧力を保持したまま 6 [h] 空冷した。以上の手法で成形した積層板から幅 13 [mm], 長さ 100 [mm], 厚さ 3 [mm] の試験片を切り出した。

熱融着による修復では、試験片に衝撃によって層間はく離を導入した後、積層板成形時と同じ圧力で加熱圧縮を行った。ここで、融着温度のホットプレスの温度設定は融点を中心に 5 水準としたが、ホットプレス内での各試験片の実際の温度分布を考慮して結果を整理した。融点は高感度示差走査熱量計を用いて結晶融解時の吸熱を測定し、そのピークとした。また、冷却速度はホットプレスを自然冷却した場合と、金型内に水を流すことで冷却速度を高めた場合の 2 水準とした (図 1)。

3. 主な成果 (研究で得られた主な成果を簡潔に記載 図表は 2 ページ目に記載のこと)

図 2 は徐冷と急冷それぞれにおける融着温度と修復後せん断強度の結果である。融点未満と融点以上の層間せん断強度を比較すると、水冷・空冷いずれも融点以上の層間せん断強度が高い。一方で、融点未満であっても層間せん断強度が発現している。これは、融点未満であってもアモルファス領域の分子鎖が運動しているため、それらの拡散によって界面が接合したと考えられる。また、塑性変形によるはく離面同士のアンカー効果も寄与していると考えられる。空冷と水冷の修復後せん断強度を比較したとき、せん断強度はともに融点近傍でピークを示した後、同程度の強度を維持した。また、修復温度にかかわらず水冷した試験片のほうが空冷したものよりも層間せん断強度が高い。

図 3 は融着温度と結晶化度の結果を示している。結晶化度については修復温度が融点未満のものとう点以上のものでは前者のほうが結晶化度は高いものの、冷却速度による差は見られなかった。したがって、本検討の範囲では層間せん断強度に結晶化度が与える影響は小さいと言える。通常、PA6 のような結晶性の樹脂の強度やじん性は結晶化度に依存する。一方で、本報では空冷と水冷とで結晶化度にあまり変化がないにもかかわらず層間せん断強度は水冷のほうが高い。この点をより詳細に明らかにするためには、結晶化度の測定は層間はく離の融着面に対して広い体積で測定しているため、修復された層間はく離近傍での結晶化度を測定する必要がある。

