

特集：ガスタービン材料開発と保証技術の最新動向

社会実装につながる材料開発

Material Development Leading to Social Implementation



川岸 京子*¹
KAWAGISHI Kyoko

近年、材料分野では機械学習を利用したビッグデータの活用による材料開発が盛んであり、MI (Materials Informatics / Materials Integration)、機械学習といったキーワードを含む研究課題が多くみられるようになっている。計算科学による予測技術の進歩は目覚ましいものがあり、実験データから効率的に材料特性を予測する様々なアプローチが試みられている。しかしこれら予測技術は、基となるデータの信頼性によるところが大きいことは言うまでもない。国立研究開発法人物質・材料研究機構は、タービン材料としてNi基超合金の開発に長く取り組んでおり、世界をリードする成果を上げ続けている。これは、MIの先駆けとなる「合金設計プログラム」を開発し、合金組成から高温機械特性を精度よく予測することが可能となったためである。このプログラムは、厳密に制御された実験条件での信頼できるデータのみを用い、また機械的特性に寄与する物理的因子を学術的に解明し説明変数としたものであり、これによって、他に類を見ない予測精度を達成し、その結果世界最高の耐用温度を持つNi基単結晶超合金の開発に成功したことはよく知られている。

本特集「ガスタービン材料開発と保証技術の最新動向」では、Ni基鍛造超合金、Ti合金、TiAl合金、Mo合金、耐熱鋼、複合材料など、タービン材料の最新の開発動向について、材料組織、プロセスの制御による機械的特性の向上の成果を報告いただく。ガスタービンの効率向上を支える基礎基盤研究の発展を、新材料を含め各種耐熱材料においてみることができる。

一方、実験室での材料開発の成果を社会実装へと発展させるにあっては、また異なるフェーズの信頼性が必要となってくる。そこには大量生産における安全性、経済性等の担保が求められる。

本学会では、国産航空機材料の認証エンジンへの実用化を目的として調査研究委員会を立ち上げ、戦略的イノベーション創造プログラム (SIP)「統合型材料開発システムによるマテリアル革命」において2020年度から国内企業で共通利用可能な材料特性データベースを構築するプロジェクトを開始した。5つの企業、2つの国立研究開発法人によるこのプロジェクトは、NEDO「航空機エンジン向け材料開発・評価システム基盤整備事業」へと引き継がれ、さらに大型の予算規模による5年間のプロジェクトとして2021年度より走り始めた。量産時のインゴット casting などの組成、組織のばらつき、部材の大型化による場所ごとの組成、組織のばらつきはすべて特性に反映される。こうした特性のばらつきを含むデータベースを作成し、これにより国内で開発された材料がエンジン部材の候補として選定され、さらに設計に用いられる基礎データを提供することを目指す。

我々材料研究者は、実験室において、最適なプロセス、組織による最高の特性を得ることを命題としてきた。しかしこのような社会実装に近いフェーズでは、ばらつきを考慮して安全係数をかけた値が設計基準となる。こういった企業の視点を理解することは、大学、研究所の研究者の材料研究にとって非常に有益であると言えよう。本特集では材料試験所のNadcap (航空宇宙産業界の国際的な工程認証プログラム) 認定取得への取り組みや、エンジンの型式証明取得経験のある企業による材料認定の事例を紹介している。なかなか知ることのできない事例を共有いただけることに感謝するとともに、材料研究者にとって得難い指針として、これからの研究開発に役立てていただくことを願うものである。

原稿受付 2022年8月13日

* 1 物質・材料研究機構 構造材料研究拠点
設計・創造分野 超耐熱材料グループ
〒305-0047 つくば市千現1-2-1
E-mail: kawagishi.kyoko@nims.go.jp

特集：ガスタービン材料開発と保証技術の最新動向

ジェットエンジン圧縮機用耐熱Ti合金

High-Temperature Ti alloys for Jet Engine Compressors



御手洗 容子*¹

YAMABE-MITARAI Yoko

キーワード：ジェットエンジン，圧縮機，クリープ，疲労，鍛造，3次元積層造形

Key Words：Jet Engine, Compressors, Creep, Fatigue, Forging, 3D Additive Manufacturing

1. 緒言

近年，持続的社会的実現のために，温暖化ガスである二酸化炭素の排出量削減や，化石燃料使用量削減などが厳しく求められている。これらの要求に応えるため，航空機エンジンについても，熱効率の向上が求められている。ジェットエンジンは，排気が生み出す推進力で機体を前進させるシステムであり，エンジンの熱効率は，圧力比と燃焼ガスのタービン入口温度（TIT: Turbine Inlet Temperature）を上げることによって向上する⁽¹⁾。ガスタービンジェットエンジンが運用化された1950年には，900℃程度だったTITが，現在では1700℃まで上昇している^{(1),(2)}。ジェットエンジンは，エンジン入口側から，ファン，圧縮機，燃焼器，タービンで構成される。高温の燃焼ガスは，タービン内に入るため，タービンに使用される材料には1700℃の燃焼ガスが直撃することになる。現在，タービンに使われている材料はNi基超合金であるが，燃焼ガスがNi基超合金の融点（1300℃台）を超える。そのため，タービンプレード内部に冷却機構を採用し，遮熱コーティングを施すことにより，Ni基超合金の材料温度を低下させる^{(1),(3)}。Ni基超合金に代わる耐熱材料は，実用レベルではまだ開発されていないが，比較的運用温度が低下する低圧タービンには金属間化合物であるTiAlが採用され始めている^{(1),(3),(4)}。バイパス比を高くすることで推進効率が上がるが，高バイパス化は低圧タービンの段数が増加するため，エンジン重量が増加し，燃費が悪くなる。そのため，燃費向上のためには，段数が増加した低圧タービンの材料を軽量化することによりエンジン重量を減少させる必要がある⁽¹⁾。タービンの軽量化のために，Ni基超合金の半分以下の密度であるTiAlに着目し，低圧タービン全7段のうち，最終の2段にTiAlを適用することにより，エンジン重量を軽

減させることに成功した⁽⁴⁾。TiAlはボーイング787に使われ，燃料使用量が20%減少し，燃費向上に大きく貢献した⁽⁵⁾。圧縮機については運用温度が600℃以下であるため，Ti合金が使用されている。しかし，圧縮機についても，燃焼ガスの温度上昇とともに，運用温度が上昇し，特に圧縮機後段では600℃を超えるようになることから，より耐熱性に優れたNi基超合金に置き換えられている⁽³⁾。しかし，Ni基超合金の密度はTi合金の2倍であり，圧縮機においては，Ti合金の耐熱性を向上させ，できるだけ軽量のTi合金を使用する必要がある。本稿では，圧縮機に使用されるTi合金の設計指針とこれまでの開発史について述べ，最近行われている新たな合金開発や，鍛造，3次元積層造形などのプロセスを活用した組織制御などについて解説する。

2. 耐熱Ti合金

純Tiは885℃以上でbcc構造の β 相が安定であるが，885℃以下ではhcp構造の α 相に変態する。合金元素添加により， α 相と β 相の相安定性が変わり，Fig. 1に示すように， $\alpha + \beta$ 2相領域が生成する。 α 相安定化元素としては，Al, O, N, Cが挙げられ，Fig. 1 (a)に示すように，添加により α 相領域が温度の高い方に大きく広がり， β 相への変態温度が高くなる。一方， β 相安定化元素としては，V, Mo, Nb, Taなどが挙げられ，Fig. 1 (b)に示すように，合金元素の添加量が増加するにつれ β 相が低温でも安定となり，ついには室温で β 相が安定となる。 β 相安定化元素を添加すると β 相が安定になるため， β 相領域は低い温度に拡大する。Fig. 1 (b)で，主相が α 相である合金を α -Ti合金，Dに示すように β 相が安定である合金を β -Ti合金，B, Cのように α 相と β 相が共存する合金を $\alpha + \beta$ -Ti合金と呼ぶ。耐熱Ti合金として，すべり面が少なく，高温で高強度を示す α 相を主相とし β 相を10%以下に抑えたnear- α Ti合金が使われている。

near- α Ti合金の典型的な組織をFig. 2に示す。Ti合金の組織は加工熱処理条件により大きく影響を受け，

原稿受付 2022年7月19日

* 1 東京大学

〒277-8568 柏市柏の葉5-1-5

E-mail: Mitarai.yoko@edu.ku-tokyo.ac.jp

Fig. 1 (a)の $\alpha + \beta$ 2相領域で加工・熱処理すると、粒径数 $10\mu\text{m}$ の等軸の $\alpha + \beta$ 2相組織となる。等軸 $\alpha + \beta$ 2相組織は、冷却中に β 相が α 相に変態する。

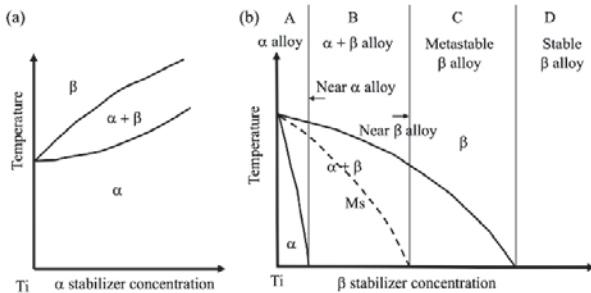


Fig. 1 Phase stability change by alloying elements.

この時に α 相は β 相とBurgersの方位関係、 $(0001)_\alpha // \{110\}_\beta$, $[0001]_\alpha // \langle 110 \rangle_\beta$ を保って生成するため、板状に生成し、旧 β 粒内に α/β 層状組織を形成する (Fig. 2 (a))。等軸 α 相と α/β 層状組織の混合組織はbimodal組織と呼ばれている。一方、 β 相で加工・熱処理すると、 β 相が大きく成長し、粒径は数 $100\mu\text{m}$ となる。この β 相が冷却中に α 相に変態し、Burgersの方位関係を持って板状に生成するために、Fig. 2 (b)に示すような α/β 層状組織を形成する。冷却速度が速い場合は、 α 相はマルテンサイトの的に無拡散で生成するため、微細な組織となる。

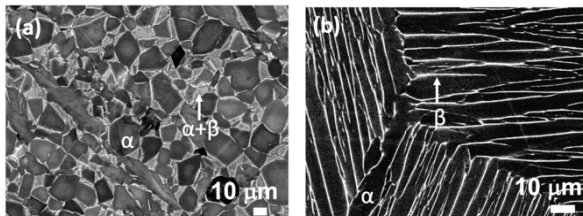


Fig. 2 Typical microstructure of near- α Ti alloys

Ti合金の力学特性は組織により大きく影響を受ける。一般に、結晶粒径が小さいbimodal組織は疲労特性に優れ、Fig. 2 (b)のような粗大粒に生成する α/β 層状組織はクリープ特性に優れると言われている⁽³⁾。

3. エンジン用耐熱Ti合金

エンジン用耐熱Ti合金の開発についてはさまざまな解説記事が出ている⁽⁶⁾⁻⁽¹¹⁾。最も使われているTi合金はTi-64 (Ti-6Al-4V, wt %)である。 α 相を安定にするために、Alを添加、 β 相を安定にするためにVを添加することにより、 $\alpha + \beta$ 2相組織を形成する。415 MPa負荷下300時間後のクリープひずみが0.2%となる温度 (耐用温度) は 300°C である⁽⁶⁾。Ti-64合金は優れた強度-延性バランスを有することから、さまざまな分野で使用されている。Ti-64をベースに耐熱性向上のための設計が行われ、Moにより β 相を強化し、Siによりクリープ特性

を改善したTIMETAL550 (Ti-4Al-2Sn-4Mo-0.5Si)が開発され、耐用温度は 400°C まで上昇した。また、Ti-811 (Ti-8Al-1Mo-1V)はAl添加量を増加させることで耐熱性を向上させた⁽¹²⁾。耐用温度は 400°C に上がったが、Al添加量を増加させると金属間化合物である $\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}$ 相が生成して脆化するため、現在ではAl量は6%以下に抑えられている。脆化組成や α 相安定化の指標として下記の経験式が提案されている⁽¹³⁾。

$$[\text{Al}]_{\text{eq}} = [\text{Al}] + 1/3 [\text{Sn}] + 1/6 [\text{Zr}] + 10 [\text{O}] < 9 \text{ mass \%} \quad (1)$$

その後、 $\alpha + \beta$ 合金の α 相をSnやZrで固溶強化したTIMETAL679 (Ti-2.25Al-11Sn-5Zr-1Mo-0.2Si)やTi-6242 (Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo)が開発され、耐用温度はそれぞれ 450°C 、 470°C となった。Ti-6242に、さらに微量なSiを添加することにより、シリサイドを生成させ、クリープ特性を改善したTi-6242Sが開発された。シリサイドは、しばしば時効やクリープ試験中に α/β 界面に徐々に析出し、それによりクリープ変形後期の変形を抑える効果がある。シリサイドの効果により、Ti-6242Sの耐用温度は 520°C まで上がった。この後の開発では、合金組成だけではなく、組織制御も考慮した合金設計が行われた。クリープ特性をさらに向上させるために、それまで $\alpha + \beta$ 2相領域で加工・熱処理されていたが、 β 相領域での熱処理により粗大粒中に層状組織が形成された。このようにして、特性を向上させた合金がTIMETAL685 (Ti-6Al-5Zr-0.5Mo-0.25Si)であり、耐用温度は 520°C まで上がった。その後、クリープ特性だけではなく、疲労特性も向上させるために、 $\alpha + \beta$ 2相領域で鍛造し、 β 相領域で再結晶させ、さらに $\alpha + \beta$ 2相領域で熱処理することにより、bimodal組織が形成された。このような加工熱処理と共に開発されたのがTIMETAL 829 (Ti-5.5Al-3.5Sn-3Zr-1Nb-0.3Mo-0.3Si)であり、耐用温度は 550°C に達した。耐酸化性を向上させるためにNbが添加されている。TIMETAL829は $\alpha + \beta$ 2相領域が狭いため、熱処理温度のちょっとした差で各相の体積率が大きく変わり、組織制御が難しかった。そこでC添加により $\alpha + \beta$ 2相領域を広げたTIMETAL 834 (Ti-5.8Al-4Sn-3.5Zr-0.5Mo-0.7Nb-0.35Si-0.06C)が開発され、耐用温度は 600°C まで向上した。これは現在使用されている耐熱Ti合金の中で最も高い耐用温度を示す。これらの耐熱Ti合金は圧縮機ブレードに使われている⁽³⁾。

国内でも耐熱Ti合金の開発は行われ、TIMETAL834の合金組成に対し、Mo添加量を増加することにより、TIMETAL834よりも高温引張強度とクリープ特性を改善した合金、DAT54 (Ti-5.8Al-4Sn-3.5Zr-2.8Mo-0.7Nb-0.35Si-0.06C)を開発に成功した^{(14), (15)}。耐用温度は 600°C である。

一方、圧縮機ディスクには、Ti-64から、耐熱性を向上させつつ、疲労特性の向上にも重点をおいた合金開発

が行われ、Ti-6246 (Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo) や Ti-17 (Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr) が開発された。これらの合金は $\alpha + \beta$ 合金に分類されるが、より β 相安定型であるため、near- β 合金と呼ばれることもある。

Ti合金の開発年と耐用温度をFig. 3に、また、合金開発の流れをFig. 4に示す。

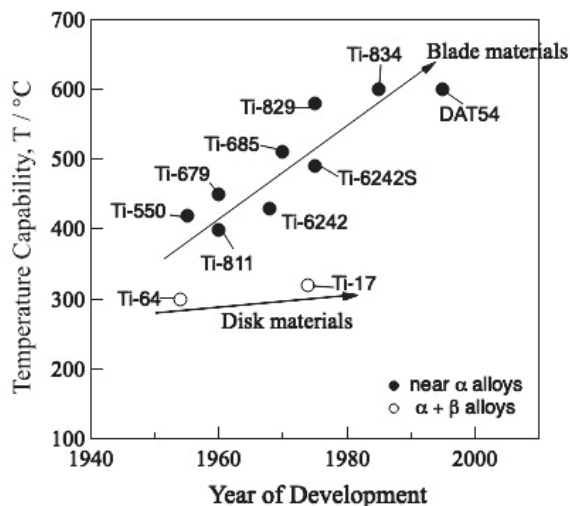


Fig. 3 Temperature capability for year of development.

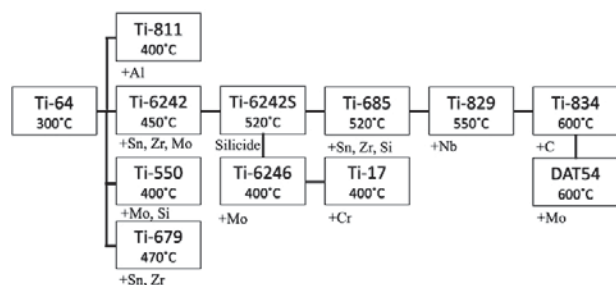


Fig. 4 Flowchart of development of Ti alloys (modified version of Fig. 2 in Ref. 11)

4. 新合金開発

Ti-834の開発は1988年、DAT54の開発は1998年であるが、その後実用可能なレベルでの新たな合金開発には成功していない。Ti合金は固溶体である α 相と β 相で構成され、Si添加によりシリサイドを生成させることで強化しているが、シリサイドの生成は α/β 界面に限定されており、基本的には α 相と β 相の固溶強化により強化されている。そのため高温では強度が低下してしまい、600°C以上での使用が難しく、Ti-834やDAT54を超えるような合金設計が難しい。また、600°C以上では、表面に酸素が侵入して硬化する α ケースという問題もあり、耐酸化性の向上と高温力学特性の向上など克服すべき点が多い。

中国では2010年代に独自の新しい耐熱Ti合金の開発が行われている。例えば、Ti-6.5Al-2.5Sn-9Zr-0.5Mo-0.25Si-1Nb-1W-0.3Re⁽¹⁶⁾、TG6 (Ti-5.8Al-4.0Sn-4.0Zr-0.7Nb-0.4Si-1.5Ta-0.06C)⁽¹⁷⁾、TA29 (Ti-Al-Sn-Zr-Nb-Ta-Si-C、組

成が明確にされていないが、構成元素からするとTG6と同等である可能性がある)⁽¹⁸⁾、TC21 (Ti-6Al-2Sn-2Zr-3Mo-1Cr-2Nb-Si)⁽¹⁹⁾などが開発されている。耐熱Ti合金ではないが、飛行機のランディングギアなどに使われる高強度 β -Ti合金として、Ti-55511 (Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe)⁽²⁰⁾やTi-5Al-4Zr-8Mo-7V⁽²¹⁾などが開発されている。Ti-55511については中国で開発されていることを明確に示した文献を検索できなかったが、最初の論文が2012年であり、その後、2022年に至るまで、中国で膨大な研究がなされているため、中国で開発された合金ではないかと推察される。

最近新たな構造材料として、ハイレントロピー合金が注目されている^(23, 24)。固溶合金は主要元素の中に、少量の元素を添加することにより作製されるが、ハイレントロピー合金は、複数の元素が等原子比に近い組成で混合されるため、主要元素が存在しない。等原子比に近い組成であるため、結晶格子内に大きな歪みを生成し、高温における拡散や転位移動を妨げることが期待され、究極の固溶強化が期待される。しかし、多くの場合、fccやbcc構造を形成し、hcp構造を有するハイレントロピー合金は少ない。最近、Tiを含むhcp構造ハイレントロピー合金の研究がいくつか行われているが、TiZrHfとSc, Y, Laなど希土類元素との組み合わせでしかhcp構造を取ることができず^(24, 25)、Ti合金に代わる新しい合金になりうるかと言われると、密度やコスト、耐酸化性の問題から難しい。固溶強化合金の強化に大きく貢献する因子の一つに、主要元素と添加元素の原子サイズの差から得られる原子サイズミスフィットがある。原子サイズミスフィットが大きいほど大きな固溶強化が得られることが知られている。ハイレントロピー合金では、構成される複数元素の原子サイズミスフィットの平均値 δ パラメータが定義されており⁽²⁶⁾、これを使ったTi合金の設計が試みられた⁽²⁷⁾。室温から650°Cの温度範囲でTi-834よりも優れた強度を示す合金の設計に成功したが、クリープ特性はTi-834に劣るため、Ti-834を超える合金を創製するためには、更なる合金設計が必要である。

5. 鍛造プロセスの改善

新合金の開発はなかなか進まない一方、既存の合金のプロセスを改善することにより、特性向上を目指す研究が多く行われている。特に圧縮機ディスク材は、鍛造プロセスで製造されるが、鍛造材は素材の場所により導入される歪み量が異なるため、場所により形成される組織が大きく異なる。場所による組織変化は、ディスクの場所による力学特性の劣化にもつながるため、正確に制御することが重要である。2014年10月から2019年3月まで、戦略的イノベーション創造プログラム (Strategic Innovation Promotion Program, SIP) において、「大型精密鍛造シミュレータを用いた革新的新鍛造プロセス開発と材料・プロセスデータベース構築」というテーマで

プロジェクトが行われた⁽²⁸⁾。ここでは、製造品に近いサイズの試料を用いて、大型鍛造シミュレータにより鍛造実験を行った。このプロジェクトでは、鍛造条件を考慮した信頼性の高いデータベースを作製し、これに基づいた塑性加工モデリング技術を開発し、組織、力学特性予測モデリング技術を確立することにより、プロセス条件-組織-力学特性を結びつける予測技術を確立することを目的とした。プロジェクト内で1500tの鍛造シミュレータが導入され、企業や大学などが集まって、データベース取得とそれに基づいたモデリング技術を開発した⁽²⁹⁻³⁴⁾。

6. 3次元積層造形

最近注目されているプロセスとして3次元積層造形が挙げられる。積層造形は、付加製造(Additive Manufacturing, AM)であり、一層ずつ成形することにより複雑形状を造形することができる。鍛造プロセスの場合は、複雑形状を成形するのに、最終的には切削プロセスが必要であり、そのために、大量の材料廃棄物が生成される。加工前の重量と加工後の重量の比(buy-to-fly-ratio)は、10:1とも20:1とも言われているが、3次元積層造形はbuy-to-fly-ratio)を削減できるプロセスとして注目されている⁽³⁵⁾。5で示した鍛造プロセスにおいてもnear net shape鍛造プロセスの開発が行われているが、3次元積層造形では、切削では加工できない内部構造についても複雑形状を造形でき、これまで製造できなかった形状物を製造できる。

3次元積層造形は、粉末床溶融法(Powder Bed Fusion, PBF)や指向性エネルギー蒸着法(Directed Energy Deposition, DED)などがある^(36, 37)。PBFでは、熱源としてレーザー(Selective Laser Melting, SLM)や電子ビーム(Electron Beam Melting, EBM)を使い、敷き詰めた粉末に局所的に照射し、造形形状に合わせて溶融凝固させる⁽³⁸⁾。DEDでは、near net shapeで製造した部材の表面に、レーザーやアークなどの熱源とワイヤーや粉末など材料を同時に照射することにより、高速で必要形状を成形する⁽³⁷⁾。これらの造形プロセスでは、材料は急加熱により溶融し、急速冷却される。Ti合金は、2.節で示したように冷却速度により大きく組織を変えるため、3次元積層造形で造形されたTi合金の組織は鍛造材と異なる可能性がある⁽³⁸⁾。鍛造材と異なる、積層造形特有の組織が力学特性に及ぼす影響は興味深く、多くの研究が行われている。

生体用ではあるが、 β -Ti合金については、ビームのスキャンストラテジーにより造形方向に結晶方位が揃った単結晶ライクな構造を成形することが可能であることが示され、結晶方位により異なるヤング率を制御することにより、金属インプラント材として利用可能であることが示されている^(39, 40)。

一方、near- α Ti合金については、 β -Ti合金と同様に、溶融状態から高温で安定な β 相が凝固するが、急冷

されるため、 β 相が α 相に無拡散で結晶構造のみが変態するマルテンサイト変態を起こし、微細な α 相が生成する^(41, 42)。 β -Ti合金のように β 相がある特定方向に成長する時間がないため、結晶方位はランダムになる。Fig. 5 (a)に示すように、溶融領域(溶融池)形状がそのまま残留したうろこ状組織をしばしば形成する⁽⁴³⁾。その中を拡大して観察すると、Fig. 5 (b)に示すように微細なマルテンサイト組織となる。一方、プロセス条件を変え、冷却速度が遅くなると、 β 相中にBurgersの方位関係を有して α 相が板状に生成するため、Fig. 5 (d)に示すような α/β 層状組織(形態によりWidmanstätten組織とも呼ばれる)を形成する。Fig. 5 (b)のような組織を $\alpha+\beta$ 2相領域で熱処理をするとFig. 5 (c)のようにマルテンサイト α が粗大化したWidmanstätten組織となる。また、溶融池界面に等軸 α 相が生成する。これは溶融池界面が高角境界となっており、高いエネルギー状態であるために、等軸 α 相の核生成サイトとなりやすいためである⁽⁴³⁾。また、溶融池界面は凝固中に溶融池が重なりあう場所であり歪みがたまりやすい。この歪みが等軸 α 相の核生成サイトになる^(41, 42)。

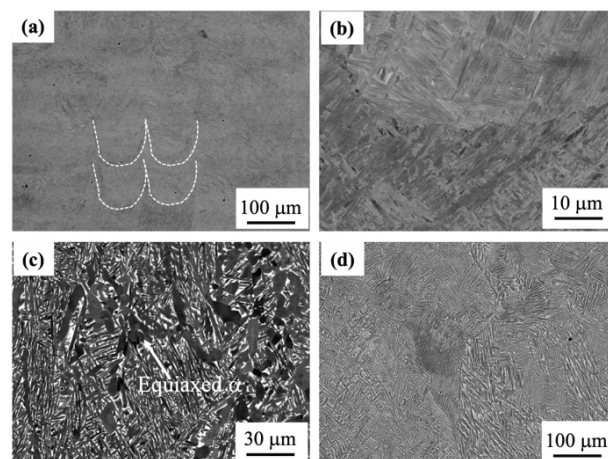


Fig. 5 Microstructure of Ti alloys produced by SLM. (a) as build sample, (b) high magnification image of as-build sample, (c) heat-treated sample and (d) as build samples cooled by slow cooling rate^(41, 42)

EBMは、粉末を予備加熱するため、SLMよりも冷却速度が遅いが、プロセス条件により、マルテンサイト組織や層状組織を形成する⁽⁴⁴⁾。

near- α Ti合金の積層造形組織と力学特性については、引張強度と延性向上に関する研究が多数行われている。本稿ではクリープ特性について簡単に紹介する。Ti-64に対し、等軸 α 相と粒界 β 相組織を有する圧延焼鈍材、圧延焼鈍材に熱処理を施した試料、SLMまま材、SLMに熱処理を施した試料に対し、450 °C、400 MPa下でクリープ試験をしたところ、圧延焼鈍材よりもSLMまま材の方がクリープ寿命が長いことが明らかとなった⁽⁴⁵⁾。また熱処理により圧延焼鈍材はクリープ寿命が劇的に向上したが、SLM材については熱処理の効果はわずかで

あった。論文内では詳細な議論はされていないが、圧延焼鈍材は等軸 α 相であるが、SLM材は微細な組織が形成されており、転位の動きに対する粒内抵抗が高かったと考えられる。圧延焼鈍材を熱処理した組織についても論文内に示されていないが、熱処理することにより、粒内に微細な α 相が生成したと考えられ、このような組織変化がクリープ特性の向上につながったと考えられる。また、鍛造プロセスを施した材料に $\alpha+\beta$ 2相領域で熱処理を行うと、Fig. 2 (a)に示すようなbimodal組織となる。結晶粒径は $10\mu\text{m}$ ほどであるが、Fig. 5に示すようにSLM材の溶融池領域は $100\mu\text{m}$ ほどである。 600°C のクリープ試験では、応力が 200MPa 以下であれば、粒界すべりが、それ以上では転位すべりが優先的な変形機構である⁽⁴⁶⁾。SLMでは $\alpha+\beta$ 2相領域での鍛造熱処理材よりも結晶粒が大きく、粒界すべりが起こりにくいためにクリープ寿命が伸びることが示された⁽⁴²⁾。一方、 β 相領域における鍛造熱処理材ではFig. 2 (b)に示す粗大結晶粒内に層状組織を形成する。このような組織のクリープ特性はSLM材よりも優れるが、疲労特性が悪いことが知られており、SLM材は鍛造材で創成が難しい中程度の結晶粒を創成できることから、クリープ特性と疲労特性のバランスをとることが可能であることが示された⁽⁴²⁾。

7. まとめ

耐熱Ti合金の特性は限界にきており新たな合金設計は難しいが、ハイエントロピー合金のような新しい概念の設計や、プロセス制御により従来材を超える特性を有する合金開発が可能である。

参考文献

- (1) 三浦信祐, 航空機エンジン用耐熱合金の最近の動向, 電気製鋼, Vol. 83, No. 1 (2012), pp. 35-42.
- (2) Yin, F., & Rao, A. G., Performance analysis of an aero engine with inter-stage turbine burner, The Aeronautical Journal, Vol. 121, No. 1245 (2017), pp. 1605-1626.
- (3) 錦織貞郎, 航空機分野におけるチタン合金の開発とその適用, 軽金属, Vol. 55, No. 11 (2005), pp. 557-560.
- (4) 藤村哲司, 西川秀次, 守屋信彦, 今村満男, GENxエンジンの開発, IHI技報, Vol. 48, No. 3 (2008), pp. 153-158.
- (5) Bewlay, B. P., Nag, S., Suzuki, A., Weimer, M. J., TiAl alloys in commercial aircraft engines, Materials at High Temperatures, Vol. 33, No. 4 & 5, (2016), pp. 549-559.
- (6) Eylon, D., Fujishiro, S., Postans, P. J., Froes, F. H., High-Temperature Titanium Alloys — A Review, JOM, Vol. 26, No. 11 (1984), pp. 55-62.
- (7) Peters, M., Kumpfert, J., Ward, C. H., Leyens, C., Titanium alloys for aerospace applications, Advanced engineering materials, Vol. 5, No. 6 (2003), pp. 419-427.
- (8) Gogia, A. K., High-temperature Titanium Alloys, Def. Sci. J. Vol. 55, No. 2, (2005), pp. 149-173.
- (9) Singh, P., Pungotra, H., & Kalsi, N. S., On the characteristics of titanium alloys for the aircraft applications, Materials today: proceedings, Vol. 4, No. 8 (2017), pp. 8971-8982.
- (10) 御手洗容子, チタン合金の耐熱特性, 軽金属, Vol. 68, No. 6 (2018), pp. 321-328.
- (11) 小柳禎彦, 耐熱チタン合金の開発史について, まてりあ, Vol. 58, No. 4 (2019), pp. 188-192.
- (12) Leyens, C., and Peters, M., Eds., Titanium and titanium alloys: fundamentals and applications, (2003), John Wiley & Sons.
- (13) Rosenberg, H. W., The science, technology and application of titanium, In Proceedings. 1st International Conference on Titanium, (1970), pp. 851-859.
- (14) 服部博, 錦織貞郎, 生島隆雄, 野田俊治, 鈴木昭弘, 耐熱チタン合金DAT54製デュアルストラクチャーディスクの開発, まてりあ, Vol. 38, No. 2 (1999), pp. 151-153.
- (15) 野田俊治, 岡田道生, 磯部晋, 高性能near- α 耐熱Ti合金ディスクの開発, 電気製鋼, Vol. 67, No. 2 (1996), pp. 103-107.
- (16) Cui, Y. P., Chen, Z. Y., Ma, X. Z., Liu, Y. Y., Xiang, Z. L., Chai, L. H., Microstructures and Mechanical Properties of a New Type of High Temperature Titanium Alloy, In Materials Science Forum, Trans Tech Publications Ltd, Vol. 993 (2020), pp. 208-216.
- (17) Wang, T., Guo, H., Wang, Y., Peng, X., Zhao, Y., Yao, Z., The effect of microstructure on tensile properties, deformation mechanisms and fracture models of TG6 high temperature titanium alloy, Mater. Sci. and Eng. A, Vol. 528, No. 6 (2011), pp. 2370-2379.
- (18) CAI, J. M., CAO, C. X., Alloy Design and Application Expectation of A New Generation 600 High Temperature Titanium Alloy, J. Aero. Mater., Vol. 34, No. 4 (2014), pp. 27-36.
- (19) Gong, X., Wang, Y., Xia, Y., Ge, P., Zhao, Y., Experimental studies on the dynamic tensile behavior of Ti-6Al-2Sn-2Zr-3Mo-1Cr-2Nb-Si alloy with Widmanstätten microstructure at elevated temperatures, Mater. Sci. and Eng. A, Vol. 523, No. 1-2 (2009), pp. 53-59.
- (20) Li, C., Zhang, X. Y., Zhou, K. C., Peng, C. Q., Relationship between lamellar α evolution and flow behavior during isothermal deformation of Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe near β titanium alloy, Mater. Sci. and Eng. A, Vol. 558 (2012), pp. 668-674.
- (21) Zhu, W., Lei, J., Tan, C., Sun, Q., Chen, W., Xiao, L., Sun, J., A novel high-strength β -Ti alloy with hierarchical distribution of α -phase: the superior combination of strength and ductility., Mater. Des., Vol. 168 (2019), 107640.
- (22) Cantor, B., Chang, I. T. H., Knight, P., Vincent, A. J. B. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys, Mater. Sci. and Eng. A, Vol. 375 (2004), pp. 213-218.
- (23) Yeh, J. W., Chen, S. K., Lin, S. J., Gan, J. Y., Chin, T.

- S., Shun, T. T., Chang, S. Y., Nanostructured high - entropy alloys with multiple principal elements: novel alloy design concepts and outcomes, *Adv. Eng. Mater.*, Vol. 6, No. 5 (2004), pp. 299-303.
- (24) Nagase, T., Todai, M., Nakano, T., Development of Ti-Zr-Hf-Y-La high-entropy alloys with dual hexagonal-close-packed structure, *Scr. Mater.* Vol. 186 (2020), pp. 242-246.
- (25) Yamabe-Mitarai, Y., Yanao, K., Toda, Y., Ohnuma, I., Matsunaga, T., Phase stability of Ti-containing high-entropy alloys with a bcc or hcp structure, *J. Alloys Compd.*, Vol. 911 (2022), 164849.
- (26) Zhang, Y., Zhou, Y. J., Lin, J. P., Chen, G. L., Liaw, P. K., Solid - solution phase formation rules for multi-component alloys, *Adv. Eng. Mater.*, Vol. 10, No. 6 (2008), pp. 534-538.
- (27) Masuyama, H., Kuroda, T., Toda, Y., Matsunaga, T., Ito, T., Shimojo, M., Yamabe-Mitarai, Y., Design of near α -Ti alloys using δ -parameter, *Mater. Sci. and Eng. A*, Vol. 821 (2021), 141589.
- (28) 戦略的イノベーション創造プログラム
<https://www.jst.go.jp/sip/k03.html> (参照日2022年7月16日)
- (29) 御手洗容子. 連携記事 1500 トン大型鍛造シミュレータを用いた材料研究, ふえらむ, 日本鉄鋼協会会報, Vol. 22, No. 9 (2017) pp. 480-486.
- (30) Matsumoto, H., Naito, D., Miyoshi, K., Yamanaka, K., Chiba, A., & Yamabe-Mitarai, Y. Forging property, processing map, and mesoscale microstructural evolution modeling of a Ti-17 alloy with a lamellar ($\alpha + \beta$) starting microstructure. *Sci. Tech. Adv. Mater.*, Vol. 18, No. 1 (2017), pp. 893-904.
- (31) Yamanaka, K., Matsumoto, H., & Chiba, A., A Constitutive Model and Processing Maps Describing the High - Temperature Deformation Behavior of Ti - 17 Alloy in the β - Phase Field, *Adv. Eng. Mater.*, Vol. 21, No. 2 (2019), 1800775.
- (32) Yamabe-Mitarai, Y., Kuroda, S., Motohashi, N., Matsumoto, H., Miyamoto, G., Chandiran, E., Itsumi, Y., Effect of forging temperature on microstructure evolution and tensile properties of Ti-17 alloys, *Mater. Trans.*, Vol. 60, No. 9 (2019), pp. 1733-1739.
- (33) Niinomi, M., Akahori, T., Nakai, M., Koizumi, Y., Chiba, A., Nakano, T., Choda, T. Quantitative and Qualitative Relationship between Microstructural Factors and Fatigue Lives under Load-and Strain-Controlled Conditions of Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Cr-4Mo (Ti-17) Fabricated Using a 1500-ton Forging Simulator, *Mater. Trans.*, Vol. 60, No. 9 (2019), pp. 1740-1748.
- (34) Yamabe-Mitarai, Y., Kuroda, S., Motohashi, N., Hiroto, T., Ishida, A., Murakami, H., Itsumi, Y. Correlation between Solution Treatment temperature, MicroStructure, and Yield Strength of Forged Ti-17 Alloys, *Crystals*, Vol. 11, No. 6 (2021), 625.
- (35) Caiazza, F., Alfieri, V., Corrado, G., Argenio, P., Barbieri, G., Acerra, F., Innaro, V., Laser beam welding of a Ti-6Al-4V support flange for buy-to-fly reduction, *Metals*, Vol. 7, No. 5 (2017), 183.
- (36) Teixeira, Ó., Silva, F. J., Ferreira, L. P., Atzeni, E. A review of heat treatments on improving the quality and residual stresses of the Ti-6Al-4V parts produced by additive manufacturing, *Metals*, Vol. 10, No. 8 (2020), 1006.
- (37) Saboori, A., Gallo, D., Biamino, S., Fino, P., Lombardi, M., An overview of additive manufacturing of titanium components by directed energy deposition: microstructure and mechanical properties, *Applied Sciences*, Vol. 7, No. 9 (2017), 883.
- (38) 中野貴由, 石本卓也, チタンならびにチタン合金の Additive Manufacturing プロセス, まてりあ, Vol. 58, No. 4 (2019), pp. 181-187.
- (39) 萩原幸司, 石本卓也, 中野貴由, 金属積層造形法における形状・組織制御による異方性付与, まてりあ, Vol. 57, No. 4 (2018), pp. 145-149.
- (40) 石本卓也, 安富淳平, 杉本昌太, 中野貴由, レーザ積層造形法による β 型 Ti-15Mo-5Zr-3Al 合金の集合組織形成, スマートプロセス学会誌, Vol. 7, No. 6 (2018), pp. 229-232.
- (41) 黒田知暉, 芝浦工大卒業論文 (2020)
- (42) Kuroda, T., Masuyama, H., Toda, Y., Matsunaga, T., Ito, T., Watanabe, M., Ozasa, R., Ishimoto, T., Nakano, T., Shimojo, M., Yamabe-Mitarai, Y., submitted (2022).
- (43) Miyazaki, S., Kusano, M., Bulgarevich, D. S., Kishimoto, S., Yumoto, A., & Watanabe, M., Image segmentation and analysis for microstructure and property evaluations on Ti-6Al-4V fabricated by selective laser melting, *Materials Transactions*, Vol. 60, No. 4 (2019), pp. 561-568.
- (44) 森田辰郎, EBM 法により作製した Ti-6Al-4V 合金の組織制御と疲労強度の改善, スマートプロセス学会誌, Vol. 8, No. 3 (2019), pp. 90-94.
- (45) 櫻井勇也, 笈幸次, Ti-6Al-4V レーザー積層材の組織と機械的特性, 日本金属学会誌, Vol. 81, No. 3 (2017), pp. 120-126.
- (46) Masuyama, H., Matsunaga, T., Toda, Y., Ito, T., Shimojo, M., Yamabe-Mitarai, Y., Microstructure factor of creep behavior in near- α Ti alloy, In *Materials Science Forum*, Vol. 1016 (2021), pp. 1882-1889.

特集：ガスタービン材料開発と保証技術の最新動向

航空エンジン用Ni基合金ディスク素材の製造方法とその特徴

Manufacturing Process and Features of Ni-based Alloy Disk Material for Aircraft Engine Applications



松井 孝憲^{*1}
MATSUI Takanori



長田 俊郎^{*2}
OSADA Toshio



川岸 京子^{*2}
KAWAGISHI Kyoko

キーワード：航空エンジン，Ni基合金，超合金，ディスク素材，製造方法，溶解，鍛造，熱処理

Key Words：aircraft engine, Ni-based alloy, superalloy, disk material, manufacturing process, melting, forging, heat-treatment

1. はじめに

航空エンジンにおいてローター部を構成するシャフト、ディスクおよびブレードに用いられる素材は、形状や特性に関する要求を満たすべくそれぞれに適した製造方法が開発、実用化されてきた。

Ni基合金からなるディスク素材の製造においては、複雑な形状への成形を求められるわけではないが、部品としての重要性を反映して、要求を満たすための造形と特性付与が高い水準で再現性良く実現されなければならない。本稿ではNi基合金ディスク素材の製造方法と製造上の重視点に関する特徴を概説する。

2. Ni基合金における組成、組織と強度特性の特徴

Table 1に代表的な航空エンジン用Ni基合金ディスク素材の化学成分を示す⁽¹⁾⁻⁽⁴⁾。所謂Ni基超合金と呼ばれる耐熱Ni基合金である。Ni基超合金には固溶強化型合金と析出強化型合金があるが、ディスクに用いられるのは析出強化型合金である。複雑な成分構成は実用合金として必要とされる高温強度特性、耐酸化性、耐食性等の特性を発現させるためである。高温強度特性については、基調となる金属として融点が高く、融点まで最密構造をとるNiを選択し、Mo、W等による母相 γ 相の固溶強化制御、 γ' 相(Ni_3Al)、 γ'' 相(Ni_3Nb)等の金属間化合物相による析出強化制御と母相 γ 相の結晶粒径制御の組合せで所望の特性を得るという思想の下に合金および素材の開発が進められてきた。ディスクに用いられる析出

強化型超合金は、主たる強化相によって γ - γ' 型合金と γ - γ'' 型合金に大別される。Alloy718は γ - γ'' 型の代表的な合金であり、Table 1中のAlloy718以外の合金は γ - γ' 型である。 γ - γ'' 型は比較的低温側、例えば400℃といった温度では γ - γ' 型より高い強度特性を有するが、高温側では γ - γ' 型の方が強度特性とその安定性に優れることから、使用温度等によって使い分けられる。概略析出強化相の分率が大きいほど、高い強度特性が得られる。 γ - γ' 型を例にとるとWaspaloy、Alloy720LiおよびTMW[®]-4M3^{*}それぞれの γ' 相体積率は、概略20%、45%、50%であり、強度特性の大小関係と一致している^{(5),(6)}。

Fig. 1にAlloy718およびAlloy720Liのディスク素材の金属組織例を示す。均一微細な整粒からなる結晶粒組織が求められる。引張特性や低サイクル疲労特性の点では細粒が、クリープ特性やき裂進展特性の点では粗粒が好ましいが、ディスクでは相対的に前者が重視されているためである。析出強化は0.1 μm あるいは0.01 μm オーダーの大きさで γ' 相や γ'' 相といった金属間化合物相を均一分散させることによって得られる。Alloy718においては γ'' 相および γ' 相、Alloy720Liにおいては2次および3次 γ' 相が析出強化相として働く。いずれも母相 γ 相と高い整合性を持って析出することが特徴である。金属間化合物相は γ 結晶粒の粒径制御にも活用される。 γ - γ' 型では1次 γ' 相を、 γ - γ'' 型では δ 相を1 μm オーダーで粒状に分散させることで結晶粒の均一細粒化を図る。このようにNi基合金ディスクは均一微細な整粒からなる γ 結晶粒と γ' 相のような析出強化相との組合せによって所望の強度特性を実現している。

※：TMWはNIMSの登録商標

原稿受付 2022年7月9日

*1 日立金属(株) 桶川工場 技術部
〒363-8510 桶川市上日出谷1230
E-mail: takanori.matsui.om@hitachi-metals.com

*2 国立研究開発法人物質・材料研究機構
構造材料研究拠点 設計・創造分野 超耐熱材料グループ

Table 1 Chemical composition of representative Ni-based alloy for aircraft engine disk material

Alloy	Chemical composition (mass%)													Major precipitation strengthening phase	Remarks
	Ni	Cr	Co	Mo	W	Nb	Al	Ti	Fe	C	B	Zr	Others		
Alloy718	bal.	19.0	-	3.0	-	5.1	0.5	0.9	18.5	0.04	-	-	-	$\gamma'' + \gamma'$	-
Waspaloy	bal.	19.5	13.5	4.3	-	-	1.4	3.0	-	0.06	0.006	0.05	-	γ'	-
Alloy720Li	bal.	16.0	14.7	3.0	1.25	-	2.5	5.0	-	0.015	0.015	0.03	-	γ'	-
Rene'65	bal.	16.0	13.0	4.0	4.0	0.7	2.1	3.8	1.0	0.01	0.016	0.05	-	γ'	Ref. (1) (2)
TMW-4M3	bal.	13.5	25.0	2.8	1.2	-	2.3	6.2	-	0.015	0.015	0.03	-	γ'	-
TMW-24	bal.	13.8	25.0	2.6	1.1	-	2.2	5.6	-	0.015	0.015	0.03	-	γ'	-
Rene'88DT	bal.	16.0	13.0	4.0	4.0	0.7	2.1	3.7	-	0.03	0.015	0.03	-	γ'	Ref. (2) (3)
RR1000	bal.	15.0	18.5	5.0	-	-	3.0	3.6	-	0.027	0.015	0.06	2.0Ta, 0.5Hf	γ'	Ref. (4)

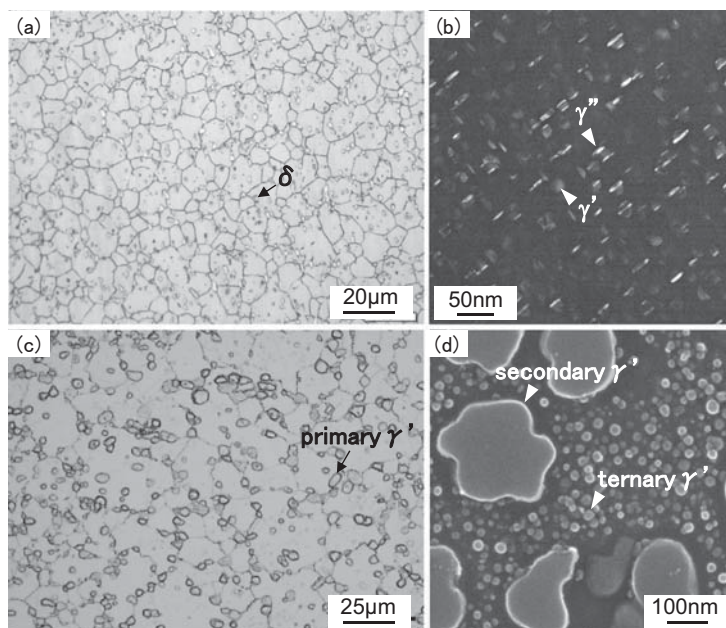


Fig. 1 Typical microstructure of Ni-based alloy disks (a) (b)Alloy718 and (c) (d)Alloy720Li.

3. Ni基合金ディスク素材の製造方法

3.1 材種と製造方法

高い強度特性が得られる合金ほどNi以外の合金元素を多く含むことになるが、含有量が多いほど組成、組織の均一性の確保が困難となる。そのため合金開発は製法の開発、改善との連動下で進められてきた。Table 1に示す合金のうち、Alloy718, Waspaloy, Rene'65, TMW-4M3, TMW-24は溶解鍛錬法 (Cast&Wrought, 以下C&W), Rene'88DT, RR1000は粉末冶金法 (Powder Metallurgy, 以下P/M) との組合せによって成立させられている合金である。Alloy720Liには両者がある。

製法としての開発、実用化はC&Wが先行した。P/MはC&Wに比べて高コストとなるものの、ガスアトマイズ法による粉体製造時の急冷凝固の効果によって均質な成分分布が得られやすいという特徴がある。高強度化を目指す合金開発において、C&Wでは均質な素材を得ることが困難と考えられる水準に至ると、新たな合金を成立させる方法としてP/Mが定着した。TMW合金は、Co基合金 (Co-Co₃Ti) がNi基超合金と同様、 γ -

γ' 二相組織を有することに着目し、Ni-Co基超合金のコンセプトを持って国立研究開発法人 物質・材料研究機構 (National Institute for Materials Science : NIMS) が開発した鋳鍛造合金である^{(7),(8)}。P/M材に匹敵する機械的特性を有する⁽⁸⁾。またRene'65はP/MからなるRene'88DTのC&W版として、GE AviationとAllegheny Technologiesによって近年開発、実用化された合金であり、コスト競争力に優れるC&Wに改めて注目が集まる状況にある⁽¹⁾。

3.2 C&Wディスク素材の製造方法

3.2.1 溶解 Fig. 2にC&Wからなるディスク素材の代表的な製造プロセスを示す。航空エンジン用ディスク素材の製造には多重溶解が求められる。真空誘導溶解 (Vacuum Induction Melting, 以下VIM) と引き続く真空アーク再溶解 (Vacuum Arc Remelting, 以下VAR) からなる二重溶解、あるいはVIM後にエレクトロスラグ再溶解 (Electro Slag Remelting, 以下ESR) を実施し、更にVARを実施する三重溶解のいずれかであり、現在の主流は三重溶解である。Ni基超合金の多重溶解としてはVIM後にESRを実施する二重溶解もあるがディ

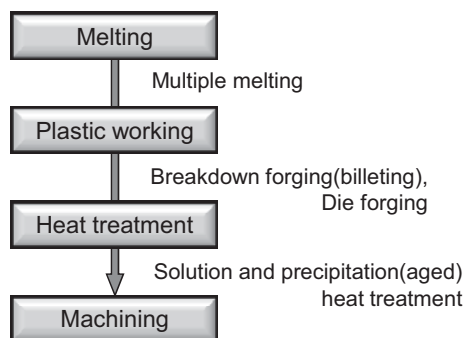


Fig. 2 Representative manufacturing process of cast and wrought Ni-based alloy disk material.

スク用途には適用されない。このような多重溶解が必須とされるのは、素材の清浄度や成分分布の均一性を高めるためである。

Fig. 3にVIM, ESRおよびVARのそれぞれの特徴に関わる模式図を示す。一次溶解であるVIMでは、基本的な化学成分の調整に加えて真空環境下での精錬も実施されることから、Ni基超合金の用途によっては、VIMでも十分な清浄度が得られる。しかし多成分系合金の場合、単に鋳型に溶湯を注湯して凝固させる方法では成分分布の均一性を確保することが困難である。VARは、前段の溶解で得られたインゴット、すなわち二重溶解の場合はVIMインゴット、三重溶解の場合はESRインゴットを消耗電極として、真空環境下でアークを発生させ、順次再溶解することでインゴットを得る方法であり、より高い清浄度が得られるとともに、インゴットの密度や成分の均一性を高めることができる。ESRは前段の溶解で得られたインゴットを消耗電極として通電加熱によって溶融したスラグ中に順次浸漬させて溶解、凝固させることでインゴットを得る手法で、溶融スラグを通過する過程で得られる高い清浄度向上効果の特徴とする。VARと同様に高い密度のインゴットを得ることができるが、成分の均一性の点ではVARに及ばない。そのため、三重溶解はESR後にVARの順序となる。三重溶解におけるVARは、二重溶解におけるVARよりも中実、高密度な電極を用いた再溶解となることから、安定溶解を実現し易い。三重溶解材は二重溶解材に比べて清浄度、成分の均一性の点で原理的に優れるとともに、溶解起因の欠陥を抑制するという品質の安定性の点でも優れている。

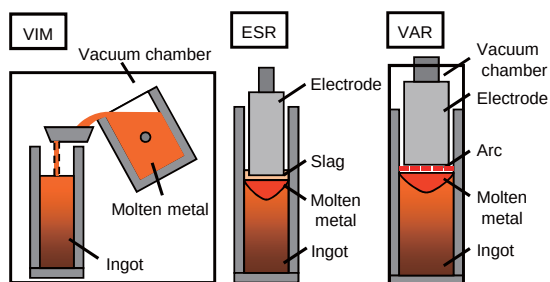


Fig. 3 Schematic of VIM, ESR and VAR.

3.2.2 塑性加工 溶解に引き続く工程は、型鍛造への投入に適した素材にまで均一性を高め、円柱状のビレットへと成形する分塊鍛造である。この工程までが溶解メーカーの担当領域である。VARはVIMやESRに比べて素材の均一性を高められるとは言え、最終的な鍛造素材で求められる均一性の水準からはほど遠く、Fig. 4のような組織を呈する。いずれの合金でもデントライト組織が形成されるとともに、凝固過程で発生した炭化物や金属間化合物が偏在する組織である。そのため分塊鍛造の工程でインゴットに内在する有害相や成分の偏析を解消していくことが求められる。均質化処理と引き続く加熱と塑性加工の繰り返しによって段階的に成分と金属組織の均一化が進められる。インゴット段階での構成相や偏析は材種によって異なり、高強度合金ほど適正塑性加工条件範囲（process window）が限定的になるという傾向にあることから、材種、大きさ、用途等に合わせて方案が定められることになる。分塊鍛造では、マクロ的な偏析までを改善することはできず、ミクロ的な偏析に解消の対象が限定されるが、型鍛造以降の工程は、金属組織の創成に注力した方案設定となることから、成分の均一性は分塊鍛造段階でその到達水準が定まる。この工程によって得られるビレットの金属組織の一例をFig. 5に示す。

型鍛造以降が鍛造メーカーの担当領域である。型鍛造では文字通り所望形状への造形のための形状制御と特性付与のための内質制御が求められる。内質制御は実質的に組織制御を意味する。分塊鍛造と同様の熱間加工であるが、形状付与と特性付与を同時に満たすためのprocess windowはより限定的になる。

process windowと深く関わるパラメータとしては温度、ひずみ速度、ひずみが挙げられるが、このうち温

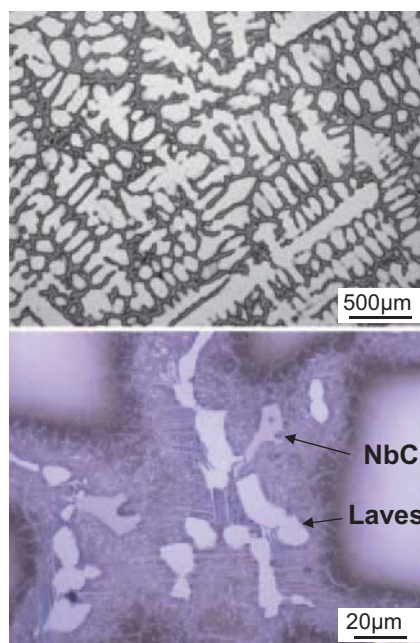


Fig. 4 Examples of microstructure of Alloy 718 VAR ingot.

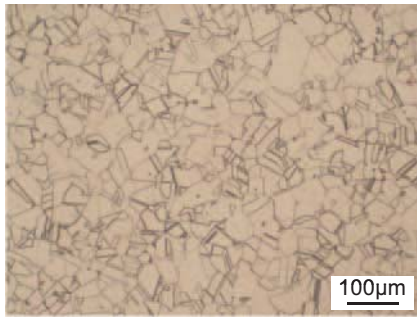


Fig. 5 Typical microstructure of Alloy718 billet.

度、ひずみ速度に着目して、部分的ではあるが、造形と特性付与に対する影響を記す。使用環境下での優れた強度特性は、同時に塑性加工において素材を変形させるための応力、高温変形抵抗が大きいという特徴をもたらす。Fig. 6に小型の円柱圧縮試験によって得られたAlloy718における変形抵抗の温度およびひずみ速度依存性を示す⁽⁹⁾。特に高温強度への影響が大きい析出相が分散した組織状態、すなわち相対的に低温側では、より高い変形抵抗となる。形状制御の点では必要とされる鍛造荷重を抑制できることから温度は高温側が好ましい。ひずみ速度は低速度側が好ましい。低温側、高ひずみ速度側では所望の形状を得られないといった可能性が高まる。しかし組織制御の点では必ずしも高温側、低ひずみ速度側がよいとは限らない。Ni基合金ディスク素材において、析出強化相の制御は主として熱処理によるが、結晶粒組織は型鍛造での制御によるところが大きい。整粒組織を得るためには鍛造中に動的再結晶を発現、促進することが好ましく、この点では高温側、低ひずみ速度側が適するが、細粒組織を得るには低温側、高ひずみ速度側が好ましい。Fig. 7は動的再結晶粒径と温度補正したひずみ速度Zener-Hollomon parameterの関係を示すものであり、ディスクに適用されるNi基合金でも、動的再結晶粒径のZener-Hollomon parameterに対する依存性が確認されている⁽⁹⁾。低温側、高ひずみ速度側ほど細粒が得られることを示している。このように相反効果をもたらすパラ

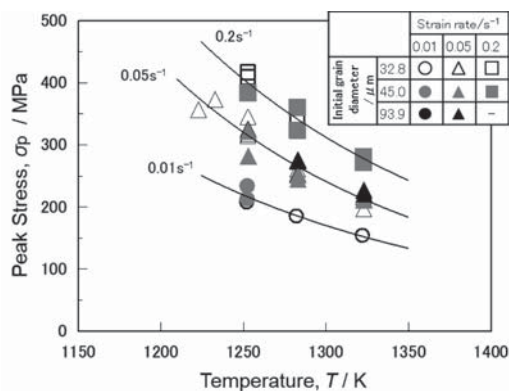


Fig. 6 Temperature, strain rate and initial grain diameter dependence on peak stress during deformation of Alloy718.

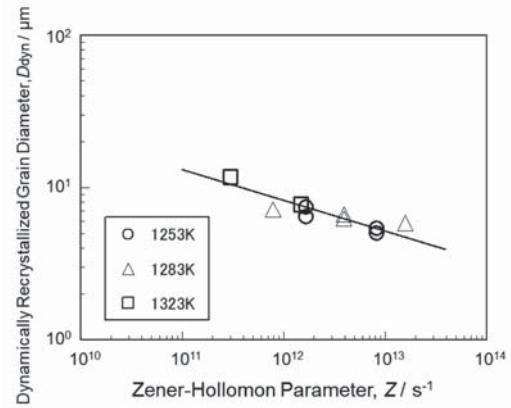


Fig. 7 The relationship between dynamically recrystallized grain diameter and Zener-Hollomon parameter of Alloy718.