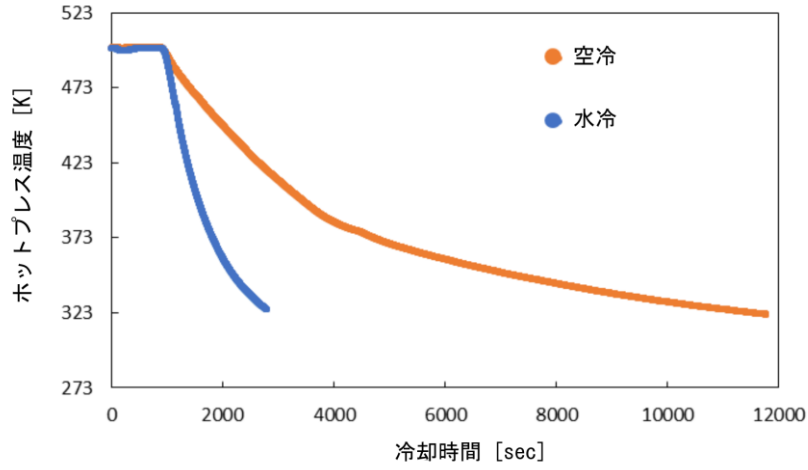


図1 水冷と空冷の冷却速度

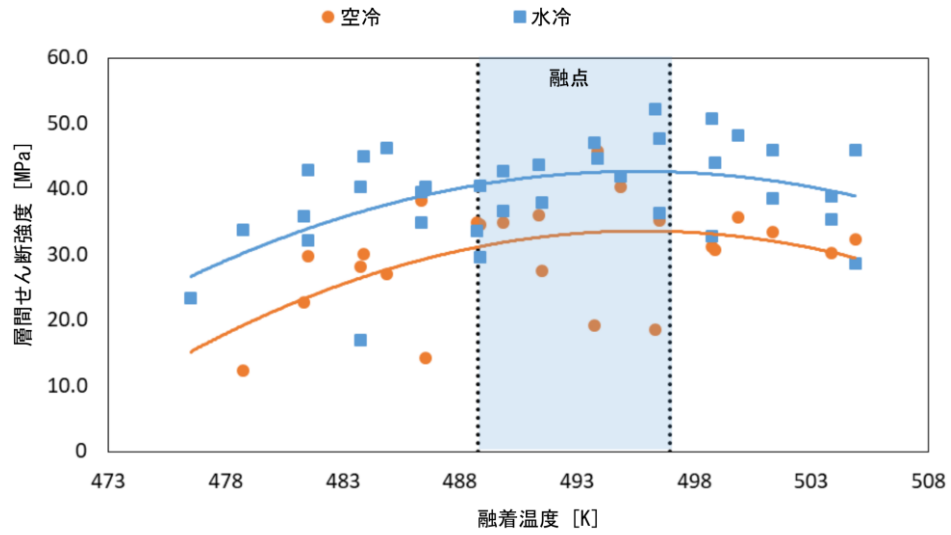


図2 修復温度と層間せん断強度

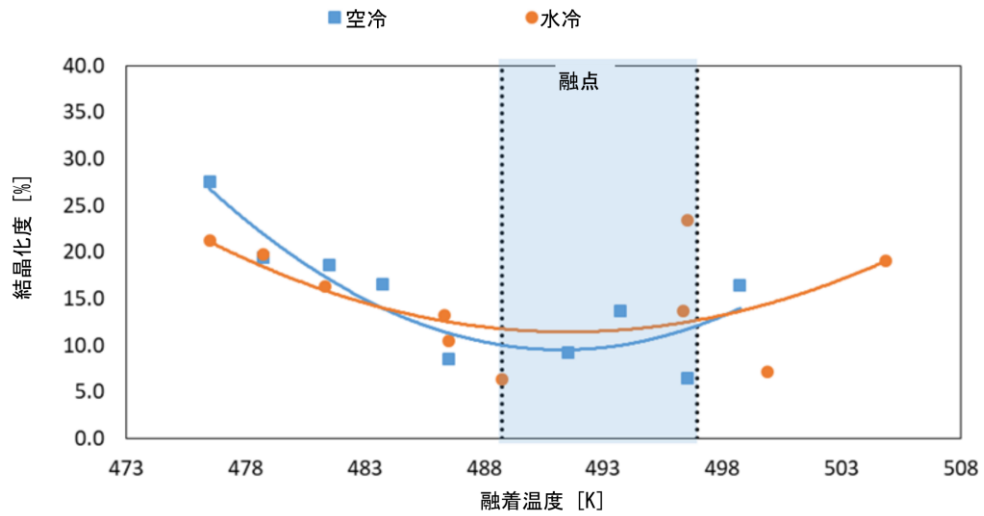


図3 修復温度と結晶化度

各種 CFRP 積層板の低速衝撃損傷評価への X 線 CT 観察の適用

彦坂佳尚 (千葉工大 学部生), 市川誠志 (千葉工大 学部生),

鈴木浩治 (千葉工大), 斉藤博嗣 (金沢工大), 金原勲 (金沢工大)

1. 研究の背景および目的

比強度・比剛性に優れた炭素繊維強化プラスチック (carbon fiber reinforced plastic: CFRP) 積層材は、軽量や省エネルギーに欠かせない構造材料であるが、低速衝撃による面内圧縮強度 (CAI) の低下が問題となっている。また、近年 3D プリンタによるナイロンなど熱可塑樹脂系の CFRP 積層材の付加製造にも注目が集まっており、その耐衝撃特性の評価の重要性が増している。そこで本研究では、通常の CFRP 積層板および FDM 型 3D プリンタ (Markforged 社 Mark Two) による連続炭素繊維強化アモルファスナイロン (連続 CF/PA6I-PA6T) 熱可塑 CFRP 積層板をそれぞれ用意し、それらに対する低速衝撃損傷評価について検討する。特に、内部に多数のボイドを有する 3D プリンタ成形 CFRTP 積層材の場合には、従来の超音波探傷が適用できない可能性も指摘されているため、X 線 CT 撮像によるリバースエンジニアリング的な手法の適用を主たる検討項目とする。

2. 試験方法

オートクレーブ法により成形される一般的な熱硬化 CFRP および 3D プリンタにより成形された熱可塑 CFRP それぞれについて SACMA 規格に沿った 32 プライ擬似等方 CFRP 積層板を新規に成形し、低速衝撃損傷を導入した。損傷導入の前後の供試体のマイクロフォーカス X 線 CT 撮像を取得し、それらにリバースエンジニアリング的な手法を適用して衝撃損傷の度合いを可視化する。

一例として、図 1 に、3D プリンタ (Mark Two) により成形された衝撃試験用供試体を示す。

3. 主な成果 (研究で得られた主な成果を簡潔に記載 図表は 2 ページ目に記載のこと)

図 2 は 3D プリンタ成形された CFRTP 積層材の衝撃損傷後の X 線 CT 撮像観察結果の一例である。まず供試体には多数のボイドやノズル走査に起因する 3D プリンタ特有の成形痕が確認できた。また、低速衝撃部には圧痕およびマトリックスクラック様の損傷が発生していることが認められた。なお、衝撃前後での X 線 CT 撮像結果からリバースエンジニアリング的に損傷状態を評価する試みについては、今後実施予定である。

図 3 はオートクレーブ成形された通常の熱硬化 CFRP 積層材の衝撃前後の X 線 CT 撮像結果からのリバースエンジニアリング的な損傷評価を試みた一例である。このように衝撃損傷を可視化することにより、より衝撃損傷の規模と形態を分かりやすく示すことができるようになった。ただし、この結果から、より定量的な損傷指標を掘り出すことについては、今後の課題とする。