メータを如何に制御して所望の形状と金属組織を得るかという点に型鍛造の難しさがある。形状が比較的簡単なものであったとしても、それぞれのパラメータは素材内で分布を持ち、素材内の位置によって履歴も異なる。そのためFig. 8のような数値解析を活用して、製品全域で要求を満たすように個々の製品に対して鍛造方案を設定し、精緻な制御が可能な液圧プレスやそれに準ずるプレスを用いて鍛造することが主流となっている⁽¹⁰⁾。Fig. 9に示す油圧プレスを用いてホットダイ鍛造した実製品相当鍛造体の外観写真をFig. 10に示す⁽¹⁰⁾。

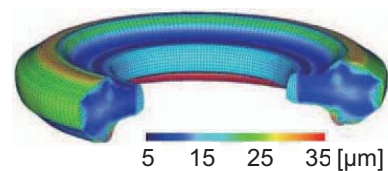


Fig. 8 Example of numerical analysis on the distribution of grain size of disk material.



Fig. 9 Hydraulic forging press in Hitachi Metals.



Fig. 10 Example of forged material(approx. ϕ 550mm) with shape and size equivalent to actual disk material.

3.2.3 熱処理 熱処理が特性に与える影響は極めて大きく、かつその実行の適正が試験、検査結果のみでは判断できないことから、熱処理は特殊工程と位置付けられている。意図しない状態で分散した析出相を素地に固溶させることを主な目的とした溶体化処理と、意図する状態に析出相を分散させるための時効処理の構成が一般的である。Alloy718には溶体化処理を実施しないで時効処理のみを実施する直接時効の選択があり、Waspaloyには溶体化処理と時効処理の間に炭化物の安定化を意図した安定化処理が設定されているが、いずれにも共通するのは定められた温度と時間の組合せを厳密管理下で実現することである。

Fig. 11にTMW-4M3において溶体化処理温度が平均結晶粒径と1次 γ' 相の体積率に及ぼす影響を示す⁽¹⁾。溶体化処理温度が高いほど、1次 γ' 相の体積率は減少し、平均結晶粒径は大きくなる。これは、1次 γ' 相が結晶粒界移動にとっての障害物となり、結晶粒成長を抑制する効果を持つからである。1次 γ' 相の体積率が減少するにつれてその効果が小さくなるとともに、その分散が不均一になると、結晶粒径のパラツキが大きくなるという問題も発生し得る。一方で γ - γ' 型における1次 γ' 相も γ - γ'' 型における δ 相も母相 γ 相に固溶すれば、時効処理によって析出強化相として働き得る合金成分から構

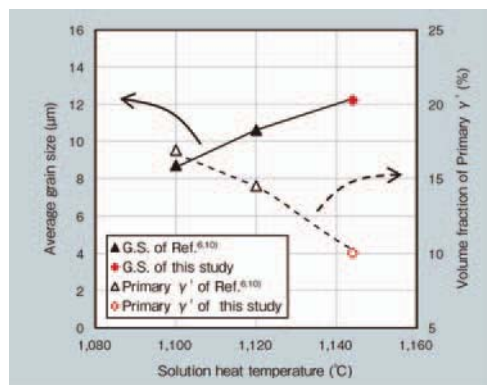


Fig. 11 Inference of solution heat-treatment temperature on average grain size and volume fraction of primary γ' in TMW-4M3⁽¹⁾.

成される金属間化合物であり、これら相の過度な分散は粒内の析出強化機能を低下させる要因となる。ディスク素材の場合、熱処理によって結晶粒径を大きく変えるという制御は選択されないが、最終的に組織要求や強度要求を満たすための結晶粒径が得られるかという点では溶体化温度・時間の設定およびその管理は極めて重要である。

溶体化処理については、温度、時間に加えて、所定加熱後の冷却も強度特性に大きく影響する⁽¹²⁾。Fig. 12にAlloy720Liについて溶体化処理後の冷却速度を変量した場合の組織観察結果を、Fig. 13に同観察結果に基づいて溶体化処理後の冷却速度が γ' 相の大きさおよび体積率に及ぼす影響を検討した結果を示す。併せてAlloy720Liにおける650°C、700°Cおよび750°Cでの0.2%耐力の溶体化処理後の冷却速度依存性をFig. 14に示す。Fig. 12およびFig. 13によれば析出強化の主体となる2次 γ' 相は冷却速度によって大きさと形状が変化し、冷却速度が大きいほど、その大きさは小さくなり、体積率は増す。Fig. 14ではいずれの評価温度においても、0.2%耐力の

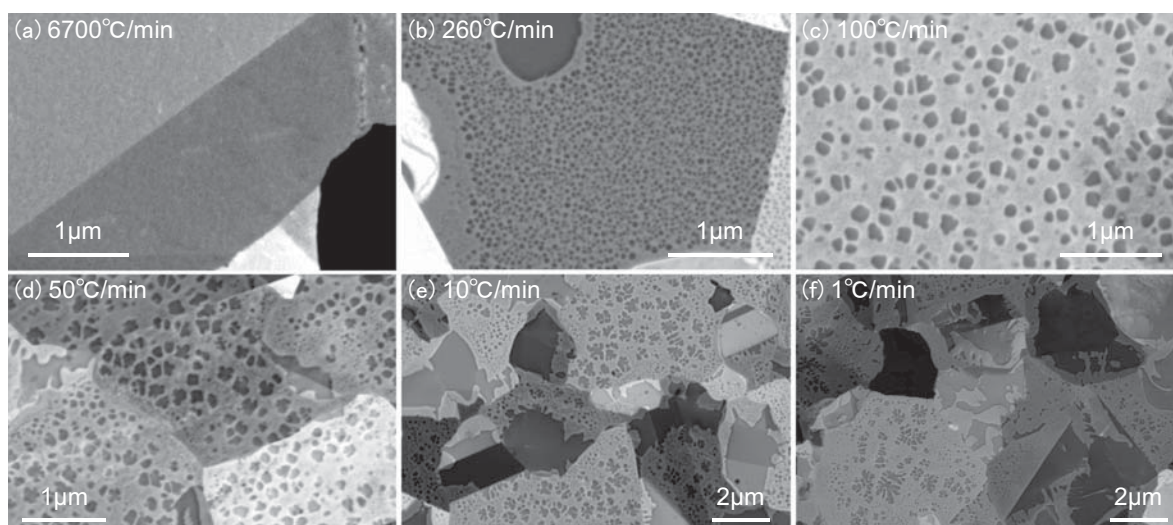


Fig. 12 Typical microstructure features of Alloy720Li forging material with various cooling rate after solution heat-treatment.

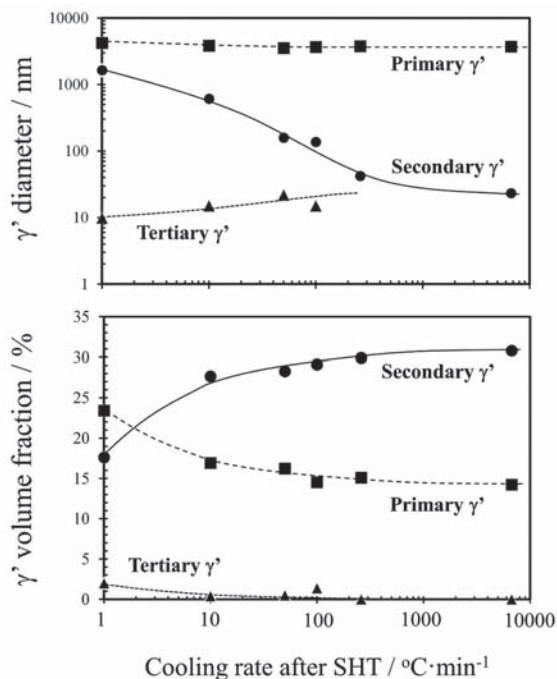


Fig. 13 Effect of cooling rate after solution heat-treatment on the size of γ' phase in aged Alloy 720Li.

冷却速度依存性が確認でき、冷却速度が大きいほど0.2%耐力は高くなる。一般的に、強度特性は転位運動の障害となる析出相の大きさが、ある程度小さく、更に体積率が大きいほど高温強度特性が高くなることが知られている。Fig. 12～14に示すように、Alloy 720Liにおいても溶体化処理後の冷却速度の増大に伴い、強化相として機能する2次 γ' 相が微細化し、かつ体積率が増大するため、強度特性が大幅に向上することが分かる。このように溶体化処理後の冷却は、強度特性の付与の点では速い方が好ましいが、冷却速度が大きいほど素材内の残留応力が大きくなることから、エンジンメーカーでの最終加工までに亘る機械加工時の変形を抑制するという点では冷却速度は小さいことが好ましい。強度要求を満たしつつ、機械加工での変形も抑制できるような冷却条件の設定が望まれる。

3.2.4 機械加工 機械加工の主体は切削加工である。製品によって求められる非破壊検査種が異なるが、超音波探傷検査は押し並べて求められる検査項目であり、超音波探傷形状への加工が必須であるとともに納品形状ともなる。全ての個体について強度特性や金属組織の評価と判定が求められる場合が多いが、評価用素材の製品本体素材からの切り離しは、熱処理後のこの段階で実施される。

4. おわりに

航空エンジン用ディスクは、エンジンにおける最重要部品の一つであることから、とりわけその素材に対する品質管理および品質保証の要求水準は高い。本稿では技術的な切り口で製造方法を概説したが、設備や手順に対する管理水準がエンジンメーカーから認められ、必須と指定される認定等を取得、維持できることが製品供給の前提条件である。その意味で、本稿で述べた内容は、ディスク素材を製造、供給していく際の難易度の一部を示したに過ぎないが、素材製造の概略を理解いただくための一助になれば幸甚である。

参考文献

- (1) J. A. Heaney, M. L. Lasonde, A. M. Powell, B. J. Bond, C. M. O'Brien, Development of a New Cast and Wrought Alloy (René 65) for High Temperature Disk Applications, 8th International Symposium on Superalloy 718 and Derivative, (2014), pp. 67-77.
- (2) A.S.M. Handbook, Metallography and microstructures, ed. by GF V.Voort, ASM International. 9 (2004).
- (3) E. S. Huron, P. G. Roth, The Influence of Inclusions on Low Cycle Fatigue Life in a P/M Nickel-Base Disk Superalloy, Proceedings of 8th International Symposium Superalloys 1996, (1996), pp. 359-368.
- (4) R. J. Mitchell, J. A. Lemsky, R. Ramanathan, H. Y. Li, K. M. Perkins, L. D. Connor, Process Development & Microstructure & Mechanical Property Evaluation of a Dual Microstructure Heat Treated Advanced Nickel Disc Alloy, Proceedings of 11th International

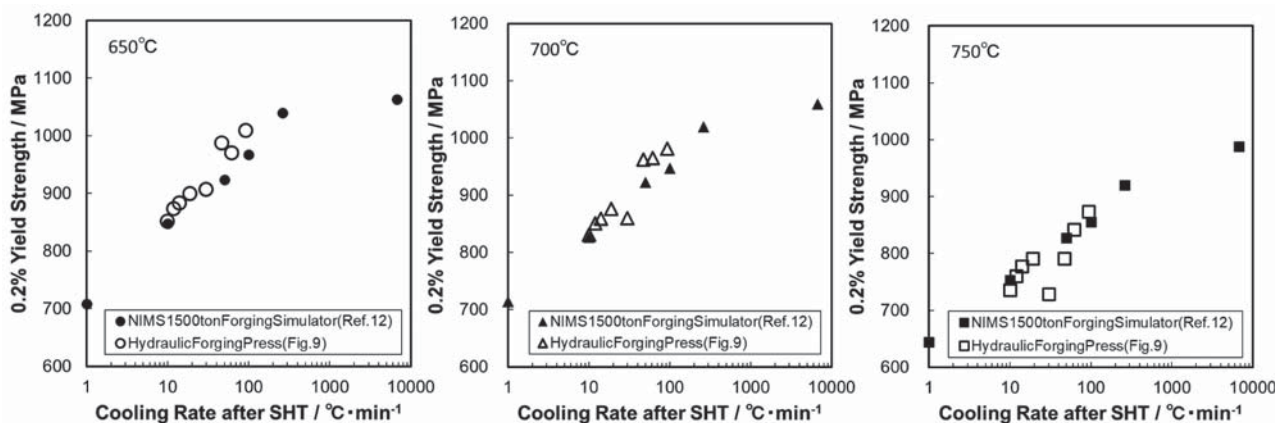


Fig. 14 Effect of cooling rate after solution heat-treatment on 0.2% yield strength at 650°C, 700°C and 750°C in aged Alloy 720Li.

- Symposium Superalloys 2008, (2008), pp. 347-356.
- (5) Aerospace Structural Metals Handbook, Code4208.
- (6) M. P. Jackson, R. C. Reed, Heat treatment of UDIMET 720Li: the effect of microstructure on properties, Materials Science and Engineering A, 259 (1999), pp. 85-97.
- (7) Y. Gu, H. Harada, C. Cui, D. Ping, A. Sato, J. Fujioka, New Ni-Co-base disk superalloys with higher strength and creep resistance, Scripta Materialia, 55 (2006), pp. 815-818.
- (8) J. Fujioka, Y. F. Gu, T. Osada, C. Cui, T. Yokokawa, T. Kobayashi, H. Harada, T. Fukuda, A. Mitsuhashi, Development of Ni-Co-base superalloys based on new concept for high temperature turbine disk applications, Proceedings of International Gas Turbine Congress 2015 Tokyo, (2015), 333-338.
- (9) T. Matsui, High Temperature Deformation and Dynamic Recrystallization Behavior of Alloy718, Materials Transactions, Vol. 54, No. 4 (2013), pp. 512-519.
- (10) T. Matsui, Present Status and Future Prospect of Forging Material Industry for Aero-Engine Component in Japan, Proceedings of International Gas Turbine Congress 2015 Tokyo, (2015).
- (11) 小林信一, 伊達正芳, 大野丈博, 長田俊郎, 川岸京子, 井誠一郎, 原田広史, タービンディスク用Ni-Co基超合金TMW®-4M3のミクロ組織制御, 日立金属技報, Vol. 36 (2020), pp. 16-21.
- (12) N. Ueshima, C. Aoki, T. Osada, S. Horikoshi, A. Yanagida, H. Murakami, T. Ishida, Y. Yamabe-Mitarai, K. Oikawa, N. Yukawa, J. Yanagimoto, Development of a Perdition model and process-microstructure-property database on forging and heat treatment superalloy 720Li, Proceedings of 14th International Symposium Superalloys 2020, (2020), pp. 491- 499.

特集：ガスタービン材料開発と保証技術の最新動向

高圧ディスク用Ni-Co基超合金の粉末冶金プロセス技術開発

Development of Powder Metallurgy Process of Ni-Co based Superalloy for HP Turbine Disk Applications



今野 晋也^{*1}
IMANO Shinya



長田 俊郎^{*2}
OSADA Toshio



芝山 隆史^{*1}
SHIBAYAMA Takashi



太田 敦夫^{*1}
OTA Atsuo



西川 嗣彬^{*2}
NISHIKAWA Hideaki



川岸 京子^{*2}
KAWAGISHI Kyoko

キーワード：タービンディスク，Ni-Co基超合金，粉末冶金，ガスアトマイズ，鍛造，機械的特性

Key Words：Turbine disk, Ni-Co based superalloy, Powder metallurgy, Gas atomize, Forge, Mechanical property

1. 緒言

タービンディスク用Ni基超合金の開発は航空機エンジンや発電用ガスタービンの高効率化に貢献する最重要課題の一つであり，世界各国における熾烈な開発競争下にある。特に最新エンジンの高圧ディスクには，粉末冶金（Powder Metallurgy: P/M）プロセス手法を通して製造したP/M合金の適用が主流であり，耐用温度に優れた複数のP/M合金が提案されている⁽¹⁾⁻⁽³⁾。一方，回転体であるディスクは，破断した場合重大な事故に繋がる可能性があることからLife-limited partsに分類されるエンジン部品である⁽⁴⁾。したがって，粉末製造（ガスアトマイズ）・塑性加工（恒温鍛造）等の粉末冶金技術によるディスク製造には高度かつ高価なプロセス・品質管理技術が必要であり，欧米企業の寡占状態にある。

この様な諸問題に対応するため，国産粉末冶金合金の国内製造に関する技術開発を進めている。合金設計からディスク鍛造に至る一貫通貫した研究開発を国内で実施することが，国際競争力強化の基盤となるだろう。本稿では，物質・材料研究機構（NIMS）において提案しているNi-Co基超合金の設計手法や機械的特性，更には三菱重工業（MHI）にて進めている新規粉末冶金プロセス技術開発の状況について紹介する。

2. タービンディスク用超合金

2.1 Ni基超合金の特徴

ディスクはタービン翼よりも比較的低い温度域で使用される部品であるが，極めて高い応力が作用する。このため材料には，高温強度および高応力域でのクリープ寿命が要求される。また，離着陸を繰り返す航空機エンジン部品として，優れた低サイクル疲労特性が要求されることも特徴である。したがって，ディスクには微細な γ' 相が析出した γ' 強析出型超合金が長年選択されてきた。表1に一般的な超合金の化学組成を示す。

ディスク用超合金は，鑄鍛造プロセス（Cast & Wrought: C&W）により作製させるC&W合金および粉末冶金プロセスにより作製されるP/M合金に大別される。C&W合金としては，Co・Crに加え，固溶強化元素であるMo・Wや， γ' 相構成元素であるAl・Ti，更には粒界強化元素としてZr・C・Bを含む合金が一般的であり，例えばWaspaloyやAlloy720Liが幅広く活用されてきた。

他方，最新のエンジンの高圧ディスクとしては，耐用温度の高いP/M合金の適用が主流になっている。これは，ガスアトマイズ法による急冷凝固原料粉末の製造により，従来の鑄鍛造手法では添加を制限されていたTa・Hf・Nb等の凝固偏析しやすい強化元素を十分に添加可能になったことが主な要因である。これにより，高性能な合金の設計が可能となり，これまでにRR1000⁽¹⁾（Rolls-Royce社），ME3⁽²⁾（GE社，NASA），N18⁽³⁾（SNECMA社）等の優れた高圧ディスク用超合金が欧米各社にて提案・実用化されている。

2.2 Ni-Co基超合金の設計

この様な国際的な合金開発競争下において，NIMSでは，Ni基超合金と，同じ γ - γ' 二相組織を有するCo基合

原稿受付 2022年7月17日

*1 三菱重工業(株)

〒317-8585 日立市幸町3-1-1

E-mail: takashi.shibayama.am@mhi.com

*2 国研)物質・材料研究機構 超耐熱材料グループ

〒305-0047 つくば市千現1-2-1

E-mail: OSADA.Toshio@nims.go.jp

Table 1 Chemical composition of typical Ni-based superalloys for disk applications

Processing route	Alloy	Ni	Co	Cr	Mo	W	Al	Ti	Nb	Ta	Hf	Zr	C	B	Others	γ' volume fraction, %
C&W	Waspaloy	Bal.	13.5	19.5	4.3	-	1.4	3.0	-	-	-	0.09	0.07	0.006	Fe<2.0	-
C&W	Alloy720Li	Bal.	15.0	16.0	3.0	1.25	2.5	5.0	-	-	-	0.03	0.03	0.02		45
C&W	TMW-4M3	Bal.	25.0	13.5	2.8	1.2	2.3	6.2	-	-	-	0.03	0.03	0.02		50
P/M	RR1000	Bal.	15.0	18.5	5.0	-	3.0	3.6	-	2.0	0.5	0.06	0.03	0.02		47
P/M	ME3	Bal.	18.2	13.1	3.8	1.9	3.5	3.5	1.4	2.7	-	0.05	0.03	0.03		53
P/M	N18	Bal.	15.7	11.5	6.5	-	4.35	4.35	-	-	0.45	0.03	0.015	0.015		56
P/M	TMP-5002 (HGN200)	Bal.	27.0	11.7	3.4	1.9	3.2	4.4	0.5	2.2	0.35	0.05	0.025	0.02		54
P/M	TMP-5006 (HGN300)	Bal.	29.0	11.7	3.7	2.1	2.9	3.9	0.5	2.1	0.35	0.05	0.025	0.02		47.5

金 (Co-Co₃Ti) を融合した “Ni-Co基超合金” という新たな設計概念を提案している⁽⁵⁾⁻⁽⁷⁾。本設計手法は、Co添加による鍛造性および組織安定性の向上、Ti添加による高温強度向上を図ることが可能であり、機械的特性と鍛造性の両立を実現可能な手法である。国内生産設備体制を考慮し先行して提案したTMW-4M3は、C&W合金でありながら、最新のP/M合金に匹敵する特性を有することが確認されている⁽⁶⁾。また、更なる高性能ディスク合金の提案を目指し、NIMS-本田技術研究所が共同で開発したP/M合金TMP-5002 (HGN200) 及びTMP-5006 (HGN300) は、ME3を凌駕する世界最高の耐用温度を有し、高圧ディスク用国産合金として極めて有望である⁽⁷⁾。

3. 粉末冶金プロセス技術開発

高圧ディスクの国内製造力強化は、航空機エンジン開発における日本の国際競争力向上に直結する重要な技術開発分野である。一般に、粉末冶金ディスクはガスアトマイズ粉末製造、HIP (Hot Isostatic Pressing) 処理、高温押出加工、恒温鍛造等の工程を通して製造される。特に、ガスアトマイズおよび恒温鍛造工程は、性能・品質・コストに直結する重要プロセスである。

3.1 ガスアトマイズプロセス

ガスアトマイズ粉末には、微細粉が用いられるが、さらに流動性、充填率、酸素窒素などの化学成分のコンタミといった種々の性能が要求される。先行研究においては、粉末製造用つぼ等に由来すると考えられる数十～数百 μ mの粗大なセラミックス含有物が異物として確認されており、これらの混入は疲労破壊の要因となり得る⁽⁷⁾。そのため、数十 μ m以下のサイズへの粉末分級により、セラミックス含有物の除去が必要となる。したがって、コスト低減には、数十 μ m以下の粉末収率向上可能なガスアトマイズ設備が求められる。

Fig. 1に使用したガスアトマイズ装置の模式図、およびMHIで開発したガスノズルの写真 (1 kg溶解用) を示す。当該ノズルは機械加工では製造できない複雑構造物の製造が可能な金属積層造形により製作されている。ガスアトマイズ法は溶融金属を、高圧・高速ガスにより霧状化し凝固させることで、微細な粉末を製造する手法

である。粉末の微細化には、溶融金属を霧状化するとともにチャンバ内のガス流を制御するガスノズルの設計が重要となる。

要素試験では作製粉末の品質を確かめるために、溶解温度1650 $^{\circ}$ C、ガス圧力9 MPaの条件下で作製した粉末の形状や組織の解析を実施した⁽⁸⁾。Fig. 2 (a)に示す様に作製粉末は38 μ m以下の極めて微細な粉末を多量に含むことが確認された。また、本開発のディスク原料とする53 μ m以下の粉末は極めて真球度が高く、サテライトと呼ばれる粉末同士の結合も少なかった。また、Fig. 2 (b)に示す様に、作製粉末断面は非常に微細な凝固組織を有し、二次デンドライトアームを伴うデンドライト凝固成長であることが確認された。

Fig. 3に、種々の条件下で作製した粉末のサイズ分布および二次デンドライト間隔を示す。Fig. 3 (a)に示す様に全ての条件下において、平均粒径D50サイズは30 μ m程度であった。また、ディスク原料とする53 μ m以下の粉末の収率は最大で78%程度に達し、本装置が海外製のガスアトマイズ装置⁽⁹⁾と比べても優れた収率を得ることができることを確認した。また、Fig. 3 (b)に示す様に、粉末サイズと二次デンドライトアーム間隔には良い

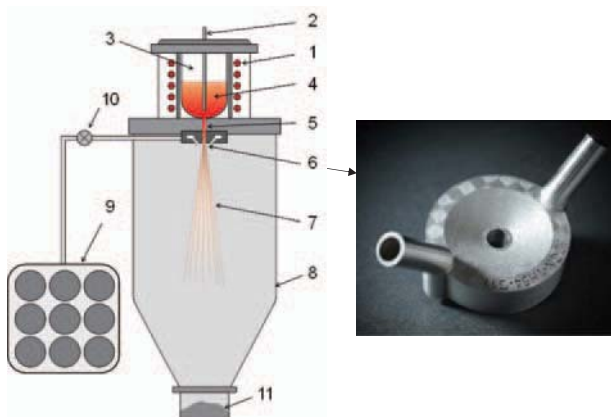


Fig. 1 Schematic illustration of gas atomization system. 1: High frequency induction furnace, 2: Stopper, 3: Alumina melting crucible, 4: Molten alloy, 5: Molten metal nozzle, 6: gas nozzle (Developed by MHI), 7: Ar gas jet, 8: Atomize chamber, 9: Cylinder for supplying high pressure Ar gas, 10: Consists of Ar gas pressure control valve, and 11: Collection chamber

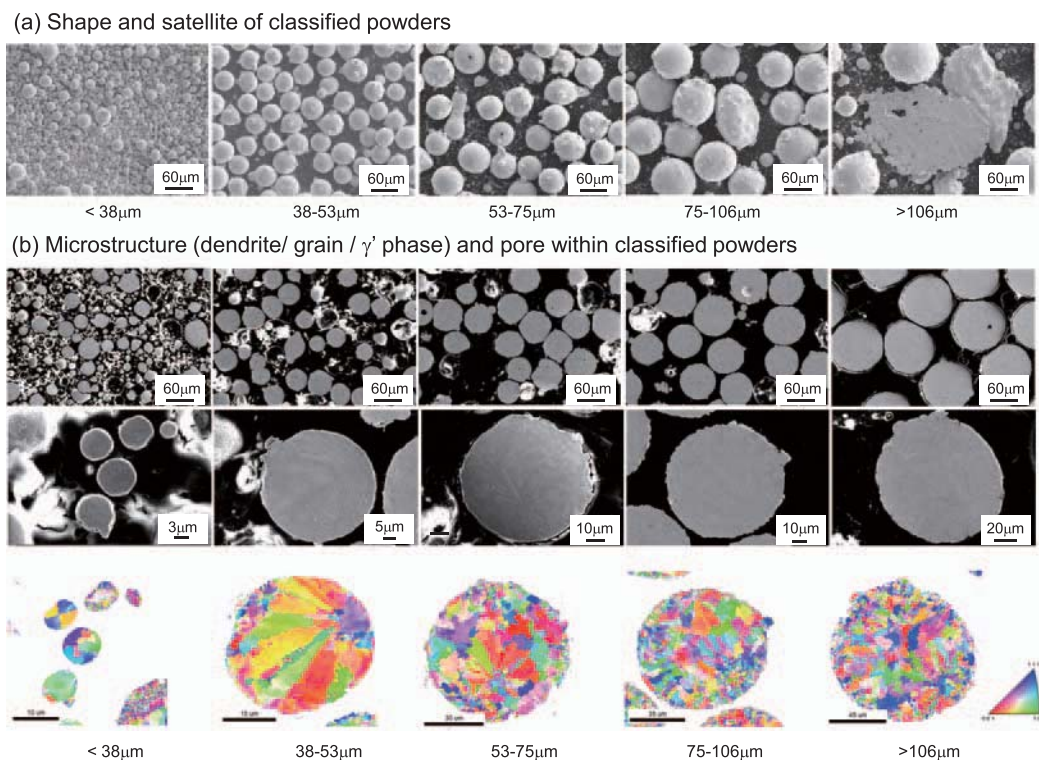


Fig. 2 Powder features of sieve-classified gas atomize powder: (a) shape, (b) microstructure and pore in the $< 38 \mu\text{m}$, $38-53 \mu\text{m}$, $53-75 \mu\text{m}$, $75-106 \mu\text{m}$, and $> 106 \mu\text{m}$ sized powders prepared by gas atomizing at 1650°C and 9 MPa

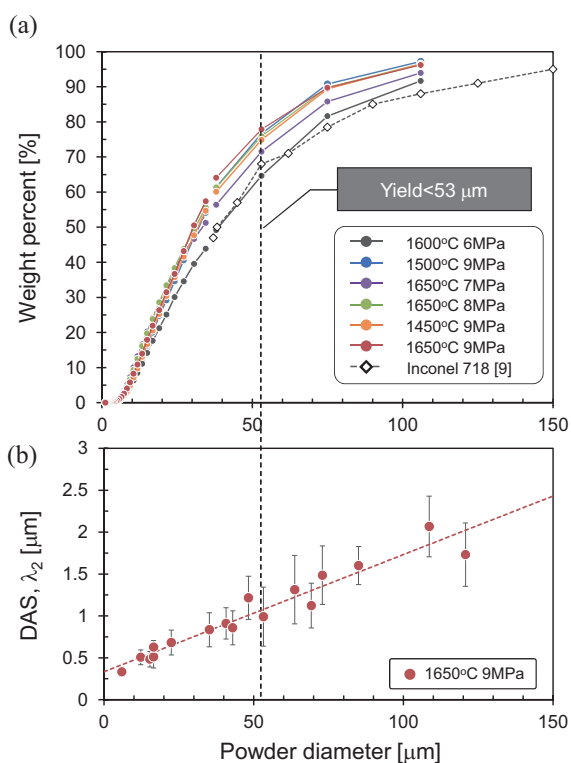


Fig. 3 (a) Cumulative distribution by image analysis and sieve classification, and (b) secondary dendrite spacing in gas atomized powder prepared at 1650°C and 9.0 MPa

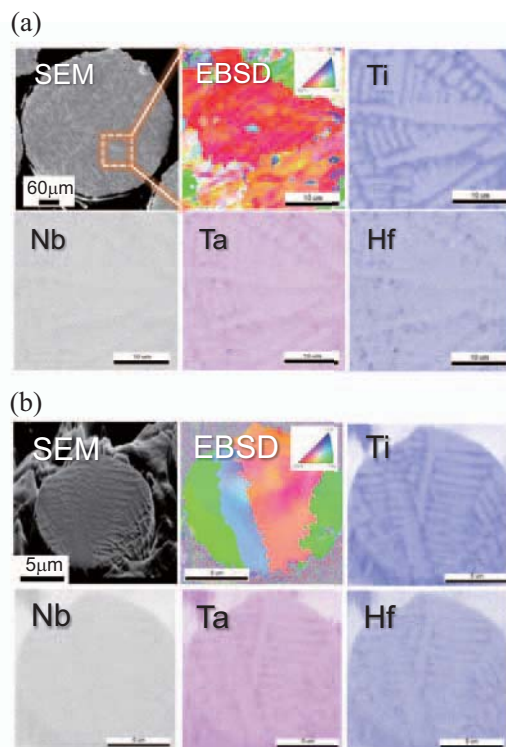


Fig. 4 EDS result showing elements mapping in powders (a) $> 106 \mu\text{m}$ with slow cooling rate and (b) $< 38 \mu\text{m}$ with fast cooling rate

相関関係が認められた。これは粉末の微細化に伴い、冷却速度が大幅に向上したためである。特に $53\text{ }\mu\text{m}$ 以下の粉末のデンドライト間隔は $1\text{ }\mu\text{m}$ 以下となり、極めて微細な凝固組織が得られていることが明らかになった。Fig. 4に示す様に、 $>106\text{ }\mu\text{m}$ 粉末においてTa・Hfの多少の濃化が確認されたが、 $3\text{ }\mu\text{m}$ 以下の粉末は極めて均質な急凝固組織であることを確認した。この様な粉末微細化による冷却速度の向上は、偏析傾向の高いTa, Nb, TiおよびHf等の強化元素のさらなる添加を可能とし、合金設計範囲の拡大に寄与する。尚、本粉末製造のプロセス条件は、機械学習を用いて選定した。詳細は他の文献⁽⁸⁾に譲るが、製造現場においてもデータ科学のサポートを得ることで、複雑な製造プロセス条件の最適化を容易に実現できるものと期待している。

3.2 塑性加工プロセス

ディスク製造における高温塑性加工は、酸化物を含む粉末表面由来のPPB (Prior Particle Boundary) を粉砕し、均一な結晶粒組織を作りこむための重要な工程である。PPBの粉砕には大きなひずみを与える必要があるが、P/M合金は、 γ' 相の析出量が多く固溶温度も高いため変形させることが困難である。そのため、一般的には微細粉末から得られる特有の微細組織を利用して高温で超塑性加工（加工温度 $>1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、ひずみ速度 $<10^{-3}\text{ s}^{-1}$ ）が行われる（Fig. 5）。高温で超塑性加工を行う設備は限られており、欧州や日本の設備では加工することができない。

本開発では、析出強化相である γ' 相の析出強化メカニズムを無効化するプロセス（以下、MHプロセスと称する）を用いてP/M合金を軟化させ、超塑性加工を用いずに国内の一般的な鍛造設備で鍛造することを試みた。Fig. 6にMHIが提案する軟化処理の模式図を示す。 γ'

相の強化メカニズムにおいては、母相である γ 相と γ' 相の整合界面が重要であることが知られているが、本手法では、微量の加工や熱処理により、整合界面をなくして γ 相と γ' 相の界面を非整合化することで、 γ' 相の強化メカニズムを発現させずに変形を容易にしている。MHプロセスを用いることで超塑性加工を用いずにP/M合金の鍛造が可能となる。

Fig. 7に3.1で示したガスアトマイズシステムを用いて製造した微細粉末を用いて製造したP/Mディスク材の一例を示す。作製した微細粉末をHIP処理後、国内の一般的な自由鍛造機で大変形加工を行いピレットとし、NIMS1500トン鍛造シミュレータ⁽⁹⁾で据え込み鍛造を行った。この時の据え込み比（ピレットの高さとディスクの厚みの比）は36%，加工温度は $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ およびひずみ速度は 0.01 s^{-1} であり、Fig. 5に示す様に、鍛造条件の大幅な低温化・高速化を実現した。

以上のような手法を活用することで、特別な超塑性加工設備を持たない国内鍛造メーカーであっても、保有設備を活用しP/M鍛造ディスクを製造できるため、P/M合金の国内開発および国内調達を実現できる可能性がある。これら試みは欧米でも行われておらず、実用化できれば世界唯一の技術となるだけでなく、P/M鍛造ディスクの低コスト化、調達性向上に貢献できると期待している。

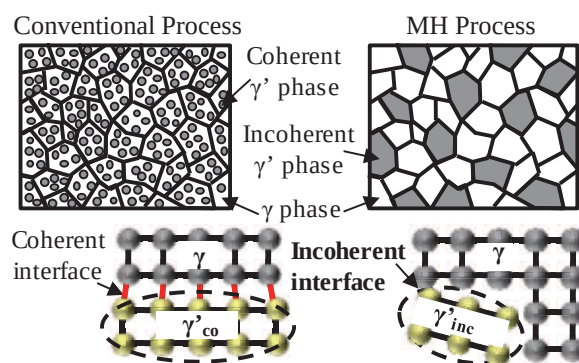


Fig. 6 Schematic illustration of microstructure for MH Process

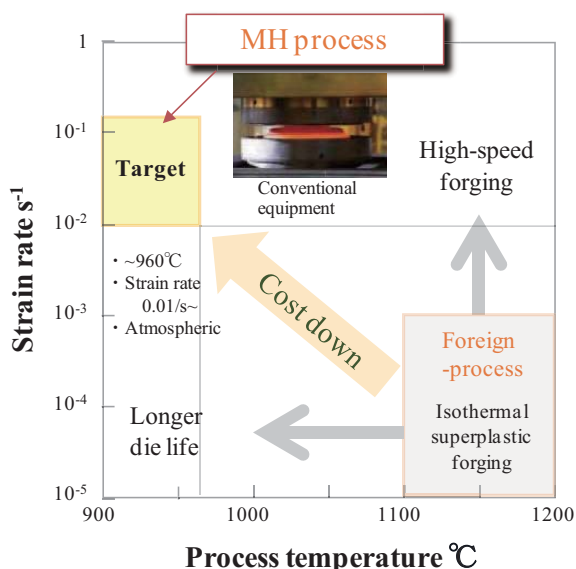


Fig. 5 Concept and target range for high-strain rate forging at intermediate temperature compared with conventional isothermal forging range



Fig. 7 Image of P/M disk forged with high-strain rate and intermediate temperature by NIMS 1500 ton forging

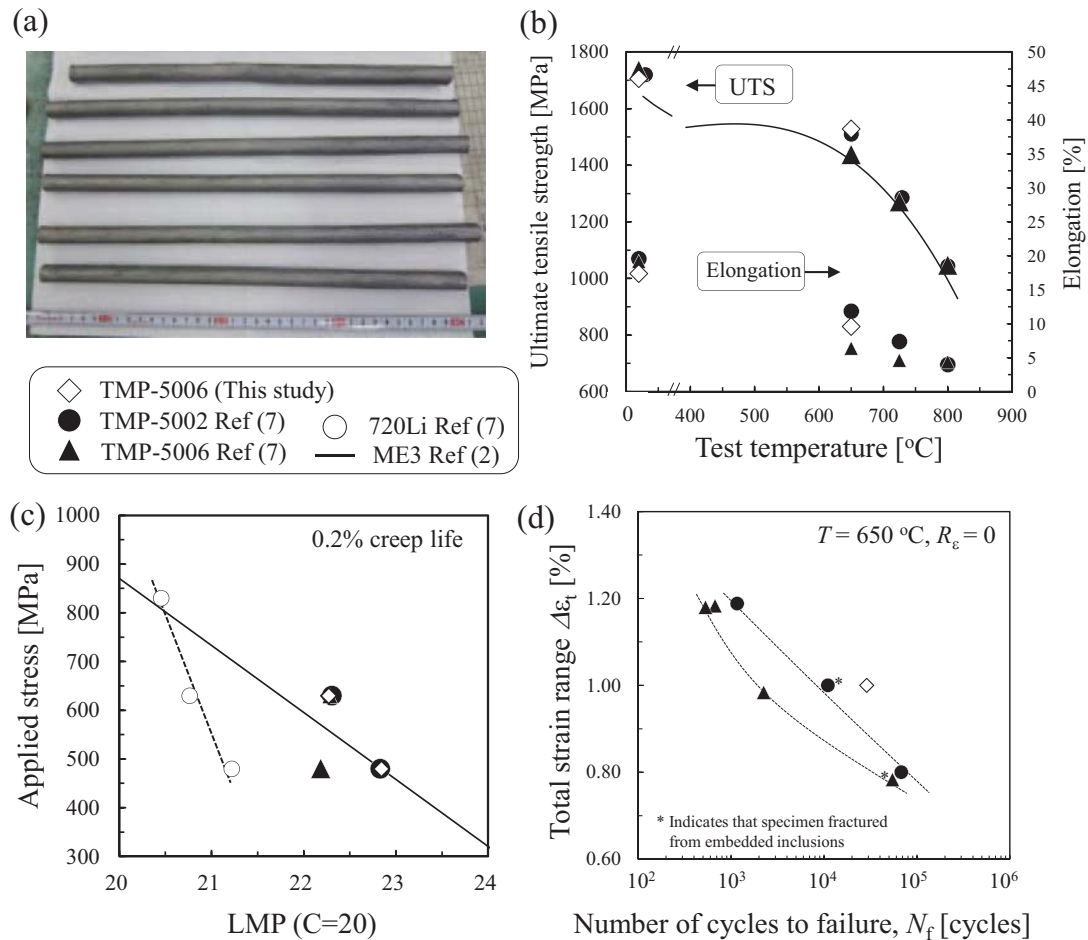


Fig. 8 High-temperature mechanical properties of TMP-5006 (HGN300) fabricated via proposed P/M technologies: (a) Image for billets, (b) Tensile properties, (c) Larson-Miller plot of 0.2 % creep life, (d) Low cycle fatigue properties at high-temperature

4. 機械的特性と破壊起点調査

Fig. 8に予備検討のため作製したTMP-5006 (HGN300) 小型ビレットの外観と各種機械的特性を示す。図中には比較材である先行研究結果⁽⁷⁾も併記した。尚ビレットは、1125 °C / 4 hの溶体化熱処理後、650 °C / 24 h+760 °C / 16 hの条件で時効熱処理を施している。Fig. 8 (b)に示す様に、高温引張強度および伸びは比較材と同等かそれ以上であった。650 °Cにおける引張強度は1528 MPaであり、海外ベンチマーク材であるME3⁽²⁾よりも高い値を示した。また、0.2 %クリープ到達時間に関しても、比較材およびME3より優れたクリープ寿命を示した (Fig. 8 (c))。Life-limited partsであるディスクにおいて、引張特性・0.2 %クリープ寿命は極めて重要であり、提案プロセスの有用性が確認できる。Fig. 8 (d)に試験温度650 °C、 $R_e = 0$ における低サイクル疲労試験結果を示す。比較材と同等以上の疲労寿命を持つとともに、セラミックス混入物からの破壊は確認されなかった。

一方、低サイクル疲労試験だけでは、異物混入リスクを有するP/Mプロセスの健全性を評価するのは困難である。そこで、同ビレットにおいて、室温超音波疲労試験を実施することで、異物混入評価を実施した。超音波疲労試験は粉末冶金プロセス特有の、セラミックス混入

物の評価を簡易に短時間で実施可能であり、品質検査として極めて有望である⁽¹¹⁾。Fig. 9は破断寿命が 10^7 回を超える疲労試験の結果得られた疲労破壊起点の写真である。図に示したように試作材の破壊起点はファセット破壊であり、セラミックス等の異物からの破壊は確認されなかった。他方、疲労試験結果は一般的に一定量のばら

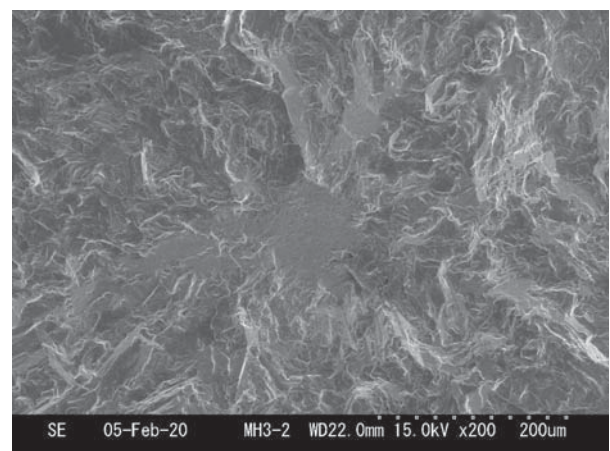


Fig. 9 SEM image of fracture origin resulting from gigacycle fatigue test ($N_f > 10^7$) for TMP-5006 (HGN300) fabricated via proposed P/M technologies

つきを有するため、低サイクル疲労試験および異物混入評価は、試験N数の増加が必須である。今後は、実際のP/Mディスク材 (Fig. 7) において、機械的特性評価を実施する予定である。

5. 今後の展望

本稿では、航空機エンジン高圧タービンディスク用合金として有望なNi-Co基超合金の設計手法、および国内で実施可能な粉末冶金プロセス開発技術について紹介した。航空機エンジン開発における日本の国際競争力向上に対し、コアパーツである高圧ディスクの国内生産体制の確立は極めて重要な技術課題であり、本稿で紹介した技術はそれら課題に対する一つの有効な解決策となると期待している。一方、エンジンへの実用化のためには、材料スペックの策定、検査技術の確立、更には安全設計に不可欠な特性データベースの構築等、多角的な活動を継続する必要がある。今後は、国内重工メーカ各社と更なる連携を図りながら、国産材料・国産部材の実用化に微力を尽くせれば幸いに思う。今後にご期待いただきたい。

謝辞

本研究の一部は、内閣府総合科学技術・イノベーション会議の戦略的イノベーション創造プログラム (SIP) 「統合型材料開発システムによるマテリアル革命」(管理法人: JST) によって実施されました。

参考文献

- (1) M.C. Hardy, B. Zirbel, G. Shen, R. Shankar, Developing damage tolerance and creep resistance in a high strength nickel alloy for disc applications, *Proceedings of 10th International Symposium Superalloys 2004*, (2004), pp. 83-90.
- (2) T.P. Gabb, P.T. Kantzos, K.O' Connor, Characterization of the temperature capability of advanced disk alloy ME3, (Report NASA/TM 2002-211796, NASA Glenn Research Center, 2002).
- (3) J.-Y. Guedou, J.-C. Lautridou Y. Honnorat, N18, PM superalloy for discs: development and applications, *Proceedings of 7th International Symposium Superalloy 1992 (1992)* pp. 267-276.
- (4) 有我誠芳「高温タービンディスク製造技術開発に関する先導調査」調査報告, JRCM Report, 245 (2007) 2-6.
- (5) Y. Gu, H. Harada, C. Cui, D. Ping, A. Sato, J. Fujioka, *Scripta Materialia*, 55 (2006), pp. 815-818.
- (6) J. Fujioka, Y. F. Gu, T. Osada, C. Cui, T. Yokokawa, T. Kobayashi, H. Harada, T. Fukuda, A. Mitsuhashi, Development of Ni-Co-base superalloys based on new concept for high temperature turbine disk applications, *Proceedings of International Gas Turbine Congress 2015 Tokyo*, (2015), pp. 333-338.
- (7) Y.F. Gu, T. Osada, T. Yokokawa, H. Harada, J. Fujioka, D. Nagahama, M. Okuno, Development of nickel-cobalt base P/M superalloy for disk applications, *Proceedings of 13th International Symposium Superalloys 2016*, (2016), pp. 209-216.
- (8) R. Tamura, T. Osada, K. Minagawa, T. Kohata, M. Hirosawa, K. Tsuda, K. Kawagishi, Machine learning-driven optimization in powder manufacturing of Ni-Co based superalloy. *Materials & Design*. Vol. 198 (2021) 109290.
- (9) C. Lehnert, B. Sitzmann, F. Pfahls, H. Franz, M. Hohmann, 不活性ガスアトマイズ装置を用いた高品質、球状金属粉末の製造の最新動向, *特殊鋼*, 65 (2016), pp. 10-17.
- (10) N. Ueshima, C. Aoki, T. Osada, S. Horikoshi, A. Yanagida, H. Murakami, T. Ishida, Y. Yamabe-Mitarai, K. Oikawa, N. Yukawa, J. Yanagimoto, Development of a Perdition model and process-microstructure-property database on forging and heat treatment superalloy 720Li, *Proceedings of 14th International Symposium Superalloys 2020*, (2020), pp. 491- 499.
- (11) Y. Furuya, Specimen size effect on gigacycle fatigue properties of high-strength steel under ultrasonic fatigue testing, *Scripta Materialia*, Vol. 58 (2008) pp. 1014-1017.

特集：ガスタービン材料開発と保証技術の最新動向

航空機エンジン用タービン翼材料の開発動向

Development Trends of Turbine Airfoil Material for Aircraft Engine



關根 伸仁*¹ 中村 武志*¹ 倉茂 将史*²

SEKINE Nobuhito NAKAMURA Takeshi KURASHIGE Masafumi

キーワード：ジェットエンジン，タービン翼，Ni基単結晶合金，セラミックス基複合材料，チタンアルミ合金

Key Words：Jet Engine, Turbine Airfoil, Ni-based Single Crystal Alloy, Ceramics Matrix Composite, Titanium Aluminide

1. 緒言

近年，温室効果ガス（二酸化炭素（CO₂），メタン，一酸化二窒素など）の排出量増加に伴う地球温暖化により海面水位の上昇や生態系への悪影響が問題視されている⁽¹⁾。その中でもCO₂は最も温室効果が高く，その約2.5～5%を航空輸送が放出しており^{(2),(3)}，航空機エンジンの燃費の向上は急務である。また，軍用エンジンでは電子装備品に大容量の電力を供給するために航空機エンジンの高出力化が求められている⁽⁴⁾。

これらの課題を解決する手段の一つに，エンジンの燃焼ガス温度を高める方法がある。燃焼ガス温度を高くするには燃焼ガス環境下で運用可能なタービン翼が，これを実現するにはより高温で使用可能な材料が必要となる。最近の航空機エンジンのタービン入口温度（Turbine Inlet Temperature：TIT）は1600℃以上にまで到達しておりNi合金の融点を超えている。Ni合金の耐用温度の推移をFig. 1に示す。高圧タービン翼ではこのような燃焼ガスに直接曝されるため，普通 casting 材より耐用温度の高い方向凝固材（Directionally Solidified：DS材），さらには単結晶材（Single Crystal：SC材）が使用されるようになった。それに加え，基材が耐用温度以下となるよう遮熱コーティング（Thermal Barrier Coating：TBC）を施工し，さらに二次空気により冷却して使用している。しかし，二次空気による冷却は航空機エンジンの効率を低下させるため，耐用温度が高く冷却をあまり必要としない材料の開発が求められている。

燃費向上を実現するもう一つの手段は，エンジンの重量を軽くすることである。タービン翼の軽量化はそれを支えるディスクやシャフトの軽量化を可能にするため，エンジン全体で比較的大きな重量削減を見込むことができる。これまで使用されてきたNi合金は，高温強度は高いが密度も8.0～9.0g/cm³と大きく，タービン翼1枚の重量が大きくなる。そこに遠心力が発生することを考えると，タービン翼を支えるディスクやシャフトも相応な設計をしなければならず，エンジン全体の重量が大きくなってしまふ。高温強度だけでなく密度が小さい，すなわち比強度の大きな材料もまた必要とされている。

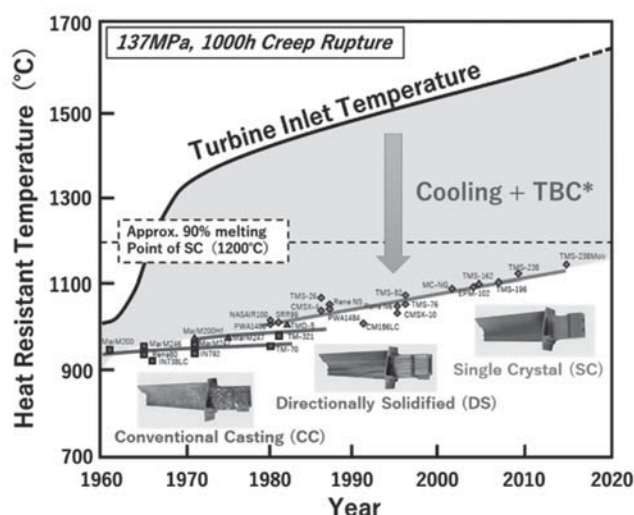


Fig. 1 Transition of TIT and Turbine airfoil material

原稿受付 2022年7月14日

*1, *2 株式会社IHI 航空・宇宙・防衛事業領域
技術開発センター 材料技術部

*1 〒196-8686 西多摩郡瑞穂町殿ヶ谷229

*2 〒190-1297 昭島市拝島町3975番地18

2. Ni合金およびNi基単結晶合金

航空機エンジン用タービン翼材料の歴史はNi合金の開発の歴史でもある。耐熱合金としてのNi合金のスタートはニクロム（Ni-20wt.%Cr）であり，それにTiやCを

添加したNimonic®*4 75⁽⁵⁾, TiやAlを添加し γ' 相で析出強化したNimonic®80が開発され、1940年代にイギリス空軍のフランク・ホイットルがジェットエンジンのタービン翼に使用した^{(6),(7),(8)}。その後、Co, Mo, W, Nbなども添加され、1940年代後半にWaspaloyやM-252, 1950年代にHastelloy®*5 X, Rene41, Inconel®*6 718などの合金が開発された⁽⁶⁾。また、1950年代前半にKelsey-Hayes社（現在、PCCグループのSpecial Metal社）が真空溶解技術を開発し⁽⁶⁾、合金中の介在物や不純物元素を大幅に低減できるようになったことでNi合金の特性は大幅に向上した。1950年代後半には真空中で溶解から精密鑄造までを連続して行なえる装置が開発された⁽⁶⁾。これによりAl添加量を増やして γ' 相の体積率を増加させることで更なる高強度化が可能となった。その後、現在でも低圧タービン（Low Pressure Turbine : LPT）翼材に使用されているRene77, Rene80, IN100などの合金が開発されている。1960年代には一方向凝固技術が開発され⁽⁶⁾、応力軸に対し垂直な粒界を排除したDS材や粒界をなくしたSC材が誕生し、クリープ強度は大きく向上した。1980年代にCMSX-2, PWA1480, ReneN4などの第1世代SCが開発され^{(9),(10),(11)}、1980年代後半から1990年代前半にかけてReが約3 wt.%添加されたCMSX-4®*7, PWA1484, ReneN5などの第2世代SCが開発された^{(10),(12),(13)}。これらのSC材は、高温強度、耐環境性、コーティング特性に優れており、耐酸化Alコーティングや遮熱コーティングと共に、現在でも多くの航空機エンジンの高圧タービン（High Pressure Turbine : HPT）翼材として使用されている。1990年代後半にReを約6 wt.%まで高めたCMSX-10やReneN6などの第3世代SCが開発された^{(14),(15)}。第2世代SCより高温強度は高くなったものの、高温長時間の暴露により位相幾何学的最密充填相（Topologically Closed-packed Phase : TCP相）が析出したり、Alコーティングを施工すると二次反応層（Secondary Reaction Zone : SRZ）と呼ばれる変質層がコーティング直下に生成したり、重元素の過剰添加による組織安定性の低下が問題視された。そのため第1世代SCや2世代SCほど幅広く使用されなかったが、Airbus社A320neoのエンジンであるP&W社のPW1133GのHPT翼などに適用されている⁽¹⁶⁾。TCP相やSRZを抑制するため、第3世代SCをベースに約3 wt.%のRuを添加した合金が第4世代SCである。海外ではNASA, Pratt & Whitney (P&W) 社, General Electric (GE) 社が共同開発したEPM-102⁽¹⁷⁾、国内では物質材料研究機構（NIMS）とIHI社が共同開発したTMS®*8 -138やTMS®-138Aがある⁽¹⁸⁾。前者はPt-Alコーティングと一緒にHPT

翼材への適用が検討された⁽¹⁷⁾。後者は経済産業省の環境適合型次世代超音速推進システムの研究開発（ESPR）の中で、TITが1650℃の条件下においてエンジンテストが行われ構造健全性が確認された⁽¹⁹⁾。ESPRプロジェクトの成果の一部をFig. 2に示す。その後、Rolls-Royce (RR) 社のTrent1000の中圧タービン動翼に適用されている⁽²⁰⁾。最近では2018年にOxford大学においてABD-2という第4世代SCが開発されている⁽²¹⁾。

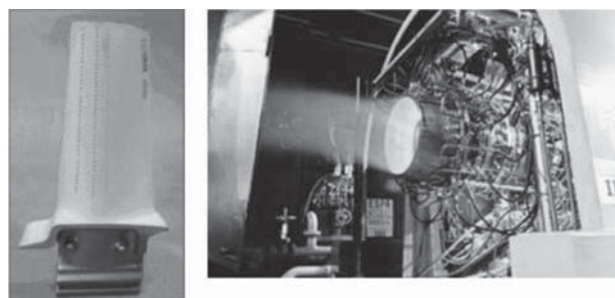


Fig. 2 Results of ESPR project, Left: Turbine blade with TBC before engine test⁽²⁴⁾, Right: Backward view of ESPR Engine during the test⁽²⁵⁾

2000年代後半には、Ruを約5 wt.%にまで高め、第4世代SCの課題であったTCP相の析出を抑制しクリープ強度を向上させたTMS®-196などの第5世代SCがNIMSおよびIHI社によって開発された⁽²²⁾。第5世代SCの二次電子像をFig. 3に示す。第5世代SCの耐環境性は第2世代SCに及ばないものの、微細な γ/γ' 相構造によりNi合金の中ではトップクラスの高温強度を有しており、耐用温度は1100℃を超えている。これまでに海外で第5世代以降のSC材を開発したという報告はなく、日本が独占する材料技術の一つである。

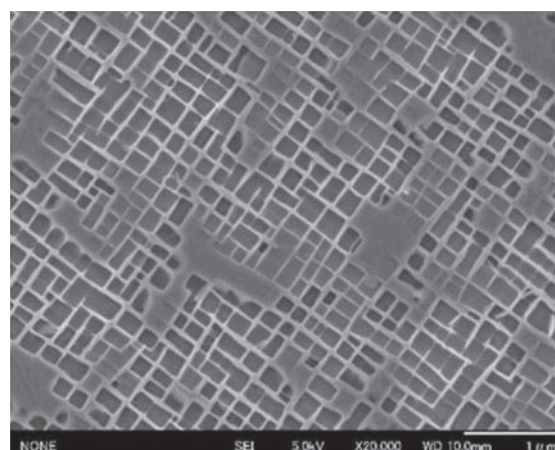


Fig.3 Secondary Electron Image of the Fifth generation Ni-based single crystal alloy

2015年にはNIMSが第6世代SCであるTMS®-238を開発し、第5世代SCよりも耐環境性が改善されたと報告されている⁽²³⁾。しかし、実機適用に向けて解決すべき課

*4 Special Metals社 登録商標

*5 Haynes International社 登録商標

*6 Huntington Alloys社 (Special Metals社) 登録商標

*7 Cannon Muskegon社 登録商標

*8 国立研究開発法人物質・材料研究機構 登録商標

題はまだ残っており、今後の戦略的イノベーション創造プログラム（Cross-ministerial Strategic Innovation Promotion Program：SIP）の「航空機材料の国際標準化・認証のための材料データベースの構築」や新エネルギー・産業技術総合開発機構（NEDO）の「航空機エンジン向け材料開発・評価システム基盤整備事業」の中で課題解決に向けた研究が期待される。

3. セラミックス基複合材料

航空機エンジンの高効率化・軽量化に向けた有望な技術として、セラミックス基複合材料（Ceramic Matrix Composites：CMC）が長年開発されてきた。1970年代に東北大にてCMCに適用可能な10ミクロン程度の細径SiC繊維が開発されて以来、日米欧にて部品への適用研究が精力的に進められてきたが、2016年にGE社が民間航空機向けLEAPエンジンの高圧タービンでCMCシュラウドを実機へ適用した。更に大型エンジンとなるBoeing777X用のGE9Xエンジンにおいて、CMCの適用部品を燃焼器やタービン静翼へ拡張させ、本格的な適用開始の時期に至っている²⁶⁾。

CMCは実用化に至るまでに長い期間がかかっているが、主だった課題として下記に取り組まれてきた。まず開発初期は強化繊維の耐熱性が十分でなかった。これはSiC繊維の製造中に酸素が混入されるため、Si-C-O繊維となったことが原因である。そのため、酸素を取り込まない電子線照射のプロセスを適用する、もしくは高温で焼成することにより、繊維中の酸素量の低減が行われた。また、CMCの強度は繊維のみならず、繊維とマトリクス界面にある界面コーティングにより大きく影響を受けるが、開発初期は耐酸化性に乏しい炭素が用いられていた。その後炭素から窒化ホウ素へ置き換わることで界面の耐酸化性が改善され、CMCの高温強度が改善された。現在の主な課題としては、CMC表面を燃焼ガスによる水蒸気減肉から守る耐環境コーティング（Environmental Barrier Coating、以後EBC）の開発である。耐水蒸気減肉性を得るには、希土類ケイ酸塩等によるコーティングが有効であることが知られているが、CMC部品適用温度が向上するにつれ、CMAS（Calcium-Magnesium Alumino-Silicate）と呼ばれる空気中に含まれる砂等の付着物が溶融し易くなり、EBC内に入り込んでEBCを剥離させることが知られている。CMASが付着しても、溶融しない反応生成物（アパタイト等）を作るEBCが開発されている。これらの努力により、CMCの耐熱温度はNi合金の1100℃を大きく上回り、1300℃程度となっている。また、1400℃での適用を可能とするため、更なる耐熱性の向上を目指した開発が進められている。代表的なCMCのミクロ組織をFig. 4に示す²⁷⁾。

IHIはMETIやNEDOの開発プロジェクトにおいて、CMCの静翼や動翼の開発を進めてきた²⁸⁾。また、NEDO

委託研究「次世代構造部材創成・加工技術開発」の中で、1400℃級のCMC材料を開発している。本開発材を用いて試作したシュラウドの外観をFig. 5に示す。現在実施しているNEDO助成事業「次世代複合材創製・成型技術開発」において、本試作部品を用いたエンジン搭載試験を行い、問題なく試験は終了した。また、本助成事業において、1400℃環境下でCMAS腐食に耐えうるEBCの開発を行っている。

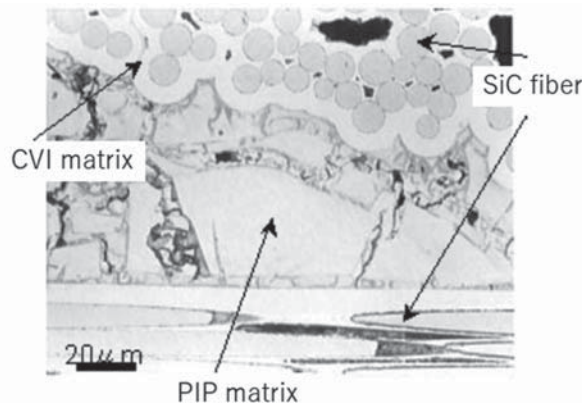


Fig. 4 Typical microstructure of CMC made by CVI (Chemical Vapor Infiltration) and PIP (Polymer Impregnation and Pyrolysis) process

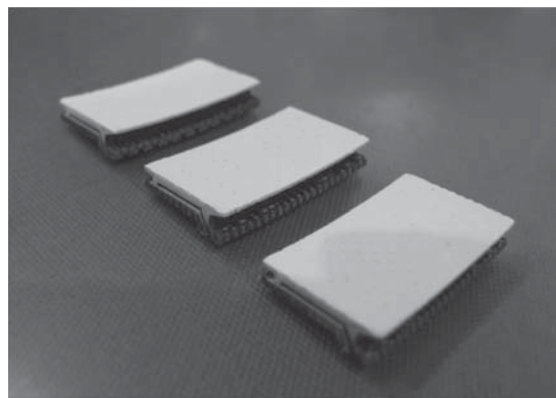


Fig. 5 Appearance of Shrouds made of developed CMC material to withstand 1400 deg.C²⁹⁾

4. チタンアルミ

チタンアルミ（Titanium aluminide：TiAl）は軽量かつ耐熱性に優れた金属材料であり、その密度（約4 g/cm³）は航空機エンジンのタービン翼として使用されているNi合金と比べて半分ほどである。そのため、Ni合金に比べてTiAlの耐用温度は低いものの、LPT後段側の温度帯（700℃付近）においてはその比強度を超える。Ni合金およびTiAlの比強度をFig. 6に示す。耐酸化特性は、Ti-Al 2元系合金では800℃を超えると著しく酸化が進行するが、NbやSiを添加することにより大幅に改善しAlloy713Cに匹敵するようになる³⁰⁾。

1960年代頃から欧米を中心にTiAlの実用化に向けた様々な研究開発が進められ、1999年には自動車用ター

Table 1 Titanium aluminide for practice use for civil aero engines ^{30),32-33)}

Process	Engine	Parts	Alloy Name	Composition (at.%)	Development
Cast	GENx LEAP	LPT** Blade	48-2-2	Ti-48Al-2Nb-2Cr	General Electric
		LPT** Blade	48-2-2	Ti-48Al-2Nb-2Cr	General Electric
Wrought	PW1100G-JM	LPT** Blade	TNM	Ti-43Al-4Nb-1Mo-0.1B	MU Leoben, MTU
AM*	GE9X	LPT** Blade	—	—	—

* Additive Manufacturing, ** Low Pressure Turbine, — Not reported

ボチャージャの翼車として初めて実用化に成功した⁽¹⁾。民間航空機分野においては (Table 1), 近年開発された多くのエンジンにTiAl製のLPT動翼が採用され, その製造方法は従来から広く使われてきた鍛造・鍛造だけでなく最新のAdditive manufacturingと多岐にわたる。航空機エンジンメーカーの中で最初にTiAlを実用化したのがGE社である。Boeing787 Dreamlinerに搭載されたGENxエンジンのLPT全7段のうち最終2段にGE社が開発した鍛造TiAl翼を採用し (Fig. 7), 2008年にアメリカ連邦航空局 (Federal Aviation Administration : FAA) から型式承認を取得した⁽³⁾。当該TiAl翼による軽量化は1エンジン当たり約80kgであり, エンジンを機体に装着するためのマウントなどの軽量化を加味すれば, 機体全体では180kgを超える軽量効果がある⁽³⁾。その後, A320neoに搭載されたPW1100G-JMエンジン (2014年にFAAの型式承認取得) のLPT最終段の動翼に欧州で開発された鍛造材のTNM合金 (Ti-43Al-4Nb-1Mo-0.1B at.%) が採用された。また最近ではGE9Xエンジン (2020年にFAAの型式承認取得) にAdditive manufacturingのTiAl動翼が採用されている。

欧米で開発されたTiAlがタービン動翼部材として実用化される中, 我が国では2014年からの5年間, SIPの革新的構造材料のひとつとして「ジェットエンジン用高性能TiAl基合金の設計・製造技術の開発」が進められた⁽⁴⁾。その成果として既存の実用化合金より高温強度特性と製造性に優れた材料開発に成功し⁽⁵⁾, 今後の実用化が期待される。

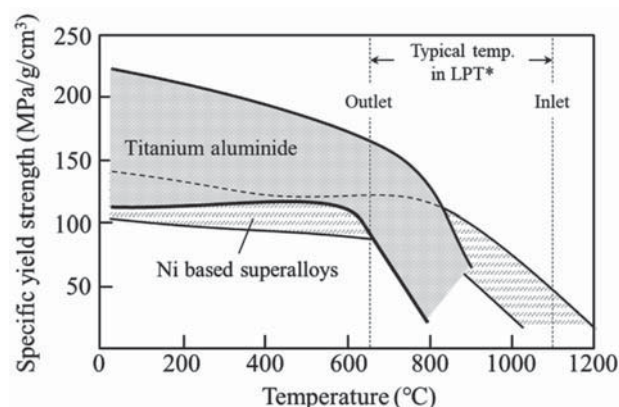


Fig. 6 Temperature capabilities of titanium aluminide and Ni based superalloys for low pressure turbine blade of aero engines (*Low Pressure Turbine)



Fig. 7 Titanium aluminide low pressure turbine blade for GENx ⁽³⁾

5. 結言

第4世代までのSC, CMC, TiAl合金は実機に適用され航空機エンジンの燃費向上と高出力化に貢献した。今後, 第5世代SC, 第6世代SC, 1400℃級CMC, 耐熱性の高いTiAl合金の適用によるさらなる燃費向上や高出力化が期待される。また, 本稿では取り扱わなかったが, 金属シリサイドの研究も進んでいる。これら将来を担う材料技術の研究開発には産学官の連携が必要不可欠である。

参考文献

- (1) IPCC「1.5℃特別報告書」の概要, 2019年7月版, 環境省。
- (2) Our World in Data. org., Climate change and flying: what share of global CO2 emissions come from aviation? <<https://ourworldindata.org/co2-emissions-from-aviation>> (accessed on 17 Jun, 2022).
- (3) 航空分野におけるCO2削減の取組状況, 国土交通省 航空局, 令和3年4月。
- (4) 防衛装備庁技術シンポジウム2020 研究紹介資料, 防衛装備庁 航空装備研究所 エンジン技術研究部。
- (5) Special Metals, Nimonic ®75 <<https://www.specialmetals.com/documents/technical-bulletins/nimonic-alloy-75.pdf>> (accessed on 17 Jun, 2022).
- (6) CHESTER T. SIMS, WILLIAM C. HAGEL, The Superalloys, John Wiley & Sons, Inc., (1972), p. 16.
- (7) John Baily, Inventive Geniuses Who Changed the World: Fifty-Three Great British Scientist and Five Centuries of Innovation, Springer, (2022), p. 95.
- (8) Cyrus B. Meher-Homji, THE DEVELOPMENT OF THE WHITTLE TURBOJET, Bechtel Corporation, (1997), p. 4.
- (9) K. Harris and G. L. Erickson, Single crystal (single grain) alloy, U. S. Patent 4582548, (1979).
- (10) A. D. Cetel and D. N. Duhl, SECOND-GENERATION NICKEL-BASE SINGLE CRYSTAL SUPERALLOY, Superalloys 1988, (1998), pp. 235-244.

- (11) R. V. Miner, R. C. Voigt, J. Gayda, and T. P. Gabb, Orientation and temperature dependence of Some Mechanical Properties of the Single Crystal Nickel-Base Superalloy René N4: Part I. Tensile Behavior, Metallurgical Transactions A, vol. 17A (1986), pp. 491-496.
- (12) K. Harris and G. L. Erickson, Single Crystal Alloy Technology, U. S. Patent 4643782, (1987).
- (13) C. S. Wukusick and L. Buchakjian, Improved Property Balanced Nickel-base Superalloys for Producing Single Crystal Articles, U. K. Patent Appl. GB2235697, (1991).
- (14) G. L. Erickson, Single crystal nickel-based superalloy, U. S. Patent 5366695, (1994).
- (15) W.S.Walston, K.S.O' Hara, E.W.Ross, T.M. Pollock and W.H.Murphy, RENE N6:THIRD GENERATION SINGLE CRYSTAL SUPERALLOY, Superalloys 1996, (1996), pp. 27-34.
- (16) David Furrer, Rollie Dutton, Computational Models in the Materials World - We are nearly there..., AIAA Conference, (2013).
- (17) S. Walston, A. Cetel, R. MacKay, K. O' Hara, D. Duhl, and R. Dreshfield, JOINT DEVELOPMENT OF A FOURTH GENERATION SINGLE CRYSTAL SUPERALLOY, NASA /TM-2004-213062, (2004).
- (18) 小泉 裕, 張 建新, 小林 敏治, 横川 忠晴, 原田 広史, 青木 祥宏, 荒井 幹也, 白金族元素ルテニウムを含む次世代 Ni 基単結晶超合金の開発, 日本金属学会誌 第67巻第9号 (2003), pp. 468-471.
- (19) 荒木 隆人, 青木 祥宏, 植田 祐介, 佐藤 彰洋, 細谷昌厚, 先進金属材料適用研究, 石川島播磨技報 Vol. 44 No. 4 (2004), PP. 266-270.
- (20) 「ナノイノベーションの最先端」第28回<<https://www.nanonet.go.jp/magazine/feature/10-9-innovation/28.html>> (accessed on 17 Jun, 2022).
- (21) Reed Roger, Zhu Zailing, Crudden David, A NICKEL-BASED ALLOY, European Patent EP 3 329 025 B1.
- (22) Akihiro Sato, Hiroshi Harada, An-Chou Yeh, Kyoko Kawagishi, Toshiharu Kobayashi, Yutaka Koizumi, Tadaharu Yokokawa, and J. X. Zhang, A 5th GENERATION SC SUPERALLOY WITH BALANCED HIGH TEMPERATURE PROPERTIES AND PROCESSABILITY, Superalloys 2008, (2008), pp. 131-138.
- (23) Kyoko Kawagishi, An-Chou Yeh, Tadaharu Yokokawa, Toshiharu Kobayashi, Yutaka Koizumi and Hiroshi Harada, DEVELOPMENT OF AN OXIDATION-RESISTANT HIGH-STRENGTH SIXTH GENERATION SINGLE- CRYSTAL SUPERALLOY TMS-238, Superalloys 2012: 12th International Symposium of Superalloys, (2012), pp. 189-195.
- (24) 宮澤宏治, 夏村 匡, TBC タービン翼の研究開発, 第2回環境適合次世代超音速推進システムシンポジウム予稿集 2004年6月, (2004).
- (25) 満岡次郎, 小林健児, 小見淳介, ESPR プロジェクト研究総括, 石川島播磨技報, 第44巻第4号 (2004), pp. 251-253.
- (26) Jim Steibel, Ceramic matrix composites taking flight at GE Aviation., American Ceramic Society Bulletin, Vol. 98, No. 3 (2019), pp. 30-33.
- (27) 中村 武志, 高温用非金属材料の技術動向, 日本ガスタービン学会誌, Vol. 38, No. 3 (2010), pp. 140-145.
- (28) 中村 武志, 航空機エンジン用CMC タービン部品の開発, IHI技報, Vol. 53, No. 4 (2013), pp. P34-37.
- (29) 中村 武志, CMC, EBC開発動向の紹介, 日本ガスタービン学会誌, Vol. 49, No. 4 (2021), pp. 265-270.
- (30) 小柳禎彦, 軽量耐熱材料チタンアルミ合金の実用化に向けた技術発展, 電気製鋼, Vol. 88, No. 2 (2017), pp. 77-84.
- (31) 藤村哲司, 西川秀次, 守屋信彦, 今村満勇, GENxエンジンの開発, IHI技報, Vol. 48, No. 3 (2008), pp. 153-158.
- (32) Matthew S. Dahar, Sesh A. Tamirisakandala, John J. Lewandowski, Integrated Computational Materials Engineering of Gamma Titanium Aluminides for Aerospace Applications, MATEC Web of Conferences The 14th World Conference on Titanium, Vol. 321 (2020).
- (33) GE Report <<https://www.ge.com/news/reports/da-vinci-code-2-0-3d-printing-digital-technologies-altering-face-aircraft-engine-manufacturing-italy>> (accessed on 25 May, 2022).
- (34) 国立研究開発法人 科学技術振興機構 <<https://www.jst.go.jp/sip/k03/sm4i/project/project-b.html>> (accessed on 25 May, 2022).
- (35) 倉茂将史, 大田祐太郎, 小谷正浩, 南大基, ジェットエンジン用高性能材料の開発, IHI技報, Vol. 60, No. 2.

特集：ガスタービン材料開発と保証技術の最新動向

次世代ボイラ用耐熱鋼および耐熱合金の開発

Development of Heat-resistant Steel and Alloy for Advanced Power Boilers



浜口 友彰^{*1}
HAMAGUCHI Tomoaki

キーワード：Advanced-USC, Gr. 93鋼, 溶接継手, HR6W, 耐SR割れ性

Key Words：Advanced-USC, Gr. 93 steel, welded joints, HR6W, stress relaxation cracking resistance

1. 緒言

2021年10月31日から11月13日にかけて、英国のグラスゴーにおいて世界197ヵ国が参加したCOP26が開催され、世界の平均気温上昇を産業革命前と比較して1.5℃に抑えることが掲げられたパリ協定での目標達成に向け、2030年での気候変動対策が締結国に求められた。脱炭素化社会の実現に向け欠かせないとされているのが火力発電から排出される二酸化炭素の削減である。Fig. 1に示すとおり、日本国内ではCOP26に先立って発表された第6次エネルギー基本計画において、2019年度から2030年度にかけて石炭火力発電の比率を32%から19%まで減らす方針が示された⁽¹⁾。石炭火力発電などに台頭する電源として考えられているのが再生可能エネルギーである。しかしながら、再生可能エネルギーのみで日本全体の電力を賄うことはできない。したがって、石油や天然ガスに比較して原料として安価であり、これまで世界的にベースロード電源として活躍してきた石炭火力発電は今後も不可欠と考えられる。

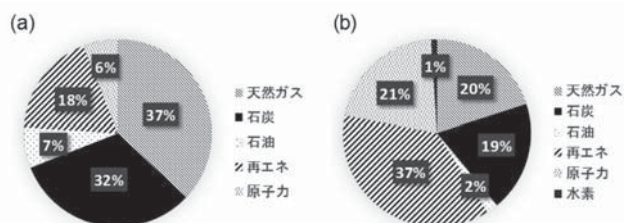


Fig. 1 Comparison of electric power supply ratio in Japan in (a) 2019 and (b) 2030 ⁽¹⁾

日本では、高度成長期から次々と火力発電所の新設や設備の更新が行われ、蒸気条件の改善がなされてきた。現在、電源開発(株)の磯子石炭火力2号機で、蒸気

温度600℃／620℃、主蒸気圧力25 MPaが運転されており、日本は世界最高レベルの石炭火力技術を保有している^{(2),(3)}。それからさらなる高効率化を目指し、USC発電の蒸気温度を700℃程度まで高めた先進超々臨界圧(Advanced-Ultra Super Critical: A-USC)発電の技術開発が2000年前後より欧州と米国で開始された⁽⁴⁾⁻⁽⁷⁾。日本においても、2008年度～2016年度で経済産業省の補助(2016年度はNEDOの助成)を受け、「先進超々臨界圧火力発電実用化要素技術開発」が行われた^{(8),(9)}。このように、現在も高効率化の志向は続いており、さらに、2030年度における石炭火力発電の発電効率は既設のUSC発電の最高水準である43%を目標としている。

本稿では、今後の高効率な火力発電への適用が期待される新しい耐熱鋼・耐熱合金であるGr. 93鋼とHR6Wを紹介する。Gr. 93鋼は、既存のフェライト系耐熱鋼に比較して、特に溶接継手のクリープ強度の低下を軽減することを目的として開発された材料である。HR6Wは、700℃超の蒸気を想定したA-USCボイラ用材料としても適用可能な合金として開発された合金である。

2. フェライト系耐熱鋼 Gr.93鋼

2.1 材料設計

Gr. 93鋼(ASME Code Case 2839, ASTM T93/P93)は旧新日鐵住金(株)(現：日本製鉄(株))によって開発された^{(10),(11)}。Gr. 93鋼の合金設計指針をTable 1に示す。Gr. 93鋼は、11Crフェライト系耐熱鋼であるSAVE12(0.1C-11Cr-3W-3Co-V-Nb-Ta-Nd-N, mass%)を改良した材料である⁽¹²⁾。マルテンサイト素地の高強度化とデルタフェライトの生成抑制を目的として3 mass%のコバルト⁽¹²⁾、固溶強化とFe₂W型Laves相による析出強化を目的として3 mass%のタングステン、クリープ破断延性の向上を目的として0.03 mass%のネオジム⁽¹³⁾をそれぞれ添加している。また、MXの熱的不安定性により長時間側で起こるMXからZ相への相変態がクリープ強度低下を誘因すること⁽¹⁴⁾、さらに、長時間使用中に起こ

原稿受付 2022年7月8日

*1 日本製鉄(株) 技術開発本部

〒660-0891 尼崎市扶桑町1番8号

E-mail: hamaguchi.84x.tomoaki@jp.nipponsteel.com

る $M_{23}C_6$ の粗大化とその粒子間距離の増大に伴うマルテンサイトラス組織の回復が、長時間クリープ破断強度の著しい低下を引き起こすことから^{(15)–(18)}、クロム量を9 mass%としている。ボロンは、界面に析出する $M_{23}C_6$ の粗大化を抑制し、ラス組織の回復を抑制して長時間クリープ強度の維持に寄与することから0.01 mass%添加している^{(19)–(21)}。また、ASME Gr. 91鋼などの既存の高Crフェライト系耐熱鋼の溶接継手において、低応力長時間の試験でのクリープ破断強度が母材のクリープ強度に比較して著しく低下することが知られており^{(22)–(27)}、これは細粒HAZにおいて起こるクリープ破壊（Type IV破壊）が主な原因とされている^{(26)–(30)}。田淵らは、高ボロンかつ低窒素とした材料の溶接継手では、細粒HAZ組織が形成されず、炭化物が微細分散することによりHAZのクリープ強度が改善され、Type IV破壊を抑制できる可能性を示した⁽³¹⁾。そして、Type IV破壊を抑制する材料としてMARBN（MARTensitic 9Cr steel strengthened by Boron and Nitrides）が開発された^{(32), (33)}。Gr. 93鋼においても、MARBN鋼の考えを取り入れ、ボロンと窒素の添加量を調整している。

以上の合金設計指針に基づき、Gr. 93鋼の化学組成の範囲をTable 2とした。

Table 1 Alloy design concept of Gr. 93 steel^{(30), (31)}

Elements	Objectives	Improvements
9Cr	• Long-term creep strength	Creep strength of base metal
3W	• Laves phase precipitation strengthening	
	• Solution strengthening	
0.01B	• Suppression of $M_{23}C_6$ coarsening on G.B.	
0.01N (low-N)	• Suppression of Z-phase • BN precipitation	Creep ductility
0.03Nd	Suppression of S segregation	
3Co	Stability of martensite	
0.01B	Suppression of fine grain in HAZ	Creep strength of welded joint

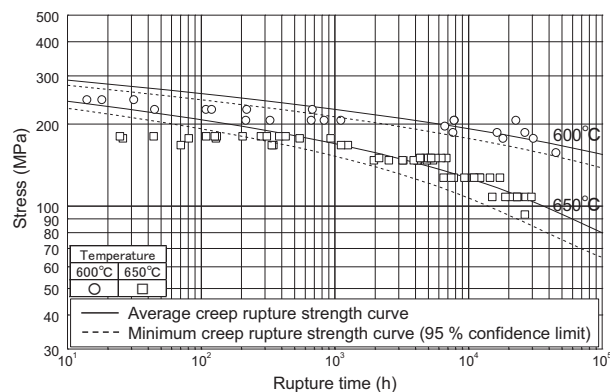
Table 2 Chemical composition range (in mass %) of Gr. 93 (ASME Code Case 2839) steel^{(30), (31)}

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	W
0.05 /0.10	0.05 /0.05	0.20 /0.70	≤0.020	≤0.008	8.50 /9.50	≤0.20	2.5 /3.5
Co	V	Nb+Ta	Nd	B	solAl	N	O
2.5 /3.5	0.15 /0.30	0.05 /0.12	0.010 /0.060	0.007 /0.015	≤0.030	0.005 /0.015	≤0.0050

2.2 母材のクリープ特性

Gr. 93鋼の大径管、小径管、および試験鋼板の600℃および650℃のクリープ破断試験結果をFig. 2に示す^{(10), (11)}。図中には、これらの破断データをLarson-Miller法により回帰した平均強度線、および95%信頼下限線を実線および破線でそれぞれ合わせて示す。長時間側の回帰精度を高めるため、回帰には500時間以上で破断したデータ

のみを使用した。600℃において最大で40,000時間以上の破断データが得られており、長時間においても安定した高いクリープ強度を有する。また、Gr. 93鋼の母材の600℃における許容応力はGr. 91鋼の約1.5倍、Gr. 92鋼の約1.2倍であり、既存の9Crフェライト系耐熱鋼に比較して優れたクリープ強度を有する。

Fig. 2 Creep rupture strength of Gr. 93 steel base metal^{(10), (11)}

2.3 溶接継手のクリープ特性

Gr. 93鋼の溶接継手のクリープ破断試験結果を、母材の試験結果と併せてFig. 3に示す⁽¹¹⁾。破断点付近に記載のWM（Weld Metal）、BM（Base Metal）、FL（Fusion Line）およびHAZ（Heat-Affected Zone）は破断亀裂の位置を示し、それぞれ溶接金属、母材、溶融線および溶接熱影響部を示す。20,000時間より短時間で破断した溶接継手は、いずれも母材の下限線より長寿命であり、溶接金属の種類によるクリープ破断強度の顕著な差異はなかった。破断亀裂の位置は使用した溶接金属により傾向が異なり、ER90S-Gを使用した溶接継手の破断形態は溶接金属で破断するType I、または溶接金属からHAZにわたり破断するType IIであり、ERNiCr-3を使用した溶接継手は、母材、または溶融線において破断した。溶接金属によって破断亀裂の位置が異なる理由は、母材であるGr. 93鋼と溶接金属のクリープ破断強度の差異に起因するものと推察される。一方、20,000時間を超える低応力のクリープ試験では、いずれの溶接金属を用いた溶接継手のクリープ破断寿命も母材の下限線を下回り、概ねHAZを含む位置で破断した。従来鋼の母材に対する溶接継手のクリープ破断強度の低下は、例えばGr. 92鋼であれば、600℃で10,000時間前後、650℃で1,000時間前後から生じる⁽²³⁾。今回のGr. 93鋼溶接継手のクリープ破断試験結果から、Gr. 93鋼溶接継手のクリープ破断強度は低応力側で母材に対し低下するが、低下の開始時間は従来鋼の溶接継手に比較して長時間側である。さらに、母材のクリープ破断強度に対する溶接継手の強度低下の度合いは、従来鋼に比較して小さい。

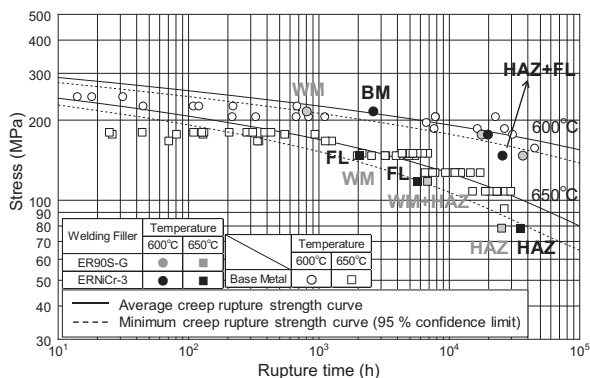


Fig. 3 Creep rupture strength of Gr. 93 steel base metal and welded joints ⁽¹⁾

2.4 溶接継手のクリープ破断材の金属組織

ERNiCr-3を用いた溶接継手の650℃, 78.5 MPaのクリープ破断試験において34,966時間で破断した試験片平行部断面の光学顕微鏡組織をFig. 4に示す³⁴⁾。図はクリープ破断した部位の溶接金属を挟んで反対側の断面であり、上部が鋼管の外表面側、下部が内表面側、左側が溶接金属である。HAZの広い範囲でクリープボイドが観察される。特に溶融線から1,300 μm の位置近傍に溶融線に概ね平行に連なる多数のクリープボイドが存在している。

HAZとクリープ損傷の関係を考察するために、HAZにおけるクリープボイドの面積を測定した。クリープボイドの面積は、Fig. 4の点線枠の領域の光学顕微鏡観察組織を二値化した後、5 μm^2 以上の面積を有するものをクリープボイドと定義し、それらを合計した。測定に用いた光学顕微鏡観察組織をFig. 5に、得られたクリープボイドの面積と溶融線からの距離との関係をFig. 6に示す³⁴⁾。クリープボイドが最も顕著に確認されるのは溶融線から1,350 μm 前後の位置である。すでに報告されているとおり、クリープ破壊は溶融線から1,000 μm ~ 1,500 μm ほど離れた母材側のHAZで生じており³⁵⁾、本結果と合致する。一方、650℃で30,000時間を超えるクリープ変形後においても、溶融線から十分に離れた母材ではラスマルテンサイトが維持され、顕著なクリープボイドもなく、95%信頼下限線を下回るような強度低下の要因は観察されない。

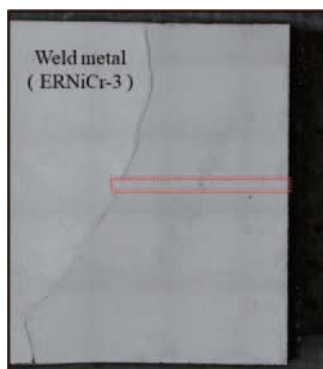


Fig. 4 Microstructures of Gr. 93 steel welded joint after creep testing ³⁴⁾

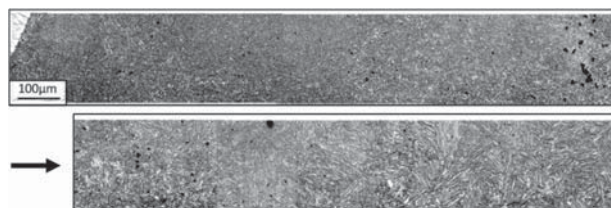


Fig. 5 Microstructure used for the calculation of area of creep voids

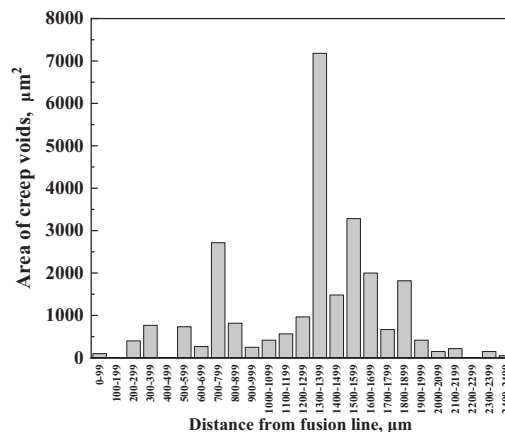


Fig. 6 Area of creep voids in HAZ after creep test ³⁴⁾

3. Ni基耐熱合金 HR6W

3.1 成分設計

蒸気温度700℃級のA-USC発電プラントにおいて、過熱器管、再熱器管の材料温度は750℃以上になると想定されるため、従来のオーステナイト系耐熱鋼ではクリープ強度が不足する。また、主蒸気管や再熱蒸気管においてもクリープ強度や耐水蒸気酸化性の観点から、従来のフェライト系耐熱鋼の適用は難しい。そのため、A-USC発電プラントにおける過熱器管、再熱器管、蒸気配管にはNi基耐熱合金の適用が不可避となる。

HR6W (ASME Code Case 2684) は、Alloy 617などの既存のNi基耐熱合金で添加されているコバルトを添加しない合金であり³⁶⁾、Alloy 617に比較してクリープ強度は劣るが、クリープ延性や耐SR割れ性に優れた合金である。HR6Wの合金設計指針をFig. 7に示す³⁹⁾。700℃級のA-USCボイラの耐水蒸気酸化性、高温腐食性、金属組織の安定性の観点から、クロム量を23%としている。長時間クリープ変形後も微細な M_{23}C_6 を保つためにチタンやニオブを微量添加している³⁷⁾。クリープ延性や大径厚肉鋼管の製造性などを重視し、Alloy 617などの既存Ni基耐熱合金で活用されている γ' 相 ($\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$) による析出強化を用いないため、アルミニウムは添加されていない。タングステンの添加により、その固溶強化に加えて Fe_2W 型のLaves相の析出強化が強化機構として作用し、本合金の安定な長時間クリープ強度が得られている。また、タングステンの単独添加によって、モリブデンを単独添加した場合に700 ~ 750℃の長時間クリープ中に多量に析出する γ 相の析出を抑制し、安定な金属組

織を得ている³⁸⁾。このような設計指針に基づき定められたHR6Wの化学組成範囲をTable 3に示す。

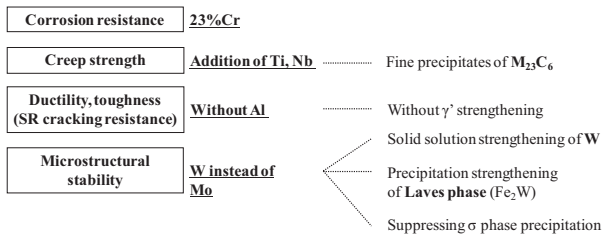


Fig. 7 Alloy design concept of HR6W

Table 3 Chemical composition range (in mass %) of HR6W (ASME Code Case 2684)³⁹⁾

C	Si	Mn	P	S	Cr	W
≤0.10	≤1.0	≤1.50	≤0.030	≤0.015	21.5 /24.5	6.0 /8.0
Ti	Nb	N	B	Fe	Ni	
0.05 /0.20	0.10 /0.35	≤0.02	0.0005 /0.006	20.0 /27.0	Remainder	

3.2 母材クリープ特性

Fig. 8にHR6Wのクリープ破断強度を示す。最長約115,000時間のクリープ破断データを取得しており、650～800℃の長時間側において安定かつ高いクリープ破断強度が実証されている。ASME CC2684の許容引張応力値から逆算した10万時間平均クリープ破断強度は700℃で87MPaであり、 γ' 析出強化合金であるAlloy 617の112MPaより低いものの、長時間側においても良好なクリープ破断延性を示すことが確認されている³⁶⁾。また、応力破断時間線図の勾配が γ' 析出強化Ni基合金と比較して緩やかである。

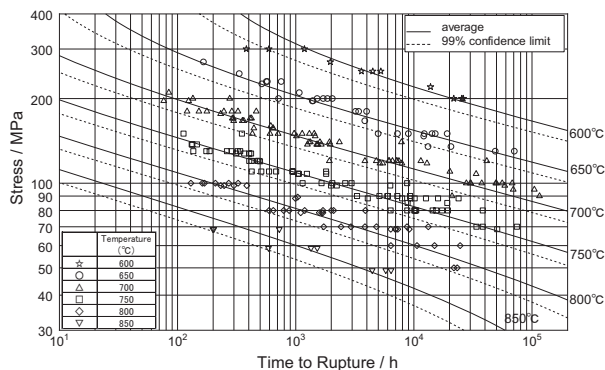


Fig. 8 Creep rupture strength of HR6W base metal

3.3 長時間使用後の金属組織と析出物

700℃、98MPaのクリープ試験条件において58,798時間で破断したクリープ試験片平行部の光学顕微鏡観察組織をFig. 9に示す³⁹⁾。700℃で長時間クリープ変形後も微細な析出物が観察されるが、 σ 相などの粗大な粒界析出相は認められない。同破断材の抽出レプリカTEM観察組織をFig. 10に示す³⁹⁾。粒内析出物はLaves相と $M_{23}C_6$ と

同定された。数 μm の大きさの析出物がLaves相であり、長時間側においても顕著な粗大化は認められない^{(40),(41)}。また、粒界析出物は $M_{23}C_6$ と同定された。

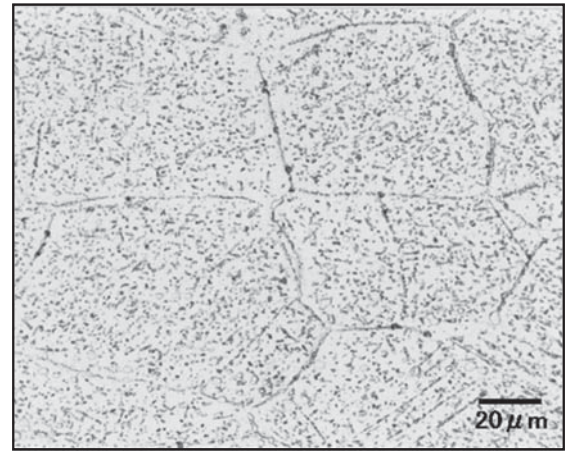


Fig. 9 Optical microstructure of HR6W after creep rupture³⁹⁾

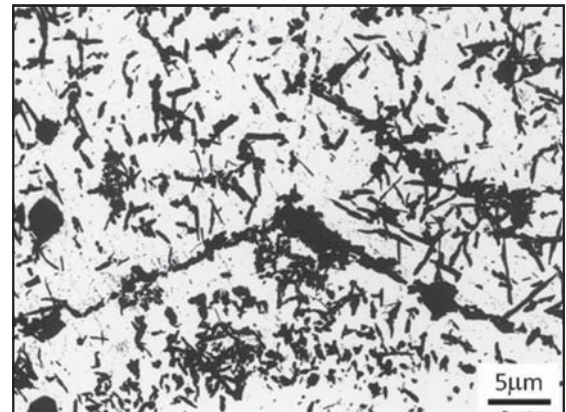


Fig. 10 TEM microstructure of extracted replica of HR6W after creep rupture³⁹⁾

温度や時間の変化に伴うLaves相の析出率変化をFig. 11に示す。抽出残差分析で検出されたW量をThermo-Calcで求めたLaves相の平衡析出量で除して得られたW析出率をOrr-Sherby-Dornパラメータ(OSDP)で整理した⁽⁴²⁾。W析出率はOSDPに対して1本の曲線で表される⁽⁴³⁾。Laves相はOSDPが約マイナス11以上になると析出を開始する。Fig. 11下に、OSDPで表したクリープ破断データと、試験温度におけるヤング率で規格化した試験応力の関係を示す。図中の傾きは応力指数(n)である。Laves相の析出開始にともなって応力指数はわずかに大きくなり、析出が概ね完了するOSDPが約マイナス9より大きい領域では応力指数は3.8となる。Laves相の析出が完了するのは700℃に換算するとおおよそ30万時間であることから、Laves相は長時間においても微細な析出物として存在し、クリープ強化に寄与すると考えられる。

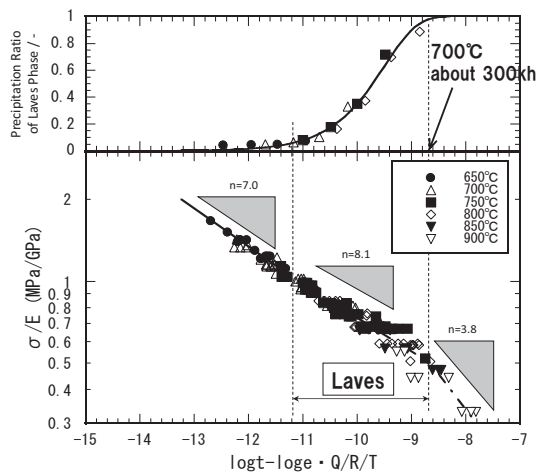


Fig. 11 Precipitation ratio of Laves phase and standardized creep rupture stress ⁽⁴²⁾

3.4 耐SR割れ性

HR6WはAlloy 617に代表される γ' 析出強化Ni基耐熱合金より延性が高く、Ni基耐熱合金の課題とされた高温使用時の溶接部近傍における応力緩和割れ（Stress Relaxation Cracking, SR割れ）の感受性が低い。SR割れが生じる、遅い歪速度の高温変形を再現するため、歪速度を通常の1/1,000 ($1.0 \times 10^{-6} \text{s}^{-1}$)とした極低歪速度引張試験（Slow Strain Rate Tensile Test, SSRT）を実施した。溶体化熱処理材に加え、HAZの模擬を目的とした1300℃前後で5秒保持する熱履歴（再現HAZ）をほどこしたHR6WとAlloy 617の700℃における試験結果をFig. 12に示す。Alloy 617は溶体化熱処理材、再現HAZ材ともにわずかな伸びを示して破断している。一方、HR6Wは、再現HAZ材でやや伸びは低下するものの、いずれも40%以上の高い伸びを示す。A-USCボイラ用鋼管として使用されることを想定し、大径肉厚鋼管相当の結晶粒径に調整した小径管を用いたHR6WとAlloy 617の耐SR割れ性が評価されている⁽⁴⁴⁾。小径管を拘束溶接後に700℃で1,000時間の時効熱処理をほどこしHAZの金属組織を観察した結果、Alloy 617では粒界に数100 μm の割れが観察されたのに対し、HR6Wでは割れは全く観察されなかった。この試験により、HR6Wの優れた耐SR割れ性が実証された。

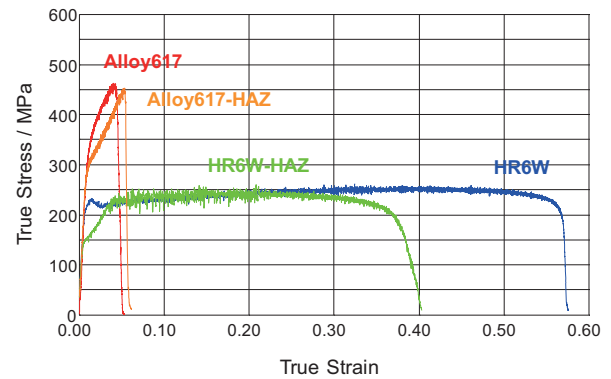


Fig. 12 SSRT (Slow Strain Rate Tensile Test) results of HR6W and Alloy 617

4. おわりに

Gr. 93鋼は、既存のフェライト系耐熱鋼の課題とされている溶接継手のクリープ破断強度を改善した高強度なフェライト系耐熱鋼として、次世代の火力発電プラントへの適用が期待される。HR6Wは1980年代後半に基本成分の設計が行われ、約20年の歳月を経たあとA-USC発電技術確立のニーズに適合し、次世代の火力発電ボイラ用の候補材として実用化研究が推進されてきた。本稿で紹介した優れたクリープ強度や耐SR割れ性のほか、クリープ疲労特性^{(45), (46)}や大径厚肉管として重要となる熱間加工性⁽³⁹⁾も良好であることが実証されている。

ヨーロッパでは再生可能エネルギーを重視するあまりエネルギー供給の不安定化による経済、安全保障、環境、公衆衛生などへの影響が懸念されている。脱炭素化社会の実現に向け石炭火力発電は減少する傾向であるものの、やはり火力発電はベースロード電源として不可欠であり、今後もその高効率化の志向は継続すると考えられる。本稿で述べた新しい耐熱鋼や耐熱合金が近い将来、次世代の火力発電ボイラ用材料として使用され、地球規模でのCO₂削減に貢献することを大いに期待する。

参考文献

- (1) 経済産業省、第6次エネルギー基本計画、2021年10月。
- (2) 公益社団法人発明協会、高効率石炭火力発電。
- (3) 大地昭生、電気学会誌、121巻（2001）、No. 4、262。
- (4) K. Metzger, K. H. Czychon, K. Maile, A. Klenk, A. Helmrich and A. Chen: Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants, Proceedings from the Sixth International Conference (2010), 86.
- (5) A. Di Gianfrancesco, A. Tizzanini, M. Jedamzik and C. Stolzenberger: Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants, Proceedings from the Seventh International Conference (2013), 9.
- (6) J. Shingledecker, R. Purgert and P. Rawls: Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants, Proceedings from the Seventh International Conference (2013), 41.
- (7) R. Romanosky, V. Cedro, R. Purgert, J.N. Phillips, H. Hack, P. Weitzel, J. Pschirer and J. Claeys: Advances

- in Materials Technology for Fossil Power Plants, Proceedings from the Eighth International Conference (2016), 1.
- (8) M. Fukuda, T. Yoshida, A. Iseda, H. Semba, E. Saito, M. Kitamura, T. Dohi, H. Aoki, K. Muroki, H. Fukutomi, K. Sato, K. Takahashi, N. Saito, Y. Hirakawa, T. Hishii, T. Takahashi, T. Takano, Y. Matsubara and Y. Yagi : Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants, Proceedings from the Eighth International Conference (2016), 12.
- (9) 足立啓：火力原子力発電, 69 (2018), 540.
- (10) A. Iseda, M. Yoshizawa, H. Okada, T. Hamaguchi, H. Hirata, K. Joutoku, T. Ono and K. Tanaka, The Thermal and Nuclear Power Generation Convention, 12 (2016), 49.
- (11) T. Hamaguchi, H. Okada, H. Hirata, S. Kurihara, H. Semba and M. Yoshizawa, Nippon Steel & Sumitomo Metal Technical Report, 409 (2017), 33.
- (12) M. Igarashi and Y. Sawaragi, International Conference on Power Engineering-97, Vol. 2 (1997), 107.
- (13) 吉澤満, 岡田浩一, 五十嵐正晃, CAMP-ISIJ, Vol. 27 (2003), 1558.
- (14) M. Yoshizawa, M. Igarashi, K. Moriguchi, A. Iseda, H. G. Armaki and K. Maruyama, Materials Science and Engineering A, 510-511 (2009), 162.
- (15) 橋詰良吉, 三木一宏, 東司, 石黒徹, 村田純教, 森永正彦, 鉄と鋼, Vol. 88 (2002), No. 11, 793.
- (16) H. Ghassemi Armaki, et al.: Materials Science and Engineering A, 527 (2010), 6581.
- (17) H. Ghassemi Armaki, et al.: Metallurgical and Materials Transaction A, 42A (2011), 3084.
- (18) H. Ghassemi Armaki, et al.: Materials Science and Engineering A, 532 (2012), 373.
- (19) 高橋紀雄, 藤田利夫, 山田武海：鉄と鋼, 第61年 (1975), 第9号, 2263.
- (20) T. Horiuchi, M. Igarashi and F. Abe, ISIJ International, Vol. 42 (2002), S67.
- (21) 阿部富士雄, ふえらむ, Vol. 17 (2012), No. 8, 560.
- (22) K. Kimura and Y. Takahashi, Proceeding of ASME 2012 Pressure Vessels and Piping Conference, ASME, New York, (2012), PVP2012-78323.
- (23) M. Yaguchi, T. Matsumura and K. Hoshino, Proceeding of ASME 2012 Pressure Vessels and Piping Conference, ASME, New York, (2012), PVP2012-78393.
- (24) K. Kimura and M. Yaguchi, Proceeding of ASME 2016 Pressure Vessels and Piping Conference, ASME, New York, (2016), PVP2016-63355.
- (25) M. Yaguchi, K. Nakamura and S. Nakahashi, Proceeding of ASME 2016 Pressure Vessels and Piping Conference, ASME, New York, (2016), PVP2016-63316.
- (26) T. Watabe, M. Yamazaki, H. Hongo, M. Tabuchi and T. Tanabe, Tetsu-to-Hagane, 90 (2004), 24.
- (27) H. Hongo, M. Tabuchi and T. Watanabe, Metall. Mater. Trans. A, 43A (2012), 1163.
- (28) K. Sawada, M. Bauer, F. Kauffmann, P. Mayr and A. Klenk, Mater. Sci. Eng. A, 527 (2010), 1417.
- (29) M. Matsui, M. Tabuchi, T. Watanabe, K. Kubo, J. Kinugawa, F. Abe, ISIJ Int., 41 (2001), S126.
- (30) X. Yu, S.S. Babu, H. Terasaki, Y. Komizo, Y. Yamamoto and M.L. Santella, Acta Mater., 61 (2013), 2194.
- (31) M. Tabuchi, M. Kondo, H. Hongo, T. Watanabe, F. Yin and F. Abe, J. Soc. Mat. Sci. Japan, 54, 2 (2005), 162.
- (32) T. Horiuchi, M. Igarashi and F. Abe, ISIJ International, 42, S67 (2002) Supplement.
- (33) F. Abe, M. Tabuchi, H. Semba, M. Igarashi, M. Yoshizawa, N. Komai and A. Fujita, Proc. of EPRI2007, 2A-01.
- (34) T. Hamaguchi, S. Kurihara, H. Hirata and H. Okada, Materials Science and Engineering A, 831, 13.
- (35) 浜口友彰, 溶接学会誌, 90 (2021), 6, 436.
- (36) 伊勢田敦朗, 仙波潤之, 岡田浩一, 浜口友彰, 平田弘征, 栗原伸之佑, 樋口淳一, 田中克樹, 火力原子力発電大会論文集, 13 (2017), 35-42.
- (37) 田中良平, 篠田隆之, 材料, 第21巻, 第222号, 42.
- (38) 榎木義淳, 吉川州彦：学振123委員会研究報告, 27 (3), 45 (1986).
- (39) 仙波潤之, 岡田浩一, 浜口友彰, 石川茂浩, 吉澤満：新日鉄住金技報, 397 (2013), 71.
- (40) H. Semba, H. Okada, M. Yonemura and M. Igarashi : Proc. of the 34th MPA-Seminar, 2008, 14-1.
- (41) H. Semba, H. Okada and M. Igarashi : Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants, Proceedings from the Fifth International Conference (2007), 168.
- (42) 仙波潤之, 岡田浩一：まてりあ, 55 (2016), 453.
- (43) 岡田浩一, 石川茂浩, 仙波潤之, 吉澤満：日本学術振興会 耐熱金属材料第123委員会研究報告, 53 (2012), 399.
- (44) H. Okada, H. Hirata, H. Semba, M. Igarashi, Proc. of 8th NIMS-MPA-IfW Workshop on Advances in High Temperature Materials for High Efficiency Power Plants, 2010, Japan.
- (45) 野口泰隆, 宮原光雄, 岡田浩一, 五十嵐正晃, 小川和博, 材料, 57 (2008), 6, 569-575.
- (46) Y. Noguchi, H. Okada, H. Semba and M. Yoshizawa, Procedia Engineering, 10 (2011), 1127-1132.