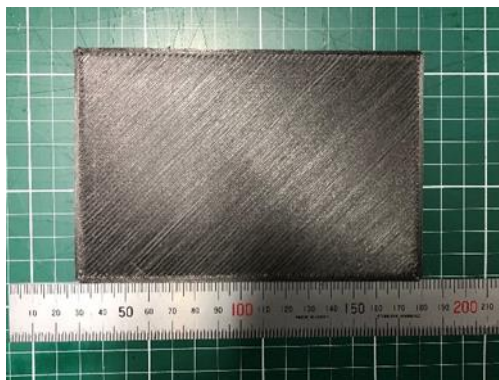


図1 3Dプリンタ成形されたCFRTP積層板

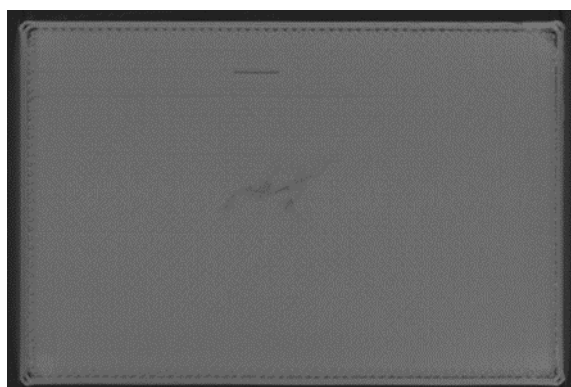


図2 CFRTP積層板のX線CT撮像結果

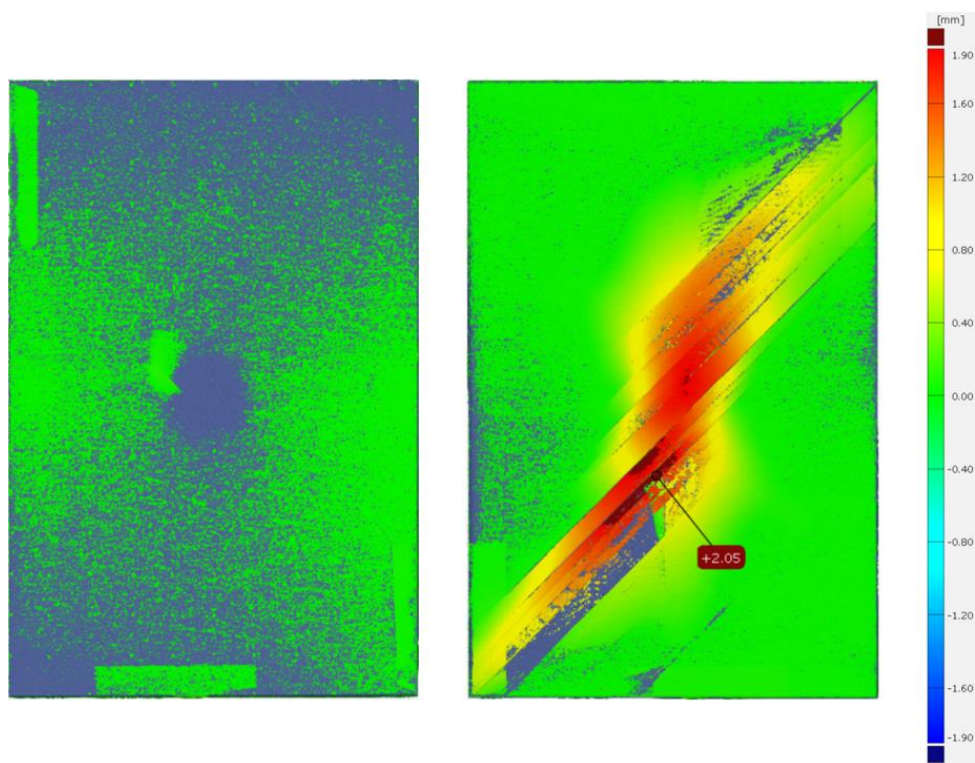


図3 通常の熱硬化CFRPのX線CT撮像結果からの損傷状態の可視化の一例

各種 CFRP 積層材の層間破壊靱性評価に関する研究

松田卓也 (千葉工大 院生), 青谷和樹 (千葉工大 学部生),

鈴木浩治 (千葉工大), 斉藤博嗣 (金沢工大), 金原勲 (金沢工大)