特集：ガスタービン材料開発と保証技術の最新動向

ミクロ組織制御によって進化を続けるモシブチック合金 －開発と材料特性の現状－

MoSiBTiC Alloy Continuing to Evolve through Microstructural Control － Current Status of Development and Material Properties －



吉見 享祐^{*1}
YOSHIMI Kyosuke

キーワード：モシブチック合金, 超高温材料, モリブデン, シリサイド, 炭化チタン

Key Words: MoSiBTiC Alloy, Ultrahigh Temperature Material, Molybdenum, Silicide, Titanium Carbide

1. はじめに

Mo-Mo₃Si-Mo₅SiB₂とTiCの相平衡を見出したのは、東日本大震災のおよそ1年ほど前であった。その後、幸運にもMo-Mo₅SiB₂-TiC超耐熱材料に対して若手支援プロジェクトを採択していただき、いよいよ研究を本格始動しようかという矢先、2011年3月11日に東日本大震災で被災し、1年近く研究環境を喪失した。しかし、そういう危機的状況下にあって、学生諸君らは極々限られた研究環境の中で粉骨砕身の努力を続けてくれた。当時、東北大学工学部を卒業し修士課程への入学を目前にしていた宮本慎平君が、震災後しばらくして帰省先より仙台に戻り、Mo-Si-B-Ti-Cの研究に取り組んでくれた。地震によって大きな被害を受けた教育研究棟から運送業者の力を借りて運び出し、学内のご好意で金属材料研究所内に仮置きさせていただいた小型のアーケ溶解炉と放電加工機、乾式および湿式研磨器具類、それに光学顕微鏡を使って、彼はMo-Si-B-Ti-C合金の組成と凝固ミクロ組織の関係を系統的に調べた。その後、熱処理炉や走査型電子顕微鏡、X線回折装置等が使えるようになると、1800℃で熱処理したMo-Si-B-Ti-C合金の構成相とミクロ組織の詳細をさらに系統的に調べていき、高温材料試験機が使えるようになったところでMo-Si-B-Ti-C合金の高温圧縮強度データを取得するまでに至った。驚くべき進捗であった。それと並行して、研究室ではシェブロン・ノッチを導入した試験片で曲げ試験によって破壊靭性を評価する実験環境も整え、彼の後輩らによってほぼ同時期に破壊靭性値のデータも得られるようになった。残念ながら、宮本慎平君が修士課程を修了するまでに、現在のモシブチック合金に辿り着くことは出来なかった。しかしその1年後、宮本慎平君が探索した合金の中に、破

壊靭性値が15 MPa・m^{1/2}を超えるものが含まれていることが判明した。それが、現在筆者らが第1世代モシブチック合金と呼称するMo-5Si-10B-10Ti-10C (at%) 合金であった。その後、筆者らは、第1世代モシブチック合金の組成を中心に、高温クリープ強度や高温酸化挙動など、高温材料の評価に必要な材料特性を次々に明らかにすると共に、第1世代モシブチック合金の材料特性を改善するために、さらなる合金組成の探索や材料プロセスの検討を続けた。しかし現時点で改めて思うことは、第1世代モシブチック合金の材料特性のバランスの良さとポテンシャルの高さである。そして今後、合金組成や添加元素、材料プロセスがさらなる進化を遂げることで、新規な超耐熱モシブチック合金が創製されることに大きな期待を膨らませている。

そこで本稿では、これまで筆者らの研究グループを中心に進められてきたモシブチック合金の開発の流れと材料特性の現状をまとめ、今後の発展に向けたアイデアを提案したい。

2. 溶解鑄造法によって作製されたモシブチック合金の構成相と典型的なミクロ組織

先述のように、モシブチック合金はMoとTi, Si, C, Bの五元素で構成されている。しかし現在のところ、信頼できるMo-Si-B-Ti-C五元系平衡状態図は存在しない。モシブチック合金の探索において、参考にした平衡状態図は、Mo-Si-B三元系状態図⁽¹⁾、Mo-Si-B三元系液相面投影図⁽²⁾⁻⁽⁴⁾、Mo-Mo₅SiB₂擬二元系状態図⁽⁴⁾⁻⁽⁶⁾、Mo-Ti-C三元系状態図^{(7),(8)}、Mo-TiC擬二元系状態図⁽⁹⁾等である。

第1世代モシブチック合金(Mo-5Si-10B-10Ti-10C (at%))と、これに対してMo組成を固定しTiC組成を低めてT₂組成を高めたMo-6.7Si-13.3B-7.5Ti-7.5C (at%)合金、またMo₅SiB₂(通称T₂)組成を固定しTiC組成を低めてMo組成を高めたMo-5Si-10B-7.5Ti-7.5C (at%)合金のアーケ溶解後の鑄造組織をFig. 1に示す⁽¹⁰⁾。本稿では

原稿受付 2022年7月12日

*1 東北大学大学院工学研究科知能デバイス材料学専攻
〒980-8579 仙台市青葉区荒巻字青葉6-6-02
E-mail: yoshimi@material.tohoku.ac.jp

以後、アーク溶解法で作製された第1世代モシブチック合金をTiCp合金, Mo-6.7Si-13.3B-7.5Ti-7.5C合金をT2p合金, Mo-5Si-10B-7.5Ti-7.5C合金をMop合金と呼称する。TiCp合金 (Fig. 1 (a)) は, 初晶TiC相が晶出後, Mo固溶体/TiC二元共晶, T_2 , Mo固溶体/ T_2 /TiC三元共晶, そして最終凝固としてMo固溶体/ T_2 /Mo₂C三元共晶という凝固過程が考えられてきた。しかし近年, SPring-8で実施したその場超高温X線回折実験で, Mo固溶体/TiC二元共晶に次いでMo₂Bが晶出し, そこからMo固溶体/ T_2 二元共晶によって T_2 が生成することが示唆されている⁽¹¹⁾。その際, Mo₂Bは冷却過程で直ちに分解・消失することも示唆されている⁽¹¹⁾。T2p合金は初晶が T_2 相であり, その後Mo固溶体/ T_2 /TiC/Mo₂C四元共晶によって直ちに凝固が完了すると考えられる (Fig. 1 (b))⁽¹⁰⁾。逆に, Mop合金は初晶がMo固溶体で, その後Mo固溶体/ T_2 /TiC/Mo₂C四元共晶によって

直ちに凝固が完了すると考えられる (Fig. 1 (c))⁽¹⁰⁾。以上の結果は, 組成によって初晶が変化するだけでなく, 一連の共晶反応にTiCが強く関与していることを示唆する。ちなみにFukuyamaら⁽¹²⁾は, 独自開発した超高温熱分析装置を使ってTiCpとMopの中間組成となるMo-5Si-10B-8.75Ti-8.75C (at%) 合金の凝固過程を解析し, 初晶Mo固溶体の晶出温度 (液相点) が1955°C, 最終凝固反応であるMo固溶体/ T_2 /Mo₂C三元共晶の共晶温度 (固相点) が1720°Cであることを報告している。

Fig. 2に, 1800°C, 24時間, アルゴンガス中で熱処理したTiCp, T2p, Mop合金のマイクロ組織を示す⁽¹⁰⁾。上述のように, Mo固溶体/ T_2 /Mo₂C三元共晶の共晶温度 (固相点) が1720°Cであったことを考慮すると, 1800°Cは最終凝固した共晶部が融解し, 固液二相状態であった可能性が高い。そのため, いずれの合金も初晶のサイズはほとんど変化がないが, 共晶部ではマイクロ組織の粗

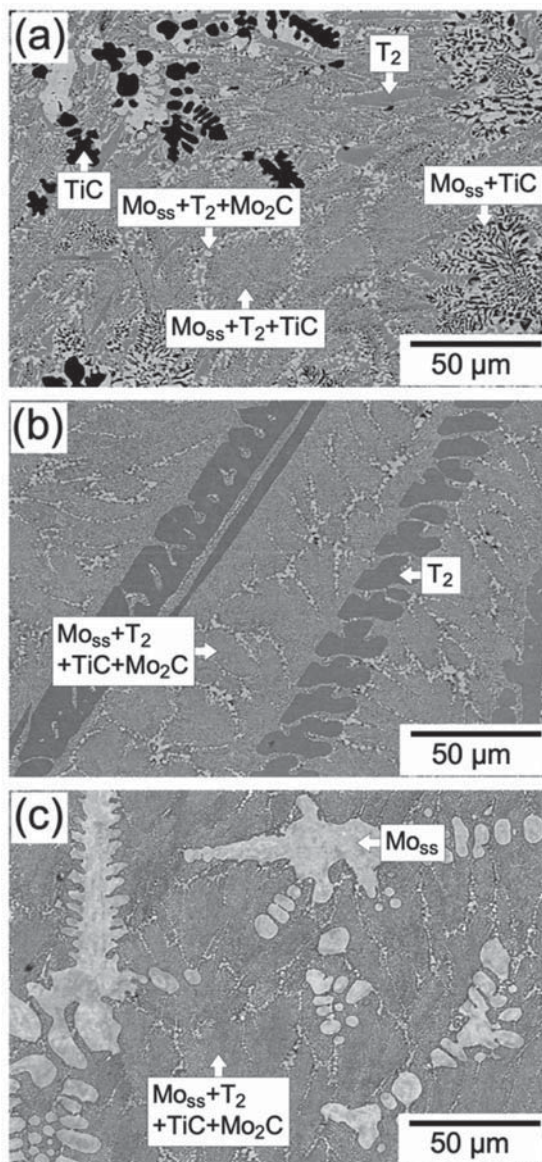


Fig. 1 SEM-BSE micrographs of as-cast MoSiBTiC alloys⁽¹⁰⁾. (a) TiCp, (b) T2p, and (c) Mop

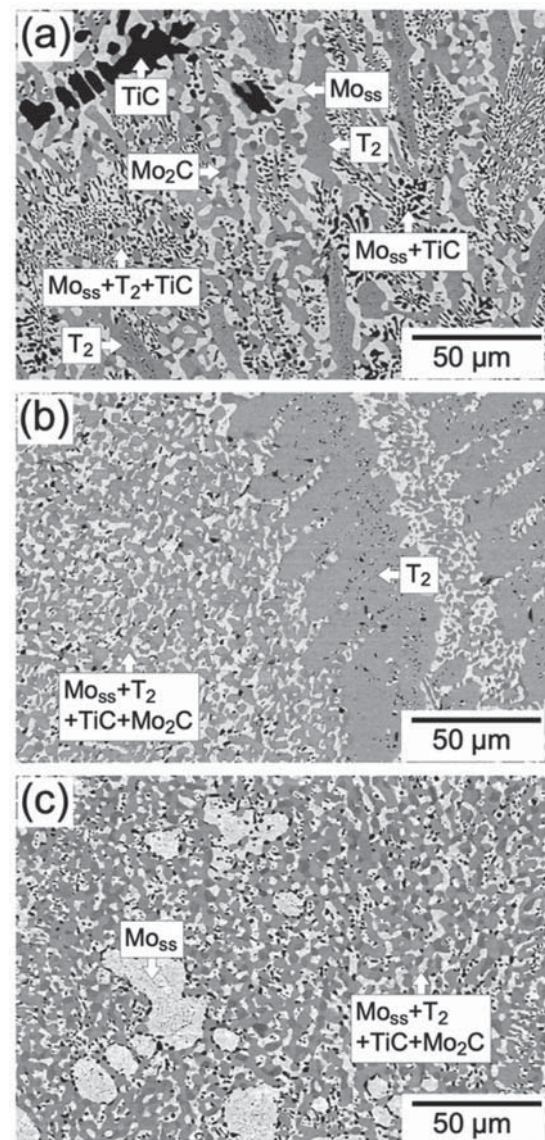


Fig. 2 SEM-BSE micrographs of MoSiBTiC alloys after heat treatment at 1800°C for 24 h⁽¹⁰⁾. (a) TiCp, (b) T2p, and (c) Mop

Table 1 Volume fractions of constituent phases, density, and elastic properties of the TiCp, T2p, and Mop alloys⁽¹⁵⁾

	Volume Fraction (%)				Density [g·cm ⁻³] ⁽¹⁰⁾	Young's Modulus [GPa]	Shear Modulus [GPa]	Poisson's Ratio
	Moss	T ₂	TiC	Mo ₂ C				
TiCp	49	31.2	19	0.8	8.8	358	142	0.26
T2p	38.2	45	4.2	12.6	8.8	356	141	0.26
Mop	54.5	31.7	7.9	5.9	9.0	349	138	0.26

大化が起こっている。TiCp合金では、T₂相の伸長した粗大化も顕著である。Uemuraら⁽¹³⁾は、伸長したT₂相は実は板状であり、板面が(001)面(底面)で伸長方向が<100>方向であることを報告している。また、T2p合金では初晶T₂相内に、Mo、TiC、Mo₂Cの微細な析出物が確認される。Mop合金でも初晶Mo固溶体内に微細なTiCの析出が確認される。

以上のように、モシブチック合金のマイクロ組織は非常に複雑ではあるが、構成相としては主にMo固溶体とT₂相、TiC相であり、少量Mo₂Cが含まれる。しかし、第1世代モシブチック合金では、1500–1600℃の熱処理でMo₂C相がMo固溶体とTiC相に分解する様子が観察されており⁽¹⁴⁾、その温度範囲でMo₂C相は平衡相ではない可能性が高い。モシブチック合金を中心とした平衡状態図や液相面投影図に関しては現在調査中であり、できる限り早く公表していきたい。

3. モシブチック合金の基本特性

前節で示した3合金の、後方散乱電子回折(EBSD)法で求めた熱処理後の構成相の体積率、アルキメデス法で同定した密度、電磁超音波共鳴(EMAR)法で解析した弾性率とポアソン比をTable 1に示す⁽¹⁵⁾。第1世代モシブチック合金(TiCp合金)は、Mo固溶体の体積率がおよそ50%、T₂相が30%、TiC相が20%であり、Mo₂C相は1%以下である。密度は約8.8 g/cm³でNi基単結晶超合金と同程度である。ヤング率は約360 GPa、剛性率は約140 GPaであり、純モリブデン⁽¹⁶⁾よりも10%程高い。逆にポアソン比は15%程低い。T2pやMopについても、これら物性値はほぼ同じである。

4. モシブチック合金の高温圧縮強度

Fig. 3に、1800℃、24時間熱処理したTiCp、T2p、Mop各モシブチック合金の、1400℃の圧縮試験で得られた公称応力-塑性ひずみ曲線を示す⁽¹⁰⁾。比較のために、同条件で測定した耐熱モリブデン合金MHCの公称応力-塑性ひずみ曲線も同図中に示す。TiCp合金とMop合金は1100℃以上の温度範囲で塑性変形能が見られるが、1600℃までは変形応力は降伏後直ちにピーク応力に達し、その後緩やかに低下した。変形応力の低下は、硬質相であるT₂相やTiC相のマイクロ破壊によるものと理解されている^{(14),(17)}。T2p合金については、1400℃であってもピーク応力に到達後、急激な変形応力の低下が見られマクロ破壊に至った⁽¹⁷⁾。Fig. 4にTiCp合金とMop合金のピーク

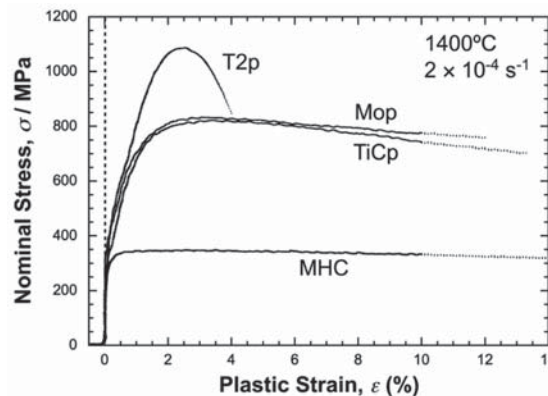


Fig. 3 Nominal stress - nominal plastic strain curves of the TiCp, T2p, Mop, and MHC alloys obtained at the temperature of 1400℃, and the strain rate of $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ⁽¹⁰⁾

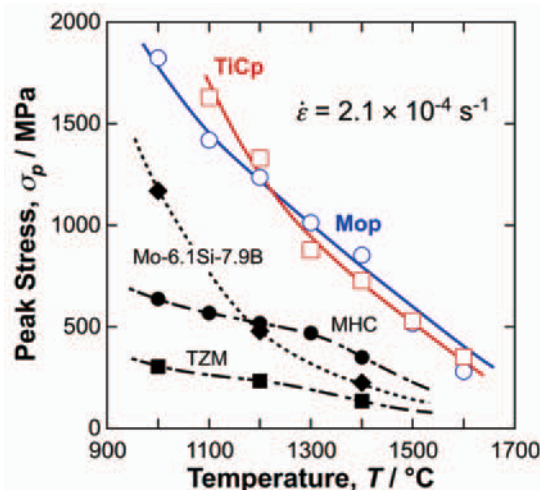


Fig. 4 Temperature dependence of the peak stresses of the TiCp and Mop alloys⁽¹⁴⁾ with those of TZM⁽¹⁷⁾, MHC⁽¹⁷⁾, and Mo-6.1Si-7.9B⁽¹⁸⁾

応力の温度依存性を示す⁽¹⁴⁾。比較のため、耐熱モリブデン合金であるTZM⁽¹⁷⁾とMHC⁽¹⁷⁾、さらにはAlurら⁽¹⁸⁾によって報告されたMo固溶体とMo₃Si、Mo₅SiB₂三相合金Mo-6.1Si-7.9B (at%)の圧縮試験によって得られたピーク応力の温度依存性も図中に示す。第1世代モシブチック合金TiCpとMopは、広い温度範囲で耐熱モリブデン合金やMo-Si-B合金と比べて圧倒的な強さを誇っている。

そこで、この圧縮強度を密度で除した比強度 [MPa/(g/cm³)] で他の耐熱材料と比較した結果をFig. 5に示す。比較対象は、MarshallとCoxによってまとめられた耐熱金属材料⁽¹⁹⁾、Padtureによってまとめられたセラミックス系 (CMC) と炭素系複合材料 (CC)⁽²⁰⁾、そして

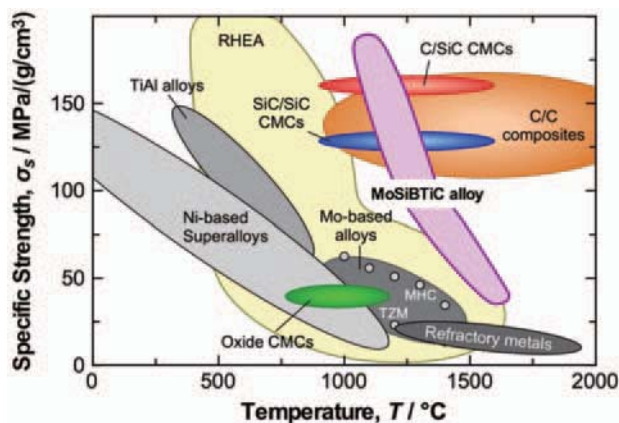


Fig. 5 Temperature dependence of the specific strength of the 1st generation MoSiBTiC alloys compared with several heat-resistant metallic materials^[9], CMCs^[20] and CCs^[21], and refractory high-entropy alloys^[22]

Senkovらによってまとめられた高融点高エントロピー合金^[21]である。モシブチック合金は、広い温度範囲で金属基としては極めて優れた高温強度を発揮し、高融点高エントロピー合金類の上限値を上回る強度を有している。また、1000℃から1300℃の温度範囲では、CMCやCC類の強度にも匹敵している。モシブチック合金は、耐熱金属材料とセラミックスや炭素系複合材料の間を繋ぐ強度特性を有する材料であることがわかる。

5. 第1世代モシブチック合金の高温クリープ強度

前節では圧縮強度を取り扱ったが、本節では引張クリープ強度を紹介する。Kamataら^[23]は、世界で初めて第1世代モシブチック合金（TiCp合金）の高温クリープ特性を、1400 - 1700℃という超高温の温度範囲で、しかも引張クリープで報告した。第1世代モシブチック合金の引張クリープ変形の特徴は、良好なクリープ延性である。筆者らのグループでは1350℃から1700℃までの引張クリープ実験の実績があり、1350℃、170 MPaで第1世代モシブチック合金の破断ひずみは約55%、破断寿命はおよそ740時間を得ている。第1世代モシブチック合金に対して、負荷応力 σ [MPa] と、試験温度 T [K]、クリープ破断寿命 t_R [h]、定数20を使ったLarson-Miller因子 P_{LM-R} ($= [T(20 + \log_{10} t_R)/1000]$) で整理した結果をFig. 6に示す。比較のため、JainとKumar^[24]がまとめたNi基鋳造合金であるRené 80や第2世代Ni基単結晶超合金のCMSX-4、Mo固溶体にMo固溶体-Mo₃Si-Ti₂三相合金、第4世代Ni基単結晶超合金のTMS-138^[24]、さらにNASAのDiCarlo^[25]が報告したCMC (SiC_f/SiC複合材料) のクリープデータも図中に示す。温度と破断寿命で見た場合の第1世代モシブチック合金のクリープ強度は、Mo固溶体-Mo₃Si-Ti₂三相合金はもとより、60 MPa以上の応力範囲でNASAが発表したSiC_f/SiC複合材料よりも高クリープ強度であることがわかる。このLarson-Miller因子の整理で用いた定数20を第1世代モシブチック合金に

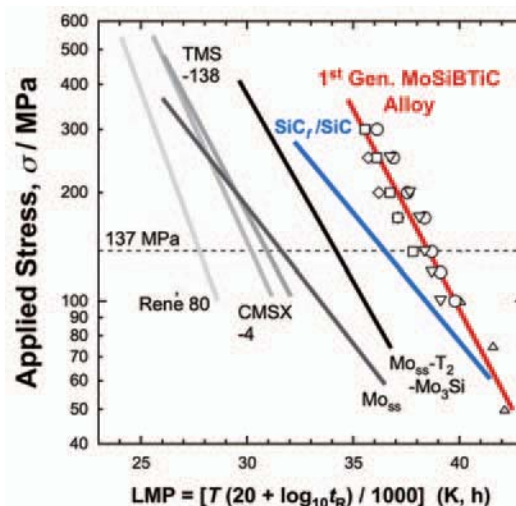


Fig. 6 Larson-Miller parameter plots of the 1st generation MoSiBTiC alloy with a constant of 20^[22] compared with René 80, CMSX-4, Mo-Mo₃Si-Ti₂^[23], TMS-138^[24], and SiC_f/SiC composites^[25]

対して直線回帰で最適化すると、14.4という値が得られる。これを使って負荷応力 σ とLarson-Miller因子 P_{LM-R} の関係を求めると、 $\log \sigma = -0.155P_{LM-R} + 6.542$ という線形相関が得られる。そこでこの直線関係から、Ni基超合金の耐熱温度の評価でしばしば用いられる137 MPaで1000時間となる条件を第1世代モシブチック合金に対して予測すると、およそ1360℃という値が得られる。したがって、Ni基超合金の破断寿命に基づいた耐熱評価基準で見た場合、第1世代モシブチック合金の耐熱温度は1360℃である。

6. モシブチック合金の室温破壊靱性

Mo-Si-B合金の課題は、乏しい室温破壊靱性の改善であった。目標値15 MPa $\cdot$ m^{1/2}^[26]が掲げられてきたが、LembergとRitchie^[27]が2012年にまとめたように、残念ながら当時、室温で15 MPa $\cdot$ m^{1/2}に達する素材は見つかっていなかった。Moriyamaらが第1世代モシブチック合金の室温破壊靱性値を報告するのはそれから5年後のことである。Moriyamaら^[15]は、シェブロン・ノッチを導入した角棒試験片を使って室温破壊靱性を評価し、第1世代モシブチック合金の室温破壊靱性値が概ね15 MP $\cdot$ m^{1/2}からそれ以上（平均値は15.2 MP $\cdot$ m^{1/2}）であることを明らかにした。その値は、実用超硬合金の室温破壊靱性値と同等である^[28]。

Fig. 7は、LembergとRitchie^[27]によってまとめられたMo-Si-B合金の室温破壊靱性値と、Moriyamaら^[15]、さらに富樫^[29]によって報告されたモシブチック合金の室温破壊靱性値を、Mo固溶体の体積率でまとめたものである。Mo-Si-B合金のデータは全て白黒の丸で、黒塗りのデータはMo固溶体が不連続なマイクロ組織を有する合金、白抜きのデータはMo固溶体が連続したマトリックスになったマイクロ組織を有する合金を示している。モシブ

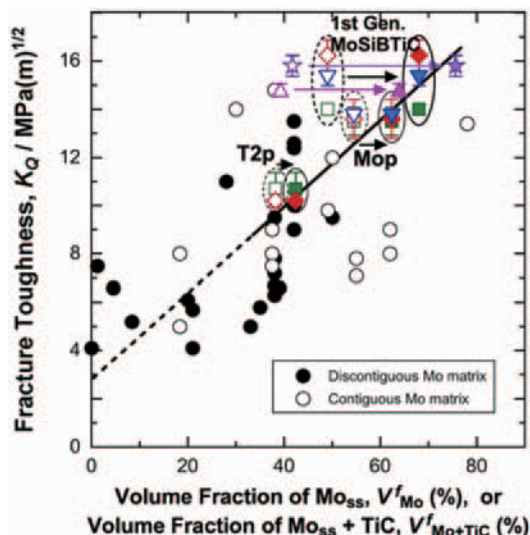


Fig. 7 Room-temperature fracture toughness values of Mo-Si-B ternary alloys⁽²⁷⁾ and MoSiBTiC alloys reported by Moriyama et al.⁽¹⁵⁾ and by Togashi⁽²⁸⁾ as a function of the volume fraction of Mo solid solution or Mo solid solution + TiC

チック合金のデータは全て色付きで、白抜きはMo固溶体のみの体積率でプロットしたものだが、色塗りはMo固溶体にTiCも加えた体積率でプロットしたものである。まず、Mo-Si-B合金であるが、その室温破壊靱性はMo固溶体の体積率の増加に対して、概ね上昇傾向（正の相関）を示している。このことは、Mo固溶体によるDuctile Phase Tougheningが高靱化機構として機能していることを示唆するが、データのばらつきはかなり大きく、材料プロセスに依存したミクロ組織の影響も大きいことが推察される。モシブチック合金の場合も、Mo固溶体の体積率に対して正の相関は見られるが、やはりばらつきが大きい。これに対して、Mo固溶体とTiC相の体積率の和でプロットしてみると、非常に良い直線関係が得られる。このことから、Mo固溶体に加えてTiC相もモシブチック合金の高靱化に関与していることが伺える。MoSiBZrC合金中のZrCについても同様の効果が中山と吉見⁽³⁰⁾によって見出されている。今後、モシブチック合金の高靱化設計に対するTiCあるいはZrCの活用に関して、より詳細な検討が必要である。

7. モシブチック合金の高温酸化挙動

これまで、モシブチック合金の優れた機械的性質を損なうことなく耐酸化性を改善する方法を試行錯誤してきた。最初に手掛けたのは、Ti₅Si₃相の導入である^{(31),(32)}。これは、米国のWisconsin大学のグループがMo-Si-B-Ti系の相平衡の研究で見出した成果に基づいている^{(33),(34)}。Zhaoらは⁽³¹⁾、モシブチック合金系でも構成相であるMo固溶体、T₂、TiCに対してTi₅Si₃が相平衡することを見出した。Fig. 8にその典型的なミクロ組織を示す。構成相はMo固溶体、T₂、TiC、Ti₅Si₃に加え、わずかに

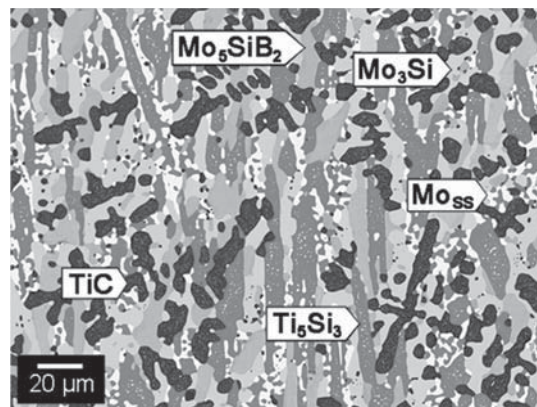


Fig. 8 SEM-BSE micrograph of the Ti₅Si₃-containing Mo-30Ti-17Si-10C-5B (at%) alloy⁽³²⁾

Mo₃Siが晶出している。合金組成はMo-30Ti-17Si-10C-5B (at%) である。Fig. 9に、Nanら⁽³²⁾によって報告された、当該合金の700 - 1300℃の等温酸化曲線を示す。800℃と1000℃で得られた第1世代モシブチック合金 (TiCp) の酸化曲線も同図中に挿入しているが、TiCpは短時間で急激な重量減少を示す。これは、昇華性の高いMoO₃やB₂O₃が急速に揮発するためであり、この温度域における第1世代モシブチック合金の脆弱な耐酸化性を表している。これに対してMo-30Ti-17Si-10C-5B合金は、広い温度範囲で優れた耐酸化性を示す。ただし800℃においては、10時間を経過したところで急激に酸化が進行した。これは、試験片の角部で酸化皮膜が損傷するエッジ効果によるものと考えられた⁽³²⁾。酸化皮膜は主にTiO₂とSiO₂の混合酸化物であり、TiO₂が耐酸化皮膜として機能していることを示唆している。

Hatakeyamaら⁽³⁵⁾は、TiO₂が耐酸化皮膜として機能している可能性に着目し、Si量を14 at%に低減させながら、Ti量を28 at%から54 at%まで系統的に変化させたMo-yTi-14Si-6C-6B合金 (y = 28 - 54, at%) の酸化挙動

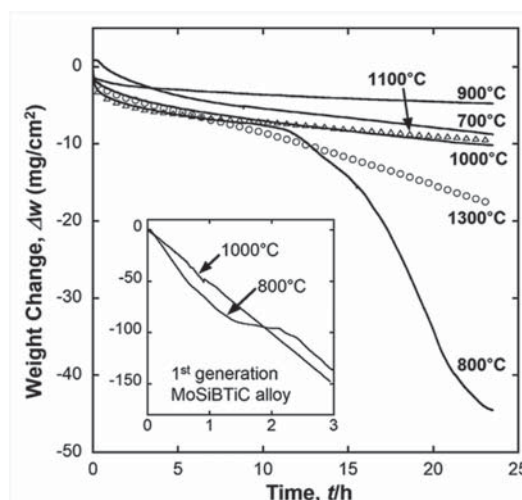


Fig. 9 Oxidation curves of the Ti₅Si₃-containing Mo-30Ti-17Si-10C-5B (at%) alloy obtained by isothermal oxidation tests from 700°C to 1300°C⁽³²⁾

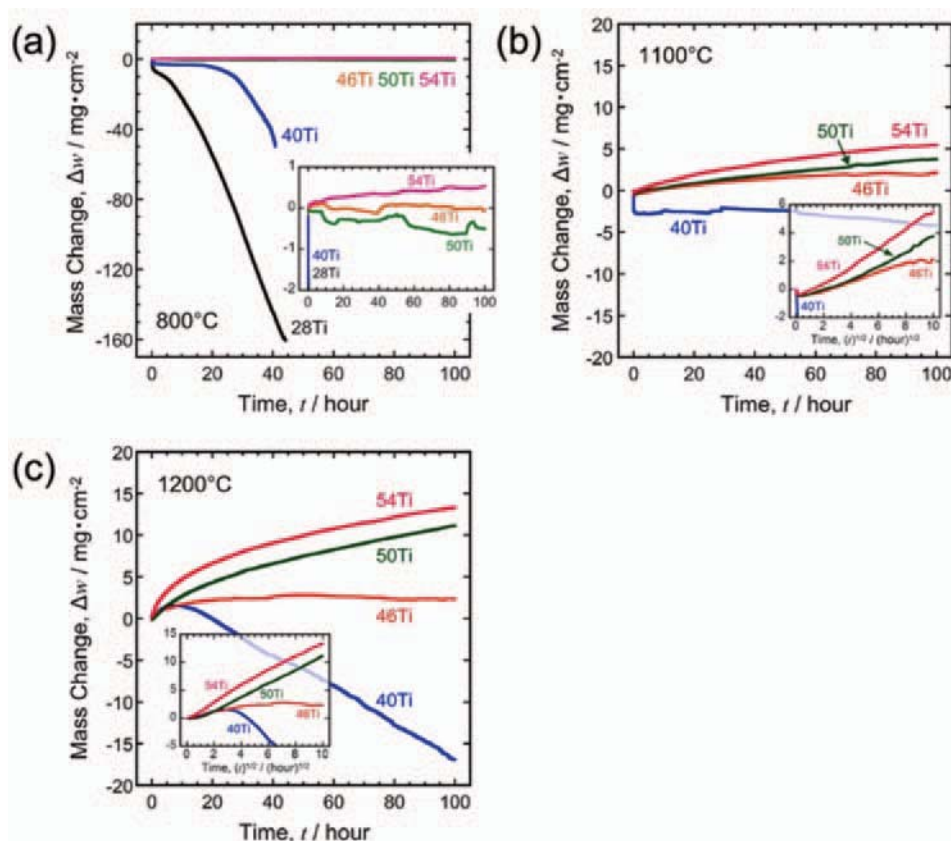


Fig. 10 Oxidation curves of the Mo-yTi-14Si-6C-6B alloys ($y=40, 46, 50$, and 54 , at%) obtained by isothermal oxidation tests at $800, 1100$, and 1200°C ⁽³⁵⁾

を調査した。その結果、Ti量が45 at%を超えた高Ti濃度合金で劇的に耐酸化性が改善されることを見出した。Fig. 10 (a)は、当該合金に対して 800°C 、100時間で得られた酸化曲線である。46 at%を超えるTi量ではほとんど重量変化を示さず、極めて優れた耐酸化性を発揮する。 1100°C (Fig. 10 (b)), 1200°C (Fig. 10 (c))においても同様の傾向を示す。Hatakeyamaら⁽³⁵⁾は、この劇的な耐酸化性の改善について、Mo-Ti固溶体と生成する TiO_2 のPilling-Bedworth (PB) 比で説明している。PB比とは、生成する酸化物のモル体積と基材の金属相のモル体積の比のことである⁽³⁶⁾。今後、モシブチック合金の耐酸化設計のためには、Ti含有量の制御が重要な鍵となりそうである。その他、Cr添加⁽³⁷⁾やAl添加⁽³⁸⁾も耐酸化性向上に効果があると報告されている。

8. 材料プロセス

モシブチック合金の魅力は、極めて優れた高温強度に対して、適度な室温破壊靱性がバランスするところにある。しかし言い換えれば、熱間加工性に乏しく、難加工性材料である。そこで、モシブチック合金に対して材料プロセスの検討や、それに伴うマイクロ組織制御はこれからの課題である。昨今注目が集まる積層造形法は、難加工性材料の形状付与やマイクロ組織制御の観点からも極めて興味深い材料プロセスである。近年、Mo-Si-B基合金に対しても積層造形への挑戦が進んでいる⁽³⁹⁻⁴²⁾。Mo-

Si-B基合金の積層造形体でも、他の硬質・高強度材料と同様、急冷効果に伴う熱応力の発生によって生成する多量のき裂が大きな問題となっている。これを解決するためには、基材や造形体からの抜熱を避けるために予熱やその場加熱の効果が不可欠となる。

モシブチック合金の積層造形に関しても、近年、挑戦的な取り組みがなされている⁽⁴³⁻⁴⁵⁾。HigashiとYoshimi⁽⁴³⁾は、モシブチック合金に対する積層造形法の適用可能性を検討する目的で、第1世代モシブチック合金の casting 材に対して電子ビーム積層造形法で表面溶融を試みた。その結果、モシブチック合金 casting 基材の表面温度を 1100°C 以上に予熱すれば、急冷効果の効いた、超微細で健全な表面溶融が可能であることを見出している。レーザービーム積層造形法^(44,45)に比べて、予熱効果の高い電子ビーム積層造形法の適用可能性が示された。

モシブチック合金の積層造形には、合金粉末原料が必要である。近年筆者らは、電極誘導溶解ガスアトマイズ (EIGA) 法により第1世代モシブチック合金の粉末を製造し、これを放電プラズマ焼結 (SPS) 法によってバルク化することに成功した⁽⁴⁶⁾。興味深いことは、その材料特性である。Fig. 11に、上述の第1世代モシブチック合金のガスアトマイズ粉末を 1600°C にてSPSで焼結したAs-SPSed材とそれをその後 1800°C 、24時間熱処理したSPS (HT) 材のマイクロ組織を示す⁽⁴⁶⁾。第1世代モシブチック合金のガスアトマイズ粉末を使えば、 1600°C の

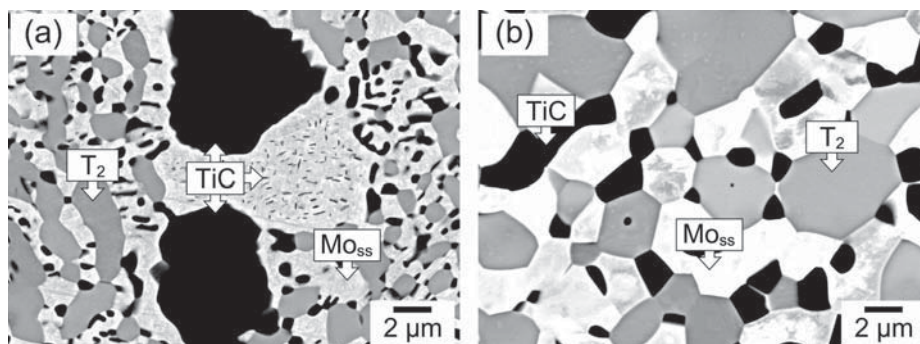


Fig. 11 BSE micrographs of the as-SPSed (As-SPSed) compact and the SPSed compact followed by heat treatment at 1800°C for 24 h (SPS (HT)) of the EIGAed 1st generation MoSiBTiC alloy powder⁽⁴⁶⁾

SPSで相対密度がほぼ100%の焼結体を得ることができる。またそのマイクロ組織は、急冷凝固効果によって得られた超微細な共晶マイクロ組織の成長が比較的抑制され維持される (Fig. 11 (a))。しかし、1800°Cの熱処理によって、共晶マイクロ組織部では結晶粒成長が進行し、アーク溶解後の熱処理組織 (Fig. 2 (a)) とは異なった複相等軸晶組織となる (Fig. 11 (b))。

この2種類の焼結体を1400°Cで圧縮した際に得られた公称応力-公称塑性ひずみ曲線をFig. 12に示す⁽⁴⁶⁾。熱処理材 (SPS (HT)) は、アーク溶解法・熱処理で作製したTiCpやMop (Fig. 3) と同様に、変形応力は降伏後直ちにピーク応力に到達し、その後緩やかに低下する。これに対して、As-SPSed材の変形応力は降伏後も緩やかに上昇し、SPS (HT) 材のピーク応力よりも高い応力で一定となる定常的な変形挙動へと遷移する。SPS (HT) 材中では、TiCpやMopと同様にT₂相やTiC相のマイクロ破壊が観察されており、これが変形応力の低下を招いていると考えられる。これに対して、As-SPSed材では目立ったマイクロ破壊は観察されず、超微細な共晶領域で良好な塑性変形能力が得られた結果、TiCp, Mop, SPS (HT) よりも高応力で定常的な変形挙動になったものと考えられた。このように、マイクロ組織の微細化によって高強度と優れた変形能力の双方が実現された。

さらに、耐酸化性についても変化が見られた。Fig. 13に、800°Cと1100°Cで得られた等温酸化曲線を示す⁽⁴⁶⁾。アーク溶解材では、Fig. 9に示したように800°C、1100°Cいずれの温度でも酸化直後から急激な重量減少が見られるが、As-SPSed材では酸化開始直後、いくらかの酸化抵抗が見られる。特に1100°Cでは、酸化開始後10時間程度までは顕著な重量減少が抑制され、比較的良好な耐酸化性が観測される。現在、そのメカニズムについて調査検討中であるが、マイクロ組織の微細化による拡散流速の増加が原因ではないかと考えている。マイクロ組織制御とそれに向けた材料プロセスの高度化は、モシブチック合金の開発にとって今後一層重要性を増すだろう。

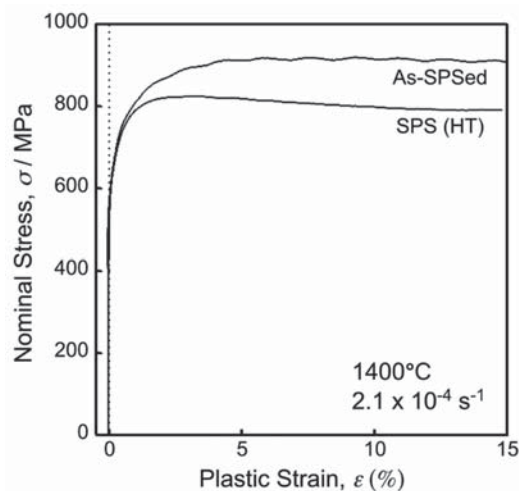


Fig. 12 Nominal stress - nominal plastic strain curves of the as-SPSed (As-SPSed) compact and the SPSed compact followed by heat treatment at 1800°C for 24 h (SPS (HT)) of the EIGAed 1st generation MoSiBTiC alloy powder obtained at the temperature of 1400°C and the strain rate of $2.1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ⁽⁴⁶⁾

9. まとめ

本稿では、状態図からマイクロ組織の検討、高温強度、クリープ強度、室温破壊靱性、耐酸化性、そして材料プロセス等、今日までの筆者らの研究成果を中心にモシブチック合金の開発と材料特性の現状をまとめた。モシブチック合金の主原料であるモリブデンの融点は2623°Cである⁽⁴⁶⁾。しかし、ひとたびモシブチック合金になれば、融点は1910°Cになる。依然、高融点物質ではあるが、溶かせない温度ではない。モシブチック合金は、モリブデンやタングステン粉末のプロセスとは異なる取り扱いが可能なのである。現状ではその可能性を示すに留まっているが、今後、マイクロ組織制御によってさらに一層優れた材料特性が次々と引き出されるものと期待している。カーボンニュートラルの実現には、熱機関の高温化・高性能化が必須である。次世代超高温熱機関の実現に向けて、新規超耐熱材料モシブチック合金の早期開発が切望される。

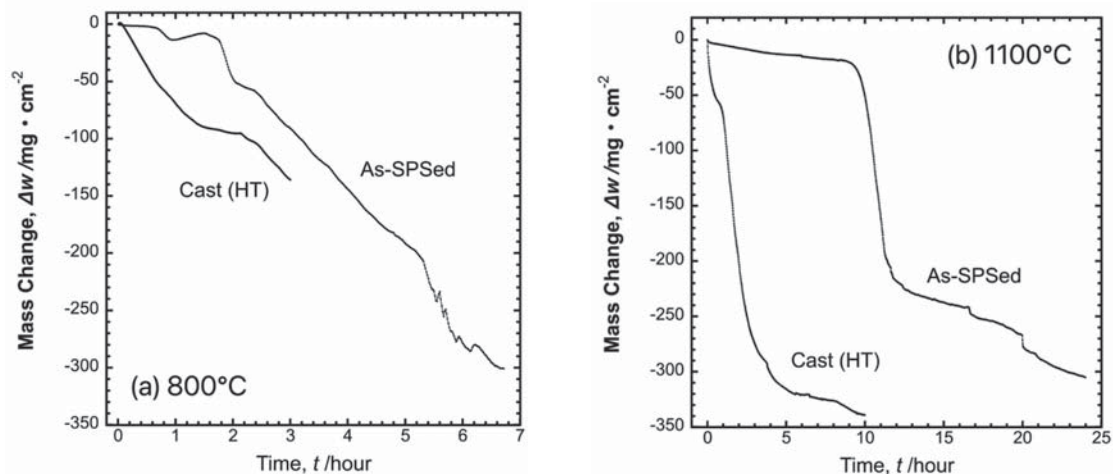


Fig. 13 Isothermal oxidation curves of the 1st generation MoSiBTiC alloys produced by Ar-arc melting followed by heat treatment at 1800°C for 24 h (Cast (HT)) and SPS (As-SPSed) obtained at (a) 800°C and (b) 1100°C in an atmosphere of $N_2 : O_2 = 79 : 21$ ⁽⁴⁶⁾

謝辞

本稿は、日本学術振興会（JSPS）最先端・次世代研究開発支援プログラム（No. GR017）および科学研究費補助金基盤研究（A）（21H04606）、（国研）科学技術振興機構（JST）戦略的創造研究推進事業先端的低炭素化技術開発（ALCA）（JPMJAL1303）および未来社会創造事業（MIRAI）（JPMJMI17E7）から支援をいただいた成果をまとめたものである。ここに深く謝意を表する。

参考文献

- (1) Ha, S.-H., Yoshimi, K., Maruyama, K., Tu, R., Goto, T., Compositional regions of single phases at 1800 °C in Mo-rich Mo-Si-B ternary system, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 552 (2012), pp. 179-188.
- (2) Nunes, C.A., Sakidja, R., Dong, Z., Perepezko, J.H., Liquidus projection for the Mo-rich portion of the Mo-Si-B ternary system, *Intermetallics*, Vol. 8 (2000), pp. 327-337.
- (3) Hasemann, G., Ida, S., Zhu, L., Iizawa, T., Yoshimi, K., Krüger, M., Experimental assessment of the microstructure evolution and liquidus projection in the Mo-rich Mo-Si-B system, *Mater. Design*, Vol. 185 (2020), pp. 108233.
- (4) Yang, Y., Chang, Y.A., Thermodynamic modeling of the Mo-Si-B system, *Intermetallics*, Vol. 13 (2005), pp. 121-128.
- (5) Nunes, C.A., Sakidja, R. and Perepezko, J.H., Phase Stability in High Temperature Mo-Rich Mo-Si-B alloys, *Proceedings of the Second International Symposium on Structural Intermetallics*, TMS, (1997), pp. 831-840.
- (6) Katrych, S., Grytsiv, A., Bondar, A., Rogl, P., Velikanova, T., Bohn, M., Structural materials: metal-silicon-boron On the melting behavior of Mo-Si-B alloys, *J. Alloy. Comp.*, Vol. 347 (2002), pp. 94-100.
- (7) Holleck, H., *Handbook of Ternary Alloy Phase Diagrams*, ASM International, Vol. 6 (1995), pp. 7088.
- (8) Ida, S., Sekido, N., and Yoshimi, K., Solidification pathways and phase equilibria in the Mo-Ti-C ternary system, *High Temp. Mater. Process.*, Vol. 39 (2020), pp. 164-170.
- (9) Elemenko, V.N. and Velikanova, T.Ya., *Handbook of Ternary Alloy Phase Diagrams*, ASM International, Vol. 6 (1995), pp. 7092.
- (10) Miyamoto, S., Yoshimi, K., Ha, S.-H., Kaneko, T., Nakamura, J., Sato, T., Maruyama, K., Tu, R., and Goto, T., Phase Equilibria, Microstructure, and High-Temperature Strength of TiC-Added Mo-Si-B Alloys, *Metall. Mater. Trans. A*, Vol. 45A (2014), pp. 1112-1123.
- (11) Fukuyama, H., Ohtsuka, M., Sawada, R., Nakashima, H., Ohishi, Y., Hirano, N., Takata, M., Yoshimi, K., Dynamic observation of MoSiBTiC alloy phase transitions using in situ ultrahigh-temperature X-ray diffraction measurement, *Materialia*, Vol. 13 (2020), pp. 100867.
- (12) Fukuyama, H., Sawada, R., Nakashima, H., Ohtsuka, M. & Yoshimi, K., Study of solidification pathway of a MoSiBTiC alloy by optical thermal analysis and in-situ observation with electromagnetic levitation, *Sci. Rep.*, Vol. 9 (2019), pp. 15049.
- (13) Uemura, S., Yamamuro, T., Kim, J.-W., Morizono, Y., Tsunekawa, S. and Yoshimi, K., Quantitative Evaluation of Microstructure in Mo-Si-B-TiC Alloy Produced by Melting and Tilt Casting Methods, *Mater. Trans.*, Vol. 59 (2018), pp. 136-145.
- (14) 山本詩歩, 吉見享祐, 金正旭, 横山健太郎, TiC添加したMo-Si-B合金の高温強度に及ぼすマイクロ組織の影響, *日本金属学会誌*, 第80巻, 第1号 (2016), pp. 51-59.
- (15) Moriyama, T., Yoshimi, K., Zhao, M., Masnou, T., Yokoyama, T., Nakamura, J., Katsui, H., Goto, T., Room-temperature fracture toughness of MoSiBTiC alloys, *Intermetallics*, Vol. 84 (2017), pp. 92-102.
- (16) <https://ja.wikipedia.org/wiki/モリブデン>
- (17) Yoshimi, K., Nakamura, J., Kaneko, D., Yamamoto, S., Maruyama, K., Katsui, H., and Goto, T., High-

- Temperature Compressive Properties of TiC-Added Mo-Si-B Alloy, JOM, Vol. 66 (2014), pp. 1930-1938.
- (18) Alur, A.P., Chollacoop, N. and Kumar, K.S., High-temperature compression behavior of Mo-Si-B alloys, Acta Mater., Vol. 52 (2004), pp. 5571-5587.
- (19) Marshall, D.B. and Cox, B.N., Integral Textile Ceramic Structures, Annu. Rev. Mater. Res., Vol. 38 (2008), pp. 425-443.
- (20) Padture, N.P., Advanced structural ceramics in aerospace propulsion, Nature Mater., Vol. 15 (2016), pp. 804-809.
- (21) Senkov, O.N., Miracle, D.B., Chaput, K.J., Couzinie J.P., Development and exploration of refractory high entropy alloys - A review, J. Mater. Res., Vol. 33 (2018), pp. 3092-3128.
- (22) Kamata, S.Y., Kanekon, D., Lu, Y., Sekido, N., Maruyama, K., Eggeler, G., Yoshimi, K., Ultrahigh-temperature tensile creep of TiC-reinforced Mo-Si-B-based alloy, Sci. Rep., Vol. 8 (2018), pp. 10487.
- (23) Jain, P. and Kumar, K.S., Tensile creep of Mo-Si-B alloys, Acta Mater., Vol. 58 (2010), pp. 2124-2142.
- (24) Koizumi, Y., Kobayashi, T., Yokokawa, T., Zhang, J.X., Osawa, M., Harada, H., Aoki, Y. and Arai, M., Develop of Next Generation Ni-base Single Crystal Superalloys, The Proceedings of Superalloys 2004, TMS, (2004), pp. 35-43.
- (25) Dicarlo, J.A., Advances in SiC/SiC Composites for Aero-Propulsion, NASA/TM, (2013), pp. 2013-217889.
- (26) Mitra, R., Mechanical behavior and oxidation resistance of structural silicides, Inter. Mater. Rev., Vol. 51 (2006), pp. 13-64.
- (27) Lemberg, J.A. and Ritchie, R.O., Mo-Si-B Alloys for Ultrahigh-Temperature Structural Applications, Adv. Mater., Vol. 24 (2012), pp. 3445-3480.
- (28) <https://www.sanalloy.co.jp/material/chart.php>
- (29) 富樫陽色, MoSiBTiC合金の室温破壊靱性に及ぼす構成相の体積率およびミクロ組織の影響, 修士学位論文, (2017).
- (30) 中山俊一, 吉見享祐, 鋳造法によって作製されたZrC添加Mo-Si-B合金のミクロ組織と機械的性質, 日本金属学会誌, 第80巻, 第1号 (2016), pp. 92-101.
- (31) Zhao, M., Nakayama, S., Hatakeyama, T., Nakamura, J., Yoshimi, K., Microstructure, high-temperature deformability and oxidation resistance of a Ti5Si3-containing multiphase MoSiBTiC alloy, Intermetallics, Vol. 90 (2017), pp. 169-179.
- (32) Nan, X., Zhao, M., Lu, Y., Sekido, N., Yoshimi, K., High-temperature oxidation behavior of a Ti5Si3-incorporated MoSiBTiC alloy, Intermetallics, Vol. 125 (2020), pp. 106895.
- (33) Yang, Y., Chang, Y.A., Tan, L., Cao, W., Multiphase equilibria in the metal-rich region of the Mo-Ti-Si-B system: thermodynamic prediction and experimental validation, Acta Mater., Vol. 53 (2005), pp. 1711-1720.
- (34) Sakidja, R. and Perepezko, J.H., Phase Stability and Alloying Behavior in the Mo-Si-B System, Metall. Mater. Trans. A, Vol. 36A (2005), pp. 507-514.
- (35) Hatakeyama, T., Ida, S., Sekido, N., Yoshimi, K., Significant improvement of the oxidation resistance of MoSiBTiC-based multiphase alloys by Ti enrichment, Corr. Sci., Vol. 176 (2020), pp. 108937.
- (36) 齋藤安俊, 阿竹徹, 丸山俊夫, JME材料科学 金属の高温酸化, 内田老鶴圃, (1986).
- (37) Hatakeyama, T., Sekido, N., Yoshimi, K., Corr. Sci., Vol. 166 (2020), pp. 108418.
- (38) Nan, X., Hatakeyama, T., Ida, S., Sekido, N., and Yoshimi, K., Effect of Cr and Al alloying on the oxidation resistance of a Ti5Si3-incorporated MoSiBTiC alloy, High Temp. Mater. Process., Vol. 40 (2021), pp. 204-213.
- (39) Makineni, S.K., Kini, A.R., Jägle, E.A., Springer, H., Raabe, D., Gault, B., Synthesis and stabilization of a new phase regime in a Mo-Si-B based alloy by laser-based additive manufacturing, Acta Mater., Vol. 151 (2018), pp. 31-40.
- (40) Schmelzer, J., Rittinghaus, S.-K., Weisheit, A., Stobik, M., Paulus, J., Gruber, K., Wessel, E., Heinze, C., Krüger, M., Printability of gas atomized Mo-Si-B powders by laser metal deposition, Int. J. Refract. Met. Hard Mater., Vol. 78 (2019), pp. 123-126.
- (41) Guo, Z.Y., Han, R.H., Li, Y.A., Zhu, Y.Q., Zhang, B., and Zhang, H., Mo-Si-B Alloy Formed by Optional Laser Melting Process, Int. J. Anal. Chem., Vol. 2022 (2022), pp. 4996265.
- (42) Fichtner, D., Schmelzer, J., Yang, W., Heinze, C., Krüger, M., Additive manufacturing of a near-eutectic Mo-Si-B alloy: Processing and resulting properties, Intermetallics, Vol. 128 (2021), pp. 107025.
- (43) Higashi, M. and Yoshimi, K., Electron beam surface melting of MoSiBTiC alloys: Effect of preheating on cracking behavior and microstructure evolution, Mater. Design, Vol. 209 (2021), pp. 110010.
- (44) Takeda, T., Zhou, W., Nomura, N., Yoshimi, K., Mechanical responses of additively manufactured MoSiBTiC alloy under tensile and compressive loadings, Mater. Sci. Eng. A, Vol. 839 (2022), pp. 142848.
- (45) Zhou, W., Tsunoda, K., Nomura, N., Yoshimi, K., Effect of hot isostatic pressing on the microstructure and fracture toughness of laser additive-manufactured MoSiBTiC multiphase alloy, Mater. Design, Vol. 196 (2020), pp. 109132.
- (46) Yoshimi, K., Arai, H., Umeda, K., Nan, X., Ida, S., Sekido, N., Microstructure, high-temperature strength and oxidation resistance of spark-plasma sintered compact of gas-atomized MoSiBTiC powder, Proceeding of the 20th Plansee Seminar, Plansee SE, (2022), RM3.

特集：ガスタービン材料開発と保証技術の最新動向

航空機エンジン開発における材料認定の概要と事例

Introduction of Material Certification Process for Aero Engines



陳内 鉄生^{*1} 穴藏 道秀^{*1}

JINNAI Tetsuo ANAKURA Michihide

キーワード：ガスタービン，ジェットエンジン，CFRP，型式証明，製造証明

Key Words：Gas Turbine, Jet Engine, Life Limited Parts, Advisory Circular, CFRP, Type Certificate, Production Certificate, Type Design

1. 緒言

Honda Aero, Inc. (本田技研工業(株)の100%子会社)とGEの合弁会社であるGE Honda Aero Engines (GHAE)は2013年12月にFig. 1に示す2,000 lbsクラスの航空機エンジンHF120ターボファンエンジン(HF120)の型式証明(Type Certificate, TC)をFederal Aviation Administration (FAA)より取得⁽¹⁾した。その後FAAの型式証明を基本にして差分を提出することで、European Union Aviation Safety Agency (EASA)をはじめ、日本、ブラジル、インドなど各国の航空当局の型式証明を取得した。



Fig. 1 HF120 Turbo Fan Engine

FAAでは型式証明を取得したものをType Designと呼ぶが、これには部品の図面だけでなく材料や製造プロセスのスペック、製品の形態を定義する情報、耐空性を維持するためのメンテナンスマニュアルなどが含まれる。また、航空機は故障が重大な事故につながる可能性が大きいことから、型式証明には量産のばらつきの評価とそれを維持するための品質管理基準が求められる。

型式証明を最初にする当局はFAAやEASAが多いことから、航空機エンジンの型式証明の取得に関する日本の文献は、筆者らの知る限りではほぼ無く、材料認定に関する文献もほとんどない。

そこで、本稿ではFAAの型式証明とその一部である材料認定の概要を説明する。航空機エンジンの設計に用いる材料特性は、材料の素性や試験の管理項目について、他の業界にはない品質基準下で取られており、中には一般的な機械設計で用いられない特性も存在している。こういった特性が必要な材料や、そもそもスペックが存在しない新規材料では、スペック自体を自社で作成する必要がある。これらの事例として本稿では、Premium Quality (PQ) 材と呼ばれる特に厳格な品質管理を要求する回転部品用材料に対し、公的スペックに要求を追加している事例を、また新規材料のCarbon Fiber Reinforced Plastic (CFRP)をFan Outlet Guide Vane (OGV)で採用し、スペックを自社で最初から構築した事例をそれぞれ紹介する。

2. FAA航空機エンジン認定における材料認定の概要

2.1 FAAにおける航空機エンジン型式証明

米国の航空宇宙に関する法規はCode of Federal Regulations Title 14 (14 CFR)として規定されており、そのうち認定の手順について規定した項目が14 CFR Part 21である。

一方、航空機エンジンの耐空性に関する法規は、米国においては14 CFR Part 33に規定されている。14 CFR Part 33は44個のアクティブなセクションからなっており、各セクションの中がさらに複数のパラグラフに分かれている。型式証明を取得するためには、各パラグラフについて、エンジンが適合していることを実証しなくてはならない。

実証方法は全てがあらかじめ決まっているわけではなく、基本的には型式証明申請者が提案しFAAが承認

原稿受付 2022年7月10日

*1 (株)本田技術研究所 先進パワーユニット・エネルギー研究所 GT開発室
〒351-0193 和光市中央1-4-1

するものである。エンジン試験、コンポーネント試験、CAE解析、あるいはそれらの組み合わせなどを申請者がFAAに対して提案し、それをFAAが承認することによって実証手法が決定する。あるセクションでは実証方法が明確に決められており、あるセクションでは付帯文書であるAdvisory Circular (AC) の中で推奨する実証方法が示されている。ACは対応する14 CFRのセクションと同じ番号が振られているが、14 CFR本文と違って法規ではないので必ずしも守る必要はない。ただし、ACの推奨と違った手法を取るならば、その妥当性を示す必要があるため、実質的には推奨よりも要求に近い。

エンジン型式証明においては、様々なエンジン試験⁽²⁾やコンポーネント試験、CAE解析が実施され、材料の認定はそれらの基盤となる最も基本的な認定活動の一つである。CAE解析では応力や伸びなどを材料強度と比較し、部品強度を評価する。エンジン試験でも事前に部品やサブアセンブリ試験を実施し材料強度と比較して、エンジン試験の成否を予測する。HF120の場合、鳥や電の衝突評価試験や振動耐久試験などは事前に部品単体試験を実施し、材料試験で得られた疲労限度曲線などと比較した後、必要に応じて部品形状の変更などを実施してからエンジン試験に臨んだ。

型式証明における新規材料とは、その申請者が保持している従来認定取得済みType Designには含まれておらず、かつ、SAE Aerospace Material Specification (AMS) や公開スペック等にも掲載されていない材料のことを指す。新規材料を適用する際、その材料に関する材料スペックを開発し、認定レポートへ記載して、FAAから承認を取得する必要がある。すなわち、Type Designの一部として新規材料が認定され、以後その材料スペックは他の型式にも適用可能となる。

一方で、型式証明だけではそのエンジンを量産向けに生産することはできず、製造証明 (Production Certificate, PC) をFAAから取得しなくてはならない⁽³⁾。製造証明には、品質システムとして、形態管理や製造工程、サプライヤーの管理、発注時の要件に合致しなかった部品が耐空性を維持しているかどうかを判断するためのフローなどが含まれる。ホンダでは、米国ノースカロライナ州バーリントンにあるHonda Aero, Inc.がHF120の製造証明を持ち、GHAEから委託を受けてその生産を行っている。

2.2 14 CFR § 33.15 Materialsに基づく材料認定

14 CFR Part 33のうち、材料認定に関するセクションが§ 33.15 Materialsである。以下に§ 33.15の本文を引用する。

The suitability and durability of materials used in the engine must -

(a) Be established on the basis of experience or tests; and

(b) Conform to approved specifications (such as industry or military specifications) that ensure their having the strength and other properties assumed in the design data.

材料の特性はこの本文(a)にあるように、材料試験や過去の経験 (以前に型式証明を取得した材料など) を元に作成したものでなくてはならない。そして、それは“量産時にエンジンに投入されるばらつき”も含めていてはならない。このとき、量産時のばらつきを含めて設計するのは型式証明の範囲であるが、そのばらつきの範囲内に収めて製造するのは製造証明の範囲である。したがって、型式証明申請者が設計に用いる材料物性は、製造証明申請者が保証可能なものでなくてはならない。そのため、Fig. 2に示すように、製造証明申請者の品質管理下で計測され、特性のばらつきが統計的に評価された材料特性値を使って、型式証明申請者はエンジンの設計を行う。

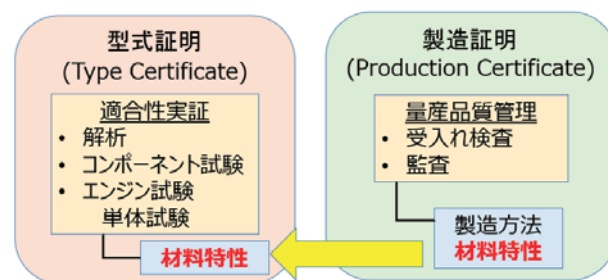


Fig. 2 Material data under TC and PC quality control

材料特性のばらつきは統計的な手段によって評価される。例えば、航空業界で良く使われているMetallic Materials Properties Development and Standardization (MMPDS)⁽⁴⁾には、主に常温域で使う材料データについて、統計的に最小値を求める手法が第9章に記載されている。信頼性に応じてA値やB値などいくつかの基準が定義されているが、特にAMS規格材料のA値、B値の材料特性値が充実している。この手法によって統計処理された材料最小値は基本的にFAAに設計基準値として受け入れられる。

実際にどのような材料特性値を管理・取得すべきかは、その材料と用途による。例えば、羽根などエンジン回転数の数倍の周波数で機械的・空力的に加振される部品に使われる材料では、疲労限度線図など高サイクル疲労を評価するための材料特性が必要であるし、高温・高応力に晒されるタービン系部品ではクリープ特性が必要である。すべての材料について共通の項目も存在するが、材料の使い方によって必要な材料特性を選択し、材料スペックに則っていることが保証された材料で、材料特性を取得しなくてはならない。

本文(b)では、材料が工業スペック・米軍用スペックなどすでに承認されたスペックに合致していることを要求

しているが、これは公的機関が発行しているスペックに合致さえしていれば十分ということではない。材料品質や設計上重要な特性のばらつきを保証するために必要な項目は、たとえ公的なスペックに記載がなくても管理しなくてはならない。したがって、公的スペックに不足している項目は公的なスペックに追加する形で自社スペックを用意するか、サプライヤーとの合意文書として公的スペック外の項目を記載した文書を用意する必要がある。

3. 事例1：回転部品用PQ材料

3.1 § 33.70 Life Limited Parts

Life Limited Parts (LLP) は、その部品故障がエンジンの7大故障⁽⁵⁾を引き起こす部品と定義されており、これに指定された部品は、交換寿命を設定することが要求されている。本節ではまず § 33.70の概要を説明する。

上記の7大故障の中に“Non-containment of high-energy debris”がある。航空機用ガスタービンエンジンは通常、圧縮機やタービンの翼が破壊してもその破片がエンジン外部に飛散しないように設計されているが、ディスク自体が分割・飛散した際には、エンジン外部に飛散する可能性がある。§ 33.70は、米国内で実際に起きた破片の飛散による事故の教訓をもとに、旧来の運転回数規制に関するセクション (§ 33.14) を発展解消する形で2007年に追加された比較的新しい規則である。

Fig. 3は、1989年7月19日に、シカゴに向けて飛行中のユナイテッド航空 (UA) 232便で発生した事故で破碎・飛散したファンディスクである。飛散した破片は機体の油圧系統をすべて破壊し、UA232便は最終的にアイオワ州スーシティのスー・ゲートウェイ空港に不時着を試みたが大破炎上し、112名が亡くなった。このファンディスクに使われたチタン合金には製造時に材料欠陥が混入しており、この材料欠陥から発生した亀裂が定期検査でも見逃された結果、ディスクの破碎に至った。

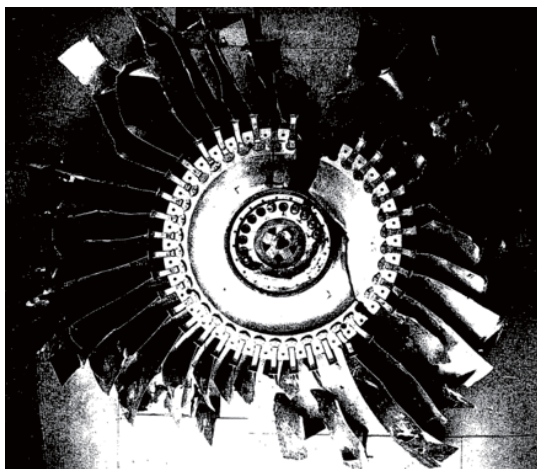


Fig. 3 Failed fan disk (cited from ref. 6)

このような事故例から、FAAは以下の3つのプランを定義し、LLPの故障率と破碎事故の確率を十分低く保

てるように、設計手法、製造方法、運用方法を厳密に管理することを要求している。

(1) Engineering Plan

事故が発生する前に確実にLLPを交換するために、妥当性が評価された解析・試験・運用経験に基づいて制限寿命を設定する。設計の妥当性を保証するためのプラン。

(2) Manufacturing Plan

設計に用いた材料特性を量産を通じて維持するのに必要な製造上の制限事項を設定する。設計通り生産されていることを保証するためのプラン。

(3) Service Management Plan

実際に運用されているLLPが設計通りの特性を維持していることを保証するのに必要な運用上の制限事項を設定する。設計通りの耐空性が運用中維持されていることを保証するためのプラン。

この3つのプランは、設計から製造、運用まですべてに関係しており、§ 33.70に適合するためには、型式証明申請者は製造証明の範囲にまで踏み込んで“どうやってLLPの品質を管理していくのか”を示さなくてはならない。したがって、§ 33.70の適合性証明には、§ 33.15が深くかかわっており、AC33.15ではLLPに適用されるPQ材について、管理されるべき項目が提示されている。

3.2 § 33.15と § 33.70に関するAC

§ 33.15には、現在二つのACが発行されている。AC33.15-1 “Manufacturing Process of Premium Quality Titanium Alloy Rotating Engine Components”がチタン合金用で、AC33.15-2 “Manufacturing Processes for Premium Quality Nickel Alloy for Engine Rotating Parts”がニッケル合金用である。

二つのACに材料の違いはあるが、ともに以下のような管理すべき項目が列挙されている。

・原材料

大きさ、製造方法、不純物、リサイクル条件など

・溶解

電極、溶解方法、溶解速度、チャンバー圧など

・鍛造

炉の管理、鍛造温度、形状管理、エッチング、超音波探傷基準、探傷システムのばらつき評価など

・検査

微細組織、鍛流線など

チタン合金を例にして公的規格と比較してみると、AMS2380 “APPROVAL AND CONTROL OF PREMIUM-QUALITY TITANIUM ALLOYS”で規定されている項目はおよそ60項目であるのに対し、AC33.15-1で管理すべきと指摘している項目は170項目以上あり、同じPQ材に対するものでもAMS規格はACに対して管理項目が半分以下となっている。したがって、これらの不足している項目は、自社スペックを用意して規定するか、素材のサプライヤーと協力して管理をしな

くてはならない。さらにAC33.70では、製造工程の検証を要求しており、工程のうち材料特性に大きく影響するものには承認資格と承認者を用意しなくてはならない⁽⁷⁾。これには工程の変更を可視化し、変更が影響する範囲をレビューし、承認する仕組みも含まれる。

チタン合金の素材製造工程が寿命に影響する例として、Anomaly Distributionを上げる。このAnomalyとはハード α と呼ばれる窒素などの侵入型固溶元素が濃化した材料欠陥であり、3.1で示したスーシティでの事故の元となったチタンの材料欠陥である。この欠陥の評価方法については、§33.14のACに記載されている。§33.14はすでにキャンセルされ§33.70に統合されているが、AC33.14はキャンセルされておらず、§33.70の適合証明のために評価をする必要がある。

AC33.14では、チタンのハード α 欠陥の大きさと頻度の分布(Exceedance Curveと呼ぶ)や非破壊検査での亀裂検出確率を使って、チタンの材料欠陥起因で亀裂が進展し、それが検知されずにディスク破砕に至るまでの確率を計算し、それが特定の値(条件によって異なる)以下であることを要求している。Fig. 4にAC33.14に記載されているExceedance Curveの例を示す⁽⁸⁾。

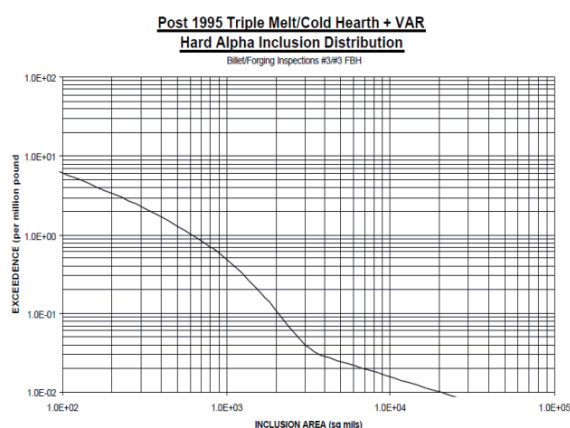


Fig. 4 Exceedance Curve if Triple Melt Ti alloy

このデータはFAAの主導の元、航空用ガスタービンメーカーが協力して作り上げたデータで、これを使って破壊確率を計算し、認定に用いることができる。ただし、素材のハード α 分布がこのExceedance Curveに適合するように素材を管理し製造するのは製造者の責任であり、一方、新規開発したチタン合金にExceedance Curveが適用できないというような状況があるのならば、新規にExceedance Curveを自社開発しなくてはならない。

チタン合金では筆者の知る限り新規開発した例は無いが、例えばタービンディスクに用いられるニッケル系の粉末冶金合金では、炉壁のセラミック粉がチタン合金におけるハード α のように欠陥の起点となることが知られており、粉末冶金合金製のLLP認定にはExceedance Curveの自社開発が必要である⁽⁹⁾。

4. 事例2：HF120 CFRP製 OGV

4.1 新規材料認定プロセス

公的なスペック自体が存在しない材料については、自社でスペックを用意しなくてはならない。CFRPは特性が形状に依存し、繊維と樹脂の組み合わせや繊維配合がある程度自由に選べるため、一般的なスペックが少ない典型的な例である。前述のとおりHF120では、Fan OGVにCFRPを用いており、新規材料認定を取得した。本章では材料認定取得の過程で経験したことをComposite Materials Handbook-17 (CMH-17)⁽¹⁰⁾等で推奨されているプロセスを踏まえて紹介する。

CFRPの材料認定プロセスの成果物として、材料スペックと疲労限度線図などの設計許容値がある。2.2節で概要を記載したが、具体的にはMaterial Qualification Program, Material Allowable Programなどと呼ばれる二つのプログラムを実施し、材料のばらつきを含め評価する。

新規材料認定におけるMaterial Qualification Programとは、材料スペックに記載予定の特性を確認・評価していくプログラムである。ここで、Qualificationとは、所定の材料製造プロセスによって生成された材料を、所定の手法を用いて評価するプロセスを指す。

HF120の開発時に経験した例としては、材料スペックをGHAEが発行し、それを元に材料メーカーがQualificationを実施した。材料スペック中には、様々な材料特性値を記載するが、新規材料の場合、開発前にその特性値は分からない。そのため、初回スペックには発行元が目標値として仮の値を記載し、材料製造元はそのスペックを元に材料製造、Qualification評価を実施して、このQualificationで得られたデータを元に統計処理した特性値を用いてスペックを改訂する。なお、このQualification中に材料製造プロセスが変更されると、変更前後で同等性の評価⁽¹¹⁾が求められ、評価数が多くなるため、認定期間中の変更は極力避けるほうがよい。

Allowable Programでは、適用部品に必要な材料試験を実施する。Allowableは設計許容値のことを指し、代表的なAllowableとして、材料強度のA値、B値や疲労強度などがある。同時に弾性率や線膨張係数などの物理特性も本プログラムで取得する。試験一覧表、積層板成形方法、試験片切り出しレイアウト、試験片図面、試験条件、評価方法を記載した材料試験計画書を作成し、その計画通りに試験片製作から試験データ取得までを一気通貫で実施する。試験においては、ASTM Internationalなどの公的規格を引用するが、その具体的手順や環境が結果に与える影響が大きいため、試験品質が構築された試験機関において材料試験計画書の内容を合意の上、試験を推進する。Allowable Programで得られたデータは部品設計に用いられ、基本的には公開されない。Qualification Programで得られる成果物は材料スペックという形で認定を受ける。次節では認定成果物の

一つである材料スペックの内容について、我々が経験したCFRPを例に説明する。

4.2 CFRP材料スペックの内容

HF120のOGV開発において、適用した複合材料は、一方向強化プリプレグを繊維方向50mm、幅8mmに切断した炭素繊維束を無作為に配向、積層し、厚さ約2mmのプリプレグシート状にした形態（Sheet Molding Compound: SMC）である。SMCの外観写真をFig. 5に示す。本材料を用いる成形プロセスや部品評価概要は文献^[2]に記載されている。本材料スペックは、一方向強化プリプレグの特性や硬化後の特性も記載しているという特徴がある。

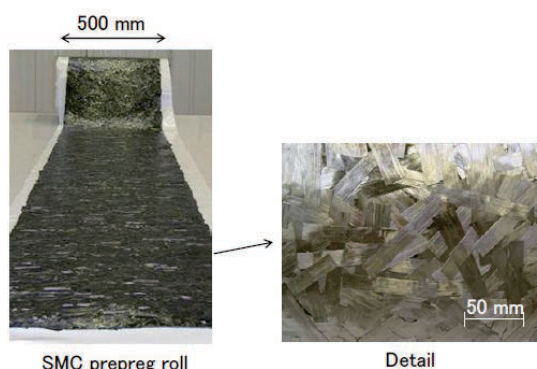


Fig. 5 SMC prepreg

材料スペックの内容については、DOT-FAA-AR-07-3^[3]等に推奨ガイドラインとして、以下の項目が挙げられており、その材料を指示できるように記載する。

- ・ 対象材料概要説明、クラス表記

複合材料の場合、同じマトリックス樹脂を使用し、炭素繊維含有率や繊維長等が異なる場合は、クラスを分けて異なる材料として同一スペック上に表記することができる。

- ・ 引用規格、用語定義

物性を求めるために規格を引用する場合、引用する規格によって結果が異なることがあるため、引用規格は複数とせず限定し、品質保証を確実にする。また、スペックの解釈を統一するために、用語の定義づけを行う。

- ・ サプライヤー要求項目

本項目では、Process Control Document (PCD) に対する取扱いに関して記述する。PCDとは、材料メーカーが材料を製作、品質保証するために必要となる製造場所、設備、製造工程やパラメータなどの所謂“レシピ”を記載したものである^[3]。ユーザーにすべては開示されず、立ち合い現場などでの閲覧に限定されることが多い。PCDに記載のある工程に変更があった場合は、材料スペックのデータに影響を与えかねないため、ユーザーと材料メーカーで同等性の評価を実施し、PCDを改定する必要がある。例えば、型式証明取得中に、材料製造ラインなどを変更した場合、ライン変更前後で製造された材料の同等性が認められない限り、その変更

は認められない、もしくはType Design変更となることもある。HF120においては、型式証明取得後ではあるが、CFRPに適用されている樹脂材料成分の製造工場移転が実施された際に、同等性の評価を実施した。

- ・ 技術要求

炭素繊維目付量、未硬化プリプレグの樹脂含有率、ガラス転移温度、硬化後のラミナ厚さなどやCFRPの強度についても記載する。強度については、Maximum Average, Minimum Average, Minimum Individual valueなどの静的強度や弾性率の統計量を記載する。

- ・ ロール材寸法、配向角度、外観要求、保管温度や使用期限

プリプレグは未硬化樹脂のため、保管方法や温度管理に加えて、使用期限やその延長方法などもスペックに記載する。

- ・ 品質保証方法

技術要求で示した材料特性や強度を確認する手順や記録方法、統計処理方法を記載する。また、ユーザー側の受入方法についても記載する。

- ・ 各種材料試験方法、試験パネル製作方法

スペックに記載する特性値は、その評価手順や環境が結果に与える影響が大きいため、条件や手順などを記載する。

- ・ ラベリング、梱包・運搬方法

以上の項目が材料スペックに記載する内容の概要であり、静的強度や弾性率、材料メーカーとユーザーとの取り決めごとも含めMaterial Qualification Programで確認、評価していく。なお、Material Allowable Programで評価する設計許容値は記載しない。

4.3 材料特性評価

QualificationおよびAllowable Programでは、材料試験を通じて特性データを取得していく。材料とプロセスのばらつきを評価に入れる必要があるため、CFRPの場合、異なるバッチの炭素繊維と樹脂をそれぞれ組み合わせて合計3もしくは5バッチのプリプレグを使用する。評価する特性は、プリプレグの物理特性、静的強度や弾性率などがある。試験手法は、ASTM D3039, D6641, D7078, D5528, D6671, D7078, D729, D5529, E228, D3171などをはじめ、多数の規格を参照した。

試験計画書には、プリプレグバッチ番号、各積層板のID、試験手法と試験片ID、試験片切り出しレイアウトとそのIDなどを記載する。プリプレグのバッチ番号から評価した試験片情報が紐づいている必要がある。本プロセスにおいて、バッチの異なるプリプレグを混在して積層板を製作することはない。

成形した積層板は、基本的には、材料試験計画書で指示したレイアウト通りに罫書き、試験片切り出し前に、試験片切り出し部の超音波探傷を行う。この際、ボイド、表層ピット、層間剥離などの欠陥が試験片部に検出されると、使用できない試験片が分かる。その場合、レイア

ウト図に欠陥位置を書き加え、欠陥を避けるように再レイアウトし、改訂作業を行う。内部欠陥はあらかじめ想定しているものではないため、柔軟にかつ記録を取りながら推進する必要がある。

これらの材料情報の紐づけに関して、試験片本数が多数となり種類也多岐にわたるため、試験片IDや切り出し位置・方向などの間違いが生じやすく管理を慎重に実施する必要がある。経験上、計画書類と試験片とに相違がないよう推進することが、最も煩雑で労力を要する点である。試験片の切り出しレイアウト図の一例をFig. 6に示す。間違いを防止するために、プリプレグパッチ番号が紐づけされた積層板ID、試験片IDとその切り出し位置が特定できるようにされている。

Qualification Programで得られた材料特性データを用いて、確率分布のあてはめとその適合度検定、A値、B値の計算などを実施する。新規材料認定においては、材料スペックに記載する初回品データがベースデータとしてスペックに記載される。

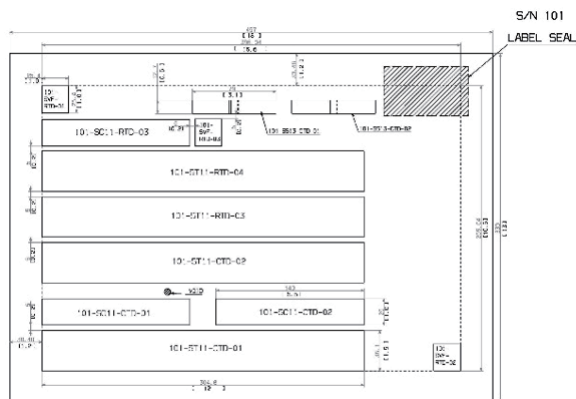


Fig. 6 Example of Layout of Material Test Specimens

型式証明取得後も、そのスペックに適合していることを確認するQualificationや受入れ検査が実施される。材料メーカーでは、スペックに指示のある値について品質ツールを使って監視している。異常が起こった際は、そのデータをエンドユーザーに開示し、異常の原因追及を実施する。また、PCDに何かしらの変更が生じる場合、事前にユーザーとその内容を確認し、スペックへの適合確認と材料の同等性確認を実施する。同等性評価については統計処理を行う。すなわち、PCD要求項目の変更後に取得した標本が、初回および量産において取得した母集団と等価であることを確認する。

Allowable Programで得られたデータは、材料の変形、損傷破壊様相などを確認の上、部品の使用方法に応じてデータ処理を行う。ここで得られた設計許容値を型式証明取得時に使用し、部品の強度評価を行う。本設計許容値においては、Qualification Programで得られた材料を使用していることが前提であり、同等性が担保できていない場合は設計許容値を取り直すことも検討する必要がある。

ある。したがって、一度認定を取得した材料スペック内容を変更することは、Type Designへの影響が大きい。

5. 結言

本稿では、航空機エンジンにおける材料の認定について、FAAの材料認定の概要と事例について解説した。材料認定は、単純に材料を用意してデータを取ればよいというものではなく、本質はばらつきをどのように管理し、保証するのかということにある。そのためにはまず品質を維持するために必要な材料・プロセススペックを用意する技術力が必要で、同時にスペック通りに作られていることを監査する品質管理体制も必要である。これは一朝一夕で出来ることなく、航空機エンジンの型式証明取得の難しさの一つである。

参考文献

- (1) 野田悦生, HF120ターボファンエンジンの開発, Honda R&D Technical Review, Vol. 26, No. 2, pp. 1-5.
- (2) 柴田良輔, 石川克正, 児玉亮, 田口収, 中田秀彦, HF120ターボファンエンジン型式認定取得へ向けた各種試験の紹介, Honda R&D Technical Review, Vol. 26, No. 2, pp. 6-12.
- (3) FAA, 14 CFR § 21.131 Applicability.
- (4) MIL-HDBK-61A, MILITARY HANDBOOK: CONFIGURATION MANAGEMENT GUIDANCE.
- (5) FAA, 14 CFR § 33.75 (g).
- (6) NTSB, "Aircraft Accident Report — United Airlines Flight 232, McDonnell Douglas DC-10-10, Sioux Gateway Airport, Sioux City, Iowa, July 19, 1989", NTSB/AAR-90/06, 1990.
- (7) FAA, GUIDANCE FOR DEFINING A MANUFACTURING PLAN, AC33.70-1 GUIDANCE MATERIAL FOR AIRCRAFT ENGINE LIFELIMITED PARTS REQUIREMENTS, section 9, pp. 20-21.
- (8) FAA, AC33.14-1 Damage Tolerance for High Energy Turbine Engine Rotors, 3/7/2017, Appendix 1, p. 53.
- (9) EASA, The integrity of nickel powder metallurgy rotating critical parts for gas turbines, EASA-CM-PIFS-013.
- (10) SAE International, Composite Material Handbook-17 (CMH-17), G (2012), Volume 1, Volume 3.
- (11) FAA, DOT-FAA-AR-03-19 Material Qualification and Equivalency for Polymer Matrix Composite Material Systems: Updated Procedure.
- (12) 穴藏道秀, 田口収, 吉田州一郎, HF120ターボファンエンジンへのCFRP製静翼の適用, Honda R&D Technical Review, Vol. 26, No. 2, pp. 32-36.
- (13) FAA, DOT-FAA-AR-07-3 Guidelines and Recommended Criteria for the Development of a Material Specification for Carbon Fiber/Epoxy Unidirectional Prepregs Update.

特集：ガスタービン材料開発と保証技術の最新動向

航空業界における材料試験所認定取得への取り組み

Approach to Obtain Certification as a Material Testing Laboratory in the Aviation Industry



稲田 将人^{*1}
INATA Masato

キーワード：Nadcap, 特殊工程, 認証, 認定, 金属材料, CMC, CFRP

Key Words：Nadcap, Special Process, Certification, Accreditation, Metal Material, Ceramic Matrix Composites, Carbon Fiber Reinforced Plastics

1. はじめに

COVID-19のパンデミックによって航空機産業は、生産・開発の中断や需要の減速に直面した。しかしながら、「2050年カーボンニュートラルの実現」に向けて国を挙げての取り組みが始まり、航空機産業はCO₂排出削減の取組みを加速させるための技術開発が盛んに行われるようになった。弊社が関わる材料の分野に関しては、開発時および製造後一定間隔をおいて材料試験を実施し、その特性がエンドユーザーの要求どおりとなっているかを確認することが求められている。しかしながら、これらの試験を実施するには、試験所としての一定の能力があることを証明する“認証”を持つことが必須となる。

弊社は2004年に規格戦略をスローガンに航空機産業での受託試験を目指した。現在では、ISO/IEC17025やNadcapの認証をはじめ、国内外の大手エンジンメーカーからの認定を頂いている。

2. 特殊工程管理のための世界唯一の認証プログラム

2.1 Nadcapとは？

国際認証制度「Nadcap」は、National Aerospace and Defense Contractors Accreditation Programの略称で全てのサプライヤーの品質維持を目的とした、特殊工程管理のための世界唯一の認証プログラムである。特殊工程に関しては、Table 1に示す12項目の要求事項が定められている。監査機関は1週間程度に及びプロセスの妥当性を確認するため、専門の監査員が設備・工程・人についての管理体制を審査する。

Table 1 List of Special Process

Type	Scope
Chemical Processing	Anodizing, Conversion coating, Plating, Etching, etc.
Coatings	Thermal spray, Vapor deposited Coatings, etc.
Composites	Lay-up/laminating, Metal bonding, Core processing, etc.
Conventional Machining	Holemaking, Milling, Grinding, etc.
Electronics	Printed boards, etc.
Heat Treating	Heat treating process, Equipment, Pyrometry, Carburizing, Nitriding, Brazing, etc.
Materials Testing	Chemical analysis, Mechanical testing, Metallography, Hardness, Corrosion, etc.
Measurement & Inspection	Coordinate measuring machines, Laser tracker, etc.
Non Destructive Testing	Penetrant, Ultrasonic, Radiography, Eddy current, Magnetic particle, etc.
Nonconventional Machining and Surface Enhancement	Electrochemical machining, Electrochemical grinding, Electrical discharge machining, Laser beam machining, Shot peening, etc.
Non Metallic Materials Manufacturing	Resin, Adhesive films, Core, etc.
Welding	Diffusion welding, Fusion welding, Electron beam welding, Welding for resistance, Laser welding, etc.

2.2 Nadcapを取得するためには

Table 2, 及び3に弊社のNadcap取得内容を示す。材料試験所がNadcapを取得するにはJIS Q9100 認証とISO/IEC17025認定を取得していることが要求される。これが、Nadcapのハードルが高いと言われる所以であり、材料試験所が航空宇宙分野へ参入しようとしても直ぐに参入することができない理由の一つでもある。

非常に大雑把に説明すれば、JIS Q9100は航空宇宙分野の業務に従事するための一般的な要求であり、ISO/IEC17025は、試験所が公的規格に準じて試験ができる

原稿受付 2022年7月8日

*1 (株)キグチテクニクス 試験部
〒692-0057 安来市恵乃島町114番15
E-mail: inata_m@kiguchitech.co.jp

か、試験機は国家標準にトレーサブルな校正が実施されているか、そして得られた試験結果に含まれる数値の不確かさを評価できる手順を持っているか、という要求と言う事ができる。

JIS Q9100, ISO/IEC17025の認定を持つことは、試験設備やインフラ設備を徹底して管理でき、誰がいつ試験を実施しても一定の結果となるような手順を持ち、併せて試験を実施する要員の雇用、教育を実施するシステムが備わっていることを意味する。

2.3 Nadcapを取得するメリット

株式会社キグチテクニクスは、鳥根県安来市で特殊鋼産業から始まり、「金属材料」の材料試験受託企業として成長してきた。中小企業でありながら、大手企業様と取引を行えるようになる大きなターニング・ポイントはNadcapの認証取得と言っても過言ではない。以下にメリットを挙げる⁽¹⁾。

①売上拡大・社員の意識向上

認証の取得によって航空・宇宙関連の材料試験受託の売り上げは順調に伸びた。同時に品質に関しても社内全体に浸透させることができ、企業価値の向上に繋がっている。

②海外を含めた受注機会拡大

認定を取得したというPR効果によって受注が拡大した。また、サプライヤーはeAuditNetに掲載され、世界中から検索が可能となる。

③顧客評価の向上・他分野業務への波及

弊社の業務内容には「安心・安全」を求める声が多く、Nadcap認証取得により顧客の評価が向上した。認証取得は、社内の品質保証の考え方や管理体制の向上に繋がりが、他分野の業務に対しても好影響をもたらしている。

④工程管理の高度化

Nadcapに求められている厳しい工程管理要求を満たすことで、工程品質が安定した。定期的に審査を受けることで、工程管理が高いレベルで維持できている。

3. 航空機品質

3.1 要員認定

各種の試験項目についての要員は、定期的な教育や力量評価を必要とされる。弊社では1年以上の実務経験を積み、さらに筆記試験や実務試験にて合格する規定を設けている。いくら優れた装置を使っても、お客様から指示された試験条件を間違えては、全くとご要求を満たすことはできない。装置を操作するのは人なので最終的には要員一人ひとりの試験に対する意識が最も大切になる。とにかく単調になりがちな試験業務であるが、案件の背景や目的をしっかりと理解させ、やりがいを植え付けることも安定した試験結果を出すには必要である。

Table 2 Scope of Accreditation for Materials Testing Laboratory

Scope	Test Code	Test Item
AC7101/3 Rev.D	O	High Cycle Fatigue
	P	Fracture Toughness
	XE	Crack Propagation/Crack Growth Testing
	Y	Low Cycle Fatigue
	A	Room Temperature Tensile
	B	Elevated Temperature Tensile
	C	Stress Rupture
	XA	Creep
AC7101/4 Rev.F	L0	Metallographic Evaluation
	L11	Grain Size
	L12	Inclusion Rating
	L8	Alpha Case: Wrought Titanium
	L9	Alpha Case: Cast Titanium
	XL	Macro Examination
AC7101/5 Rev.D	M1	Brinell Hardness
	M2	Rockwell Hardness
	M3	Vickers Hardness
AC7101/7 Rev.D	Z	Standard Specimen Machining
	Z1	Low Stress Grinding
	Z2	Low Stress Grinding and Polishing
	Z3	Cast Specimens

Table 3 Scope of Accreditation for Non Metallic Materials Testing

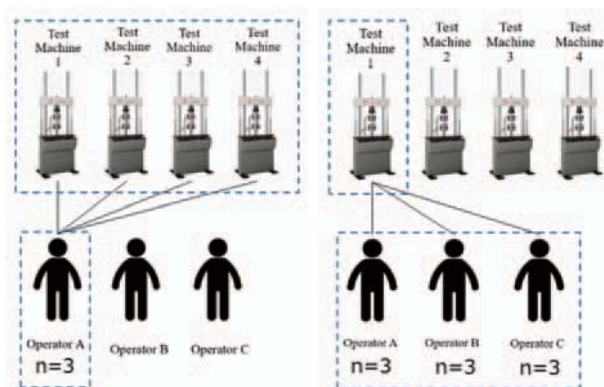
Scope	Test Code	Test Item
AC7122/1 Rev. B	1.18.1	G1c
	1.19.1	G2c
AC7101/4 Rev.F	F.2.1	Specimen Fabrication
	F.3.1	Specimen Machining
AC7122/1 Rev. B	1.1.1	Tensile Ambient Temperature
	1.1.2	Tensile Non-ambient Temperature
	1.1.3	Tensile Strain Measurement
	1.2.1	Compression Ambient Temperature
	1.2.2	Compression Non-ambient Temperature
	1.2.3	Compression Strain Measurement
	1.3.1	Shear Ambient Temperature by SBS
	1.3.2	Shear Ambient Temperature ± 45 Tension
	1.3.4	Shear Ambient Temperature by V Notch
	1.3.5	Shear Non-ambient (any method)
	1.3.6	Shear Strain Measurement
	1.20.1	Compression after Impact CAI

3.2 ラウンドロビントテスト（試験所間比較試験）

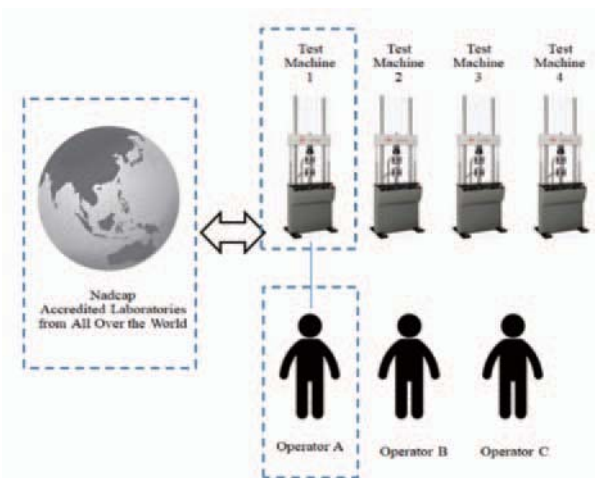
Nadcapを持つ材料試験所は、試験装置、装置の管理、実施要員の力量・手順が妥当であるかを評価するために、一定の周期で試験項目毎に内部（社内）と外部ラウンドロビントテストを実施・参加することが要求されている。Fig. 1に低サイクル疲労試験の一例を示す。ラウンドロビン試験は社内一装置間、社内一要員間、外部の3種類を実施・参加する必要がある。

社内(a) (b)、外部(c)ともに試験結果の標準偏差 2σ 以内を合格とされる。2 σ 以上の乖離があると、不適合と見なされ、原因追求と是正処置が要求される。特に、外部(c)での評価が不適合となると自動的にGEやRolls-Royceといったプライムに通達され、原因が解明され、適切な是正処置を施すまでは、試験を受託できなくなる。

疲労だけでも装置が50台以上、要員が10名以上ともなる弊社の状況となると、お客様から頂いた試験業務を行いながら、一年中ラウンドロビントテストを実施している。INCONEL718等の高価な材質を用い、数百本にも及ぶ試験を実施するのは、時間、コスト共に負担は大きいですが、第三者機関として試験を実施させて頂く試験所の立場としては、このラウンドロビントテストにより自社の試験結果の妥当性、要員の力量の定期的評価を万全なものにすることが、生命線ともいえる重要事項である。



(a) For equipment (every 5 years) (b) For operators (every 5 years)



(c) External Round Robin (every 5 years)

Fig. 1 Round Robin Evaluation for Low Cycle Fatigue Testing

3.3 試験片加工の重要性

我々は、試験片加工部門と試験部門の両方を持つ国内では数少ない試験所である。加工と試験部門を持つことは、評価のリードタイムやコストを抑えることができるのは言うまでもないが、試験品質を加工の側面から積極的に考え、あらゆる技術的課題に対し技術検証を行える強みを持っているとも言える。

疲労試験は、試験片の加工品質（表面粗さ、加工残留応力）が試験結果に与える影響が大きいことは広く知られているが、弊社でも疲労試験片の品質確保に関しては多大な時間を費やして検証や手順の確立を実施している。試験と同様に、疲労試験片の加工についても毎年ラウンドロビントテストに参加する義務がある。

評価対象となる材料は、INCONEL718, Ti6Al4V, MA250の3種類で、試験片最表面の残留応力がTable4のように要求されている。Nadcapの場合、2015年までは試験片残留応力の要求値を明確に示していたが、最新の要求事項では、プライムの要求する残留応力に一任する立場をとっている。各プライムメーカーによって要求されている試験片残留応力値は若干異なっているが、試験片表面付近は、圧縮の残留応力状態となっていることが求められている。INCONEL718, Ti6Al4V, MA250はそれぞれ、組成も結晶構造も大きく異なるため、単一の加工方法では、これらの要求を満足することはできない。Fig. 2は、疲労試験片残留応力の一例（材質：INCONEL718）を示すが、加工工程の違いによって試験片の残留応力値に差異を与える。そのため、切削加工時の送り速度、回転速度ならびに研削加工時の砥石の仕様、最終の軸方向研磨に用いるエメリー紙の仕様を3種類の材料毎に最適条件を模索し、工程凍結を行っている。また、数十台にのぼる加工装置を用いて試験片加工が行われるため、加工においても試験と同様に加工装置間と要員間でのラウンドロビントテストを定期的に行っている。

Table 4 Residual Stress Requirements for Fatigue Test Specimen

Depth μm	Residual Stress Value MPa			
	Nadcap	Company A	Company B	Company C
0	Per customer requirements	-550 to -140	-590 to -140	No requirement
12.7		No requirement	No requirement	
25.4				
50.8				
76.2				

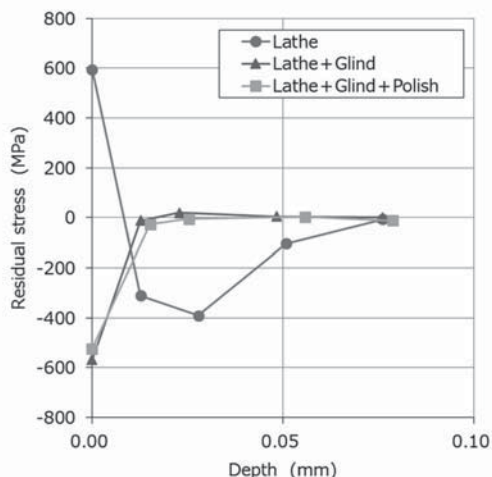


Fig. 2 Example of Residual Stress for Fatigue Test Specimen (Material: INCONEL718)

3.4 試験装置の校正

Table 5に引張、クリープ、低サイクル疲労試験を例に取った場合のNadcapとプライムメーカーが要求する校正要素毎の校正周期を示す。

ここに示した校正周期の要求はあくまで最大の周期であり、使う装置のメーカー・型式および使い方によっては、この校正周期で管理した場合に精度を維持できない場合もある。校正時に要求精度を満たさなかった場合は、その波及を調査する必要性が生じ、前回校正から不適合となった校正までの全試験に関して妥当な結果であったかどうか確認しなければならなくなる。最悪の場合、最終製品への波及が懸念され大規模な問題に発展するケースもある。

そのような事態にならないために、弊社では、試験機メーカーのエンジニアに常駐していただき、測定センサー毎に校正時のエラー（誤差）データを蓄積し、校正周期を短縮すべき個体を把握し、要求よりもはるかに短い周期で校正する等の措置を取っている。校正時のエラーが悪化していく装置は、継続使用は断念し素早い廃棄・更新を義務付けている。

低サイクル疲労試験を例に挙げると、試験片に負荷するひずみを、試験片に取り付けた伸び計によって制御して繰り返し負荷を与えるが、この伸び計の精度は、ASTM E83 Class B-2以上であることが要求されている。試験にしばしば用いられる平行部直径が6.35mmの試験片の場合、試験片の与える変形量はせいぜい0.1mm程度であるので、使用する伸び計の精度が試験結果に大きく影響する。我々が使用する伸び計のほとんどは、内部にひずみゲージが貼られているものであり、高精度な反面、経年劣化が生じてくる。低サイクル疲労試験だけでも年間1万本を超える試験を実施する弊社では、ASTM E83 Class B-2のクライテリアの70%の絶対誤差に達した伸び計については、半年後の校正を待たずに、3カ月で校正を実施することとしている。

もし、3カ月校正で再度クライテリアの70%の絶対誤差が生じている場合は、疑わしい装置として使用を中止し、メーカーでのオーバーホールを行うこととしている。所有している伸び計も100台を超えるので、こういった地道な管理をすることが不可欠となっている。

Table 5 Example of Calibration Frequency

Test Item	Cal. Item	Nadcap	Company A	Company B	Company C
Tensile Test	Test Force	1 year	1 year	1 year	0.5 year
	Speed	1 year	1 year	1 year	0.5 year
	Displacement	1 year	1 year	1 year	0.5 year
Creep Test	Test Force	1 year	1 year	1 year	0.5 year
	Strain	1 year	1 year	1 year	0.5 year
LCF Test	Test Force	1 year	1 year	1 year	0.5 year
	Strain	0.5 year	0.5 year	0.5 year	0.5 year

4. 受託試験

試験の受託は、年間を通して一定量のご依頼を頂くというより、お客様の予算執行状況に依存して9月、3月にピークを持つ、季節指数の高い受注形態となっている。近年の幅広いお客様からのご依頼に応えようとすると、ある程度ピーク時を見越した人員と設備の設置が不可欠となっている。近年では、金属材料だけでなく、CMC (Ceramic Matrix Composites) やCFRP (Carbon Fiber Reinforced Plastics) の試験の受託も積極的に実施させて頂いており、試験機の継続的導入が続いている。

2004年からの約18年で、試験機の総台数は400台を優に超えてきており、国内でもトップクラスのキャパシティを持つに至った。それに伴って試験機を安定的に稼働させ、再現性の高い試験をお客様にご提供することが、我々にとって大きな課題になってきている。再現性の高い試験を日々実施するために、我々が行っている取組みの一例をご紹介します。

4.1 静強度試験

静強度試験分野でご依頼いただくのは、大きく分類すると、金属材料、CMC、CFRPの3種類である。金属材料の場合は、多くの場合、引張試験、圧縮試験、曲げ試験で評価されるケースが多いが、CMCやCFRP等の複合材料は、繊維強化によって強度を担保している理由で、圧縮方向の評価が多く、金属材料で実施される引張試験、圧縮試験、曲げ試験の他に、面内せん断、層間せん断、面外引張、面外圧縮など、多くの試験項目が要求されるのが特徴である。これらの試験を行う度に、試験のセットアップを変更しては、圧縮ブラテン（圧縮負荷を与えるための試験用治具）の平行度、試験機のアライメント、試験治具セットアップの再現性を高めることが出来ない。そのため、弊社では20台近くある静強度試験装置の7割をCMCやCFRPの試験装置とし、試験機の



Fig. 3 Static Strength Testing Room

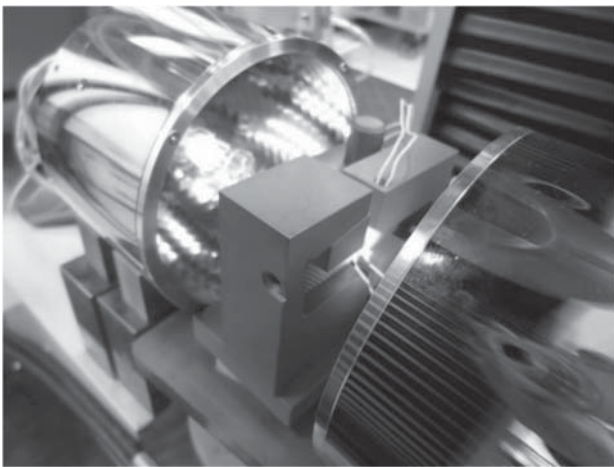


Fig. 4 In-plane Shear Test of CMC at 1200°C

セットアップを極力変更しなくてもよい体制を取り、試験機の稼働率向上と、試験の再現性を高めている。

4.2 クリープ試験

クリープ試験は航空・エネルギー関連の高温機器の設計、余寿命評価には欠かせない試験である。材質、試験条件に依っては数万時間におよぶ試験となる場合がある。

クリープ試験で最も重要となるのは、温度の管理である。温度の計測には熱電対を使用しているが、対象材料や試験温度によって、N熱電対とR熱電対を使い分けている。Nadcapでは、試験所は熱電対の劣化データを持つことが要求されており、弊社ではN熱電対は5,000時間、R熱電対は10,000時間までの劣化データを取得している。この時間範囲であれば試験要求を逸脱することなく、試験実施できることを確認している。これ以上の試験継続時間となった場合には定期的に、炉外から標準熱電対を挿入し、指示試験温度からの逸脱が無いか監視を行っている。

また、常に高温で晒されるブルロッドや試験片ホルダーなどは超耐熱合金のINCONEL713CやMar-M247を使用するため、比較的高価になるが、使用を重ねていく



Fig. 5 Creep Testing Room

につれて酸化が進み、試験片アライメントに影響を及ぼすケースがある。弊社では、関連企業と協力体制を構築し、これらの試験治具の一貫生産体制を確立している。比較的低コストで試験治具の製作が可能であり、定期的な治具の交換を可能にしている。

4.3 疲労試験

弊社で使用している疲労試験機は航空業界のグローバルスタンダード機であるMTS社製を使用している。現在では、試験機台数が70台を超える状態になっており、部品流用およびサービスの観点からも同一メーカーで揃えるメリットが大きくなってきている。

一般的に、高サイクル疲労試験の場合は試験力（応力）を制御し、低サイクル疲労試験の場合は試験片のひずみを制御して、試験片に繰り返し負荷を与える。正確な試験を実施するためには、試験のパラメータを測定・制御するセンサーの測定状態が試験中に変化してはならない。対策として、ロードセル、伸び計などのセンサーは十分に冷却を行っており、試験の種類によっては0.5℃単位の温度管理を実施している。

また、MTS社製の疲労試験機は油圧式であり、2019年6月に竣工した疲労試験棟（Fig. 6）はMTS製の最新



Fig. 6 Fatigue Testing Laboratory



Fig. 7 Fatigue Testing Room

の大型油圧源を設置し、クロストークを極限まで低減させた専用設計の油圧ラインを持つ。

試験の品質を大きく左右するのが作動油の状態とサーボバルブの状態である。作動油の不純物のカウント数があるクライテリアに達すると作動油を交換し、試験機に巡る油が最適な状態になるようにし、試験制御状態が常に一定になるように配慮を行っている。サーボバルブは弊社で取り決めたある一定以上の制御誤差が発生した時点でオーバーホールを実施する。

5. 認証から認定へ

国際的な適合性評価では、「認証 (Certification)」と「認定 (Accreditation)」という用語の違いがある。公益財団法人 日本適合性認定協会では、以下5.1項のように定義されている⁽²⁾。

5.1 「認証 (Certification)」と「認定 (Accreditation)」

これらの用語の正確な定義は、ISO/IEC 17000「適合性評価 - 用語及び一般原則」によるが、「認証」とは、マネジメントシステム、要員、製品に対しそれぞれの要求事項を定めた規格に合致しているかどうかを第三者が審査し登録する仕組みをさす。

一方、「認定」は、ISO 9001やISO 14001などのマネジメントシステムの認証 (審査登録)、要員/製品の認証、試験、検査等を行う機関の活動が国際的な基準に従い、公平・透明に行われているかどうかを審査し、公式に認め、登録することをさす。認定審査ではそれぞれの機関

に対する要求事項を定めた国際規格 (ISO/IEC規格又はガイドなど) を使用して認定審査を行う。同時に認定機関に対する要求事項も国際規格で定められており、認定機関はその要求事項を遵守することが求められる。

5.2 認定取得の意義

航空機産業は、主に完成機メーカーからなるプライムメーカーを中心としたグローバルなサプライチェーンが構築されている。サプライチェーンはボーイングやエアバスなどの機体メーカー、GEやRolls-Royceなどのエンジンメーカーを筆頭に構築されている。これらに部品などを供給するTier1・Tier2として日本企業も参入しており、新規参入時の当面の取引先はこれらの日本企業が想定される。

弊社は2004年に規格戦略をスローガンに航空機産業からの試験受託を目指してから約6年後、Nadcap認証を取得した。しかし、いざTier1・Tier2の国内重工殿との取引を開始しようとする、各プライムメーカーの認定を必要とした。基本的にはNadcapをベースとするものの、各プライムメーカー特有の要求事項が存在するため、国内重工殿、素材メーカー殿のお力添えを頂きながら、各プライムメーカーの認定取得を進めた。これにより、現在では国内外の大手エンジンメーカーからの認定を頂く材料試験所へと成長を遂げた。

謝辞

弊社が約10年余りで、Nadcapをはじめとする主要な航空関連の認定を取得し、多くのお客様にご利用いただける試験所になったことは、言うまでも無く、弊社の努力だけでは叶わなかったことである。多くのお客様に支えられ、ご指導頂き、ご協力を頂いた賜物である。深くお礼申し上げたい。

参考文献

- (1) 中小企業の航空機産業への参入のためのガイド <https://www.kanto.meti.go.jp/seisaku/kouku_uchu/data/201503nadcap_guide.pdf> (参照日: 2022年6月30日)
- (2) 公益財団法人 日本適合性認定協会HP <<https://www.jab.or.jp/contact/faq/q14.html>> (参照日: 2022年6月30日)

特集：ガスタービン材料開発と保証技術の最新動向

チタンアルミの微視組織および機械的特性と加工技術の最前線

Leading Edge of Processing Technologies of TiAl and its Mechanical Properties and Microstructure



水田 和裕^{*1} 後閑 一洋^{*1}
MIZUTA Kazuhiro GOKAN Kazuhiro

キーワード：チタンアルミ， casting， 微視組織， 機械的特性， 機械加工， 積層造形

Key Words：TiAl, Casting, Microstructure, Mechanical Properties, Machining, Additive Manufacturing

1. 緒言

ジェットエンジンで使用されるタービンプレードのように，回転体として耐熱材料が使用される場合，材料ができる限り軽量であることが好ましい。Ti合金やAl合金は耐熱性において，Ni基合金よりも大幅に低いため，チタンアルミに関する研究が進められてきた⁽¹⁾。チタンアルミはTiAl（ γ 相）がベースの合金であり，TiAl基金属間化合物とも呼ばれる。金属間化合物の結合様式は複雑であるが，化学結合の原子価の法則に従わず，広い組成幅と規則正しく配列した構造を有する⁽²⁾。TiAlにおいても規則構造を有し，クリープ強度に優れ，Ti合金よりも耐熱温度が高いと期待され，欧米を中心に1960年代頃から実用化に向けた研究が行われてきた。これまでにTiAlは成分設計，熱処理による組織制御や熱間加工の可能性が見いだされている⁽¹⁾。本稿では，Ni基合金に代わって用途開発が進められてきたTiAlのジェットエンジン用タービンプレードへの適用事例を概説し，現在の技術的課題を微視組織と機械的特性と合わせて紹介する。加えて，近年研究開発が活発に進められているTiAlの積層造形に関しても先行研究を概説し，展望をまとめる。

この採用により，1エンジン当たりの軽量効果は180 lbであり，エンジンを機体に装着するためのマウントなどの軽量効果も加味すると，機体全体では400 lbを超える軽量効果があるとしている。GENxに続き，2016年にはA320neoに採用されたLEAP（Fig. 1），PW1100GTFにTiAl製低圧タービンプレードが採用され，サービスを開始している。なお，LEAPはB737maxのエンジンとして100%の市場シェアを占有し，TiAlが低圧タービンプレード用材料としての地位を得るに至った。

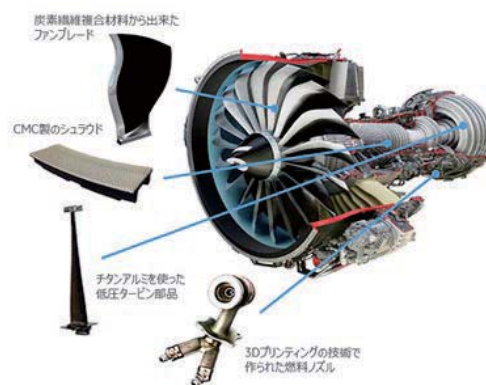


Fig. 1 TiAl turbine blade in LEAP engine⁽⁵⁾

2. TiAl材料

2.1 TiAlのジェットエンジン用タービンプレードへの適用事例

2010年，高まる燃費向上の要求に応えるべく，GENx-2Bがボーイング社のB747-8に採用されたのを皮切りに，TiAlの本格的な量産の商業用途の幕開けとなった。それまでに，Formula 1のようなレース車両のエンジンバルブやピストンピンに採用されていたが，いわゆる量産適用はGENxの低圧タービンプレードが最初であると言える⁽³⁾。同エンジンの低圧タービンモジュール全7段のうち最終の2段にTiAlが採用されている。藤村ら⁽⁴⁾は，

こうしたTiAlの適用に先駆けて，当該材料の量産工法がいくつか開発されている。例えば，GE9xに採用されたTiAlは精密鑄造（investment casting）で製造されているのに対し，PW1100GTFでは等温鍛造（isothermal forging）で製造されていた⁽³⁾。さらに，GEは大型機向け次世代エンジンGE9xに，電子ビーム溶融法（EBM: Electron Beam Melting）で積層造形（AM: Additive Manufacturing）したTiAl製低圧タービンプレードを適用し⁽⁶⁾，2020年に米国連邦航空局の認証を取得したと発表している。

ここまではTiAlと一括りにしてジェットエンジン用タービンプレードへの適用事例を振り返ったが，その化学組成には違いを有する。GENx，LEAP，GE9xで

原稿受付 2022年6月3日

*1 AeroEdge(株)

E-mail: kazuhiro.mizuta@aeroedge.co.jp

採用されたTiAlはTi-48Al-2Nb-2Cr (TiAl4822) であり, PW1100GTFでのそれは, Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B (TNM) となっている。ここで, 数字は全て原子組成百分率 (以下at.%と記す) である。Crは常温延性改善のために添加されている。Nbは耐酸化性を改善できるため添加されるが, 比較的高比重であるため軽量化のメリットを失わないようバランス設計がされている。TNM合金は用途に応じて靱性の高いTriplex組織 (β + 等軸 γ 相+lamellar組織) やfully lamellar組織など使い分けが可能であるとされる⁽¹⁾。Fig. 2にTi-Al二元系平衡状態図を示す。

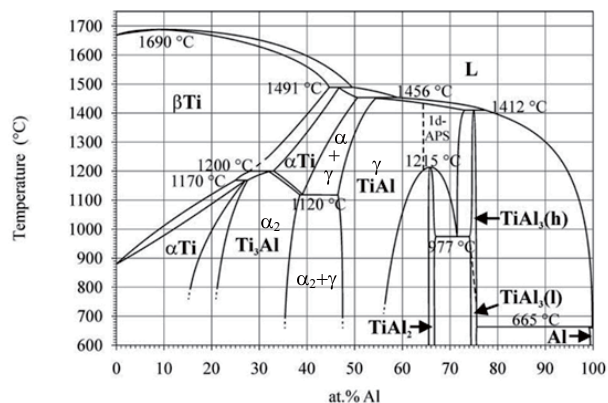


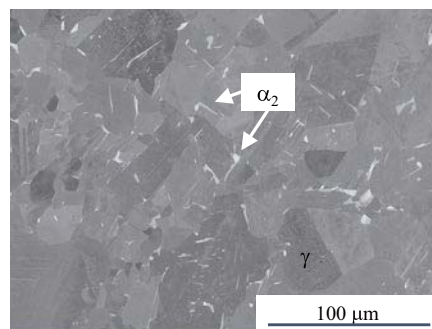
Fig. 2 Ti-Al binary system phase diagram⁽⁷⁾

平衡状態図に従って, Al 48 at.%のとき, $L \rightarrow L + \beta \rightarrow \alpha \rightarrow \alpha + \gamma \rightarrow \alpha_2 + \gamma$ の反応を伴う。すなわち, 包晶反応による α 単相の形成を経て, 共析反応温度 (1120°C) 以下において α は規則化し, α_2 となる。 casting時の冷却条件や casting後の熱処理によってこれらの相構成や微視組織は制御される。前述のように, LEAP向けのTiAl4822は casting, GE9x向けのTiAl4822はEBMによってそれぞれ製造されるが, 得られる微視組織は大きく異なることが知られている。微視組織や相構成を反映し, 引張特性や疲労特性, クリープ特性などの機械的特性は同じTiAl4822であっても異なる。次節ではこうした casting材とAM材の微視組織および機械的特性の違いについて紹介する。

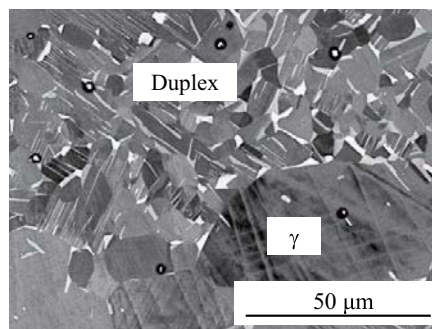
2.2 TiAl4822の微視組織と機械的特性

Fig. 3に castingおよびEBMで製造したTiAl4822の微視組織のSEM像を示す。なお, castingは真空での遠心 castingであり, EBMも真空室内で行われる造形プロセスであるため, 酸化のリスクが抑制される。

castingTiAlは, 平均粒径が97 μm であり, 比較的均質である。もっとも, casting塊の表層部と中心部での違いは生じ得るが, 同じ部位内では概ね均質な材料である。これに対し, EBMにて造形されたTiAlは平均粒径が33 μm であり, かつ γ 相とlamellar相で構成されるDuplex領域と, 粗大な γ 粒から成る γ を中心とする領域の2つの領域が見られる。この組織形成のメカニズムについては, Todaiら⁽⁸⁾が説明している。端的には, 積層造形プロセ



(a) TiAl4822 manufactured by centrifugal casting



(b) TiAl4822 manufactured by EBM

Fig. 3 Microstructure of TiAl4822. (a) Homogeneous γ phase was observed and α_2 is precipitated between γ grains, and (b) Duplex region and γ region were observed. Note that average grain size obtained by casting was much larger than that of TiAl fabricated by EBM.