1. 研究の背景および目的

熱硬化性樹脂を母材とした炭素繊維強化熱硬化性プラスチック (CFRP) は、アルミなどの金属材料に比べ、高比剛性・高比強度を有し、自動車や航空宇宙分野等での利用が進んでいる。また、熱可塑性樹脂を母材とした炭素繊維強化熱可塑性プラスチック (CFRTP) は、生産性やリサイクル性が良く、自動車分野での適用が試みられている。CFRP 等の積層構造を持つ複合材特有の損傷の一つに層間はく離がある。破壊靱性値は、これに対する抵抗値であり設計において重要な特性である。近年、3D プリント技術を繊維強化プラスチックの成形に適用する試みが活発化しており、熱可塑性樹脂を用いた熱溶解積層方式 (FDM 方式) などの 3D プリント技術は、従来の製造法に比べて廃棄物や残存物が少ないため環境にやさしく、より複雑な部品の作成が可能といった利点がある。しかし 3D プリントによる積層造形では、層間接着性能が低いことが弱点としてあげられ、破壊靱性に影響を及ぼすことが考えられるが、3D プリントによって成形された CFRTP 積層材の破壊靱性を評価した研究は少ない。そこで本研究では、各種 CFRP 積層材のモード I 層間破壊靱性試験を実施し、き裂近傍における材料の状態を観察した。

2. 試験方法

試験片の成形には Markforged 社製 MarkTwo を用いた。MarkTwo は FDM 型 3D プリントで、Nylon フィラメント (直径 2.00 mm)、FRP フィラメント (直径 0.374 mm) がそれぞれ専用の吐出ノズルから、出力され、FRP 層の最上層及び外郭に Nylon が出力された複合体を形成する。FRP フィラメントは連続炭素繊維にアモルファスナイロン (PA6T/6I) を含浸させたもので、CFRTP 複合材の成形を可能としている。FRP フィラメントの繊維体積含有率は約 30% である。試験片は、積層ピッチ 0.125 mm、ノズル温度 252°C で積層し、寸法は長さ 140 mm × 幅 20 mm であり、繊維方向が長手方向を 0° とした [0°/12°/0°/12°] の積層構成で、24 層積層し板厚は 3 mm である。積層中央 12 層目で試験片端部 40 mm × 20 mm 範囲に厚さ 12.5 μm のポリイミドフィルムを 2 枚重ねて被せ、再び積層することで、人工はく離き裂を導入した試験片を成形した。

モード I 層間破壊靱性試験として DCB 試験 (JIS K7086) を実施し、層間破壊靱性評価を行った。3D プリント成形された試験片に対しウェッジを用いて予き裂 2 mm を導入し初期き裂とした。また、試験片側面を研磨し白く塗装したのち、き裂長さ測定のための目印線を初期き裂から 10 mm ごとに引いた。ピン負荷方式の試験片とするため、試験片端上下にアルミニウムブロックを接着し、DCB 試験片とした。実験には、島津製作所製卓上型万能試験機 EZ-test (ロードセル: 100 N) を用いた。

3. 主な成果 (研究で得られた主な成果を簡潔に記載 図表は 2 ページ目に記載のこと)

図 1 に破壊靱性値とき裂進展量の関係を表すグラフを示す。き裂進展過程での破壊靱性値 G_{IR} の平均は 2.07 kJ/m² であったが、3 本の試験片とも破壊靱性値にばらつきがあった。これは、後述する試験片中のボイドによるものだと考えられる。

図 2 に試験片き裂近傍の断面 X 線 CT 画像を示す。試験片の中央層に層間はく離があり、中央部で異なる層にはく離が移っているのが観察された。また、層間はく離が生じていない層では多くのボイドが観察された。このボイドは 3D プリントの成形精度によるもので、試験片ごとに材料の均一性に差が生じたと考えられる。試験片側面のき裂先端近傍の SEM 観察画像を図 3 に示す。き裂先端付近には、主き裂 (試験片の中央の層を進展しているき裂) とは異なる層に複数のき裂があり、き裂の飛び移りが観察された。このためき裂先端が曖昧となっている。これは、主き裂先端付近の図 2 に示すようなボイドを含む層で、層間はく離が生じたことが原因と考えられる。また、き裂進展中にブリッジングが観察された。これは、図 3 に見られるような、主き裂とは別の層で生じたはく離が成長し、き裂として進展したことが考えられる。