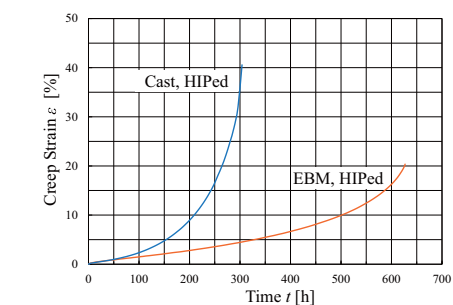
スにおいて, 最表面の粉末が熔融されるとき, 直下の材料が深さに応じた温度で繰り返し熱処理され, 状態図に則り相が決定し, 層状組織が形成され则认为されている。本節では, casting材とEBM材の微視組織の違いが, 高温機械的特性, 特に引張特性およびクリープ特性に及ぼす影響を示す。

Table 1 Comparison of tensile properties at 23 °C and 750 °C

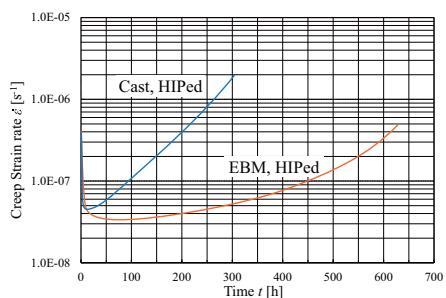
	23 °C		750 °C	
	Cast	EBM	Cast	EBM
0.2% proof stress [MPa]	277	392	270	319
Tensile strength [MPa]	352	429	438	403
Elongation [%]	1.27	0.62	7.00	1.50
Total strain [%]	1.50	0.88	7.39	1.85

Table 1に, castingとEBMで作製したTiAl4822の23°Cおよび750°Cにおける引張特性を示す。ここで, EBM材のデータは, 積層方向を試験方向とした結果である⁽⁹⁾。なお, 試験片は casting, EBM材ともに熱間等方圧加圧 (HIP: Hot Isostatic Pressing) 処理を施したものである。HIP処理は, 空孔など内部欠陥の消滅, 圧着による品質向上を狙い, 他のエンジン部品においても広く適用されており, TiAl casting材においても要求されている。EBM材においても造形時に生じる空孔の消滅や熔融不良領域における圧着にHIP処理が有効であることを筆者らはこれま

での研究で明らかにしている⁽⁹⁾。Table 1から、鑄造材とEBM材の比較では、23℃および750℃いずれの温度域においても、伸びに顕著な違いが確認できる。すなわち、鑄造材は比較的延性が確保されており、強度とのバランスに優れると言える。特に高温での伸びの違いは顕著である。一方で、Hall-Petch則に従い、平均粒径が小さいEBM材において、粒界強化機構が働き、鑄造材よりも降伏強度が大きくなったと考えられる。また、正方晶系L1₀構造を有する γ に比較し、 α_2 は六方晶系D0₁₉構造を有し、高温環境下で比較的に変形を阻害する。鑄造材の γ 面積比率はEBM材のそれよりも大きく、 α_2 面積比率は小さい。このため、鑄造材は、より伸びが発現する相組成となっている⁽⁹⁾。また、鑄造材とAM材では異方性にも違いがある。EBM材はFig. 3 (b)に示すように、積層方向に対し垂直に γ 相とDuplexが層状の構造となるため、試験方向により各種機械的特性は異なることが知られている。したがって、鑄造以上に、EBMの部品適用に際しては異方性を加味した評価検討が重要である。また、常温での延性は、タービンプレードを製造する上で、機械加工性を良好に保つために非常に重要な要素となる。これについては次節に述べる。



(a) Creep curves



(b) Relationship between creep strain rate and time

Fig. 4 Creep properties of TiAl4822

Fig. 4に、TiAl4822の鑄造材およびEBM材の750℃/200 MPaにおけるクリープ曲線および時間-クリープひずみ速度曲線を示す。一般に、平均粒径が大きい方が、粒界すべりを抑制できるため、クリープ寿命に優れると言われるが、TiAl4822の鑄造材とEBM材の比較においては、この限りではないことが分かる。すなわち、平均粒径が比較的大きな鑄造材の方が、クリープ寿命が短い。この理由として、相構成の違いが大きく影響しているも

のと考えられる。EBM材にはlamellarおよび α_2 が鑄造材より多く含まれるため、最小クリープ速度も小さく、クリープ変形抵抗を改善できたと考えられる。

2.3 TiAlの機械加工と品質保証

TiAlは金属間化合物であることは既に述べた。一般に金属間化合物の特性として、脆性であることが挙げられ、TiAl4822も例外ではなく、特に加工性において課題が顕著となる。材料に接触させながら高速回転するエンドミルや砥石で行う機械加工を前提とする場合、その加工技術はタービンプレードの量産において材料製造に並ぶもう一つの重要な要素である。Fig. 5に、TiAlの切削加工プロセスで生じることがある不良の例を示す。

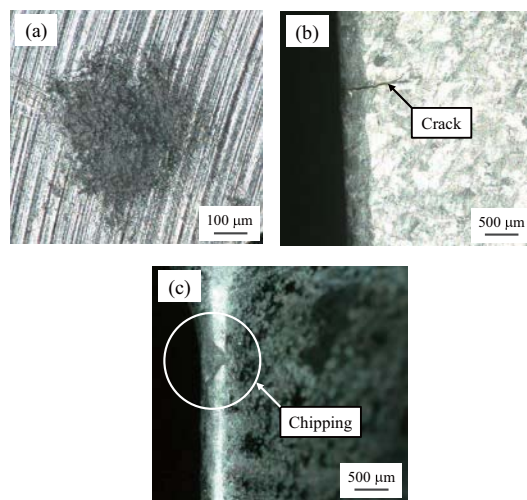


Fig. 5 Examples of defects observed after machining

(a) pull-out, (b) crack, and (c) chipping

組織が引き抜け、欠落したようなプルアウト (Fig. 5 (a))、亀裂が進展したクラック (Fig. 5 (b))、一定の大きさの材料が塊として欠損した欠け (Fig. 5 (c)) などが生じる。機械加工では、いわゆる5軸加工機のような設備を用いた切削加工に加え、タービンプレードの部位によっては、砥石による研削加工が用いられる。加工の基本原理から各種加工方法によっても欠陥の傾向は異なる。機械加工後の外観目視検査でこうした不良が確認される場合もあれば、非破壊検査の一つである蛍光浸透探傷検査 (FPI: Fluorescent Penetrant Inspection) でなければ検出が困難な場合もある。AeroEdgeでは、TiAlブレードの量産を手掛けており、日々これらの不良抑制の改善を組織横断的に行っている。不良が発生する要因は機械加工起因と材料起因に大きく2種類に分かれるため、これらを明確にし、対策を講じることが重要である。要因解析は、いわゆる4Mと呼ばれる設備・人・材料・方法の切り口を基本に実施し、加工技術の原理原則から科学的、工学的に行うことが肝要である。AeroEdgeでは、不良率低減のため、治工具改善、加工パス等、加工条件最適化の検討を常に行い、TiAlの加工技術を高めている。不良発生メカニズムは様々な因子が関与する

ため、極めて複雑ではあるが、材料の微視組織や化学組成のばらつき、特に酸素量が加工に影響を及ぼすことも少なくない。既述のように、引張強度を大きくする要因の一つとして α_2 量が多いことが挙げられる。 α_2 には酸素が濃化しやすいことが知られている。つまり酸素濃度が局所的に大きい領域において、より剛性が高く、周囲の γ 相に比較して延性が低くなる可能性が高い。さらに、 α_2 がlamellar組織として存在していると、Fig. 6のようにlamellar粒内の層間に沿って亀裂が進展し、大規模なクラックの要因となり得る。lamellar粒は、配向によって亀裂進展方向を偏向させる場合もあれば、進展を妨げる場合もある。さらに実際の亀裂は粒界破壊や γ 粒内破壊も伴い、複雑に進展する。lamellar比率が増加すると、機械加工性は悪化する。また、同じlamellar比率であっても、粒径の大小によっても加工難易度は異なる。しかし、いずれにしてもlamellar組織は機械加工性を悪化させる方向であると考えられ、TiAl4822の casting材は十分な高温クリープ寿命など設計要求に耐え得る各種機械的特性を確保した上で、lamellarが比較的少ない合金設計とした、いわゆる γ リッチな仕様となっている。

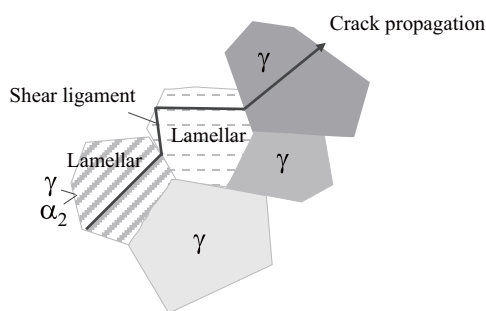


Fig. 6 Model of crack propagation in TiAl microstructure

こうしたわずかな相構成の違いが機械加工性へ及ぼす影響はタービンプレード量産を実現するためには無視できず、実際にTiAlの開発においては、機械的特性と機械加工性のバランスを重視し、その微視組織が熱処理条件と併せて設計されたものと推測できる。筆者らは、EBMで造形したTiAl4822タービンプレードの機械加工性も評価し、ワークと工具への影響をそれぞれ調べている。 casting材の加工に使用する工具と同種のもので切削試験を実施した結果、初期評価においては、EBMで造形したワークの表面性状は良好であり、工具への特段の損傷等は確認されなかった。また、補足であるが、難削材であり且つ長尺薄肉構造を有するタービンプレードや、ブリス（ブレードとディスクが一体型となった部品）などを高い生産性で加工するため、機械加工に代わる工法の開発や実際の導入事例も見られる。例えば、精密電解加工（PECM: Precise Electro-Chemical Milling）といった電気化学的な原理に基づき、ワークとの物理的な接触を回避し、高速で加工する方法が活用されている。ワークに物理的な負荷を与えることなく加工を行うため、

先に示したクラック等の欠陥リスクが削減可能となる。素形材の製造コスト、部品の量産規模、加工時の不良率などを総合的に考慮し、経済合理性のある加工方法を選択していく必要がある。

3. TiAlのこれから

TiAlは、軽量耐熱合金の一つとして今後も研究対象となり得る材料である。大幅な低コスト化が実現できればTiAlの積極的な採用が考えられる。Aguilarら^[11]はTiAlの精密 castingに關し、セラミックシェルによってニアネットシェイブのトライ実績を報告している。国内では倉重ら^[12]が、ニアネットシェイブのTiAl castingおよび鍛造合金開発に關し報告している。ニアネット成形が可能になれば、後の機械加工時間が大幅に短縮され、工具費などのコストも削減可能となる。一方で、セラミックシェルを使用する場合はコスト増の要因となり、かつ量産時のオペレーションも単純ではないため、後工程で得られるコストメリットとのバランスが重要となる。また、Gütherら^[3]は、TiAlのスクラップ材のリサイクルに關しても技術開発を行い、リサイクルに使用する端材のブラスト処理や酸洗処理方法の最適化を行ったと報告している。 castingで生じるスクラップ材や、加工で生じたスクラップ品の再溶解に關する技術もより発展していくものと思われる。昨今のSDGsに代表される低炭素社会の実現に向け、航空機運用時における燃費の向上のみならず、その材料や部品が製造される過程で生じる二酸化炭素量の削減やその他環境負荷の低減は航空産業としてもより重要度を増す。リサイクルにおいては他の材料と同様に、酸化を抑制する必要がある。特にTiAlの場合は注意を要する。寛らは、Ni基合金の積層造形において、酸素が機械的特性に及ぼす悪影響を抑制するために、Yttrium添加が効果的であることを確認している^[13]。こうした酸化に伴う各種機械的特性の悪化を改善するための添加元素の最適化なども今後さらに研究が進められるものと思われる。AMのTiAlへの適用に關しては、そもそもTiAlが化学的に活性であり、 casting性に課題を抱えるために研究のモチベーションがある。したがって今後もAMのTiAlへの適用検討は進められると思われる。特に、筆者らは、従来のEBMに加え、先端の選択的レーザー溶融法（SLM; Selective Laser Melting）によるTiAl4822の造形試験を行い、その微視組織や機械的特性の評価を行っている^[14]。SLMはEBMに比較し、Fig. 7に示すように、表面粗度に優れ、寸法精度も良い。さらにSLMで、EBMよりも微細な粉末を扱い、TiAl4822の造形が可能であって、EBMよりも微細な構造が造形可能であることも確認した。すなわち、これまでEBMでは困難であった微細中空構造やラティス構造の造形など、さらなる高機能化、軽量化実現の可能性がある。

従来のSLMでは、冷却速度がEBM装置に比べ非常に大きく、造形中にクラックが生じ易いなどの課題があっ

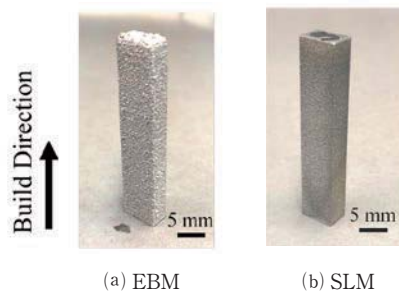


Fig. 7 TiAl4822 manufactured by (a) EBM and (b) SLM

たが、筆者らはパウダーベッド上に敷かれた粉末の予備加熱やベースプレートの予備加熱機構を強化し、さらに酸素濃度管理システムによって常時最適にArガス流動を制御するなどし、課題解決を試みている。SLMによるTiAl4822の引張特性や疲労、クリープなど主な高温機械特性全てにおいて、EBMよりも優れることを確認しており、今後さらに分析を進める計画である。

以上のように、従来の主要なTiAlの製造工法である鋳造においてはニアネットシェイプ化やリサイクル技術が、AMにおいては従来のEBMのみならずSLMのような他の方式も視野に入れた研究開発がグローバルに増していくものと思われる。Tetsui¹⁵⁾は、TNM合金の課題の一つは衝撃強度であると指摘し、シャルピー衝撃強度の改善を実施した。報告の中で、シャルピー衝撃強度は、V, Cr, Mn, Bを適量添加することで改善できるとしている。こうした金属間化合物としてのTiAlの各種特性改善は今後も様々な研究がなされ、低圧タービンモジュールの最後段からより前段への適用も模索されていくであろう。

4. 結言

本稿では、TiAlのジェットエンジン用タービンブレードへの適用実績やその工法の実績を紹介し、特にTiAl4822の微視組織や機械的特性について概説した。さらにタービンブレードの量産においては加工性も重要な要素であるため、機械加工性の現状と課題について説明した。鋳造やAMなどTiAlの製造工法によっても得られる微視組織が大きく異なるため、材料設計の最適化に際しては、機械的特性や機械加工性とのバランス設計が今後も応用研究として発展していくものと思われる。近年、LEAPの次のエンジンとなるRISE (Revolutionary Innovation for Sustainable Engines) など次世代ジェットエンジンの新規開発プログラムも立ち上がり、二酸化炭素排出量の大幅な削減目標も提示されている。軽量耐熱合金であるTiAlも量産コストと設計仕様を満足する材料として選択肢の一つとなることを期待したい。

謝辞

東京都立大学大学院の笈幸次教授には、本稿取りまとめに際し貴重な助言を頂いた。本稿で紹介した実験の一

部は、戦略的基盤技術高度化支援事業（サポイン事業）の助成を受けたものである。ここに深謝の意を表す。

参考文献

- (1) 小柳禎彦, 軽量耐熱材料チタンアルミ合金の実用化に向けた技術発展, 電気製鋼, Vol. 88, No. 2, (2017), pp. 77-84.
- (2) 山口正治, 乾晴行, 伊藤和博, 金属間化合物入門, (2004), p. 7, 内田老鶴園.
- (3) Güther, V., Allen, M., Klose J., Clemens, H., Metallurgical processing of titanium aluminides on industrial scale, Intermetallics, Vol. 206, (2018), pp. 12-22.
- (4) 藤村哲司, 西川秀次, 守屋信彦, 今村満男, GENxエンジンの開発, IHI技報, Vol. 48, No. 3, (2008), pp. 153-158.
- (5) GE Reports
<<https://www.gereports.jp/cfm-leap/>> (参照日 2022年5月29日).
- (6) GE Reports
<<https://www.gereports.jp/future-manufacturing-take-look-inside-factory-3d-printing-jet-engine-parts/>> (参照日 2022年5月29日).
- (7) Schuster, J.C. Palm, M. Reassessment of the binary Aluminum-Titanium phase diagram. J. Phase Equilib. Diff., Vol. 27, (2006) pp. 255-277.
- (8) Todai, M., Nakano, T., Liu, T., Yasuda, H., Hagihara, K., Cho, K., Ueda, M., Takeyama, M., Effect of building direction on the microstructure and tensile properties of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy additively manufactured by electron beam melting, Add. Manuf., Vol. 13 (2017), pp. 61-70.
- (9) 水田和裕, 山岸雄大, 後閑一洋, 笈幸次, 電子ビーム溶融法で作製したTiAl4822合金の微視組織と機械的特性に及ぼす積層方向の影響, 日本機械学会論文集, Vol. 87, No. 898, (2021), p. 21-00106.
- (10) 水田和裕, 井上佳奈, 後閑一洋, 笈幸次, 電子ビーム積層造形で作製したTiAl4822合金の機械的特性へ及ぼすHIP処理の影響, 日本機械学会論文集, Vol. 87, No. 893 (2021), p. 20-00330.
- (11) Aguilar, J., Schievenbusch, A., Kättlitz, O., Investment casting technology for production of TiAl low pressure turbine blades — Process engineering and parameter analysis, Intermetallics, Vol. 19, No. 6, (2011), pp. 757-761.
- (12) 倉重将史, 大田祐太郎, 小谷正浩, 南大基, ジェットエンジン用高性能材料の開発, IHI技報, Vol. 60, No. 2, (2020), pp. 29-34.
- (13) Kakehi, K., Banatha, S., Kuo, Y., Hayashi, S., Effect of yttrium addition on creep properties of a Ni-base superalloy built up by selective laser melting, Scripta Materialia, Vol. 183, (2020), pp. 71-74.
- (14) Mizuta, K., Hijikata, Y., Fujii, T., Gokan, K., Kakehi, K., Scripta Materialia, Vol. 203, (2021), 114107.
- (15) Tetsui, T., Selection of Additive Elements Focusing on Impact Resistance in Practical TiAl Cast Alloys, Metals, Vol. 12, No. 4, (2022), p. 544.

ターボチャージャ用タービン動翼の共振通過時の 過渡応答特性と寿命評価

Study on the Transient Vibration and Fatigue Life Estimation of Turbine Blade of Turbocharger Passing Through Resonance

金子 康智^{*1}
KANEKO Yasutomo

影 大雅^{*1}
KAGE Taiga

竹下 友祥^{*2}
TAKESHITA Tomoaki

ABSTRACT

In a variable speed engine, it is impossible to avoid the resonance during operation. In a constant speed engine, the resonance during start-up or shut-down also cannot be avoided. Therefore, the increase of the acceleration rate in passing through the resonance has been considered as one of the effective methods for increasing the reliability of turbomachinery. In this study, the transient vibration analysis of mistuned bladed disks passing through the resonance is carried out using the reduced order model SNM and the conventional modal analysis method. The effect of the acceleration rate and the blade damping on the transient vibration response and the blade fatigue life is examined in detail. From these results, it is concluded that SNM is very useful for the transient response analysis of mistuned bladed disks with the complicated vibration characteristics, and the control of the acceleration rate is very effective for the increase of the blade reliability.

キーワード：ターボ機械，強制振動，過渡振動，翼，ミスチューニング

Key words : Turbomachinery, Forced Vibration, Transient Vibration, Blade, Mistuning

1. 緒言

ターボ機械の動翼は，通常，共振回避設計がなされるが，航空エンジンなどの可変速機では，共振回避が困難になることが多い。また，産業用ガスタービンなどの定速機では，偏流や翼列干渉力による昇速中の共振応力が振動強度上問題になることがある。昇速中の共振通過時の振動応力を低減し，翼の疲労寿命を改善するためには，共振通過速度を大きくし共振応力が十分に成長しない状態で共振点を通過することが有効であると考えられる。このため，動翼の共振通過速度と発生する振動応力の関係については，これまでに多くの研究が行われているが^{(1)~(4)}，何れも単純なばね・質量モデルや有限要素モデルが使用されており，実際の翼設計に使用している大規模な有限要素モデルを使用して共振通過時の過渡応答を解析した例は少ない。一方，ディスク上の個々の翼の特性がわずかに異なる翼・ディスク系（ミスチューン系）では，全ての翼の特性が均一な翼・ディスク系（チューン系）から応答特性が著しく変化すること

が知られている。このようなミスチューニング現象については，定常振動や自励振動（フラッタ）については多くの研究があり^{(5)~(9)}，ミスチューンは強制振動に対しては危険側に，フラッタに対しては安全側に作用することが知られている。共振通過時のミスチューニング現象については，最近，解析と実験の両面から研究成果が報告されているが^{(10)~(13)}，定常振動や自励振動に比較すると研究例が少なく，共振通過時のミスチューンの効果は明確になっていない。例えば，ミスチューン系では振動モードが完全な正弦波にならないため，ディスク上の翼を一定の翼間位相差で加振しても，多くのモードが応答する。過渡応答ではこれらの複数のモードの応答の重畳合いが昇速率により変化し，定常応答（完全共振時）よりも過渡応答の方が大きくなることもある。このメカニズムは，最近，単純な低次元モデルを使用して解明されつつあるが⁽¹⁴⁾，実際の製品に対する現象は明確になっていない。また，可変速機の翼の振動強度設計では疲労寿命（許容共振点通過回数）を評価する必要があるが，計算負荷が過大になるため，大規模な有限要素モデルを利用してミスチューン系の過渡応答解析を行い，疲労寿命評価までを行うことは困難である。

このため本研究では，大規模な有限要素モデルで解析した結果と同等の精度が得られることが確認されている低次元モデルSNM（Subset of Nominal system Modes）^{(15)~(17)}を利用して，ターボチャージャ用タービン動翼の共

原稿受付 2021年10月17日

査読完了 2022年6月20日

*1 龍谷大学

〒520-2194 大津市瀬田大江町横谷1-5

E-mail: y_kaneko@rins.ryukoku.ac.jp

*2 三菱重工業

〒851-0301 長崎市深堀町5丁目717-1

E-mail: tomoaki.takeshita.mj@mhi.com

共振通過時の過渡応答解析を行う。具体的には、SNMとモンテカルロ法を適用して共振応答（定常応答）が最大になるミスチューン分布（ディスク上の個々の翼のヤング率の分布）を求める。つぎに、このミスチューン系に対して共振通過時の過渡応答解析を行い、共振通過速度や翼・ディスク系の減衰が、ミスチューンを有する翼・ディスク系の共振通過時の応答に及ぼす影響を調査する。さらに、タービン動翼に使用される典型的な疲労限度線図（Bagci線図）⁽⁸⁾を利用して共振通過速度と許容通過回数との関係を調べる。

2. 解析方法

2.1 SNMによるミスチューン系の固有値解析

SNMによるミスチューン系の固有値解析法は参考文献⁽⁷⁾と同一であり、詳細な説明は省略し概要のみを説明する。低次元モデルSNMでは、ミスチューン系のモードをチューン系のモードを使用して式(1)のように表す。

$$[\tilde{\Phi}] = [\Phi][C] \quad (1)$$

ここで $[\Phi]$ はモード質量が1になるように正規化されたチューン系のモード行列、 $[\tilde{\Phi}]$ はミスチューン系のモード行列、 $[C]$ は、ミスチューン系のモードに占めるチューン系のモードの寄与を表すサイズ $n \times n$ の重み行列、 n は解析に使用する振動モードの個数である。式(1)をミスチューン系の固有値方程式に代入すると、最終的に式(2)、式(3)が得られる。

$$[A] + [\Delta K][C] = [I] + [\Delta M][C][\tilde{A}] \quad (2)$$

$$[\Delta K] = [\Phi]^T [\Delta K] [\Phi], [\Delta M] = [\Phi]^T [\Delta M] [\Phi] \quad (3)$$

ここで、 $[\Delta K]$ や $[\Delta M]$ はミスチューン系の剛性行列と質量行列の変動、 $[A]$ はチューン系の固有値行列、 $[\tilde{A}]$ はミスチューン系の固有値行列である。すなわち、低次元モデルSNMを利用すると、ミスチューン系の固有値や固有モードを以下の手順で求めることができる。

- (1) 有限要素法（周期対称法）を利用して、チューン系の固有値行列 $[A]$ とモード行列 $[\Phi]$ を求める。
- (2) ミスチューン分布 $[\Delta K]$ 、 $[\Delta M]$ を与える。
- (3) 式(2)を解いて、ミスチューン系の固有値行列 $[\tilde{A}]$ 、重み行列 $[C]$ を求める。
- (4) 式(1)からミスチューン系のモードを求める。

式(2)の各行列のサイズは $n \times n$ であり、自由度を大幅に縮小した固有値方程式(2)からミスチューン系の固有振動数や固有モードを求めることができる。

2.2 ミスチューン系の定常応答解析

翼・ディスク系が周方向に不均一な流れ（偏流）の中を回転していくとき、翼・ディスク系全体の運動方程式は式(4)で表すことができる。

$$[M_T]\{\ddot{x}_T\} + [C_T]\{\dot{x}_T\} + [K_T]\{x_T\} = \{f_T(t)\} \quad (4)$$

ここで $[M_T]=[M]+[\Delta M]$ 、 $[K_T]=[K]+[\Delta K]$ 、 $[C_T]$ は翼・ディスク系（ミスチューン系）全体の質量行列、剛性行列、減衰行列であり、 $\{x_T\}$ は変位ベクトルである。下添え字 T は、全系（翼・ディスク系全体）であることを示す。 $[M]$ と $[K]$ はチューン系の質量行列と剛性行列である。式(4)右辺の $\{f_T(t)\}$ は翼・ディスク系に作用するハーモニク加振力であり、式(5)のように表すことができる。

$$\{f_T(t)\} = \{f_T^H\}e^{j\omega t} \quad (5)$$

$$\{f_T^H\}^T = \{\{f_H\}^T \{f_H\}^T e^{-j\alpha_H} \dots \{f_H\}^T e^{-j(N-1)\alpha_H}\}$$

ここで、 $\{f_H\}$ は翼1枚に作用するハーモニク加振力の振幅、 ω は加振力の角振動数、 α_H は翼・ディスク系が回転することによって生じる加振力の位相角であり、ロータの回転数を Ω 、全周の翼枚数を N 、加振力のハーモニク数（エンジンオーダー）を H とすると、式(6)で表すことができる。

$$\omega = H\Omega, \quad \alpha_H = \frac{2\pi H}{N} \quad (6)$$

定式化の詳細は省略するが、式(4)の解を式(7)のように仮定し、通常の方法を適用すると式(8)が得られる。

$$\{x_T\} = \{X_T\}e^{j\omega t} \quad (7)$$

$$\{X_T\} = \sum_{r=1}^{N_T} \frac{\{\phi_r^T\}^T \{f_T^H\} \{\phi_r^T\}}{k_r(1 - \beta_r^2 + 2j\zeta_r\beta_r)}, \quad \beta_r = \frac{\omega}{\omega_r} \quad (8)$$

ここで、 $\{\phi_r^T\}$ と ω_r は、式(4)から減衰項と外力項を省いて得られる固有値方程式から得られる r 番目の固有モードと固有角振動数であり、ここではSNMを利用して式(2)から求める。 N_T は、モーダル法で採用するモードの個数である。また、 k_r と ζ_r は、 r 番目のモードのモーダル剛性とモーダル減衰比であり、モーダル質量 m_r やモーダル減衰係数 c_r などを用いると、式(9)のように表すことができる。

$$m_r = \{\phi_r^T\}^T [M_T] \{\phi_r^T\}, \quad k_r = \{\phi_r^T\}^T [K_T] \{\phi_r^T\} \quad (9)$$

$$c_r = \{\phi_r^T\}^T [C_T] \{\phi_r^T\} = 2\zeta_r \sqrt{m_r k_r}$$

翼・ディスク系の定常応答を計算する場合には、加振力の角振動数 ω を与えて、式(8)から各翼の周波数応答を計算する。

2.3 ミスチューン系の過渡応答解析

昇速中の翼・ディスク系の運動方程式も式(4)、式(5)で表すことができるが、加振力の角振動数を式(10)のように時間の関数にする必要がある。

$$\omega(t) = \left(\Omega_0 + \frac{1}{2}\alpha t\right)H \quad (10)$$

ここで Ω_0 は、初期（時刻 $t=0$ ）のロータの回転角速度、 α は昇速率（負の場合は降速率）である。共振通過時の過渡応答を計算する場合には、式(4)の加振力を式(11)のように書き直す。

$$\{f_T(t)\} = \{f_{Hc}^T\} \cos \omega t + \{f_{Hs}^T\} \sin \omega t \quad (11)$$

ここで,

$$\begin{aligned} \{f_{Hc}^T\}^T &= \left\{ \begin{matrix} \{f_H\}^T & \{f_H\}^T \cos \alpha_H & \cdots \\ & \{f_H\}^T \cos \alpha_H(N-1) \end{matrix} \right\}^T \\ \{f_{Hs}^T\}^T &= \left\{ \begin{matrix} \{0\}^T & \{f_H\}^T \sin \alpha_H & \cdots \\ & \{f_H\}^T \sin \alpha_H(N-1) \end{matrix} \right\}^T \end{aligned} \quad (12)$$

過渡応答の場合は, 式(4)の解を式(13)のように仮定する。

$$\{x_T(t)\} = \sum_{r=1}^{N_T} a_r(t) \{\phi_r^T\} \quad (13)$$

式(11)から式(13)を式(4)に代入し, 左から $\{\phi_r^T\}^T$ をかけた後, 式(9)を使用して整理すると式(14)が得られる。

$$\begin{aligned} \ddot{a}_r(t) + 2\zeta_r \omega_r \dot{a}_r(t) + \omega_r^2 a_r(t) = \\ \left(\frac{1}{m_r} \right) \sqrt{(f_{Hc}^r)^2 + (f_{Hs}^r)^2} \cos(\omega(t)t - \varphi_r) \end{aligned} \quad (14)$$

ここで,

$$\begin{aligned} \{f_{Hc}^r\} &= \{\phi_r^T\}^T \{f_{Hc}^T\}, \quad \{f_{Hs}^r\} = \{\phi_r^T\}^T \{f_{Hs}^T\} \\ \varphi_r &= \tan^{-1} \left(\frac{f_{Hs}^r}{f_{Hc}^r} \right) \end{aligned} \quad (15)$$

である。共振通過時の過渡応答の解析では, 式(14)を数値積分で解き, 式(13)に代入して翼・ディスク系全体の時刻歴応答を求める。なお, 従来の研究から, 1自由度系の共振通過時の振幅は, 昇速率と減衰比だけに支配されることが分かっているため, ここでは参考文献^[10]と同様に, 昇速率を表す無次元パラメータとして, 式(16)で定義される無次元パラメータ β を使用している。

$$\beta = \frac{1}{\zeta_r f_r} \sqrt{\frac{\alpha^* H}{2}} \quad (16)$$

ここで, α^* は昇速率(ロータ回転数の変化率) [Hz/s], $f_r (= \omega_r / 2\pi)$ は翼・ディスク系の固有振動数[Hz]である。実際の翼の昇速率は機種により異なるが, 文献^[10]には代表的な例として, 「戦闘機のエンジンでは, 翼の固有振動数が約500Hz, 減衰比が約0.2%であり, 4秒間に6000 rpmの昇速率で3ハーモニックの共振を通過する。」と記述されている。これから β を求めると $\beta=6.1$ になる。従って, 本論文では $\beta=0 \sim 6$ を解析の範囲にしている。

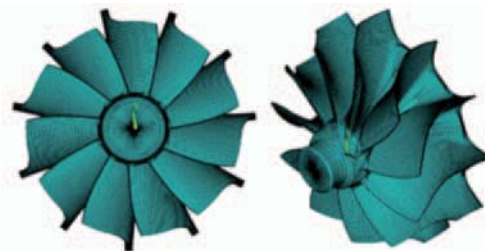
3. 解析結果

3.1 チューン系の過渡応答解析結果

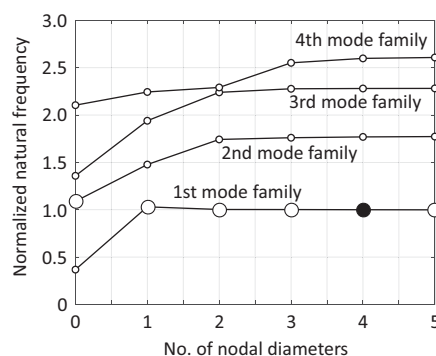
Fig. 1 (a)に, 過渡応答解析を行う翼・ディスク系(ターボチャージャ用タービン)の有限要素モデルを示す。Fig. 1 (b)は, 有限要素法(周期対称法)で解析した翼・ディスク系(全周の翼の特性が均一なチューン系)の固有振動数であり, 横軸は振動モードの節直径数を, 縦軸は翼・ディスク系の固有振動数を示している。また, Fig. 2は1次モード族の固有振動モードの解析例であり, 0節直径モードから5節直径モードを示している。解析に使用したタービンの全周の翼枚数(N)は11枚であり,

1節直径モードから5節直径モードは縮退して重根モードになるが, Fig. 2には重根モードのうち片側のモードだけを示している。

チューン系の解析では, 加振力のハーモニク数(H)を4と仮定し, ロータの昇速率や翼・ディスク系の減衰をパラメータにして過渡応答解析を行った。翼の応答(変位)は, 1次モード族の変位が最大になる翼先端部で評価している。なお以下の解析では, 特に断らない限り翼のモーダル減衰は, 対数減衰率(δ)で0.01と仮定している。



(a) FEA model



(b) Natural frequency of tuned system

Fig. 1 FEA model and natural frequency of tuned system

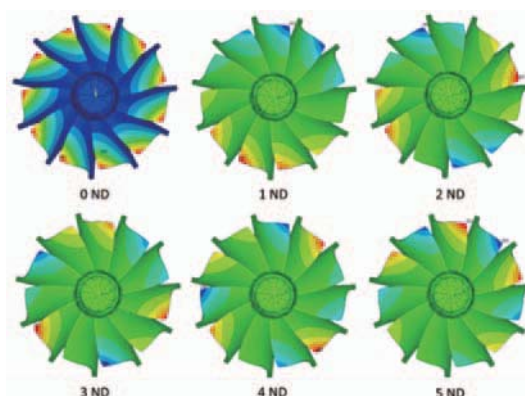
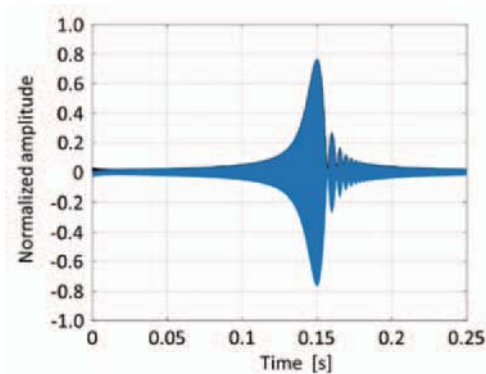
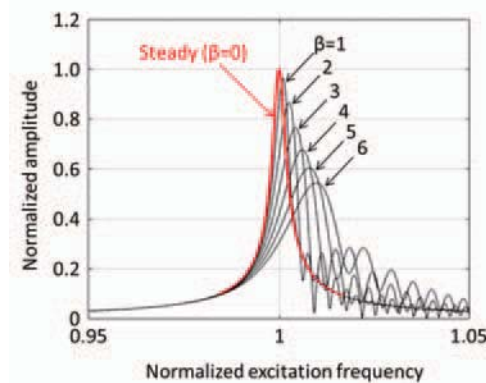


Fig. 2 Typical vibration modes of tuned system

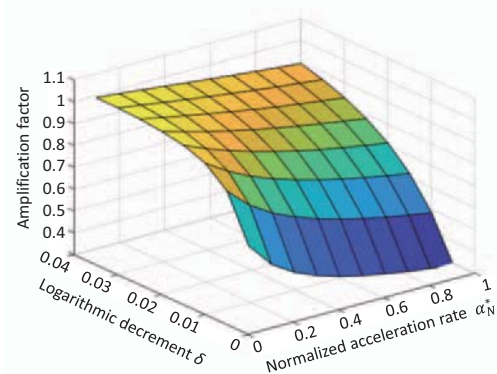
Fig. 3 (a)に共振通過時の時刻歴応答の解析例を、Fig. 3 (b)に無次元昇速率 β をパラメータにした共振通過時の最大振幅を示す。Fig. 3 (b)の横軸は加振力の周波数であり、縦軸は定常応答 ($\beta=0$) に対して生じる共振振幅で正規化した振幅倍率である。これから分かるように、チューン系の振動モードは完全な周期対称性を有するため、 $H=4$ のハーモニック加振力で加振すると4節直径モード (Fig. 1 (b)の黒丸) だけが応答し、全ての翼の振幅は同一になり位相だけが異なる。また、昇速率 β を大きくすると最大振幅は低下し、最大振幅を発生する周波数は高周波数側に移動していく。最大振幅を過ぎると、ハーモニック加振力による強制振動と自由振動の重畳による「うなり」が発生する。

(a) Time history wave ($\beta=3$)

(b) Envelope of maximum amplitude

Fig. 3 Transient response of tuned system ($\delta=0.01$)

Fig. 4 (a)は無次元昇速率 α_N^* と対数減衰率 δ をパラメータにして、共振通過時の振幅倍率 (定常応答の共振振幅で正規化した振幅) を求めた結果を示している。Fig. 4 (b)は、式(16)を使用して横軸を無次元昇速率 β に変換し、Fig. 4 (a)の解析結果をプロットした結果を示している。Fig. 4 (a)に示すように、共振通過時の振幅倍率は昇速率が大きくなると低下し、減衰が小さいほど低下する。また、Fig. 4 (b)から分かるように、チューン系の翼・ディスク系の場合、共振通過時の振幅倍率は式(16)で定義する無次元昇速率 β だけの関数として表すことができる。



(a) Map of amplification factor

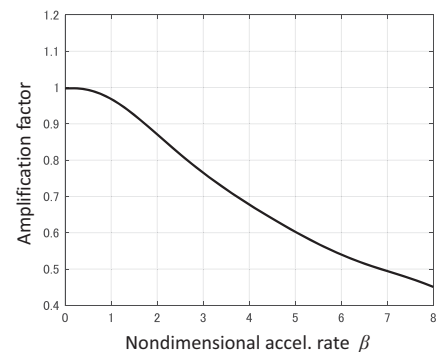
(b) Amplification factor vs. nondimensional accel. rate β

Fig. 4 Amplification factor of tuned system

3.2 ミスチューン系の過渡応答解析結果

ミスチューン系の過渡応答解析では、ディスク上の個々の翼の振動数が異なるミスチューン系を作成し、1次モード族の4節直径モードの固有振動数 (Fig. 1 (b)の黒丸) 付近を通過するときの過渡応答解析を行った。加振力のハーモニック数(4)や変位の評価点 (翼先端部) はチューン系の解析と同一である。また、1次モード族の4節直径モード付近の過渡応答を解析するため、SNMの解析では低次から11個のモード (Fig. 1 (b)の白丸) を使用している。この11個のモードを使用すれば、ミスチューン系の固有振動数、振動モード、定常応答についてはSNMで解析した結果とFEMで解析した結果は一致し、これ以上採用モード数を増やしても解は変化しないことを、文献(17)と同様な手順で確認している。本論文では、過渡応答の解析はSNMで求めた固有振動数と振動モードを使用してモーダル法で行っているため、固有振動数と振動モードの解析結果がSNMとFEMで一致していれば、過渡応答についてもSNMとFEMの解析結果は一致すると考えられる。具体的には以下の手順で、共振通過時のミスチューン系の過渡応答解析を行っている。

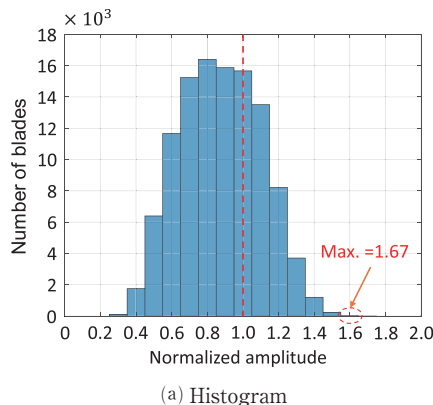
- (1) Fig. 1 (a)の有限要素モデルを使用し、個々の翼の剛性 (ヤング率) が正規分布 (変動係数1%) に従うと仮定し、SNMとモンテカルロ法を適用して多数の翼・ディスク系 (ここでは10,000個) の周波数応答解析 (定常応答解析) を行う。すなわち、ミスチューン

ン系の解析 (式(2)) では剛性ミスチューン ($[\Delta K]$) だけを考慮し, 質量ミスチューン ($[\Delta M]$) は無視している。

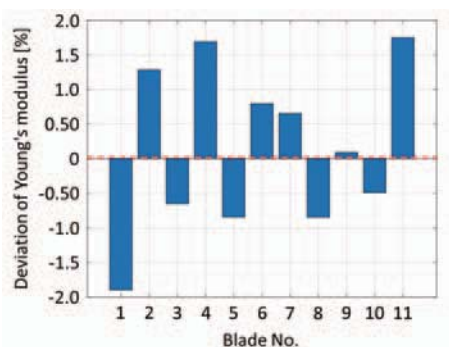
- (2) 解析した翼・ディスク系の中から共振振幅が最大になるワーストミスチューン系を抽出し, ワーストミスチューン系に対して, 昇速率や翼の減衰をパラメータにして共振通過時の過渡応答解析を行う。

Fig. 5 (a)は, モンテカルロ法により10,000個の翼・ディスク系を作成し, 個々の翼・ディスク系に対して定常周波数応答解析を実施した結果を示している。Fig. 5 (a)の横軸は各翼の振幅倍率 (チューン系の共振振幅で正規化した各翼の最大振幅) を, 縦軸は頻度 (翼枚数) を示している。Fig. 5 (b)は, ワーストミスチューン系 (振幅倍率1.67) に対する各翼の剛性 (ヤング率) の変動を示している。

Fig. 6 (a)はワーストミスチューン系の周波数応答解析結果であり, Fig. 6 (b)はワーストミスチューン系の個々の翼の振幅倍率を示している。これから分かるように, 解析した翼・ディスク系 (単独翼構造) はミスチューンに対して非常に敏感であり, ディスク上の個々の翼のヤング率が1%程度変動すると翼の発生振幅に大きな差が現れ, 最悪の場合には最大振幅はチューン系の1.7倍程度に増加し得る。

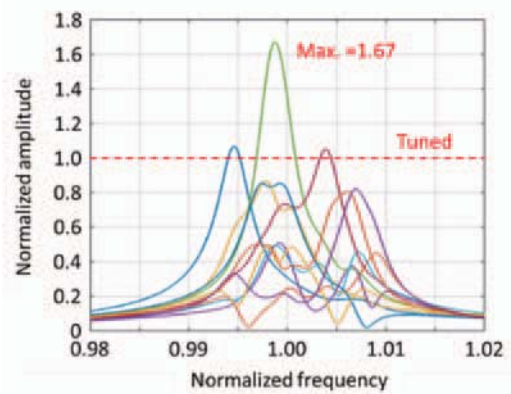


(a) Histogram

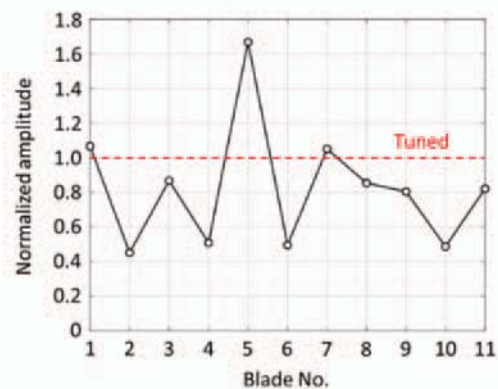


(b) Deviation of Young's modulus

Fig. 5 Histogram of maximum amplitude and distribution of young's modulus



(a) Frequency response



(b) Maximum amplitude of blade

Fig. 6 Frequency response and max. amplitude of the worst mistuned system

Fig. 7とFig. 8はワーストミスチューン系の代表的な翼 (Blade 5, 6) について, 昇速率をパラメータにして共振通過時の振幅 (時刻歴応答の包絡線) を計算した結果を示している。これらの図の縦軸はチューン系の共振振幅で正規化している。Fig. 3に示すように, チューン系では昇速率が大きくなると共振周波数よりも加振周波数が高いときに最大振幅が発生し, 最大振幅は昇速率が大きくなるほど小さくなる。一方, ミスチューン系で昇速率を大きくすると, Fig. 7に示すように振幅最大翼 (Blade 5) の応答はチューン系の応答と同様の特性を示す。しかし, 振幅が小さい翼 (Fig. 8) では, 元々定常

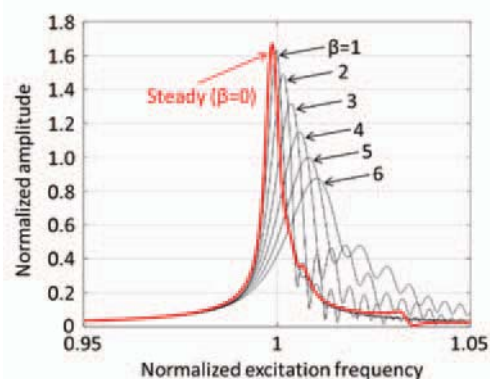


Fig. 7 Transient response of blade 5 with the large amplitude

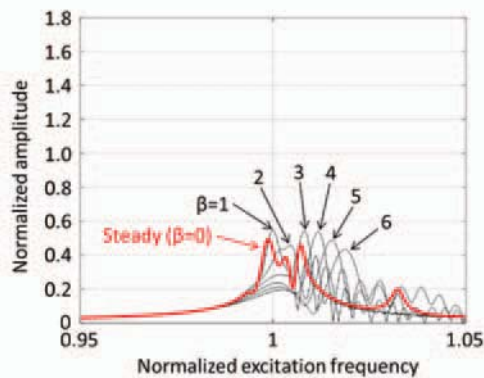


Fig. 8 Transient response of the blade 6 with the small amplitude

応答において近接した複数のピークが存在しているため、昇速率を大きくするとこれらのピークが重畳し、発生振幅はチューン系のように単純に低下しない。

Fig. 9やFig. 10は上述の現象を詳しく調査するため、昇速率をパラメータにして過渡応答解析を行い、共振通過時に全翼に発生する振幅を求めた結果を示している。Fig. 9は昇速率をパラメータにして共振通過時の各翼の振幅分布を求めた結果であり、縦軸はチューン系の共振振幅で正規化している。これから分かるように、昇速率が大きくなると、振幅の大きい翼ほど振幅の低減率が大きくなる傾向が認められる。Fig. 10は、昇速率と共振通過時に全翼に発生する振幅の関係を求めた結果であり、縦軸は各翼の共振振幅（定常周波数応答で発生する各翼の最大振幅）で正規化している。これから分かるように、昇速率が大きくなると全体的には個々の翼の発生振幅は低下していくが、Blade 2, 4, 6などの振幅低減率はチューン系の振幅低減率と大きく異なっている。特にBlade 6では昇速率が増加すると一旦発生振幅が低下した後、再度振幅が増加するなど、複雑な特性を示している。これは、複数のモードの応答の重畳度合いが昇速率により変化するためである。

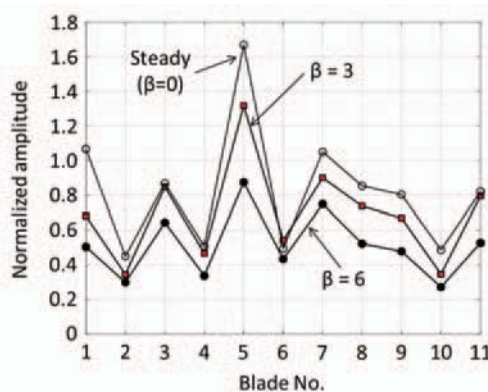


Fig. 9 Maximum amplitude of blade passing through resonance

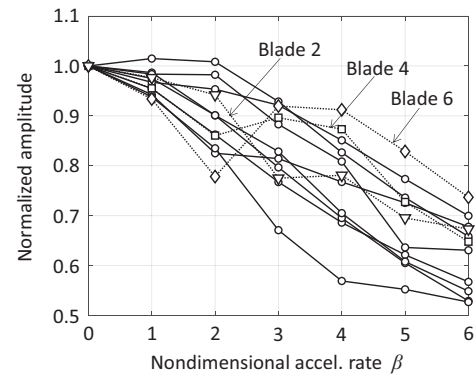


Fig. 10 Acceleration rate and the maximum amplitude of all blades of the worst mistuned system

Fig. 11はワーストミスチューン系の最大振幅翼（Blade 5）について、昇速率と共振通過時に発生する振幅の関係を求めた結果であり、縦軸は最大振幅翼の共振振幅（定常周波数応答で発生する最大応答翼の最大振幅）で正規化している。また、Fig. 11中には比較のためにチューン系の解析結果もプロットしている。Fig. 11に示すように、振幅最大翼の振幅低減率はチューン系とほぼ同様の特性を示している。以上の解析結果は、著者らが単純なばね・質量モデルを使用して解析した結果⁽¹⁾と定性的に一致している。

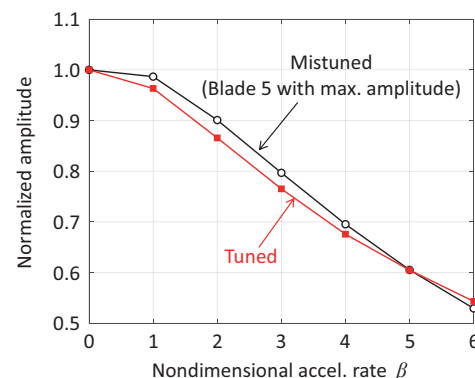


Fig. 11 Acceleration rate and the maximum amplitude of the blade with the maximum amplitude

3.3 共振通過時の寿命評価

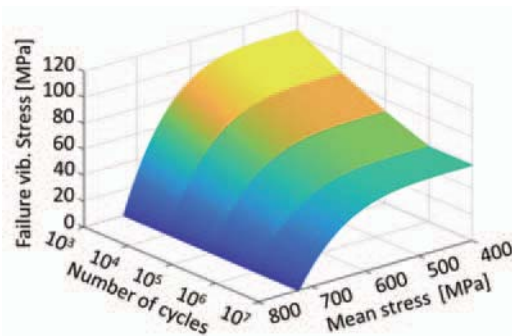
タービン翼の共振通過時の疲労寿命を評価するため、昇速率をパラメータにして共振点の許容通過回数を解析した。疲労寿命の評価には、タービン翼の累積疲労寿命の評価に使用されるBagci線図^{(2),(18)}を利用しており、ここでは、昇速率と共振点の許容通過回数の相対評価を目的にしているため、疲労強度や疲労強度低下係数の値には文献⁽¹⁸⁾に記載してある数値をそのまま使用している。Fig. 12に累積疲労寿命の評価に使用したBagci線図を示す。また、静応力や振動応力に関して、以下の仮定をしている。

- (1) 共振点通過時の疲労強度評価点（翼付け根部）の静応力は300MPaと仮定する。
- (2) 翼先端部の振動変位と疲労強度評価点の振動応力は比例すると仮定し、下記の4ケースについて共振点の許容通過回数を評価する。

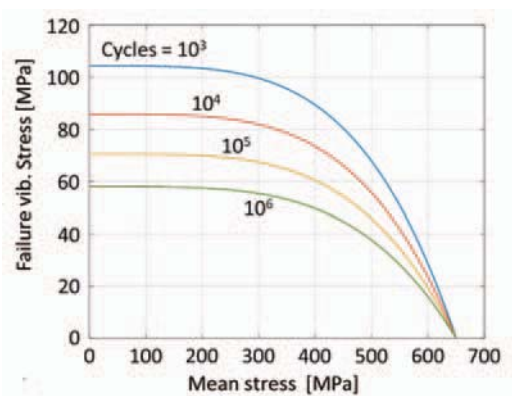
Case A : チューン系が完全共振 ($\beta=0$) したときの疲労強度評価点の振動応力が40MPa

Case B : 50MPa, Case C : 60MPa, Case D : 70MPa

Fig. 13に、ワーストミチューン系の最大振幅翼 (Blade 5) の共振点通過時の時刻歴波形と発生振幅のヒストグラムを示す。Fig. 14は、Fig. 12のBagci線図とFig. 13のヒストグラムを使用して、共振点の許容通過回数を求めた結果を示している。Fig. 14では、昇速率 β の値を0.5ピッチで変更して共振点の許容通過回数を求めており、破線は許容通過回数が ∞ になることを示している。Fig. 14に示すように、昇速率を変更することにより、共振点の通過回数を大幅に改善できる。

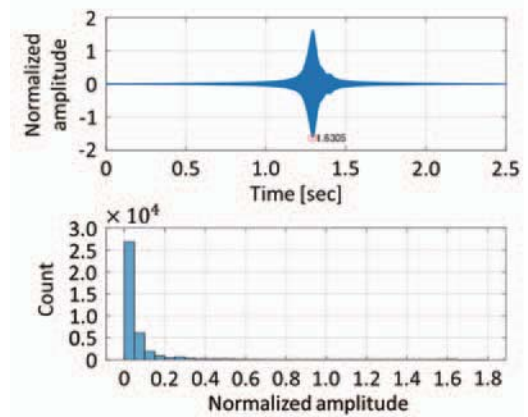


(a) Fatigue failure surface

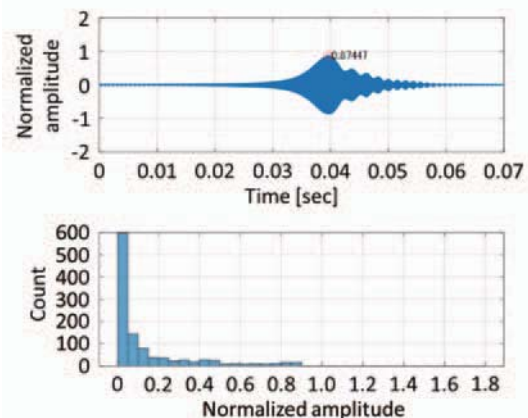


(b) Failure vibratory stress vs. mean stress

Fig. 12 Fatigue failure surface defined by Bagci line⁽⁸⁾



(a) $\beta = 1$



(b) $\beta = 6$

Fig. 13 Transient response and amp. count of blade 5

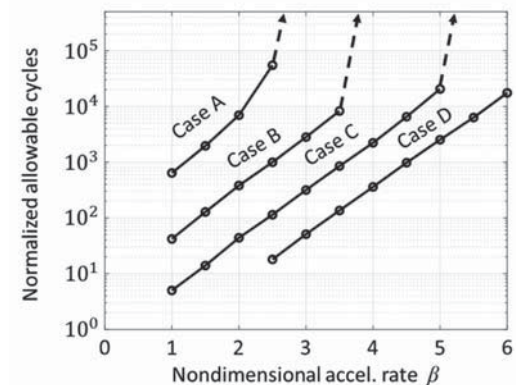


Fig. 14 Normalized acceleration rate and allowable cycles

4. 結論

本研究では、低次元モデルSNMとモーダル法を適用して、ミチューンを有する翼・ディスク系が共振点を通る時の過渡応答解析を行った。具体的には、まず、モンテカルロ法を適用して定常周波数応答解析を行い、共振応答が最大になるミチューン分布を求めた。つぎに、このミチューン系に対して共振通過時の過渡応答解析を行い、共振通過速度や翼・ディスク系の減衰が共振通過時の応答に及ぼす影響を調査した。さらに、タービン翼に使用される典型的な疲労限度線図 (Bagci線図)

を利用して共振通過速度と寿命の関係を評価した。その結果、以下の結論が得られた。

- (1) 低次元モデルSNMとモーダル法を適用することにより、共振点通過時の過渡応答解析を、ばね・質量モデルと同等の計算時間で、大規模なFEA解析と同等の精度で、効率良く行うことができる。
- (2) 共振通過時の振幅倍率（共振通過時の発生振幅と完全共振時の振幅比）には、昇速率と減衰が関係しており、昇速率が大きくなるほど、また減衰が小さくなるほど振幅倍率は低下する。
- (3) 無次元昇速率 β を用いて昇速率と発生振幅の関係を整理すると、減衰が異なる場合にも同一のカーブを使用して共振通過時の振幅を予測できる。
- (4) ミスチューン系の最大振幅翼に対しては、昇速率を増加したときの振幅低減率は、チューン系の振幅低減率と大差がない。従って、ミスチューンがある翼・ディスク系の共振通過時の応答を評価する場合には、チューン系に対する振幅低減率を使用して発生する最大振幅を予測できる。
- (5) 共振通過速度を増加すると、共振点の許容通過回数は大幅に改善できる。従って、共振点通過速度の変更は、可変速機の信頼性向上対策として有効である。

参考文献

- (1) Harris, C. M., Shock and Vibration Handbook, 3rd ed. (1987), pp. 24-1 ~ 24-34. McGraw Hill.
- (2) Rao, J. S., Turbomachinery Blade Vibration (1991), pp. 324-333. John Wiley & Sons.
- (3) Rao, J. S., Ratnakar, R., Suresh, S. and NarayanJ, R., A Procedure to Predict Influence of Acceleration and Damping of Blades Passing through Critical Speeds on Fatigue Life, Proceedings of ASME Turbo Expo 2009, GT2009-59433 (2009), pp. 1-9.
- (4) Hartung, A., A Numerical Approach for the Resonance Passage Computation, Proceedings of ASME Turbo Expo 2010, GT2010-22051 (2010), pp. 1-6.
- (5) Srinivasan, A. V., Flutter and Resonant Vibration Characteristics of Engine Blades, Transactions of the ASME, Journal of Engineering for Gas turbine and Power, Vol. 119, No. 4 (1997), pp. 742-775.
- (6) Seinturier, E., Lombard, J., Berthillier, M. and Sgarzi, O., Turbine Mistuned Forced Response Prediction: Comparison with Experimental Results, Proceedings of ASME Turbo Expo 2002, GT2002-30424 (2002), pp. 1-10.
- (7) Seinturier, E., Lombard, J., Dumas, M., Dupont, C., Sharma, V. and Dupeux, J., Forced Response Prediction: Methodology for the Design of HP Compressors Bladed Disk, Proceedings of ASME Turbo Expo 2004, GT2004-53372 (2004), pp. 1-10.
- (8) Sextro, W., Panning-von Scheidt, L., Gotting, F. and Popp, K., Fast Calculation of the Statistics of the Forced Response of Mistuned Bladed Disk Assemblies with Friction Contacts, Proceedings of ASME Turbo Expo 2002, GT2002-30427 (2002), pp. 1-10.
- (9) Martel, C., Corral, R. and Llorens, J. M., Stability Increase of Aerodynamically Unstable Rotors Using Intentional Mistuning, Transactions of the ASME, Journal of Turbomachinery, Vol. 130 (2008), pp.011006-1 ~ 011006-10.
- (10) Ayers, J. P., Feiner, D. M. and Griffin, J. H., A Reduced Order Model for Transient Analysis of Bladed Disk Forced Response, Proceedings of ASME Turbo Expo 2005, GT2005-68128 (2005), pp. 1-10.
- (11) Kaneko, Y., Study on Transient Vibration of Mistuned Bladed Disk Passing through Resonance, Proceedings of ASME Turbo Expo 2013, GT2013-94052 (2013), pp. 1-10.
- (12) Hackenberg, H-P. and Hartung, A., An Approach for Estimating the Effect of Transient Sweep through Resonance, Transactions of the ASME, Journal of Engineering for Gas Turbines and Power, Vol. 138 (2016), pp. 082502-1 ~ 082502-12.
- (13) Carassale, L., Denoëi, V., Martel, C. and Panning-von Scheidt, L., Identification of the Essential Features of the Transient Amplification of Mistuned Systems, Proceedings of ASME Turbo Expo 2020, GT2020-15693 (2020), pp. 1-10.
- (14) Carassale, L., Denoël, V., Martel, C. and Panning-von Scheidt, L., Identification of the Essential Features of the Transient Amplification of Mistuned Systems, Proceedings of ASME Turbo Expo 2020, GT2020-15693 (2020), pp. 1-10.
- (15) Yang, M. T. and Griffin, J. H., A Reduced Order Model of Mistuning Using a Subset of Nominal System Modes, ASME Journal of Engineering for Gas Turbines and Power, Vol. 123 (2001), pp. 893-900.
- (16) Duan, Y., Zang, C. and Petrov, E. P., Forced Response Analysis of High-Mode Vibrations for Mistuned Bladed Disks with Effective Reduced-Order Models, ASME Journal of Engineering for Gas Turbines and Power, Vol. 138 (2016), pp. 112502-1 ~ 112502-12.
- (17) 金子康智, 村上朝吉, 渡邊敏生, 鷲尾宰司, ミスチューンを有する翼・ディスク系の振動応答に関する研究 (ミスチューン特性に及ぼす翼構造の影響), 日本機械学会論文集, Vol. 185, No. 876, (2019), DOI:10.1299/transjsme.18-00398.
- (18) Rao, J. S., Pathank, A. and Chawla, A., Blade Life: A Comparison by Cumulative Damage Theories, ASME Journal of Engineering for Gas Turbines and Power, Vol. 123 (2001), pp. 886-892.

2022年ASME国際ガスタービン会議

1. 全 般

加藤 大^{*1}
KATO Dai

1. 概要

2022年のASME Turbo Expoは、6月13日から17日にかけて、オランダ・ロッテルダムにおいて、3年ぶりの対面で開催された。コロナ情勢に鑑みリモート参加も依然可能となっており、そのため各講演は過去2年と同様、専用アプリを用いてVideo On Demandあるいはライブ配信により視聴できる仕組みが継続された。オープニング時のアナウンスによれば、対面の参加者は約2000名（2019年の2/3程度）、また収録論文数は約1000編だが、中国を中心に渡航規制の続く国々から著者が参加できず、20～25%がキャンセルとのこと（原則対面発表が必須）。この他、40件を超えるチュートリアル、20件近くのパネルが開催され、時差に苦しまず聴講できる対面参加のメリットを感じた。100程度の展示ブースやポスターセッションも活況だった。

会期中“マスク着用推奨”のボードが会場入口に置かれたが、日本人や推奨に従う少数の参加者を除けば、一切マスクをすることなく、対面の再会を喜び合う光景が多く見られた。講演会場を始め、レセプション、展示、昼食会場も混みあい、すっかりコロナ以前の姿があった。街中もマスクをする人は皆無で、感染を恐れる筆者には精神的に疲れる一週間となった。

なお、ロシア・ベラルーシからの参加は拒否されており、“2000km先では紛争の最中という不確実な状況下で67回目のTurbo Expoを迎える”とオープニングで述べられていた。

2. キーノート講演、基調講演

初日、満員に近い聴衆でひしめき合う大会場でオープニング・キーノート講演が開催された。開催都市ロッテルダムからは、良好な気象条件下では市の55%超のエネルギーが風力等の再生可能エネルギーにより賄われる一方、依然、同市がFossil center of Europeであり、エネルギートランジションが急務、との紹介があった。

“Road-Mapping the Future of Propulsion and Power”と題したキーノートでは、冒頭、モデレータから、「Net Zero 2050に向けて直面する大きな障壁が“Energy Trilemma”、即ちAccess & affordability,

Security of energy, Environmental sustainabilityの3者間の難しい選択を迫られることであり、エネルギー危機を受け、マイルストーン、ゴール、タイムラインを描き共有することが重要」との発言があった。シェルからは、キャッシュを創出しながら脱炭素化を図ることの重要性が述べられ、LNGプラントにおけるガスタービンの水素燃焼へのretrofitなどの構想が紹介された。KLMからは、冒頭、飛び恥“Flygskam”への強い危機感が表明された。水素は中距離までならば10年後に可能だが多額の投資が必要、バッテリーは20Pax, 500kmといった市場が出てくれば可能性はあるが限定的、本命は再生可能エネルギーを用いた合成SAFとの見解。航空事業存続のため、今すぐ行動をとる必要性が訴えられた。Siemensからは、ドイツの冬場の再生可能エネルギー不足分を補うエネルギー源として、ガスシステムならば3カ月分の電力を供給できることが紹介され、こうした事実を政策担当者に分かり易く伝えることが技術者の務め、との見解が示された。

2日目の基調セッションは、“Industrializing Terabytes for Propulsion and Power”と題し、Big Data活用とマネジメントの課題、他業種からの学び、などに関し講演と質疑応答が行われた。ソーシャルデータ活用との違いとして、データセットが物理デバイス由来である点、物理法則に従う点、判断ミスの許容度が狭い点、などが挙げられ、Data-drivenな学習とマネジメント、経験知、物理法則に根差したツール、の3者を統合活用することが大事と述べられた。講演者の一人のBill Dawes氏からは、製品開発のライフサイクルにおいてGeometryこそがDigital Threadとの持論が展開された。全体討議では、訓練データが少ないこと、ノイズの混ざったデータを扱うことから、基本的な物理学を押さえることの重要性が強調された。

Hydrogen & Energy Storage Dayと銘打たれた3日目は、“Unlocking Hydrogen & Energy Storage for Propulsion & Power”と題した基調セッションが開催された。冒頭、コミッティから、様々な方式・媒体によるエネルギー貯蔵技術とそれらの開発フェーズを整理したマトリックスの紹介があった（本表はオープンで入手可能とのこと）。シェルからは、オーストラリアから神戸までの液体水素の海上輸送Suiso Frontierの紹介の後、欧州での既存の天然ガスパイプラインの水素パイプラインへのRe-purposeにおける課題等が述べられた。SwRI

原稿受付 2022年7月20日

*1 株式会社IHI 航空・宇宙・防衛事業領域 技術開発センター 要素技術部

〒196-8686 昭島市拝島町3975番地18

からは、長期間のエネルギー貯蔵におけるターボ機械の活用について紹介があった。航空ではDLR, Rolls Royceから講演があった。特にRolls Royceは、燃料電池、水素燃焼、それらのハイブリッドの今の適用先は1000nmまでであり、CO₂総排出量の55%を占める1000nm以上のセグメントに如何に水素はじめグリーン技術を適用するかが課題だと述べた。既存形態の機体でペイロードを減らしタンクを載せて利益が出るか、水素生成のコストダウンが鍵との見解が示された。

3. その他

技術セッションに関しては各分野のご報告に委ねるが、航空分野では、2030年代半ばの次期民間機向けの空力要素技術に関するGE, P&W等のOEMと大学等との共同研究、BLIなどの将来航空輸送を想定した技術課題に対する研究が目立ち、政府系基金も活用した欧米の旺盛な技術開発状況が窺えた。

来年は米国・ボストンで6月26日から30日にかけて開催予定である。より安心して参加できることを期待する。

2. 航空用ガスタービン

浅子 知昭^{*1}

ASAKO Tomoaki

1. 概要

今年の航空エンジン関連 (Aircraft Engine Committee (AEC) 主催) のセッション数は、全部で13セッション (2019年: 15件 / 2018年: 15件 / 2017年: 11件)、発表は32件であった。ただし、この発表数には2件のチュートリアルセッションが含まれており、それを除いたテクニカルセッションでの発表件数は30件である。これらは、セッション数、発表数ともに2018年よりも減少しているが、バーチャル開催の昨年よりも増加している。

今年のテクニカルセッションの発表・質疑は、対面で行われ、会場での出席者の人数・雰囲気もバーチャル会議前の状況と変わりなかったが、発表者が渡航できずにNo-Showとなるものがいくつかあった。

セッションの内訳は、パネルセッションが1セッション (同1/4/1件)、チュートリアルセッションが3セッション (同5/2/2件)、テクニカルセッションが9セッション (同10/9/8件) であった。(なお、過去のセッション数は、2019年の見聞記からの転記である。)

今年のパネルセッションは、技術的なセッションではなく、2021年10月に亡くなった“Gas Turbine Theory”の著者の一人でもある、故Herbert I. H. Saravanamuttoo先生のメモリアルセッションとして行われた。

また、チュートリアルセッションは、①ターボシャフトエンジンのサイクル設計と最適化、②ガスタービンのコアエンジンの基礎、③航空排出物の気候への影響と航空機エンジン設計への影響の3つが行われ、このうち1つ目は2021年と同じ内容、2つ目は2019年と同じタイトルであるが、内容が変わりHPT翼やHPC翼、可変静翼

のリンク機構 (の一部) の実物を会場内で聴講者に触らせるなどわかりやすく説明するための工夫をしていた。3つ目のものは今年初めて行われる内容である。最近のチュートリアルセッションは、ソフトウェアメーカーが自社ソフトのアピールを兼ねて行う場合も目にするが、この3つはAECの委員や大学の先生などが行っているものであり、どれも基礎的な内容であるが、聴講者は多数あった。このような基礎的な内容のニーズも常にあるとの印象を持った。

テクニカルセッションの内容とその中での発表数は、①インレット・ダクト・境界層吸い込み (発表数4件)、②プロペラと騒音 (同4件)、③モデリングとシミュレーション (IからIIIの3つの合計で同10件)、④先進的なコンセプト (IからIIIの3つの合計で同9件)、⑤制御・診断と計測器 (同3件) であった。③のモデリングとシミュレーションと④の先進的なコンセプトで、半数以上の発表となっている。また、ここ数年あった排気ノズル関連や熱管理関連のセッションがなくなっている。

テクニカルセッションの発表に至るまでの件数を見ると、アブストラクトの提出・受理数が77件、ドラフトペーパーの提出・受理が45件、実際の発表が30件 (チュートリアルセッション分は除いた数) となっている。どれも昨年よりは多くなっているが、2018、2019年に比べると減っている。なお、AEC主催セッション以外となるが、①電動ハイブリッド推進 (発表数2件) と②圧力ゲイン燃焼と要素の不安定性 (同2件)、③革新的推進 (同3件) というテクニカルセッションもあったが、その内容については、ここでは割愛し、AEC主催の5つのセッションでの発表について次項に示す。

2. テクニカルセッション内容

2.1 インレット・ダクト・境界層吸い込み

ここでは、機体尾部に付けた境界層吸い込みファンの

原稿受付 2022年7月25日

*1 株式会社IHI 航空・宇宙・防衛事業領域 技術開発センター
エンジン技術部 性能・システム技術グループ
〒196-8686 昭島市拝島町3975-18

胴体との位置関係によるファン入口のディストーションを整理したもの (GT-80894), 機体尾部に付けた境界層吸い込み用のプロペラへの影響を検討したもの (GT-82472), 低圧力比ファンの試験のための試験装置改修について (GT-82699), 横風条件でのエンジン入口ディストーションのメカニズムについて非定常解析を用いて検討した結果 (GT-81085) などの発表があった。

2.2 プロペラと騒音

このセッションでの発表は, 無人航空システムを想定した数種類の固定ピッチプロペラの設計や, 騒音と空力性能の評価 (GT-81579, 82330, 81485) などであった。

2.3 モデリングとシミュレーション

この中では, エンジンの性能計算の計算時間短縮方法に関する発表 (GT-81823), 可変ピッチファンの逆推力時の機体へ働く力の解析 (GT-82446), AIを活用した圧縮機特性マップの生成についての発表 (GT-81215), 低バイパス比ターボファンエンジンのサイクル計算での新たなファン特性の扱い方について (GT-79112), 電動パラレルハイブリッド推進システムのミッション解析結果

についての発表 (GT-82478), ヘリコプター用エンジンの搭載損失の予測方法について (GT-82243), エンジンの劣化と部品寿命評価のためのデジタルツインについての発表 (GT-82113) などがあった。

2.4 先進的なコンセプト

ここでは, 水素航空機の推進システムや燃料分配システム, 燃焼器技術の評価した結果 (GT-78214), ダクト付き電動ファン駆動用モータのヒートパイプを使った冷却に関する検討 (GT-82347) や空冷式の永久磁石モータの高度による冷却特性の影響調査と冷却特性を定式化した結果の発表 (GT-79379), 分散電動ハイブリッド推進システムの航空機システムレベルでの検討 (GT-81917) などの発表があった。

2.5 制御・診断と計測器

このセッションでは, ターボジェットエンジンの始動時の安定性解析について (GT-77985), エンジン試験結果で得られた圧力計測とタービン翼の翼端クリアランスの関係について (GT-83431), エンジンの軸受け振動の診断に関する発表 (GT-81111) があった。

3. 産業用ガスタービン

若園 進^{*1}

WAKAZONO Susumu

産業用ガスタービンでは, 発電用途, 産業用途と熱電併給, Oil&ガス産業用等, イノベティブサイクル, 超臨界CO₂発電, 船舶向けなど, 幅広いガスタービン用途に沿った多数の論文が提出されており, 前年の116件に対し149件。また, ガスタービンやその他のターボ機械と組み合わせたものに限らず, エネルギー貯蔵についての議論も活発であった。脱炭素社会の到来に向け, 様々な時間軸, 地域毎の特徴を考慮し, 仮説の元に様々な最適化解決策を提案, 取り上げていく姿勢が鮮明に表れていた。その中でも水素活用技術, 製造, 貯蔵に関連しているセッションは特に多く, 水素ガスタービン混焼/専焼技術, その活用を前提としたプラント全体の仕様や運用等の課題, またはそれを競合とした他システムが引き合いに出され, 活発に意見交換がされていたのが印象的であった。

発電用途では, ガスタービン及びそれを活用したプラントの最新技術やその適用例, 将来的な役割について, 各社OEM, ユーザー, EPC, 研究機関, DOEのバ

ネラーと聴衆者により活発な意見交換がされていた。ガスタービンは再生エネルギー社会を補間し, エネルギーセキュリティの観点でも一定量の容量保持の役割を担う必要があるという基本姿勢はほぼ一致していたが, その中で水素燃焼についての早期移行を意識し, 各社その要素検証状況, 実機適用例の紹介を交え, 2025年~2030年頃の水素混焼/専焼実現を宣言していた。キーノートセッションやパネルセッションの中で, 水素の普及に関しては, 供給インフラが追い付いておらず, 各社が実績例を継続して発信していくことで政府関係者 (ここではEU) にその重要性を理解してもらいインフラ整備を国・企業が共に進める必要があるという声があがっていた。また, このような状況下, 供給インフラ面や経済性を考えると中期的な脱炭素はCCS・CCUSの方が現実的では?との問いについても議論が盛り上がったが, 両方の選択肢を追いつつも, CCS・CCUSはイニシャルコスト・運用コスト面から大容量向け, かつ短期中期に限られ, 一方水素は小中規模容量→大規模に長期的に広がっていくとの認識で一致していた。(Panel 09-06 Gas Turbine's Role in Decarbonization)

産業用・CHPでは前年同様に熱併給の経済性向上を目的としたシステム最適化, O&M, 運用面での課題や, 吸気冷却・Fog・Wet Compression・Air/Steam

原稿受付 2022年8月2日

*1 三菱重工(株) エナジートランジション&パワー事業本部
GTCC事業部 ガスタービン技術部 ガスタービン統合開発1
グループ
〒100-8332 千代田区丸の内三丁目2番3号

injection などのピークロード対応, その他大型発電用GTと同様の運用性改善・アップグレードに対する実用例や提案, レギュレーション対応といった内容が中心となっていた。Oil&Gas産業のガスタービン用途については, パイプライン, 圧縮ステーションでの実機適用の最新状況, 環境面への影響に対する対応, メンテナンスや運用面での診断機能・最適運用, アップグレード対応について, 前年同様にOEM, ユーザー含めた議論が活発であった。(Tutorial, 21-22 Oil and Gas Applications for Turbomachinery)

サイクルイノベーションのセッションでは, EU fundで提唱された, GTCCにヒートポンプをカップリング

させフレキシビリティとエミッション改善を狙ったPUMP-HEATに関する発表が数例あった (GT-83003, 82516)。またエネルギー貯蔵に関連したセッション, チュートリアルに多くの聴衆者が出席しており, AnsaldoよりCO₂バッテリーとしてEnergy Domeも大体的に取り上げていた。本サイクルはCO₂を気体から液体そしてまた気体へと変化する閉ループサイクルで使用するもので, 太陽光発電の余剰電力時に充電, それ以外のピーク時に送電を可能とするシステムであり脱炭素サイクルの主要案として取り組んでいくとの紹介があった。(Panel 09-04 Pathway Forward (Gas Turbine OEM Tech Update))

4. 小型ガスタービンおよびセラミックス

金子 雅直^{*1}
KANEKO Masanao

Microturbines, Turbochargers & Small Turbomachines Committeeが主催するテクニカルセッションでの論文件数は, 「Radial Turbocompressors Analysis」の4件, 「Radial Turbine Analysis」の4件, 「Radial Turbine Design」の4件(日本から1件), 「Turbocharged Powertrain Analysis」の3件, 「Combustion & Heat Transfer」の3件および「System Modeling」の3件であった。総論文件数は21件で, 昨年の17件から微増している。上記の他にUnsteady Flow in Small Radial Compressors: From Surge to Noise Emissionsと題したチュートリアルが1件開催された。

Ceramics Committeeが主催するテクニカルセッションでの論文件数は, 「Mechanical Behavior of Ceramics & Composites」の4件, 「Impact Damage in Ceramics & Composites」の4件および「Thermal and Environmental Barrier Coatings」の3件であった。上記の内6件は米国の機関に所属している研究者が筆頭著者になっており, 日本人研究者が関係している論文はなかった。総論文件数は11件で, 昨年の11件と同数であった。その他にEnvironmental Barrier Coatings for Gas Turbine Applicationsと題したチュートリアルが1件開催された。

なお, 上記の論文件数は学会開催前に公開されるOnline Conference Papersに収録されている論文を集計したものである。以下に各テクニカルセッションにおける主な論文の概要を示す。

1. Microturbines, Turbochargers & Small Turbomachines

「Radial Turbocompressors Analysis」のセッションでは, 過給機を構成する遠心圧縮機におけるWhoosh Noise発生メカニズムのCFDによる調査 (GT-78205), 2段の遠心圧縮機を用いたエコノマイザサイクルにおけるエコノマイザインジェクションの最適化 (GT-79574) やThermal History Paintによる過給機用圧縮機ホイールの温度計測 (GT-80820) などについて発表があった。

「Radial Turbine Analysis」のセッションでは, 脈流条件におけるツインスクロール過給機タービンの性能試験 (GT-80150), 非定常流れ場に適用可能な過給機用高速応答トルクメータの設計と開発 (GT-81976), 過給機用タービンの等エントロピー効率の直接評価に関する実験的研究 (GT-82463) および車両用過給機と電動過給機を利用した極低温用途の逆ブレイトンサイクルの性能評価 (GT-83069) について発表があった。

「Radial Turbine Design」のセッションでは, 電解加工によるTiAl製の過給機用タービンホイールの製造に関する調査 (GT-80752), 医療用人工呼吸器を例にとった付加工による組み立て済み(Pre-assembled)ターボ機械システムの製造に関する設計論とデモンストレーション (GT-81739), 3種類の作動流体(Novec649, SES36, R1233zd (E))を対象とした有機ランキンサイクルシステムを構成するラジアルタービンの設計とCFDを用いた性能調査 (GT-81741) および形状の変形量が大きい翼を有するラジアルアウトフロータービンの多領域最適化 (GT-84333) に関する発表があった。

「Turbocharged Powertrain Analysis」のセッションでは, 一次元コードとCFDを用いた過給機用ラジアル

原稿受付 2022年8月19日

*1 東京電機大学 理工学部 機械工學系
〒350-0394 比企郡鳩山町石坂
E-mail: kaneko@mail.dendai.ac.jp

タービンの1.5 Lダウンサイジングディーゼルエンジンへのマッチング方法の提案 (GT-82212) や燃料電池用電動過給機の性能に圧縮機とタービンの作動範囲の拡大が及ぼす影響の調査 (GT-82974) などについて発表があった。

「Combustion & Heat Transfer」のセッションでは、水素混焼マイクロガスタービン用マイクロミックス燃焼器の設計と最適化 (GT-80805) やChemical Reactor Networkによるマイクロガスタービン燃焼器の火炎安定性とエミッションの高速予測 (GT-81963) などについて発表があった。

「System Modeling」のセッションでは、INSIDE-OUTセラミックスタービンローターの設計作動条件 (TIT:1100 °C, 動翼先端周速度: 400 m/s) などでの耐久試験 (GT-79194), メタン/水素混焼100 kWマイクロガスタービンのリアルタイムシミュレーションに向けた動的モデリング (GT-81276) などについて発表があった。

2. Ceramics

「Mechanical Behavior of Ceramics & Composites」のセッションでは、SiC/SiC CMC高压タービンペーンおよび動翼の適用による旅客機エンジンの性能向上を見積もった研究 (GT-82669), 電気抵抗法による高温でのSiCベース複合材料におけるき裂進展モニタリング (GT-

83010) やダイヤモンドドリルにより加工された複数の孔を有する酸化物-酸化物複合材の高温における引張応力ひずみ挙動と引張クリープに関する調査 (GT-83270) などについて発表があった。

「Impact Damage in Ceramics & Composites」のセッションでは、一軸圧縮応力下における窒化ケイ素タービン翼の衝撃抵抗の向上 (GT-80469), CMC, 一体構造セラミックスおよび金属材料を対象とした異物衝撃損傷における衝突物の反発係数評価 (GT-81787), ガスタービングレードCMCにおけるエロージョンのICME (Integrated Computational Materials Engineering) モデリングと同手法を用いたシミュレーションの結果の実験結果との比較 (GT-83279), 固体粒子衝突によるエロージョンを受けたタービングレードCMCの高温における残存強度の調査 (GT-83465) について発表があった。

「Thermal and Environmental Barrier Coatings」のセッションでは、イットリア安定化ジルコニアフィルムにおける微細構造形態の解明と、その形態情報を用いた放射特性の予測手法の開発 (GT-80853), プラズマ溶射多層遮熱コーティングの構造性能評価 (GT-81964) およびセラミック空気プラズマ溶射コーティングのICMEフレームワークの開発 (GT-83469) について発表があった。

5. ターボ機械の性能と流れ

5.1 軸流関係 5.1.1 ファン・圧縮機

関 亮介*¹

SEKI Ryosuke

ファン・圧縮機の空力分野では全12セッションにて37件が発表された (中国からの10件は現地発表なしのため件数から除外)。昨年の44件からは減少したものの、概ね例年と同程度であった。国別では米国から13件と最も多く、次いで独国から9件であった。各セッション (太字はセッション名) における主な発表の概要を以下に示す。

チップクリアランス流れ

DNSを実施し、チップ漏れ流れの非定常渦構造を分析した研究 (GT-78371), 多段高速圧縮機におけるチップ漏れ渦の渦崩壊現象, Rotating Instabilityを調査

し、クライテリアを作成して改良圧縮機で検証した研究 (GT-77977) 等が発表された。

エンドウォール・シール漏れ流れ I, II

動翼ハブ側のプラットフォーム部キャビティをモデル化し、漏れ流れが及ぼす影響について調査した研究 (GT-78443), 静翼シュラウドキャビティの漏れ流れが単段圧縮機への性能, 及び、キャビティ内の流れトポロジに及ぼす影響を調査した研究 (GT-82868) 等が報告された。

ケーシングトリートメント (CT)

過去50年にわたるCTの持つポテンシャルと制約についてまとめたレビュー論文 (GT-80461), 単段高速圧縮機への先進的なCT適用により、ピーク圧力比の上昇を狙い、CFDと実測で調査した研究 (GT-83459) 等が紹介された。

原稿受付 2022年7月13日

* 1 三菱重工業(株) 総合研究所 ターボ機械研究部
ターボ機械第二研究室
〒676-8686 高砂市荒井町新浜 2-1-1
E-mail: ryosuke.seki.en@mhi.com

フローコントロール

低速圧縮機を対象に旋回失速を予測し、動翼チップからの噴流印可で失速セルの発生を遅延させた研究 (GT-82834)、発電用大型GTの圧縮機前方段にチップインジェクション、CTを適用することをCFDで検討した研究 (GT-83374) 等が発表された。

失速初生

遷音速直線風洞での空力弾性計測に向け、遷移あり・ニアストール条件での定常的な各種空力特性を検証した研究 (GT-81346)、遷音速ファンのディストーション有り/無し条件での失速初生をCFDで調査した研究 (GT-82031) について報告された。

インレットディストーション

発電用GTの吸気ダクトによるインレットディストーションの遷音速段への影響を緻密なトラバースで調査した研究 (GT-81678)、ファン出口ガイドベーンを非軸対称として、BLIの周方向ディストーションの緩和を図った研究 (GT-82465) が発表された。

圧縮機設計 I, II

コアエンジンの後方段への動翼CTと静翼吹き出しの適用を行い、低流量側の静圧上昇係数 C_p の改善を図っ

た研究 (GT-78311)、ポンプ熱エネルギー貯蔵のための双方向流れ (順流・逆流) に対応したターボ機械を検討した研究 (GT-81016) 等が発表された。

遷音速圧縮機

衝撃波の非定常的挙動の発生メカニズム (衝撃波の振動と層流剥離の周波数がロックインして自励振動) を遷音速風洞で調査した研究 (GT-82720)、境界層吸い込み条件の遷音速ファンにおけるIGV-1 段動翼の非定常相互干渉をCFDで調査した研究 (GT-81878) 等が報告された。

ファンとプロペラの設計

チップ漏れ流れの軸方向運動量に着目し、AIを用いた革新的な翼設計による高負荷ファンの作動範囲改善の試み (GT-81748)、BLIのディストーション条件下のファンを対象に周方向のCT位置を変化させて、サージマージンの最大化を図った研究 (GT-82039) 等が発表された。

遷移、レイノルズ数と粗さの効果

遷音速翼列風洞での衝撃波と境界層の相互干渉をLESで調査した研究 (GT-80683)、空力・音響設計への活用を意図したオープンロータファンへのLES適用の試み (GT-80538) 等が報告された。

5.1 軸流関係 5.1.2 タービン

濱崎 浩志^{*1}

HAMAZAKI Hiroshi

軸流タービンの空力に関するセッションでのProceedings上の論文総数は33件であったが、コロナ渡航規制による中国からの発表件数を除くと実際の発表件数は27件と推測される。その内訳は欧米から23件、アジアから4件 (うち1件は日本) になる。昨年度の総数14件に比べると約2倍に増加しているが、前回の対面式開催だった2019年度の30件と比べるとほぼ同数近くに回ってきている。今回のテクニカルセッション数は9セッションあり、どのセッションの論文件数もほぼ同等となっている。近年の傾向として、関心が非定常性や要素間干渉などに移行したためか、同じセッション名で複数回プログラムが組まれている分野はなかった。以下、各セッションにおける主な発表の概要を述べる。

CFD Analysisのセッションでは、LPT Tip Shroud流れを対象にした基礎的なモデル試験結果に対して、数種類の乱流モデルでの計算を実施した結果と比較評価を行った発表があった (GT-80681)。乱流モデル評価が従来の翼面やWake流れを対象にしていたものが、その適

用範囲の広がりを見せている。

High Fidelity CFDのセッションでは、運用中に劣化したHPT動翼を高精度のスキャン装置を使って計測し、その形状を用いたCFD解析を実施した論文がある (GT-82171)。これらの解析結果をもとに形状変化と性能劣化の相関を求めることなどに使用している模様である。

Tip Leakage Flowsのセッションでは、2種類のHPT動翼チップ形状 (Cavity SquealerとNotched Tip) について、動翼チップ領域のみ形状を変更した翼型を用いた試験を実施し性能を比較した結果について発表があった (GT-80896)。動翼Tip領域でのプローブ計測データとSPIV計測データを組み合わせて両形態の性能を比較評価しており興味深い。

Hot Streaks and Sealing Flowsのセッションでは、Rim Seal Purge空気による非軸対象Endwall Wall Contouring (EWC) のロバスト性について、1.5段リグ試験で検証を行った発表があった (GT-78057)。EWCによる性能改善効果はPurge空気により低減はするものの依然メリットとして0.38%ほど残ることが示されている。

原稿受付 2022年7月20日

*1 (株)IHI 航空・宇宙・防衛事業領域
〒196-8686 昭島市拝島町3975-18

Low Pressure Turbinesのセッションでは、遷音速タービン翼列試験機の設計から試験結果までを2部構成でまとめたもの (GT-81566, 82626) のほか、RibletをLPTタービン翼に適用した際の性能評価として、Riblet形状を忠実にシミュレートしたCFD結果 (GT-82558) や、LPT翼に実際にRibletを施工した翼列試験結果 (GT-82875) が発表されていた。

Loss & Performanceのセッションでは、遷音速領域での翼後縁のWedge角度の影響について風洞試験を実施した結果についての発表があった (GT-82486)。亜音速域でのDetached Vortex Sheddingと遷音速域でのTransonic Vortex Sheddingとロスに関係する知見が述べられており興味深い。この論文は2019年に発表した同じく遷音速域での翼後縁形状の影響について調査したものとの続編となる。

Aerodynamic Analysisのセッションでは、燃焼器主流乱れのタービン効率への影響について調査を実施したもの (GT-80607) があり、燃焼器主流乱れのタービン

翼面摩擦係数への影響を無次元乱流パラメータで整理している。この論文も2019年に発表されたものの続編に位置づけられる。

Secondary & Surface Flowのセッションでは、高負荷フロントローディング翼列試験で2次流れ渦の非定常性に着目し、この非定常性と2次流れロスとの相関性を見つけようとしている (GT-79335)。具体的にはPassage Vortexが隣接翼の背側に流れていく際にとぎれとぎれになる非定常性に注目している。まだ研究開始されたばかりのようであるが、新しい知見が得られることに期待したい。

最後に、ORC & Supersonic Turbinesのセッションでは、Supersonic ORC Impulse Turbineについて試験とCFD解析を用いたロスメカニズムについて考察した結果について発表があった (GT-82852)。ここではノズル後縁と動翼前縁の間の隙間で生じるエントロピー生成が効率低下に大きく寄与していることが述べられている。

5.2 遠心関係

林 良洋^{*1}

Hayashi Yoshihiro

遠心ターボ機械の空力分野では、'Centrifugal Compressors' 及び 'Radial and Mixed Flow Turbines' の2つのセッションから計17件が発表された。国別では独国からの発表が最も多く5件、次いで英国から4件であり欧州からの発表が大半を占めていた。以下、それぞれのセッションに関し詳細を記載する。

Centrifugal Compressors

遠心圧縮機の内部流動に関する研究としては、スクロールの圧力損失に対するレイノルズ数効果・壁面粗さの効果を数値解析で調査し、Japikseらの圧損モデル式を用いてロス構造の変化を分析した事例が報告された (GT-82426, 83042)。

圧縮機空力性能に関する研究としては、バンドディフューザとベーンレスディフューザをON/OFFで切り替える可変圧縮機の開発事例が報告された。ディフューザベーンを収容するキャビティ部の深さ・アスペクト比を変化させたときのサイドライトフローの動態を分析し、効率や安定作動域などの性能指標に対して好適となる形状が示された (GT-82423)。

非定常流れに関する研究としては、ターボチャージャの圧力脈動流における羽根車の失速形態を非定常解析で調査した事例が報告された (GT-81968)。

また、新エネルギーに関する研究としては、水素パイプラインに使用する遠心圧縮機の空力設計の事例が紹介された。流量2-3 kg/s 圧力比2.33の5段遠心圧縮機に対して、翼先端周速を抑え強度マージンを確保するための羽根角設計を実施した結果、後縁羽根角15deg. のフォワードスweep翼を採用することで周速を5%低減できることが示された (GT-78626)。

Radial and Mixed Flow Turbines

タービン空力性能に関する研究としては、機械学習を用いた一次元ロスモデルに関する研究が報告された。1000ケース以上の解析結果を供試データとして、ANNにて1次元ロスモデルを構築し、タービン効率を高精度に予測できる結果が示された (GT-80186)。

タービン翼振動に関する研究としては、船用ターボチャージャのタービンノズルに付着するデポジットの影響を分析した事例が報告された。エンジン据付運転後のタービンノズルリングを非定常解析モデルで再現し、デポジットの付着に起因した非軸対称流れによって動翼部に低次振動 (LEO) が励起されることを明らかにした (GT-82452)。

また、タービン非定常流れに関する研究としては、

原稿受付 2022年7月19日

*1 三菱重工(株) 総合研究所 ターボ機械研究部ターボ機械第一研究室

〒851-0392 長崎市深堀町5-717-5

E-mail: yoshihiro.hayashi.tm@mhi.com

ターボチャージャの圧力脈動流における動翼インシデンスの変化を1次元モデル及び3次元URANS解析にて分析した事例が報告された。圧力脈動下における動翼インシデンスの振幅は定常流れの性能特性から予想される値よりも小さく、脈動サイクルの履歴効果によって流れ角の時間変動がダンピングされることが明らかとなった (GT-82255)。

そのほか、燃料電池用ターボチャージャ開発に関して、セルスタック後の湿り空気で運転されるエキスパンダの実ガス解析事例が報告された。ANSYS Fluentの分散相モデルを用いて、動翼内で湿り空気の凝縮が生じる領域を各運転条件ごとに可視化するとともに、凝縮に起因した内部温度場の変化に関して定量的なデータが提示された (GT-82279)。

5.3 非定常流れと数値流体力学

宮澤 弘法^{*1}

MIYAZAWA Hironori

1. 概要

今年度のターボ機械の非定常流れおよび設計手法とCFDモデリングに関する論文は合計で82件あり、昨年度の56件から大幅に増加した。非定常流れに関するセッションの数は11で論文数は34件、設計手法とCFDモデリングのセッション数は17で論文数は48件であった。国別の発表件数はドイツが15件で最多となり、アメリカ13件、イギリス10件、中国8件、イタリア7件、インド5件と続いた。日本からは計4件の発表があった。

2. Unsteady Flow in Turbomachinery

非定常流れ関係では、タービンに関するセッションが4つ、軸流・遠心圧縮機の非定常流動に関するセッションは5つあり、うち3つが失速やサージに関するものであった。他には非定常流動に関する手法やアプリケーション関連のセッションが1つ組まれた。タービン関連では燃焼器とタービンの相互作用についての報告があった (GT-81707, 82256)。Part 1では亜音速と遷音速の2種類の膨張比のタービンを対象として実験による非定常流動の計測を行い、燃焼器の外乱がタービン内部の流動に与える影響を明らかにし、Part 2では動翼への負荷の影響を解析した。他には、スワール流が高圧タービンを通過するエントロピー波対流に与える影響について実験とシミュレーションによって調査した論文 (GT-82594)、高圧タービンの翼性能に対する非定常流れの影響をシミュレーションによって調査した論文 (GT-82370)、燃焼器と高圧タービンの一方向連成解析手法の開発 (GT-78056) などについての発表があった。遠心圧縮機については失速とサージに関する話題が大部分を占めた。遠心圧縮機の不安定流動やノイズの原因となる乱流の生成をとらえるために、サージ近傍の条件についてLESと

URANSでそれぞれ数値計算を行った研究 (GT-83103) などの発表があった。日本からも遠心圧縮機に関するインペラとディフューザの失速の相互作用メカニズムについて実験とDESのシミュレーションによって明らかにした論文 (GT-82861) と、高速遠心圧縮機の非線形サージ特性についての研究報告 (GT-81270) があった。軸流圧縮機では、ケーシングの形状と旋回不安定擾乱の関係について調査した論文 (GT-82101)、入口擾乱および動静翼間のギャップの影響を高解像度LES解析によって解明した論文 (GT-81673, 82474) などについて発表があった。

3. Design Methods & CFD Modeling for Turbomachinery

設計手法とCFDモデリングに関するセッションは対象となるターボ機械や現象が多岐にわたるが、全体としては計算の高速化や低コストで精度の高いシミュレーションを実現するという点に大きな注目が集まっていた。非定常流モデリングのセッションではTransition SSTを用いて入口案内翼の後流やエンドウォールの境界層の流入がタービンリア構造に与える影響について調査した論文 (GT-81677)、ハーモニック法によって計算時間を短縮した非定常流シミュレーションについての発表 (GT-83460) があった。CFDソルバーに関するセッションでは、ターボ機械の性能などを評価する際に用いるパラメータの平均化についての検証 (GT-82959) や、GPUベースのスーパーコンピュータで非定常流動を高速計算するための技術開発 (GT-82569) などが報告された。LES、DESとスケール分解手法に関するセッションでは、複雑形状におけるLESを実現するために、解適合格子細分化法の1つであるh法 (h-refinement法) に対して運動エネルギーの収支の評価を用いて局所的にメッシュ解像度を変更できる枠組みの提案 (GT-80315)、低マッハ数流れにおいて圧力をシミュレーションするためのLES (GT-80476) などについて報告があり、大変興味深く拝

原稿受付 2022年7月20日

*1 東北大学 大学院情報科学研究科 情報基礎科学専攻
計算数理学分野 山本・古澤研究室
〒980-8579 仙台市青葉区荒巻字青葉6-6-01

聴した。乱流クロージャー手法と応用のセッションでは主にストール近傍での計算精度について焦点が当てられた。Spalart-Allmaras モデルの修正によるストールマ

ジン予測の精度向上 (GT-82080, 80456) のほか, SST モデルにおけるストール点近傍の性能評価 (GT-83163) について報告された。

6. 伝熱関係

大北 洋治^{*1}
OKITA Yoji

1. 全般

伝熱Committeeでは、38件のセッションが開催された。Online Conference Papers収録論文数は130だが、例年以上の発表キャンセルがあった。ここ数年、論文の実数が減っているのは情勢によりやむを得ないが、本Committeeの論文数が講演会の論文総数に占める割合としても漸減傾向にあることは気になる。

分野別の発表数の傾向は概ね例年同等で、フィルム冷却が一番多く45件、これに次いで内部冷却30件、2次空気システム21件などとなっている。また主著者の地域別で見ると、トップ3は例年の顔ぶれで、欧州 (80)、北米 (42)、中国 (31) だが、私が現地で確認した限りにおいては中国からの発表はほぼキャンセル、そして残念ながら日本からの発表は無く、研究フェーズにおける彼我の差が少なくとも量的には拡大している感がある。

内容の傾向としては、過去数年と比べて質的に大きく変化している感は無いが、どの分野においても、Additive Manufacturing (AM) やCMCといった新しい製造法や材料に係るトピックスが増えてきている。

2. 各論

2.1 フィルム冷却

全般に数値解析的アプローチの研究が相変わらず多いが、実験検証まで行った好例としてAdjoint法による孔形状最適化の研究があった (GT-83436, 82726)。

フィルム冷却においてもAM技術適用の可能性探求が盛んだが、例えばGT-83201, 83313では、従来加工では困難だった裏面開口部のシェイピング効果の報告があったが、そもそもAMでは孔流路面の粗さによる吸熱効果や混合効果の影響把握が課題となる印象を受けた。また質疑応答において発表グループの責任者から“フィルム冷却へのAM適用はまだ実用レベルには無い”という発言も聞かれた。

新材料という切口で言えば他に、CMC材へのフィルム冷却適用に関する発表としてGT-83201, 83313が

あり、同グループの昨年のGT2021-59602では数値解析に留まっていたのが、今年は実験段階へと進んでおり、CMC表面の織目パターンが混合促進、すなわちフィルム冷却性能悪化を招く現象が確認された点は画期的。実用上はCMCの多くは表面にEBCを成膜することから、こうした研究が直接的な意義を有するかは疑問だが、研究分野の開拓という点では評価できる。

こうした新材料・新製造法に係る新機軸は活発である一方、フィルム冷却の基本的な形態として目新しい報告は少なかったが、GT-78286では翼後縁の背腹両方に交互にフィルム開口部を有するような新形態に取り組んでおり、3年前の数値解析研究 (GT2019-91123) から今年は実験へと駒を進め、従来形態に対する優位性が実証されていた。

高度な計測技術の開発・適用例では、回転タービン動翼の温度の計測法およびその温度データからフィルム冷却性能を同定する方法として2年前に報告された技術 (GT2020-15522) を更に発展させたものとして、実機相当条件でフィルム冷却孔の形状ばらつきの影響を明らかにした上で、その部品寿命影響までを評価した研究や (GT-83216)、実機のモニタリングに活用する狙いで、劣化模擬したフィルム冷却孔形状で翼面温度データを取得し、そこから機械学習によって冷却性能変化の予測モデルを構築した報告があった (GT-82507)。

2.2 内部冷却

内部冷却もAM技術の適用を睨んだ研究例が目をついた。最も実用に近い好例としてGT-83333では、インピンジ冷却構造、サーペントイン構造、二重壁構造といった代表的な構造を有する実スケールの翼試作とその冷却性能試験結果が報告されたが、形状精度や流路面の粗さ等の予測や制御に課題があり、設計性能との乖離にまだ悩んでいる様子が窺われた。そうした予測や制御の課題に取り組むものとして基礎的な研究も盛んに行われており、加工方法による表面粗さへの影響の検討や (GT-84063)、さらにその粗さが伝熱特性に及ぼす影響の検討 (GT-80946) なども報告された。またAMの特性を生かした新奇な通路形状の研究例として、様々な流路断面形状の特性調査 (GT-82298)、蛇行流路の検討 (GT-78536) などが見られた。この分野の発展は目覚ましいものがあるが、

原稿受付 2022年7月15日

*1 (国研) JAXA 航空技術部門 コアエンジン技術実証プロジェクトチーム

〒182-8522 調布市深大寺東町7-44-1

製造技術も日々進化の途上にあることから、全体としてまだ定説が定まらない印象はあり、報告されている結果については注意深く読み解く必要性を感じた。

また、AM技術以外の革新構造の研究例としては、トポロジ最適化により空冷部品の冷却性能、圧力損失、重量を改善する試みが報告され (GT-82538)、結果としてかなり複雑な形状とはなるものの、熱交換器等であれば実用可能との印象を受けた。

伝統的な内部構造についての地道な研究例も散見され、例えばサーペンタイン流路について、翼のスタガ角と回転数パラメタの複合的影響の研究や (GT-79846)、折返し部に案内翼を有する形態の検討などがあった (GT-82035)。またインピンジ冷却については、動翼前縁形態におけるインピンジ孔のフィレットアール効果の研究 (GT-79362) 等が報告された。

2.3 2次空気システム

この分野ではまず、相変わらず主流巻込みに関する報告が多い。GT-83345では、巻込みの主要ドライバとしてこれまで注目されてきた動静翼干渉による短波長・大振幅の圧力変動だけでなく、長波長・小振幅変動の影響の重要性が指摘された。また、ここ数年の新たな知見として、巻込まれる主流に含まれる翼面からの冷却空気を切分けて考慮することで、設計余裕を得られる可能性が示唆されていたが (GT2021-59273, 59285)、今年は試験で実際にその影響分を定量的に把握する手法およびその結果の報告がなされた (GT-83247)。

その他のトピックスとして、圧縮機ロータ部に見られるような閉鎖キャビティについては、流力・伝熱特性を支配していると考えられる周方向に離散的に存在する渦系の理論モデル構築やその実験検証の報告があった (GT-80477, 82023)。また、いわゆるボードローターを引起こすシャットダウン後エンジンの温度不均一化現象については、エンジン停止中のクーリング・換気プロセスが逆に温度不均一化を助長しうることが実験と解析によって示唆された (GT-82552)。また、タービンケーシングに適用されるクリアランス能動制御機構については、制御に用いる噴流空気の温度とケーシング面との温度比が伝熱特性に及ぼす影響が報告された (GT-81791)。

2.4 その他

タービン初段静翼の流力・伝熱特性について、上流燃焼器のフローパターン (特に燃焼器ライナ等からの冷却空気分布) が及ぼす影響を論じた報告が多数見られた (GT-81263, 82203, 82697, 82800, 80225)。

新しい計測技術としては、AM技術を活用したもの (GT-82132)、近年研究が盛んな磁気共鳴法による計測 (GT-79526, 82396)、微小な埋込クリスタルセンサによる熱流束・温度勾配計測 (GT-82909)、温度補償機能を有するBinary PSP (GT-78519)、等の報告があった。

推進システムや機体の電動化に係り、システム全体のサーマルマネジメントの研究 (GT-83409)、モータ等の電動部品の冷却に係る研究 (GT-79379, 83031) などが報告された。

7. 燃焼および燃料関係

クロニガー ダニエル^{*1}

KRONIGER Daniel

1. Overview

In Combustion, Fuels & Emissions, a total of 120 papers were presented. The affiliations of the authors are classified by country as follows: 31 from the United States, 17 from Germany, 12 from China, 10 from India, 8 from Norway, 7 from the United Kingdom, 6 from Italy, 5 from France, 4 from the Netherlands and 3 from Japan (5 including co-authors). A total of 32 sessions were held, and additionally 2 plenary/panel sessions and 2 tutorial sessions were arranged.

2. Technical sessions

This year, hydrogen technologies have been recognized to play a key role for generating electricity and powering aviation to address the anthropogenic climate change. Combustion dynamics research for lean combustion and liquid fuel applications for aviation remain on a high level of interest. The modelling ability of combustion processes with CFD is successively improving: more LES than RANS applications were observed to investigate combustion and especially applied to transient effects like ignition, flashback and lean blow-off.

2.1 High hydrogen applications

Hydrogen as gas turbine fuel became a high-impact topic. For generic combustors at laboratory scale, swirl-stabilized burners for mixtures up to 40% H₂

原稿受付 2022年7月15日

* 1 川崎重工(株) 技術開発本部 技術研究所 エネルギーシステム研究部
〒673-8666 明石市川崎町1番1号

(GT-82062) and for pure hydrogen (GT-82111) were presented. Pure hydrogen operation was validated in a generic DLE combustor (GT-83630) and for sequential combustion (GT-80651). High hydrogen content fuel, like syngas or 30 vol.% admixture were applied to micro gas turbines (GT-81643, 82888).

A flamesheet combustor for retrofit of an industrial gas turbine was presented (GT-82652). The increase in hydrogen fraction up to 45 vol.% H_2 has been announced for a DLE combustor of 8 MW class gas turbine (GT-82110). For an industrial 5 MW gas turbine, pure hydrogen combustor concepts (multi-tube, pyramid impingement plate, concentric reducing volume) were presented (GT-80619). A demonstration with a 2 MW gas turbine integrated in a combined heat and power (CHP) plant for pure hydrogen based on the micromix combustion was also published (GT-81620).

2.2 Novel combustors, design, flows

Novel combustors developed for high hydrogen fuels mainly base on flame miniaturization and rapid mixing. A micromixing concept with swirled annular air flow (GT-77959) was introduced. A new micromix injector geometry for enhancing fuel flexibility towards natural gas (GT-83025), and an industrial approach for fuel flexibility up to 50 vol.% H_2 based on premixing tubes (GT-82299) were presented. A micromix concept for methane in a humid air turbine (HAT) cycle was also shown (GT-81919).

New swirl-stabilized burners for liquid fuels were presented (GT-83221, 80762, 81692) for aero-engine applications. The effect of compressor unsteady wakes on the combustor flow has been shown here (GT-78404).

Pressure gain combustion developments for conventional fuel (GT-83423, 83401) were presented, while pressure-gain combustion for high hydrogen fuels gained interest (GT-83528, 81152, 82393). A simulation approach with LES was shown (GT-81366).

2.3 Combustion dynamics

Combustion dynamics play a continuous key role in gas turbine combustors. Flame transfer functions (FTF) that have been determined by experiments and were reported for carbon based fuels (GT-83014, 80226), high hydrogen/ammonia fuel (GT-83298) and liquid fuels (GT-81769, 81745, 82281, 80577).

The characterization of oscillation modes with Rayleigh index mapping for multi-nozzle can combustor (GT-83392), for a swirled combustor with partially premixed combustion (GT-82001) and for

a swirled combustion of liquid fuel (GT-79706) were reported. Mapping instable operating points for combustion dynamics characterization by bifurcation diagram, phase portrait, and recurrence plots were revealed for a liquid fueled Rich-Quench-Lean (RQL) combustor (GT-81590), for a lean direct injection (LDI) burner (GT-82665) and for a multi-nozzle can combustor (GT-80725).

Combustion instability induced by auto-ignition was studied for a premixed burner (GT-82248) in experiment and computational fluid dynamics (CFD) using large eddy simulation (LES) and experimentally observed for reheat flames stabilized by auto-ignition and propagation (GT-81127).

Flame excitement and forcing of flames were presented for an annular combustor (GT-81729) and a swirler-stabilized laboratory flame (GT-84211). Flame response analysis to acoustic excitation with proper orthogonal decomposition (POD) was also reported (GT-82871).

The Rijke tube has been used as reference for an annular combustor (GT-79653) and a can-annular combustor (GT-80785). Experiments with an electroacoustic feedback loop were presented (GT-83006).

Unsteady LES has been applied to combustion dynamics investigations. The reactive flow represented by the artificial thickened flame (ATF) model was applied to a dual-swirled combustor (GT-83810). The acoustic response of a perforated plate was analyzed (GT-82670) and POD has been applied to a LES solution (GT-81552). A steady RANS approach was used to predict oscillations of a lean partially-premixed laboratory burner (GT-78296).

In a theoretical study, a decomposition approach to prevent spurious entropy generation in thermoacoustic stability computations was reported (GT-82637).

2.4 Ignition, flashback, blow-off

Experimental studies on ignition phenomena comprise the effect of swirl on ignition in annular combustors (GT-79181) and the ignition delay time of syngas and CO_2 mixtures with detailed chemistry (GT-81134). The operating characteristics of a flameless combustor by experiments informed modelling (GT-81808) used particle image velocimetry (PIV) to parametrize a chemical reactor network (CRN). CFD related approaches focused on auto-ignition effects in DLE premixers with LES (GT-83667) and on a sequential combustor (GT-82592). Furthermore, the high altitude relight potential for an

aviation engine was reported (GT-82951).

LES has been used to predict the occurrence of flame flashback (GT-82601) and applied to a full premixed gas turbine combustor to investigate a coupled blow-off/flashback process (GT-82163). Boundary layer flashback for hydrogen was theoretically addressed and experimentally studied (GT-79816).

Lean blow-off phenomena were investigated with LES for spray flames (GT-79347, 81339). Experimental studies reported about blow-out limits in a plasma assisted combustor (GT-83239), and lean stability limits of ammonia-methane air swirl flames (GT-78304).

2.5 Emissions

Experimental studies with kerosene/liquid fuel have been carried out with focus on NO_x, CO, and unburned hydrocarbons (UHC) emissions. The emission performance on a LDI combustor (GT-81895) and of a ceramic matrix composites (CMC) combustor with swirled flames at engine conditions (GT-81619, 82070) were reported. Hydro-processed esters and fatty acids (HEFA) fuels have been investigated as new aviation fuel being an alternative sustainable fuel to Jet A-1. Experiments on gaseous emission and smoke numbers in gas turbines with HEFA were revealed (GT-82201). The atomization and combustion process of emulsified fuels with CFD was reported for heavy duty gas turbines (GT-82184).

Regarding gaseous fuels, pollutant formation was also investigated. The extension of fuel flexibility of industrial DLE gas turbines with a power range between 5 and 15 MW was evaluated in high pressure combustor tests (GT-80895). A solution-based adaptive mesh refinement (AMR) method for LES under lean gas turbine conditions has been developed and applied (GT-83343). NO_x emission were estimated with CFD including NO₂ chemistry for low power conditions (GT-82622).

2.6 Liquid fuels

Focus of this session is on modelling the atomization and breakup prior to combustion. The combination of a volume of fluid (VOF) model for the liquid phase/atomization with a discrete particle model (DPM) after droplet breakup is a novel approach in CFD investigations of sprays. Computational investigations

with LES couple the VOF model with the DPM model for a jet-in-crossflow geometry (GT-80993, 82766). The primary atomization model for a jet-in-crossflow configuration was improved (GT-81654) and a DPM was applied to lean spray flames in an inclined multi-burner arrangement (GT-82102).

2.7 Combustion modelling, kinetics

Generic combustion related models have been developed to predict flashback occurrence (GT-82506), to study the ignition delay time at gas turbine conditions (GT-82269), and to investigate the ignition performance of natural gas blends including the effect on hydrogen addition (GT-82305).

CFD models have been used to simulate turbulent combustion of swirl-stabilized flames (GT-82583, 82272) with LES and flamelet generated manifolds (FGM), and an ATF with LES/FGM was applied to partly-premixed lifted flames (GT-82122, 82291, 82150). Studies on solution-based adaptive meshes for flame front tracking were reported (GT-80187, 82620). In order to improve the prompt NO_x mechanism, the CH kinetics were calibrated (GT-78466).

The potential of a data-driven optimization method in order to balance between emission and flame stability was evaluated (GT-81756).

3. Panel/Tutorial sessions

Significant attention is dedicated to high hydrogen applications of stationary gas turbines throughout this conference. In the plenary keynote “*Hydrogen and Energy Storage for Propulsion and Power*”, experts from industry presented the state of the art of hydrogen generation, transport, storage, and the use of hydrogen for power and propulsion. In the panel session “*Plasma Assisted Combustion*”, a promising strategy to stabilize lean flames to enhance combustion using plasma discharges was reviewed. A remarkable property is its high energy efficiency because the energy is only spent on accelerating electrons instead of heating the entire gas. Two lectures on combustion gave an introduction for newcomers to combustion fundamentals in the “*Gas Turbine Combustion Tutorial*”, and to combustion instability phenomena in “*Combustion Dynamics*”.