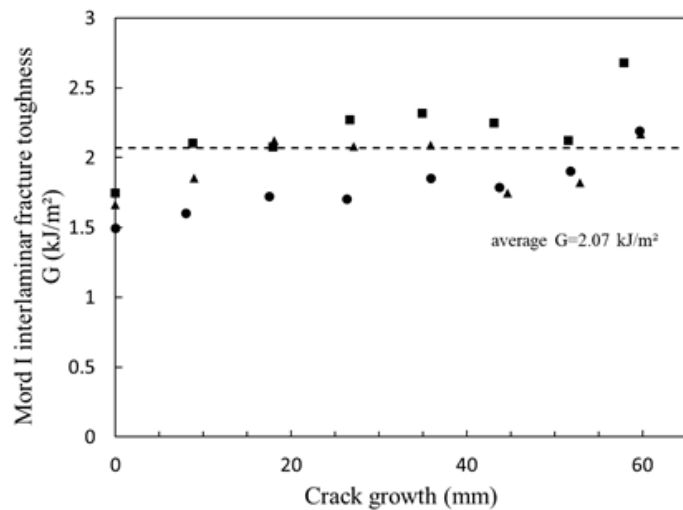


図1 実験で得られた破壊靱性値の結果



図2 き裂部付近の X 線 CT 撮像結果

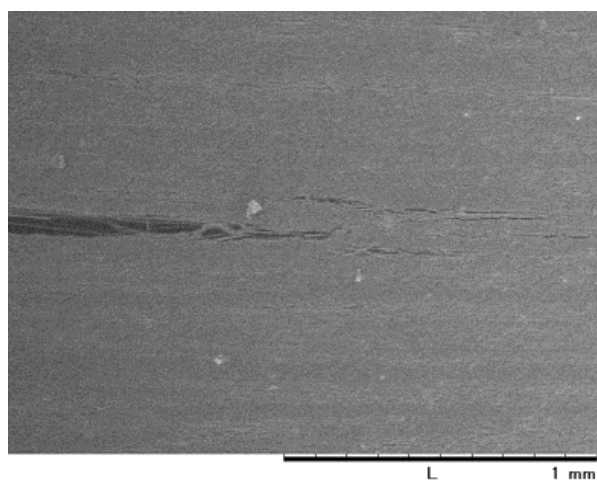


図3 き裂先端部

炭素繊維複合材料の光ヘルスマニタリング方法の開発

末永 克樹 (千葉工大 院生), 松田 健太郎 (千葉工大 院生), 長瀬 亮 (千葉工大)

1. 研究の背景および目的

炭素繊維複合材 (Carbon Fiber Reinforced Plastics: CFRP) は非常に軽く、強度が高いことから航空、宇宙分野などで広く使用されている。しかし、金属とは違い柔軟性がなため、衝撃負荷が加わると図1のように樹脂割れ、繊維破断、自由端面での層間剥離などが発生する。これらの症状は複合材にとって致命的であり、強度が失われ壊れやすくなる。これらの症状により発生する事故を防ぐためには損傷初期の段階で発見しなければならない。その検出方法として Acoustic Emission (AE) 法が挙げられる。これらの測定はピエゾを用いたセンサが主流であり、このセンサは振動を微弱電流に変換して測定を行うが使用環境によってはサージ電流、防爆などの対策を行う必要がある。光ファイバはサージ電流の恐れがないため、防爆が求められる特殊環境下での計測に適していると考えられており、電気式計測技術に代わり、近年様々な領域での応用が提案されている。

本研究ではファイバ端面に誘電体多層膜フィルタを直接形成した BOF (Band-pass Filter On Fiber-end) を用いて CFRP の AE 波の検出を試みた。

2. 試験 (または解析等) 方法 (試験方法や解析方法等を簡潔に記載)

BOF の構造を図2に示す。BOF はシングルモード光ファイバを固定したフェルール先端を球面研磨し、その端面に SiO_2 と Ta_2O_5 による誘電体多層膜帯域フィルタを直接蒸着したものである。BOF の膜圧方向に荷重を印加すると、弾性圧縮によってひずみが生じ、膜層ごとの光路長が短くなるため図3に示すように反射スペクトルが短波長側にシフトする。その際設定した波長の反射光強度を測定することで荷重を割り出すことができる。BOF センサに振動を与えた場合、連続的な力の変化を反射光強度の変化として捉えることができる。

図4に実験の測定系を示す。BOF と CFRP を固定してから CFRP を三点曲げにより破壊し、発生した AE 波の BOF による検出を試みた。使用した CFRP は外側が長さ方向、中間が幅方向に繊維を配列した3層構造である。

3. 主な成果 (研究で得られた主な成果を簡潔に記載 図表は2ページ目に記載のこと)

図4に示す3点曲げを加える圧子と BOF センサの距離 d , および圧子の速度を変化させて AE 波の測定を試みた。試験開始時から破壊するまで BOF 反射光強度の変化を記録し、全データから大きな変化を示した部分を探すことにより AE 波と見られる波形を取り出した。

図5に $d = 30 \text{ mm}$, 圧子速度 10 mm/min の場合に得られたピーク波形の周波数分布を示す。AE 波は $10 - 600 \text{ kHz}$ 程度の間に分布し、破壊初期には高い周波数、破壊末期には低い周波数が観測される傾向があることが報告されている。図5では 120 kHz 近辺の周波数が観測されているため、AE 波の一種ではないかと考えられる。

図6に $d = 80 \text{ mm}$, 圧子速度 10 mm/min の場合に得られたピーク波形の周波数分布を示す。この条件では 600 kHz 近辺の周波数が観測され、CFRP 破壊初期の AE 波と考えられる。圧子速度 300 mm/min で破壊した際には 100 kHz 以上の周波数を持つ AE 波を観測することは出来ず、破壊末期と思われる 10 kHz 付近の信号のみが観測され、この場合は別に記録した可聴音域のデータとタイミングが一致した。

$d = 80 \text{ mm}$ の場合は試験片の中間層が圧子から離れた場所で破壊し、その AE 波を捉えたが、 $d = 30 \text{ mm}$ の場合は BOF の固定治具により中間層の剥離を経ずに全体が破壊したため、破壊初期の AE 波を捉えられなかったのではないかと考えられる。

以上述べた通り、光ファイバ先端に取り付けた誘電体多層膜フィルタによって炭素繊維複合材破壊時に発生する AE 波の検出が可能であることを確認した。

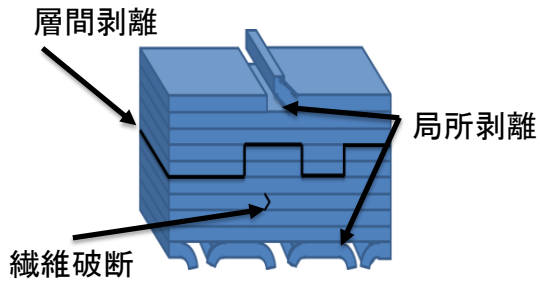


図1 炭素繊維複合材の破壊プロセス

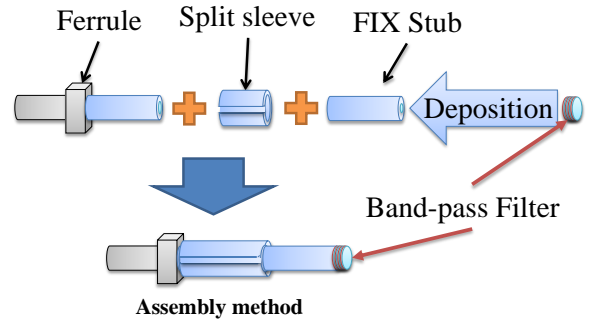


図2 BOFの構造

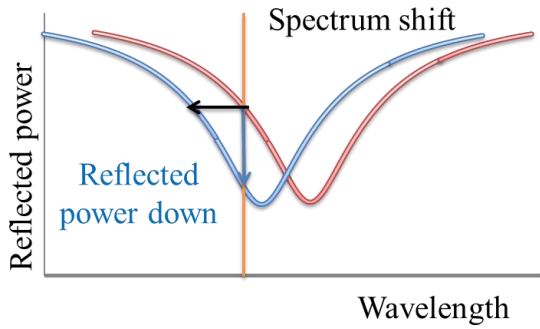


図3 BOFの反射スペクトルシフト

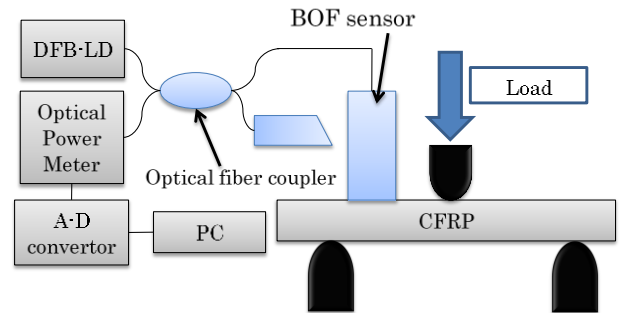


図4 BOFによるAE波測定系

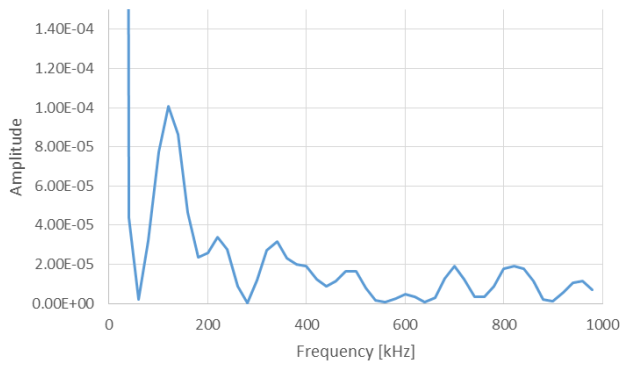


図5 距離 30 mm 速度 10 mm/min の測定結果

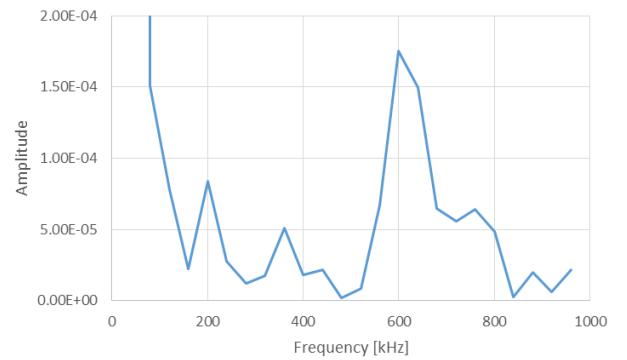


図6 距離 80 mm 速度 10 mm/min の測定結果

デジタル画像相関法による損傷部材の変位・ひずみ計測

谷村昭彦（千葉工大・院），秋田 剛（千葉工大）

1. 研究の背景および目的

機械設計を行う上で、機械の応力状態を高精度に把握することが重要である。しかし、応力を直接測定することは難しく、多くの場合ひずみ計測値から応力・ひずみの関係式を用いて応力を評価する^[1]。ひずみ計測は、ひずみゲージを用いた方法など様々な測定法が存在するが、近年、非接触な計測法であるデジタル画像相関法が注目を集めている^[2]。デジタル画像相関法では、画素の変位からひずみを求めることができる。本研究では欠損を有する板材にデジタル画像相関法を適用し、その有効性を検証する。

2. 試験方法

本実験では、株式会社ディテクト社製のDIPP-Motion Vを用いてデジタル画像相関法によるひずみ計測を行う。図1に実験の概要図を示す。引張試験を行い、デジタル画像相関法を用いたひずみ計測とひずみゲージを用いたひずみ測定の結果を比較する実験を行う。

供試体として、縦150 mm、横25 mm、厚さ0.5 mmの板材が、2箇所正三角形の傷が付き大きく損傷した場合（供試体Aとする）、3箇所正方形の傷が付き小さく損傷した場合（供試体Bとする）、におけるひずみ値の比較をそれぞれ行う。図2に部材の欠損拡大図と計測範囲を示す。

デジタル画像相関法を用いたひずみ計測は、引張試験を撮影した動画に対してDIPP-Motion Vを用いて行う。まず、引張試験中の供試体を実験用のカメラを用いて撮影を行う。次に、撮影した動画上の試験片に追尾を行う点（グリッド）を等間隔に配置し点の大きさ（テンプレート）、点の探査範囲の設定を入力してフレーム毎の変位を読み取りひずみの測定を行う。引張試験は8秒間とする。

3. 主な成果

3.1 計測結果

本実験では、DIPP-Motion Vによるひずみ計測とひずみゲージによるひずみ計測の比較を行った。また、供試体Aと供試体Bのひずみ値の比較をそれぞれ行った。

図2に示すように、供試体Aでは欠損部位に最も近い範囲でデジタル画像相関法により取得した最大主ひずみを平均した値をそれぞれA1, A2, 供試体Aの欠損部分より下部の範囲での最大主ひずみの平均値をA3としてひずみ値を評価した。供試体Bでは損傷部位に最も近い範囲の最大主ひずみの平均値をそれぞれB1, B2, B3とし、B3と引張軸に対して対象位置の欠損していない領域での最大主ひずみの平均値をB4としてひずみ値を評価した。

供試体A, Bの計測時間4 s, 8 sにおける画像相関法による最大主ひずみとひずみゲージによるひずみ計測値を表1に示す。供試体Aの場合、損傷部位に近いA1, A2のひずみは大幅に高い値となっていた。対してA3はA1, A2の計測結果より値が低くひずみゲージと近い値となっていた。供試体Bの場合は供試体Aと同じく損傷部位B1, B2, B3のひずみは供試体Aより低いものの大幅に高い値となっていた。対してB4はB1, B2, B3の計測結果より値が低くひずみゲージと近い値となっていた。図3に供試体Aの最大主ひずみに関するコンター図を示す。供試体Aでは4秒後から損傷部分と他部分にある程度差が生じることがわかる。8秒後には損傷部分付近と他部分では大きな差がみられた。図4に供試体Bの最大主ひずみに関するコンター図を示す。供試体Bでは4秒後では損傷部分と他部分には大きな差が見られなかった。しかし、8秒後には損傷部分と他部分では大きな差が見られた。

3.2 考察

供試体A, Bの結果から損傷部位に近いとひずみ値が高くなることがわかる。また、損傷部位の影響が少ないひずみ値とひずみゲージの値は比較的近い値が出ることが分かる。これらの結果から、画像相関法によって供試体のひずみ値を定性的に良く計測できていると考えられる。

3.3 まとめ

欠損部位を有する板材の引張試験を行い、画像相関法とひずみゲージによるひずみ計測を行った。計測結果から、画像相関法によりひずみゲージと同等の計測を行うことを確認できた。また、欠損した部位のひずみ値の差も視認することができた。今後は、画像相関法から算出されたひずみ値を用いて、有限要素解析モデルのモデル同定を行う予定である。

参考文献

- [1]. 鈴木俊晴, 稲岡喜作, 福岡俊道 (2010) 「ひずみゲージによる計測の理論と実際」, 『神戸大学大学院海事科学研究科紀要』 pp. 99-102
- [2]. 畝田 道雄, 奥畑 峻, 石川 憲一 (2010) 「デジタル画像相関法を用いた全視野変形・ひずみ測定の精度評価研究」, 『日本機械学会論文集 C編』 pp. 587-593

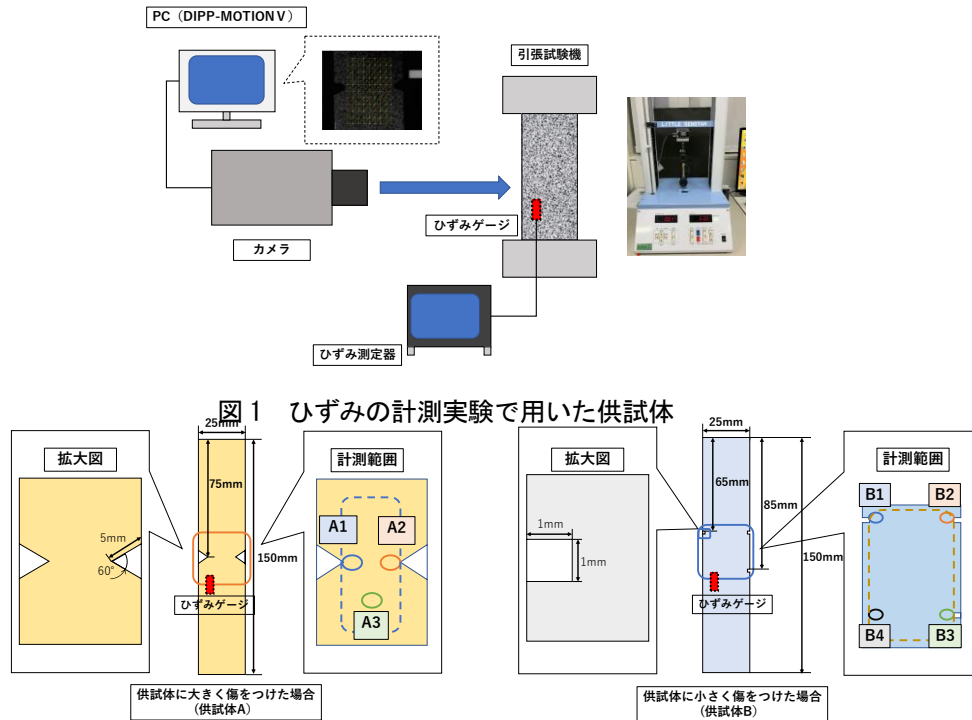


図 2 部材の欠損拡大図と測定結果の計測領域

表 1 供試体 A, B の計測時間と画像相関法による最大主ひずみとひずみゲージによるひずみ計測値の関係

| 供試体 A | | | | | |
|--------|----------------|----------------|----------------|--------------------|--|
| 時間 (s) | A1 (μ ST) | A2 (μ ST) | A3 (μ ST) | ひずみゲージ (μ ST) | |
| 4 | 5221 | 5119 | 2312 | 3761 | |
| 8 | 27787 | 18419 | 6638 | 6594 | |

| 供試体 B | | | | | |
|--------|----------------|----------------|----------------|----------------|--------------------|
| 時間 (s) | B1 (μ ST) | B2 (μ ST) | B3 (μ ST) | B4 (μ ST) | ひずみゲージ (μ ST) |
| 4 | 4930 | 4305 | 3238 | 2450 | 3568 |
| 8 | 15908 | 12020 | 10473 | 5485 | 6150 |

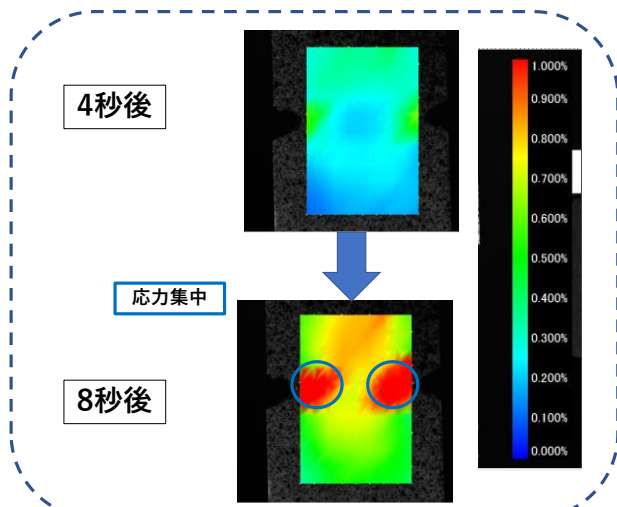


図 3 供試体 A の最大主ひずみに関するコンター図

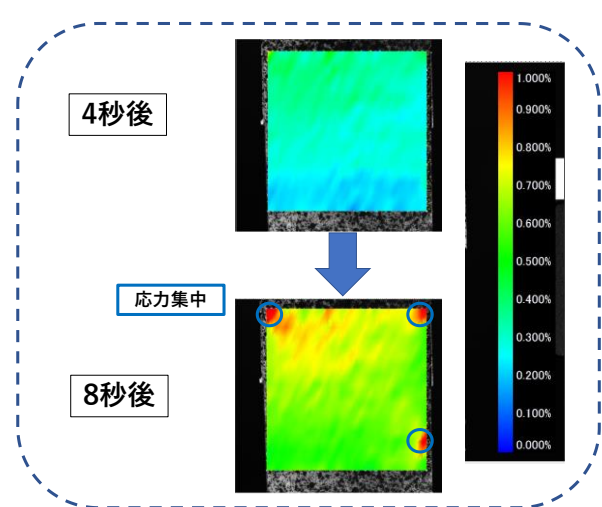


図 4 供試体 B の最大主ひずみに関するコンター図