8. 蒸気タービン

古澤 卓^{*1}

FURUSAWA Takashi

蒸気タービンに関してパネルセッション、チュートリアルセッションを含む計6セッションが開催された。発表論文数は14件であり、3年ぶりの現地開催となったことから活発な意見交換が行われた。最終段（4件）、シール（1件）、湿り蒸気（3件）、制御弁内部流れ（2件）、急速起動（2件）、その他（2件）とバランス良く話題が提供されたものの、2017年～2020年の平均30件以上の発表論文数と比べると発表論文数は減少した。この数年の傾向と同様に商用流動解析ソフトによる大規模流動解析を設計に活用した研究、運転柔軟性向上に関する研究が多かったことが印象的であった。

1. パネルセッション・チュートリアルセッション

パネルセッションでは「The Future of Steam Turbines in a Net Zero World」と題して4名の研究機関・企業参加者からネットゼロに向けた蒸気タービンの役割について概要が紹介された。日本からは三菱重工からコーポレート目標、最新の動向などが紹介された。また、引き続いて行われた議論の中では水素社会での蒸気タービンの役割や2050 Net Zeroに向けた具体的なロードマップの必要性など多岐に渡る内容が議論され充実したものとなった。

チュートリアルセッションでは「Wet Steam」と題され、蒸気タービンにおける湿り蒸気の特徴から蒸気流動の計測およびシミュレーション、翼面の液膜挙動などに関する話題が幅広く提供された。

2. テクニカルセッション

2.1 最終段長翼等

最終段長翼に関連した話題として4件の発表があり、本セッションでは2件が発表された。低負荷運転時の最終段長翼のRotating InstabilityについてURANSを用

いてストールセルを評価した流動解析事例（GT-80368）、DESを用いて最終段とディフューザ内部の非定常流動を明らかにした事例（GT-80523）が報告された。また、Polytropic efficiencyによる評価を現在の蒸気タービンに適用した事例（GT-79398）、ラビリンズシール内部の二次元モデルおよび三次元モデルを用いて流動解析を行い、パッキングリングに働く力を評価した事例（GT-82896）が報告された。

2.2 湿り蒸気

湿り蒸気流動について非平衡凝縮流動や粗大液滴の速度非平衡モデル、翼面液膜計測について発表が行われ、日本からは三菱重工から2件、東北大学から1件の発表があった。縮小モデルタービンの実測データと非平衡・平衡凝縮を考慮した大規模流動解析結果を比較することで非平衡凝縮の影響を詳細に評価した事例（GT-80191）、光ファイバプローブ（ORP）を用いて高速気流中の大変形を伴う液膜厚さの計測に成功した事例（GT-81891）が報告された。また、オイラー・オイラー法を用いた粗大液滴挙動のシミュレーション手法の構築と実験結果との比較（GT-81246）が報告された。

2.3 運転柔軟性

低流量条件における各種機器への影響について多くの報告がなされた。2つの制御弁を通る流動について圧力損失、ストレーナー有無による評価を行った事例（GT-78969）、低流量条件の制御弁における不安定流動についてボルテックスジェネレータを用いて軸力変動の低減を評価した事例（GT-82405）が報告された。また、低流量条件における最終段近傍流動とそれに起因する現象として、最終段のRotating InstabilityのURANSによる流動解析と固有直交分解を用いた評価（GT-81921）およびフラッター解析を実施した事例（GT-82405）が報告された。急速起動に関する話題として2件（GT-78258, 82389）や欠損したブレードを想定した翼列試験（GT-80950）が報告された。蒸気タービンのセッションでも運転柔軟性に関する研究報告が多くみられた。

原稿受付 2022年7月20日

* 1 東北大学 情報科学研究科

〒980-8579 仙台市青葉区荒巻字青葉6-6-01

E-mail: takashi.furusawa.c2@tohoku.ac.jp

9. 展示

谷 直樹^{*1}
TANI Naoki

2年間のリモート開催による空白期間を経て、展示が久しぶりに復活した。展示は2日目（6月14日）の昼休みから4日目（16日）の午後までの期間となっており、例年通りの開催期間となっていた。

欧州開催ということでスポンサーではロールスロイスがプラチナスポンサーとなっているが展示はなく、他のエンジンOEMからの展示ブースも無くいささかさみしい状況ではあった。今回最も大きなブーススペースを設けていたのは、ゴールドスポンサーのCAE会社ANSYSと、表面処理のMMP Technologyであり、どちらも基盤技術関連というのが学会の出席者の層を反映している印象を受けた。

今回は84の展示ブースが設定され多くの参加者で非常ににぎわった（Fig. 1）。例年100前後の展示ブース数であったことを考えるとわずかに少なめであるが、新型コロナウイルスの影響で限られた航空輸送量（後述）となっていることを考えると十分な数といえる。展示は保守（12）、コンサルティング（11）、解析ソフトウェア（9）と言った展示が多い（カッコ内は件数）。国別ではブース数では米国が25で最多だが、そのうち4ブースがASMEのブースであり実質21ブース。英国が20ブースであり、これら2国で約半分を占めている。アジア勢では例年日本、中国、韓国が出展していたが、今回は渡航の困難もありガスタービン学会のブース1つのみとなっている。また、特徴的な点として「Holland Pavilion」と銘打ってオランダの企業を集めたコーナーが設置され、7つのブースで独特の雰囲気を出していた。また、各ブースではノベルティグッズやパンフレットの配布、実演、実機展示なども行われて、実際に動く様子を見ることでネット上の情報だけでは分からない内容を上手く見せる工夫がどのブースでもなされていた。会社によってはお菓子を配る所もあり、オランダ名物のストロープワッフルの焼きたてを配っているところも見られた。

展示会場の中には発表スペースもあり、各社30分ずつの枠で宣伝できる機会も設けられている。通常同業他社の発表を聞く機会が少ないため、大手の発表の際には競合他社で聴衆の席が一杯埋まる、という“興味深い事象”も観察された。各社とも魅力的なスライドとキャッチコピーでの魅せる発表であり、学会のセッションとは一味違う内容は学生の参加者にとっては新鮮だったので

はないだろうか。

昼食会場に展示ブースを通して進む、という過去に行われていた手法が踏襲され、初日には多くの方でにぎわった。しかし、昼休みの時間が徐々に短くなり今回は1時間半しかなく、昼休み後半にご飯にありつこうとするメニューが1種類しかない、という状況が分かっていたから展示をそっこのけで昼食会場に殺到する、という状況となってしまったのは少し残念。その代わり、展示期間中は学会終了後にレセプションが行われ、ドリンクを片手に各ブースを廻り営業（したりされたり）、グッズ集め、商談、雑談など大いに盛り上がった。特にここ2年間はこういった展示会は各国とも控えられていたようで、久しぶりのリラックスした形での展示会に皆さん笑顔が絶えない感じであった。

ガスタービン学会でも毎年ブース展示を行っており、今年はIGTC2023の集客に向けてクリアファイルにIGTCとガスタービン学会のCircular、賛助会員パンフレットを入れて皆さんに配ることとした。展示自体は、2019年のPhoenixでの開催以来久しぶりであるため、新しい取り組みはせず、既存の方針であるパンフレット入りのクリアファイル配布とポスター掲示に絞る形とした。2023年のIGTCは京都開催であり、それに合わせてクリアファイルの柄は金閣寺を選んだが、開催地のインパクトに合わせて非常に集客に力を発揮した。「このきらきら光るお寺の近くで学会やるから来てね」というのは会話の取っ付きとして非常にわかりやすく、「紅葉のきれいな時期の開催だから早めに申し込んでホテルも早く取った方がよいよ」という囲い込みもやりやすい。IGTCのパンフレットや日程確認のために足を運んでくれる方も多く、過去の多くの方の努力のおかげで国際学会として認知されてきたとの印象を強く受けた。展示では併せて、ガスタービン学会の紹介ポスターと、日本のガスタービンの歴史をまとめたポスターを掲示した。特にガスタービンの歴史ポスターについては地上用と航空用に分けて展示しており、多くの方が足を止めてみていただけたのは準備した甲斐があったと思うことが出来た。今後はガスタービン学会の英語版Webページからのダウンロードが出来るようにもする予定である。

前述した通り、新型コロナウイルスの影響で航空便の数がいまだに完全に回復していないことから、展示グッズの輸送は航空貨物便が使えない、ということが開催2か月前に判明した。船便では2か月以上かかり、到着日も不明確、ということで、展示に間に合わない可能性が出てきた。総量としては20キロ程度の荷物であり、しかるべき手続

原稿受付 2022年7月15日

*1 (株)IHI 航空・宇宙・防衛事業領域
技術開発センター 要素技術部 システム基盤グループ
〒196-8686 昭島市拝島町3975番地18

きをして手荷物として運ぶという手段もあったが、自身の荷物と合わせてトランク2つ分の輸送は無理があり、結局学会に出席される皆さんで輸送に賛同していただく方を募り、手分けして運んでいただく形となってしまった。皆様の支援の甲斐もあり、結果的に190部運ぶことができるようになり、輸送していただいた皆様に感謝する次第である。結果的に運んだパンフレット類は最終日の昼にはすべて配り終えることが出来、丁度良い部数であった。

展示最終日の昼休みには、Closing CeremonyとTurboExpo2023のキックオフが展示会場内で行われ、2023年、米国のBostonでの再会を約して終了した。



Fig. 1 Exhibit hall and attendees (courtesy of ASME)

10. 統計資料

学会誌編集委員会 Journal Editorial Committee

本年に採択された技術論文件数および過去5年間に発表された技術論文件数をFig. 1～Fig. 14に示す。各分野における論文件数の変動の分析等にお役立ていただけると幸甚に存じる。なお、図中の数値は、基本的に本年分についてはOnline Conference Papersに収録

されている論文、過去5年分についてはASME Digital Collection (<https://asmedigitalcollection.asme.org/GT>)に収録されている論文を集計したものであり、各図における論文件数の集計対象セッションはTable 1に示す通りである。

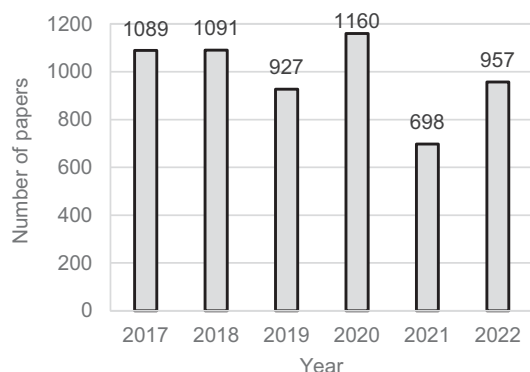


Fig. 1 All Technical Sessions

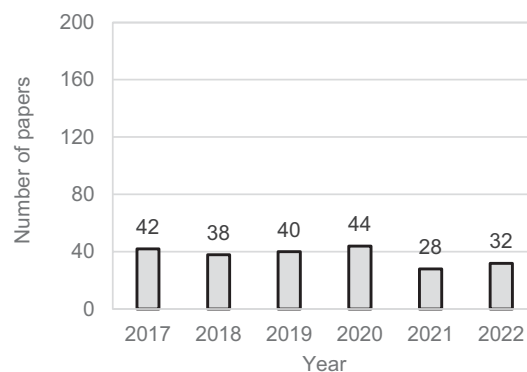


Fig. 4 Small Gas Turbine and Ceramics

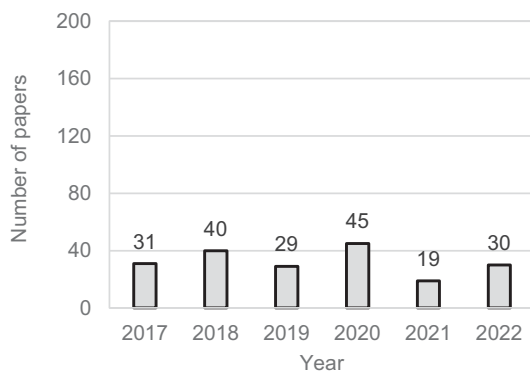


Fig. 2 Aircraft Engine

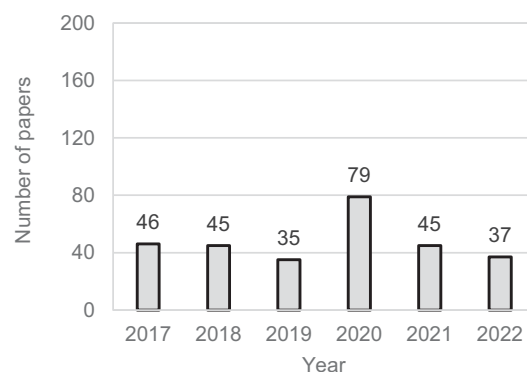


Fig. 5 Turbomachinery (Axial Flow Fan & Compressor)

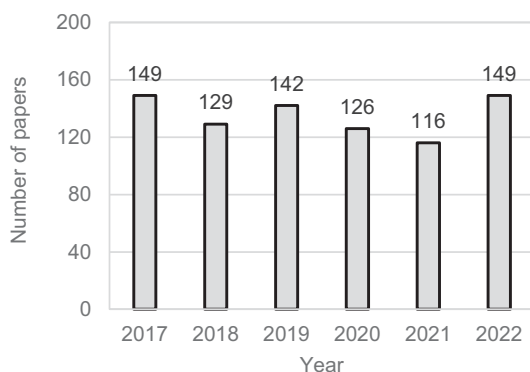


Fig. 3 Industrial Gas Turbine

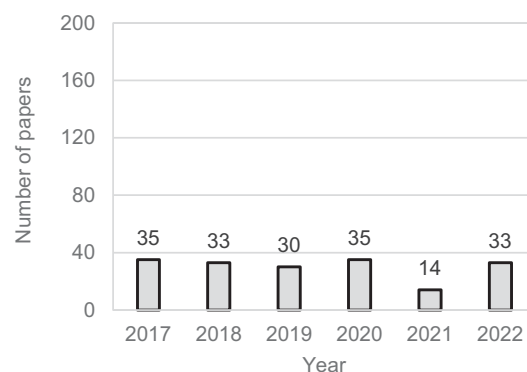


Fig. 6 Turbomachinery (Axial Flow Turbine)

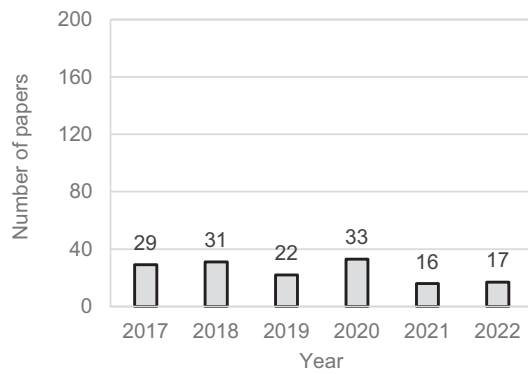


Fig. 7 Turbomachinery (Radial Turbomachinery)

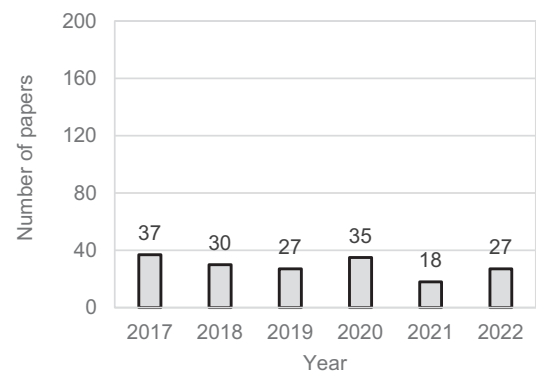


Fig. 11 Controls and Diagnostics

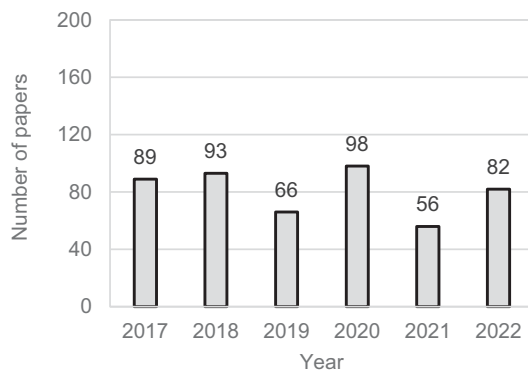


Fig. 8 Turbomachinery (Unsteady Flow and Computational Fluid Dynamics)

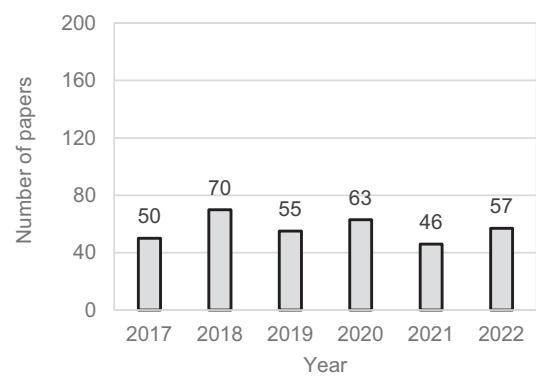


Fig. 12 Material, Structure and Manufacturing Process

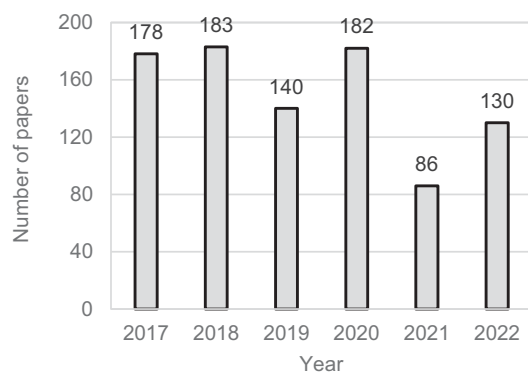


Fig. 9 Heat Transfer

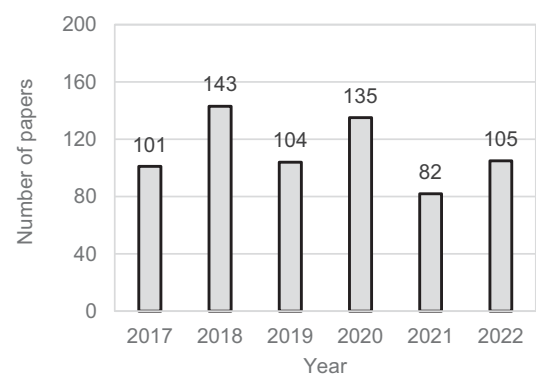


Fig. 13 Rotordynamics and Bearings

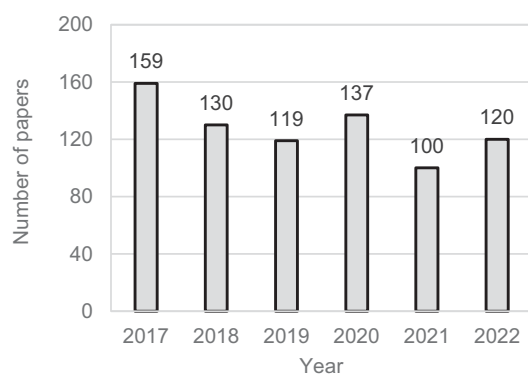


Fig. 10 Combustion and Fuels

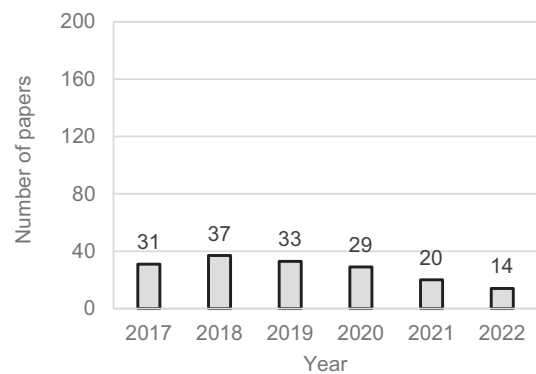


Fig. 14 Steam Turbine

Table 1

図番号	集計対象セッション
1	全テクニカルセッション
2	Aircraft Engine Committeeが主催したテクニカルセッション
3	Coal, Biomass, Hydrogen & Alternative Fuels Committee, Cycle Innovations Committee, Electric Power Committee, Industrial & Cogeneration Committee, Marine Committee, Oil & Gas Applications Committee, Organic Rankine Cycle Power Systems CommitteeおよびSupercritical CO ₂ Committeeが主催したテクニカルセッション
4	Microturbines, Turbochargers & Small Turbomachines CommitteeおよびCeramics Committeeが主催したテクニカルセッション
5	Turbomachinery Committeeが主催した「軸流ファン・圧縮機」に関するテクニカルセッション：Axial Flow Fan & Compressor Aerodynamics
6	Turbomachinery Committeeが主催した「軸流タービン」に関するテクニカルセッション：Axial Flow Turbine Aerodynamics
7	Turbomachinery Committeeが主催した「遠心圧縮機・ラジアルタービン」に関するテクニカルセッション：Radial Turbomachinery Aerodynamics
8	Turbomachinery Committeeが主催した「設計手法とCFDモデリング」および「非定常流れ」に関するテクニカルセッション：Design Methods and CFD Modeling for Turbomachinery / Unsteady Flows in Turbomachinery
9	Heat Transfer Committeeが主催したテクニカルセッション
10	Combustion, Fuels & Emissions Committeeが主催したテクニカルセッション
11	Controls, Diagnostics & Instrumentation Committeeが主催したテクニカルセッション
12	Manufacturing Materials & Metallurgy Committeeが主催したテクニカルセッションおよびStructures & Dynamics Committeeが主催した「エマージング手法」、「疲労、破壊と寿命予測」および「確率論手法」に関するテクニカルセッション：Emerging Methods in Engineering Design, Analysis, and Additive Manufacturing / Fatigue, Fracture and Life Prediction / Probabilistic Methods
13	Structures & Dynamics Committeeが主催した「ロータダイナミクス」、「構造力学と振動」、「軸受とシールの動力学」および「空力励振と減衰」に関するテクニカルセッション：Rotor dynamics / Structural Mechanics and Vibration / Bearing and Seal Dynamics / Aerodynamics Excitation and Damping
14	Steam Turbine Committeeが主催したテクニカルセッション

2021年ガスタービン及び過給機生産統計

ガスタービン統計作成委員会

ガスタービン統計作成委員会は、2021年1月から12月におけるガスタービン及び過給機を生産状況を調査・集計して生産統計資料を作成いたしましたので、ここにご報告申し上げます。

陸船用ガスタービンは14社、航空用ガスタービンは3社、過給機は8社に統計データの提供をご依頼し、ご提供いただいた範囲で生産統計資料として集計いたしました。なお、過給機はすべて排気タービン方式のターボチャージャーであり、機械駆動によるものは含まれておりません。資料提供にご協力いただいた関係各社に対し、この場をお借りして厚く御礼申し上げます。

I. 概要

1. 2021年陸船用ガスタービン生産統計概要

表1 出荷年次別

	Class	小型		中型		大型		総計	
		Small		Medium		Large		G.Total	
2020年	台数計(台)	37		125		19		181	
	出力計(MW)	15		343		3,593		3,951	
2021年	台数計(台)	53		157		18		228	
	出力計(MW)	23		514		4,860		5,397	
vs 前年 増減 (数値/率)	台数計(台)	16	43%	32	26%	▲1	▲5%	48	26%
	出力計(MW)	8	53%	171	50%	1,267	35%	1,446	37%

出荷年次別で見ると前年に対し21年度は小型、中型は台数、出力とも増え、大型は台数ベースは若干減であったが出力ベースでは増えた。総じて好調な伸びが確認出来た。

(総計で台数：26%増、出力37%増)

表2 用途別生産台数及び出力(kW)

区分		全出力				
用途	コード	台数	増減率	出力(kW)	増減率	
ベースロード 発電用	BL	2020年	39		3,589,495	
		2021年	43		4,822,102	
		vs 前年増減	4	10%	1,232,607	34%
非常用発電用	EM	2020年	135		273,522	
		2021年	174		474,302	
		vs 前年増減	39	29%	200,780	73%
艦船用	MM	2020年	2		80,000	
		2021年	2		80,000	
		vs 前年増減	0	0%	0	0%
実験用	XP	2020年	1		45	
		2021年	0		0	
		vs 前年増減	▲1	▲100%	▲45	▲100%
その他	MC	2020年	4		7,598	
		2021年	9		20,405	
		vs 前年増減	5	125%	12,807	169%
合計		2020年	181	0	3,950,660	0
		2021年	228	0	5,396,809	0
		vs 前年増減	47	26%	1,446,149	37%

用途別で見ると前年同様、台数ベースでは非常用発電用が多く全体の8割弱を占め、出力ベースではベースロード発電用が9割を占める。全体的な構成傾向は概ね変わっていない。

(20年度、21年度共に実績の無かったピークロード発電用、商船用、石油化学プロセス用、その他プロセス用、空調用は表上では非表示とした。)

注：文中の前年との差異や増加率などの出力に関する数値は、後に示す数表に基づきkW単位で算出している。

表3 燃料別生産台数及び出力 (kW)

区分				全出力			
用途		コード		台数	増減率	出力 (kW)	増減率
ガス燃料	液化天然ガス	LNG	20年度	3		67,070	
			21年度	6		1,352,900	
			vs 前年増減	3	100%	1,285,830	1.917%
	天然ガス	GNG	20年度	12		2,935,030	
			21年度	10		3,081,600	
			vs 前年増減	▲2	▲17%	146,570	5%
	液化石油ガス	LPG	20年度	0		0	
			21年度	1		34,150	
			vs 前年増減	1		34,150	
	都市ガス	GTW	20年度	14		48,112	
			21年度	5		4,902	
			vs 前年増減	▲9	▲64%	▲43,210	▲90%
ガス燃料 小計		2020年	29		3,050,212		
		2021年	22		4,473,552		
			vs 前年増減	▲7%	▲24%	1,423,340	47%
液体燃料	灯油	T	2020年	30		81,633	
			2021年	35		81,139	
			vs 前年増減	5	17%	▲494	▲1%
	軽油	K	2020年	28		168,674	
			2021年	36		174,433	
			vs 前年増減	8	29%	5,759	3%
	重油 1 種	H1	2020年	90		123,801	
			2021年	133		336,285	
			vs 前年増減	43	48%	212,484	172%
			液体燃料 小計			2020年	148
			2021年	204	591,857		
			vs 前年増減	56	38%	217,749	58%
その他	MF	2020年	4		526,340		
		2021年	2		331,400		
		vs 前年増減	▲2	▲50%	▲194,940	▲37%	
合計			2020年	181		3,950,660	
			2021年	228		5,396,809	
			vs 前年増減	47	26%	1,446,149	37%

燃料別に見ると前年同様、台数ベースでは液体燃料の比率が高く全体の9割を占め、出力ベースではガス燃料が高く8割強を占める。更に燃料タイプの中で見るとガス燃料の中では天然ガスが台数、出力共に高く、LNGがこれに続く。液体燃料の中では重油1種が台数、出力とも高く、軽油、灯油がこれに続く。特に重油1種の前年対比の伸びが3倍弱の伸びとなっている事が特筆される。(20年度、21年度共に実績の無かった石油プラントオフガス、石炭(ガス化)ガス、プロセスガス、高炉ガス、石炭は表上では非表示とした。)

表4 地域別生産台数及び出力 (kW)

区分			全出力			
用途			台数	増減率	出力 (kW)	増減率
国内向け	北海道	2020年	6		6,900	
		2021年	3		2,300	
		vs 前年増減	▲3	▲50%	▲4,600	▲67%
	東北	2020年	8		14,560	
		2021年	8		4,339	
		vs 前年増減	0	0%	▲10,221	▲70%
	関東	2020年	73		158,902	
		2021年	66		163,119	
		vs 前年増減	▲7	▲10%	4,217	3%
	中部	2020年	20		30,755	
		2021年	33		45,281	
		vs 前年増減	13	65%	14,526	47%
	近畿	2020年	19		41,855	
		2021年	42		184,100	
		vs 前年増減	23	121%	142,245	340%
	中国	2020年	6		7,844	
		2021年	10		44,580	
		vs 前年増減	4	67%	36,736	468%
	四国	2020年	1		2,000	
		2021年	5		125,400	
		vs 前年増減	4	400%	123,400	6,170%
	九州	2020年	10		8,806	
		2021年	16		19,590	
		vs 前年増減	6	60%	10,784	122%
	沖縄	2020年	0		0	
		2021年	6		10,400	
		vs 前年増減	6		10,400	
	艦艇用	2020年	2		80,000	
		2021年	2		80,000	
		vs 前年増減	0	0%	0	0%
	その他	2020年	3		6,618	
		2021年	9		1,240,255	
		vs 前年増減	6	200%	1,233,637	18,641%
国内向け小計	2020年	148		358,240		
	2021年	200		1,919,364		
	vs 前年増減	52	35%	1,561,124	436%	
輸出向け	アジア	2020年	30		3,166,020	
		2021年	22		1,705,600	
		vs 前年増減	▲8	▲27%	▲1,460,420	▲46%
	大洋州	2020年	1		144,000	
		2021年	0		0	
		vs 前年増減	▲1	▲100%	▲144,000	▲100%
	欧州	2020年	2		282,400	
		2021年	3		288,045	
		vs 前年増減	1	50%	5,645	2%
	中東	2020年	0		0	
		2021年	3		1,483,800	
		vs 前年増減	3		1,483,800	
	輸出向け小計	2020年	33		3,592,420	
		2021年	28		3,477,445	
		vs 前年増減	▲5	▲15%	▲114,975	▲3%
合計	2020年	181		3,950,660		
	2021年	228		5,396,809		
	vs 前年増減	47	26%	1,446,149	37%	

地域別では台数ベースでは国内向けが多く、出力ベースでは輸出向けが多い傾向が継続している。21年度は台数では国内：88%，輸出：12%，出力では国内：36%，輸

出：64%の比率であった。国内向けは一部地域を除いて増加傾向にあり、特に四国エリアは顕著な伸びを示した。輸出の中ではアジア向けが多いが21年度は前年に対して大きく数字を落とす結果となった。(20年度、21年度共に実績の無かったロシア・NIS、アフリカ、非公表は表上では非表示とした。)

表5 被駆動機械別生産台数及び出力(kW)

被駆動機械	コード	全出力			
		台数	増減率	出力(kW)	増減率
発電機	G	2020年	178	3,869,680	
		2021年	223	5,305,559	
		vs 前年増減	45	25%	1,435,879 37%
水ポンプ	W	2020年	1	980	
		2021年	3	11,250	
		vs 前年増減	2	200%	10,270 1,048%
推進機又は回転翼	PRR	2020年	2	80,000	
		2021年	2	80,000	
		vs 前年増減	0	0%	0 0%
合計		2020年	181	3,950,660	
		2021年	228	5,396,809	
		vs 前年増減	47	26%	1,446,149 37%

被駆動機械別では前年同様、発電機が全体の98%を占める。

(20年度、21年度共に実績の無かった動力計、その他圧縮機は表上では非表示とした。)

表6 出力区分別生産台数及び出力(kW)

被駆動機械	出力区分(kW)	全出力			
		台数	増減率	出力(kW)	増減率
小型 0 ~ 735kW	0 ~ 146	2020年	2	90	
		2021年	2	102	
		vs 前年増減	0	0	12 13%
	147 ~ 367	2020年	12	3,031	
		2021年	12	3,273	
		vs 前年増減	0	0	242 8%
	368 ~ 735	2020年	23	11,762	
		2021年	39	19,436	
		vs 前年増減	16	70%	7,674 65%
	小計	2020年	37	14,883	
		2021年	53	22,811	
		vs 前年増減	16	43%	7,928 53%
中型 736 ~ 22,064kW	736 ~ 4,412	2020年	99	171,317	
		2021年	116	221,938	
		vs 前年増減	17	17%	50,621 30%
	4,413 ~ 10,296	2020年	23	124,040	
		2021年	34	182,610	
		vs 前年増減	11	48%	58,570 47%
	10,297 ~ 16,180	2020年	2	28,000	
		2021年	3	32,400	
		vs 前年増減	1	50%	4,400 16%
	16,181 ~ 22,064	2020年	1	19,200	
		2021年	4	76,800	
		vs 前年増減	3	300%	57,600 300%
	小計	2020年	125	342,557	
		2021年	157	513,748	
		vs 前年増減	32	26%	171,191 50%

			台数	増減率	出力 (kW)	増減率
被駆動機械	出力区分(kW)					
大型 22,065kW ～	22,065 ～ 44,129	2020年	8		274,780	
		2021年	7		272,950	
		vs 前年増減	▲1	▲13%	▲1,830	▲1%
	44,130 ～	2020年	11		3,318,440	
		2021年	11		4,587,300	
		vs 前年増減	0	0%	1,268,860	38%
	小計	2020年	19		3,593,220	
		2021年	18		4,860,250	
		vs 前年増減	▲1	▲5%	1,267,030	35%
合計		2020年	181		3,950,660	
		2021年	228		5,396,809	
		vs 前年増減	47	26%	1,446,149	37%

出力区分別では台数ベースでは中型が全体の7割を占め、出力ベースでは大型が全体の9割超を占める。

総括：紙面の都合上、表2～表5において小型、中型、大型の台数、出力値は非表示としているが、全体像として読み取れるのはGTは総じて発電用途で使われることが多く、大型はベースロード用発電に使われ、主にガス燃料を使用している。一方、小型、中型は非常用発電用に使われ、主に重油等の液体燃料を使用している。又20年度は落ち込みの大きかった19年度対比でGT生産数が僅かに上昇に転じたが、21年度は比較的大きな伸びを見せ市場の復調を感じさせる結果となった。増加の中身を見てみると停滞する輸出用の微減を旺盛な国内需要の伸びが完全に上回り全体としての伸びを実現した。

2. 2021年航空用ガスタービン生産統計概要

- (1) ターボジェットエンジン／ターボファンエンジンの新規製造状況については、昨年と同様にP-1固定翼哨戒機用のF7-10のみであり、製造台数は昨年の21台から15台減の6台であった。その他に国内で開発されたターボファンエンジンとして、HondaJetに搭載されているHF120があり、2014年に米国連邦航空局(FAA)の型式承認を取得し、2015年に出荷が開始されている。HF120エンジンは米国GEホンダ・エアロ・エンジンズ社製であり、米国内で製造されているため、本統計には含まれていない。(表13、図8参照)
- (2) 前年同様にターボプロップエンジンの新規製造は無く、ターボシャフトエンジンの新規製造状況はT700のみとなり、製造台数は昨年の14台から5台減の9台であった。(表14、図9参照)
- (3) 民間航空機用エンジン向けモジュールの新規製造状況については、2017年から2019年までの3年は毎年約3割増を記録する等増加傾向にあったが、2020年からコロナ禍により減少、今年は昨年の2,468台から229台減少し、2,239台となった。(図10参照)
- (4) 日本の航空用ガスタービン生産全体の動向としては、近年防衛省向けエンジンは製造台数にあまり変化はないが、戦闘機用エンジン「XF9-1」が研究試作されている。防衛装備庁が令和元年9月から10月に飛行状態を模擬した条件下で各種の性能確認を実施、令和2年

7月に制御機能等を確認するために必要なデータ取得を完了している⁽¹⁾。一方民間航空機用エンジン向けモジュールの製造台数については、コロナ前までの世界的な航空機需要の増加⁽²⁾に伴い、Trent1000、GE_{9x}、新機種TrentXWB、PW1100G-JMのモジュール製造、部品製造が本格化、更にビジネスジェット機であるGlobal7500に搭載されているPassport 20（2018年12月に就航）が量産された。コロナ禍により、今後数年は落ち込みが見られるものの、次世代大型民間輸送機B777Xシリーズに搭載予定のGE9X（2020年9月にエンジン型式承認を取得）等、新機種エンジンの国際共同開発が行われている状況⁽²⁾や、2024年には旅客需要が2019年水準を超えて回復すると予想されている⁽³⁾ことから、中長期的には今後も民間航空機用エンジン関連の占める割合が増加する傾向は続くと思われる。

出典(1)：防衛省ホームページ <https://www.mod.go.jp/atla/kousouken.html>

出典(2)：一般社団法人 日本航空宇宙工業会「令和4年版 日本の航空宇宙工業」

出典(3)：一般財団法人 日本航空機開発協会「民間航空機に関する市場予測 2022-2041」

Ⅱ. 統計

1. 陸船用ガスタービン

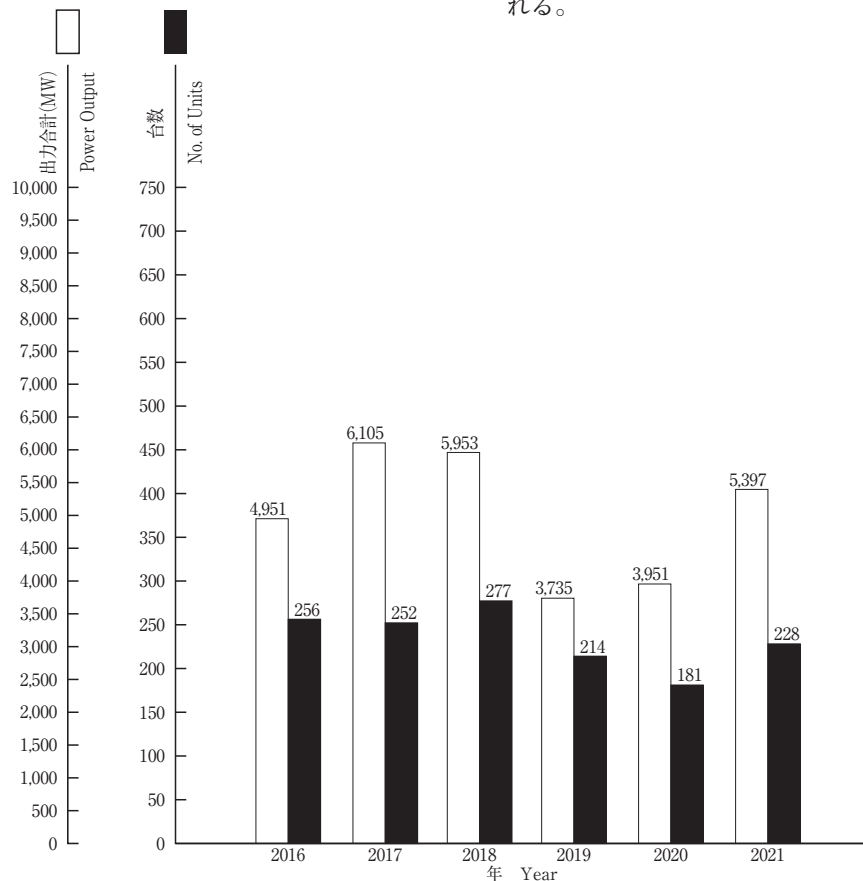


図1 陸船用ガスタービン

3. 2021年過給機生産統計概要

- (1) 生産台数（表15）については、主に自動車向けに使用される圧縮機翼車外径100mm以下のClass1過給機が生産台数は2010年以降増加を続ける世界自動車生産台数を背景に増加傾向を保っており、前年比29%増の約636万台となった。主に建設機械、陸上発電設備、小型船舶用機関等向けに使用される圧縮機翼車外径101mm～200mmのClass2過給機が生産台数は2019年下半年から続く建設機械生産台数の低迷およびCOVID19の影響から回復し、前年比69.4%増の約1.36万台となった。主に船舶用機関向けに使用される圧縮機翼車外径201mm以上のClass3以上の過給機については、Class6、Class9は増加しているものの、Class3、Class4、Class5、Class7、Class8においてはそれぞれ約25%、4%、23%、29%、55%減となっており、総じて前年度比約18%減の1494台となった。2017年以降減少傾向にあったが、COVID19の影響も落ち着きつつあるせいか、2021年総生産台数は増加に転じている。
- (2) 生産型式数（表16）について、2021年は前年比8型式減の67型式（全Class含む）であった。これはますます厳しくなる環境汚染物質に対する規制に対応するため、従来型エンジンに搭載する旧過給機型式の淘汰が継続して進んでいるものと考えられる。環境対応の新型エンジンに対応した新過給機型式の投入も進んでいるが、今後も各種規制に対応した高度な環境技術を持つ過給機のラインアップが増えてくるものと考えられる。

表7 2021年用途別生産台数及び出力 (kW)

区分 Size		小型 Small Unit ～735kW	中型 Medium Unit 736～22,064kW	大型 Large Unit 22,065kW～	全 出 力 Total	
用 途 Application	コード Code	台数 Units	出 力 Output (kW)	台数 Units	出 力 Output (kW)	台数 Units
ベースロード発電用 Generator Drive for Base Load	BL	11	3,652	16	38,200	16
ピークロード発電用 Generator Drive for Peak Load	PL	0	0	0	0	0
非 常 用 発 電 用 Generator Drive for Emergency	EM	40	17,946	134	456,356	0
商 船 用 Merchant Marine	M	0	0	0	0	0
艦 艇 用 Military Marine	MM	0	0	0	0	2
石油化学プロセス用 Oil Refinery and Chemical Process	OR	0	0	0	0	0
その他のプロセス用 Miscellaneous Chemical Process	PR	0	0	0	0	0
実 験 用 Experimental	XP	0	0	0	0	0
空 調 用 Air Conditioning	ACD	0	0	0	0	0
そ の 他 Miscellaneous	MC	2	1,213	7	19,192	0
合 計 Total		53	22,811	157	513,748	18
						4,860,250
						228
						5,396,809

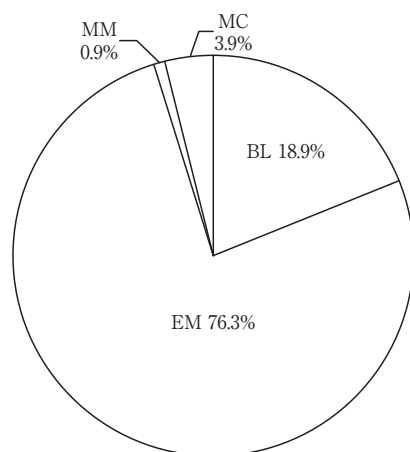


図2 2021年用途別生産台数割合 (%)

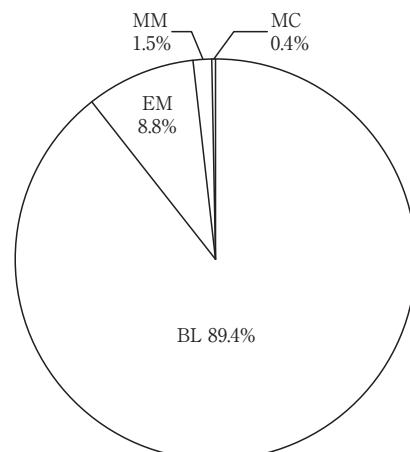


図3 2021年用途別出力割合 (%)

表8 2021年燃料別生産台数及び出力 (kW)

区分		Size	小型 Small Unit ~735kW	中型 Medium Unit 736~22,064kW	大型 Large Unit 22,065kW~	全出力 Total	
燃料種類 Kind of Fuel	コード Code	台数 Units	出力 Output (kW)	台数 Units	出力 Output (kW)	台数 Units	出力 Output (kW)
ガス燃料 Gaseous Fuel	液化天然ガス Liquefied Natural Gas	LNG	0	0	0	6	1,352,900
	天然ガス Natural Gas	GNG	0	0	3	7	3,061,800
	液化石油ガス	LPG	0	0	0	0	0
	石油プラントオフガス	GOG	0	0	0	1	34,150
	石炭（ガス化）ガス	GCG	0	0	0	0	0
	プロセスガス	GRF	0	0	0	0	0
	都市ガス Town Gas	GTW	2	102	3	0	5
	高炉ガス Blast Furnace Gas	BFG	0	0	0	0	0
	ガス燃料 小計 Sub Total		2	102	6	14	4,448,850
液体燃料 Liquid Fuel	灯油 Kerosene	T	14	6,183	21	0	35
	軽油 Gas Oil	K	7	3,233	27	2	36
	重油1種 Heavy Oil No.1	H1	30	13,293	103	0	133
	液体燃料 小計 Sub Total		51	22,709	151	2	204
その他 Miscellaneous Fuel	石炭	CB	0	0	0	0	0
	固体燃料 小計 Sub Total		0	0	0	0	0
合計 Total			53	22,811	157	18	5,396,809

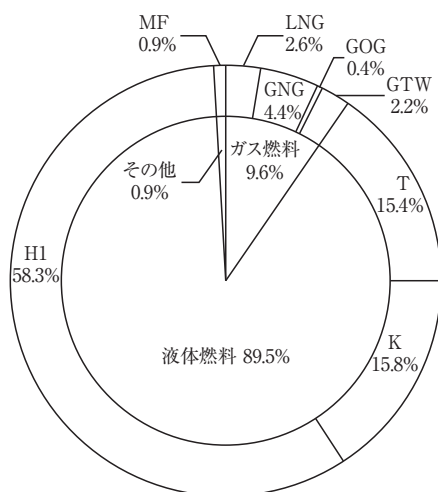


図4 2021年燃料別生産台数割合 (%)

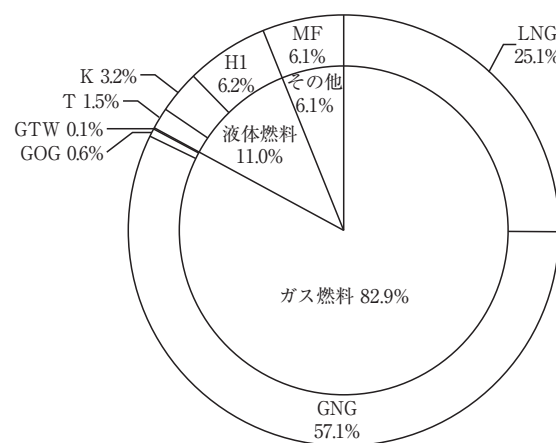


図5 2021年燃料別出力割合 (%)

表9 2021年地域別納入台数及び出力 (kW)

地域 Location		区分	Size	小型 Small Unit ~735kW	中型 Medium Unit 736~22,064kW	大型 Large Unit 22,065kW~	全出力 Total	
		台数 Units	出力 Output (kW)	台数 Units	出力 Output (kW)	台数 Units	出力 Output (kW)	台数 Units
国内向け Domestic Use	北海道 Hokkaido	1	300	2	2,000	0	0	3
	東北 Tohoku	6	2,539	2	1,800	0	0	8
	関東 Kanto	15	6,953	51	156,166	0	0	66
	中部 Chubu	9	4,041	24	41,240	0	0	33
	近畿 Kinki	2	1,100	40	183,000	0	0	42
	中国 Chugoku	5	1,830	4	8,600	1	34,150	10
	四国 Shikoku	0	0	2	3,600	3	121,800	5
	九州 Kyushu	9	3,190	7	16,400	0	0	16
	沖縄 Okinawa	3	1,600	3	8,800	0	0	6
	艦艇用 Military Marine	0	0	0	0	2	80,000	2
	その他 Miscellaneous	2	1,213	4	7,942	3	1,231,100	9
国内向け 小計 Sub Total		52	22,766	139	429,548	9	1,467,050	200
輸出向け For Export	北米 North America	0	0	0	0	0	0	0
	中南米 South Central America	0	0	0	0	0	0	0
	アジア Asia	0	0	18	84,200	4	1,621,400	22
	大洋州 Oceania	0	0	0	0	0	0	0
	欧州 Europe	1	45	0	0	2	288,000	3
	ロシア・NIS諸国 Russia・NIS	0	0	0	0	0	0	0
	中東 Middle East	0	0	0	0	3	1,483,800	3
	アフリカ Africa	0	0	0	0	0	0	0
	非公表	0	0	0	0	0	0	0
輸出向け 小計 Sub Total		1	45	18	84,200	9	3,393,200	28
合 計 Total		53	22,811	157	513,748	18	4,860,250	228

表10 2021年被駆動機械別生産台数及び出力 (kW)

区分 Size		小型 Small Unit ～735kW	中型 Medium Unit 736～22,064kW	大型 Large Unit 22,065kW～	全出力 Total	
被駆動機械 Driven Machinery	コード Code	台数 Units	出力 Output (kW)	台数 Units	出力 Output (kW)	台数 Units
発電機 Electric Generator	G	53	22,811	154	502,498	16
水ポンプ Water Pump	W	0	0	3	11,250	0
推進機または回転翼	PRR	0	0	0	0	2
動力計	DM	0	0	0	0	0
その他圧縮機	GC	0	0	0	0	0
合 計 Total		53	22,811	157	513,748	18
						4,860,250
						228
						5,396,809

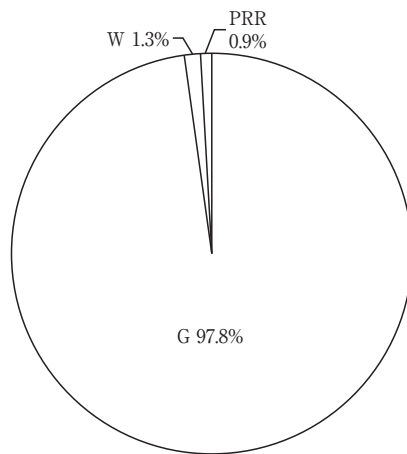


図6 2021年被駆動機械別生産台数割合 (%)

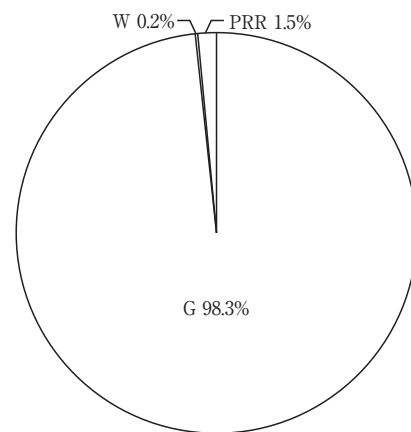


図7 2021年被駆動機械別出力割合 (%)

表11 2021年出力区分別生産台数及び出力 (kW)

出力区分 (kW) Units Output		台数 Units	出力 Output (kW)
小 型 Small Unit 0～735kW	0～146	2	102
	147～367	12	3,273
	368～735	39	19,436
	小計 Sub Total	53	22,811
中 型 Medium Unit 736～22,064kW	736～4,412	116	221,938
	4,413～10,296	34	182,610
	10,297～16,180	3	32,400
	16,181～22,064	4	76,800
	小計 Sub Total	157	513,748
大 型 Large Unit 22,065kW～	22,065～44,129	7	272,950
	44,130～	11	4,587,300
	小計 Sub Total	18	4,860,250
合 計 Total		228	5,396,809

表12 2021年発電用ガスタービン用途別生産台数及び出力 (kW)

区分 Size			小型 Small Unit ~735kW		中型 Medium Unit 736~22,064kW		大型 Large Unit 22,065kW~		全 出 力 Total	
用 途 Application	コード Code		台数 Units	出 力 Output (kW)	台数 Units	出 力 Output (kW)	台数 Units	出 力 Output (kW)	台数 Units	出 力 Output (kW)
国内事業用	ベースロード発電用	BL	0	0	0	0	5	1,315,900	5	1,315,900
	ピークロード発電用	PL	0	0	0	0	0	0	0	0
	非常用発電用	EM	0	0	0	0	0	0	0	0
	試験用	XP	0	0	0	0	0	0	0	0
	その他	MC	0	0	0	0	0	0	0	0
Domestic/Public Use 国内事業用 小 計 Sub Total			0	0	0	0	5	1,315,900	5	1,315,900
国内自家用	ベースロード発電用	BL	10	3,607	15	30,400	2	71,150	27	105,157
	ピークロード発電用	PL	0	0	0	0	0	0	0	0
	非常用発電用	EM	40	17,946	118	380,956	0	0	158	398,902
	試験用	XP	0	0	0	0	0	0	0	0
	艦艇用	MM	0	0	0	0	0	0	0	0
	その他	MC	0	0	3	11,250	0	0	3	11,250
Domestic/Private Use 国内自家用 小 計 Sub Total			50	21,553	136	422,606	2	71,150	188	515,309
国内合計 Domestic Use Total			50	21,553	136	422,606	7	1,387,050	193	1,831,209
輸出事業用	ベースロード発電用	BL	0	0	0	0	7	3,061,800	7	3,061,800
	ピークロード発電用	PL	0	0	0	0	0	0	0	0
	非常用発電用	EM	0	0	0	0	0	0	0	0
	試験用	XP	0	0	0	0	0	0	0	0
	艦艇用	MM	0	0	0	0	0	0	0	0
	その他	MC	0	0	0	0	0	0	0	0
For Export/Public Use 輸出事業用 小 計 Sub Total			0	0	0	0	7	3,061,800	7	3,061,800
輸出自家用	ベースロード発電用	BL	1	45	1	7,800	2	331,400	4	339,245
	ピークロード発電用	PL	0	0	0	0	0	0	0	0
	非常用発電用	EM	0	0	16	75,400	0	0	16	75,400
	試験用	XP	0	0	0	0	0	0	0	0
	艦艇用	MM	0	0	0	0	0	0	0	0
	その他	MC	0	0	0	0	0	0	0	0
For Export/Private Use 輸出自家用 小 計 Sub Total			1	45	17	83,200	2	331,400	20	414,645
輸出合計 For Export Total			1	45	17	83,200	9	3,393,200	27	3,476,445
事業用	ベースロード発電用	BL	0	0	0	0	12	4,377,700	12	4,377,700
	ピークロード発電用	PL	0	0	0	0	0	0	0	0
	非常用発電用	EM	0	0	0	0	0	0	0	0
	試験用	XP	0	0	0	0	0	0	0	0
	艦艇用	MM	0	0	0	0	0	0	0	0
	その他	MC	0	0	0	0	0	0	0	0
Public Use 事業用 合 計 Total			0	0	0	0	12	4,377,700	12	4,377,700
自家用	ベースロード発電用	BL	11	3,652	16	38,200	4	402,550	31	444,402
	ピークロード発電用	PL	0	0	0	0	0	0	0	0
	非常用発電用	EM	40	17,946	134	456,356	0	0	174	474,302
	試験用	XP	0	0	0	0	0	0	0	0
	艦艇用	MM	0	0	0	0	0	0	0	0
	その他	MC	0	0	3	11,250	0	0	3	11,250
Private Use 自家用 合 計 Total			51	21,598	153	505,806	4	402,550	208	929,954
総 計 Grand Total			51	21,598	153	505,806	16	4,780,250	220	5,307,654

Note : Code Explanation BL : for Base Load PL : for Peak Load EM : for Emergency

2. 航空用ガスタービン

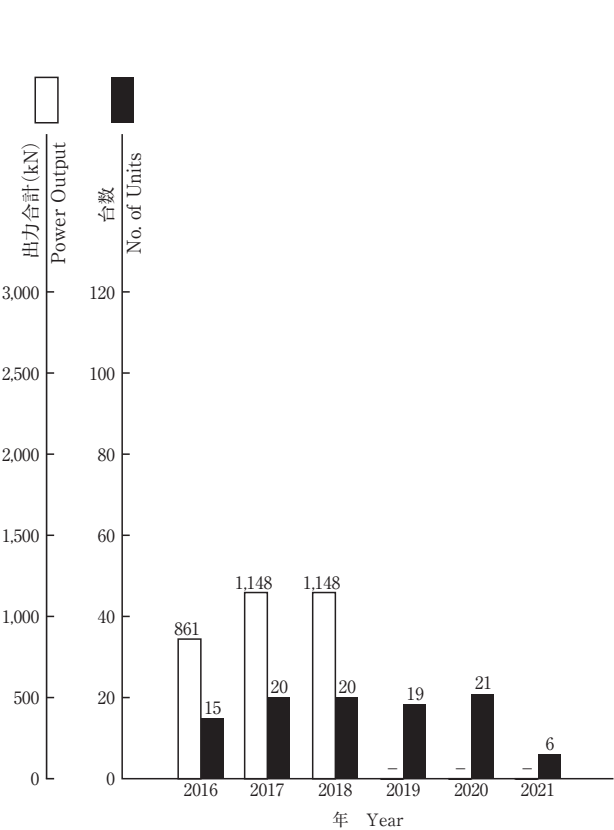


図8 ターボジェットエンジン／ターボファンエンジン

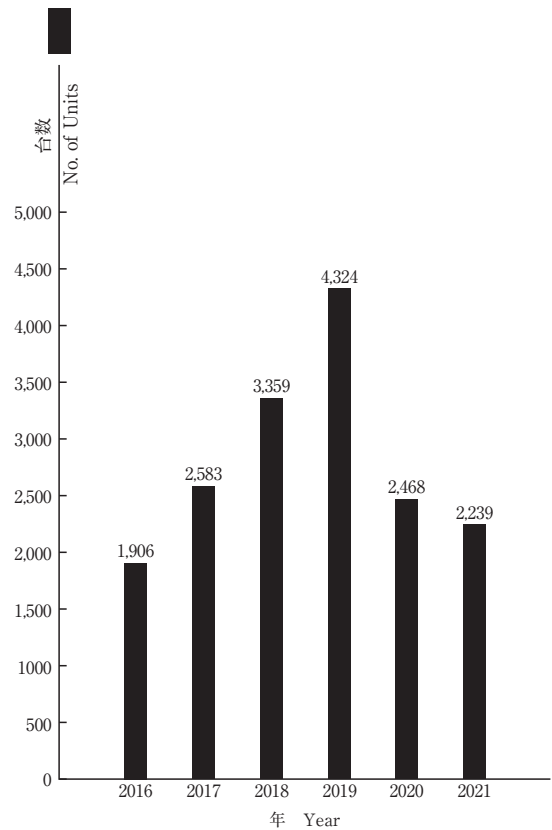


図10 民間航空エンジン用モジュール

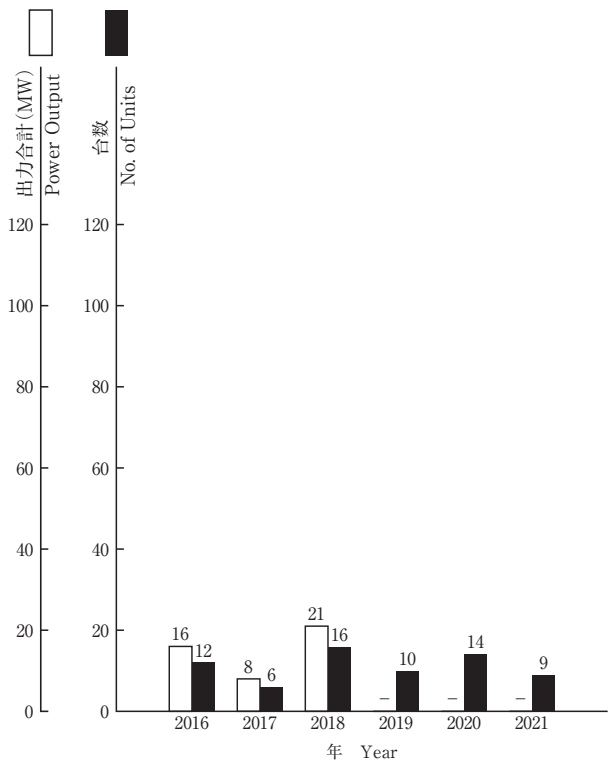


図9 ターボシャフトエンジン／ターボプロップエンジン

表13 2021年ターボジェットエンジン／ターボファン・エンジン
生産台数及びスラスト合計 (kN)

生産台数 Number of Units	6	スラスト合計*1 Thrust	-
-------------------------	---	--------------------	---

※1 海面上静止常用スラスト
Normal Thrust at Sea Level Static Condition

表14 2021年ターボシャフトエンジン／ターボプロップ・エンジン
生産台数及び出力 (kW)

区 分 Size	0～735kW		736kW～		全出力	
用 途 Application	台数 Units	出力*2 Output (kW)	台数 Units	出力*2 Output (kW)	台数 Units	出力*2 Output (kW)
固定翼機 Fixed Wing Aircraft	0	0	0	0	0	0
ヘリコプタ用 Helicopter	9	-	0	0	9	-
補助機関駆動用 Aux. Drive Units	0	0	0	0	0	0
合 計 Total	9	-	0	0	9	-

※2 海面上静止常用出力
Normal Output at Sea Level Static Condition

3. 過給機

表15 クラス別の年間生産台数

区 分	Size	2016年	2017年	2018年	2019年	2020年	2021年
Class	圧縮機翼車外径(mm) Outside Diameter of Compressor Impeller						
Class 1	0～ 100	約441万	約462万	約518万	約583万	約492万	約636万
Class 2	101～ 200	34,041	39,008	37,067	17,867	8,012	13,574
Class 3	201～ 300	951	897	1,005	1,154	1,009	760
Class 4	301～ 400	196	164	172	165	200	192
Class 5	401～ 500	299	239	181	216	233	180
Class 6	501～ 600	233	173	196	213	174	176
Class 7	601～ 700	148	88	85	100	112	79
Class 8	701～ 800	22	38	47	44	55	25
Class 9	801～ 900	25	44	10	36	49	82
Class 10	901～1000	0	0	0	0	0	0
Class 11	1001～	0	0	0	0	0	0
合計 Total ^{※4}		35,915	40,651	38,763	19,795	9,844	15,068

Class 1 の台数が多いため、Class 2～11の合計を示す。

As the Production number of Class1 is too many, Total number only includes Class2 to Class11.

表16 クラス別の型式数^{※3}

区 分	Size	2016年	2017年	2018年	2019年	2020年	2021年
Class	圧縮機翼車外径(mm) Outside Diameter of Compressor Impeller						
Class 1	0～ 100	50	48	48	49	46	47
Class 2	101～ 200	20	25	21	21	20	20
Class 3	201～ 300	15	16	15	15	15	14
Class 4	301～ 400	12	13	10	11	10	9
Class 5	401～ 500	13	13	12	11	12	10
Class 6	501～ 600	14	12	9	9	8	7
Class 7	601～ 700	7	8	6	5	5	3
Class 8	701～ 800	5	3	4	4	2	2
Class 9	801～ 900	4	5	2	2	3	2
Class 10	901～1000	0	0	0	0	0	0
Class 11	1001～	0	0	0	0	0	0
合計 Total ^{※4}		90	95	79	78	75	67

※3 型式はいずれも排気タービンである。

Every model is an exhaust turbine type supercharger.

※4 合計数は、圧縮機翼車外径100mmを越す分を示す。

Total number of superchargers over 100mm in impeller diameter is shown.

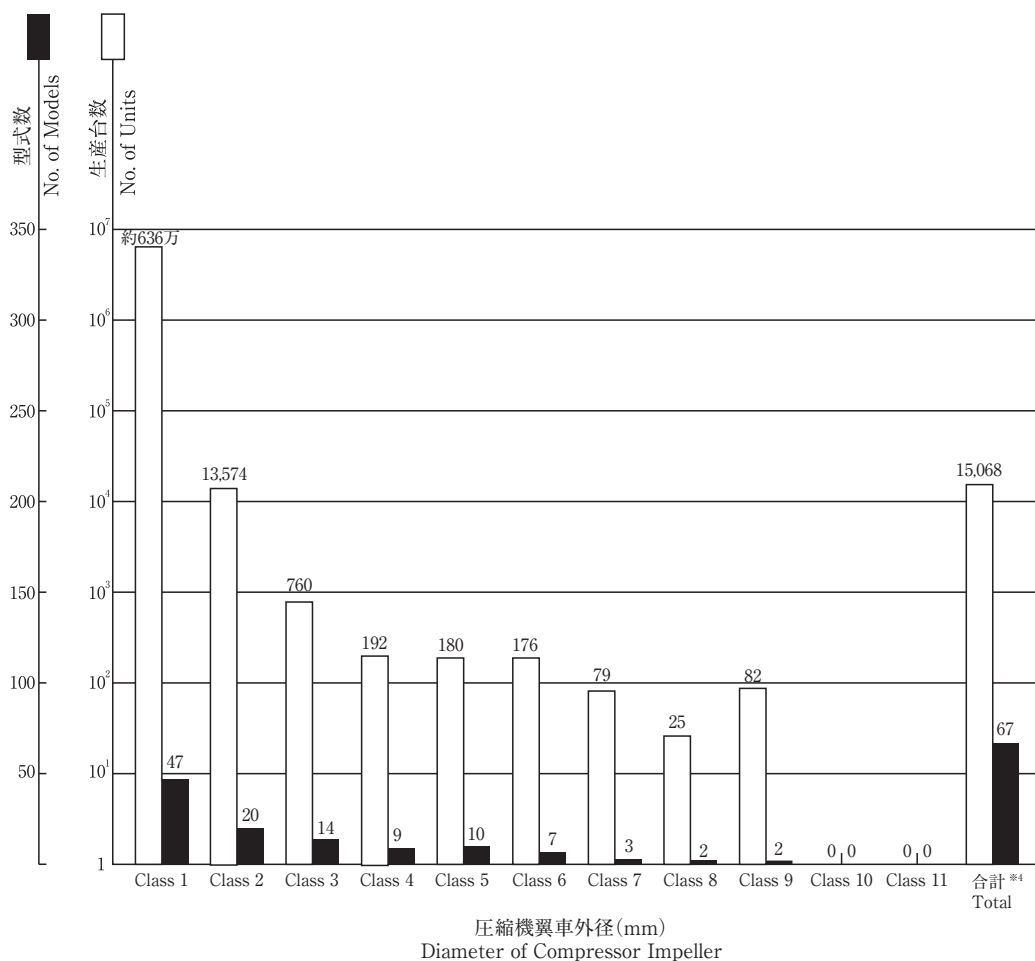


図11 2021年過給機生産台数及び型式数（注※4は表16を参照）

ASME Turbo Expo 2022 GTSJ展示 実施報告

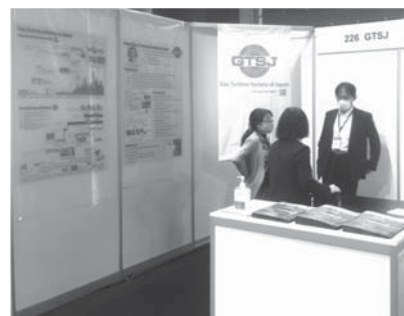
国際委員会

国際委員会では、当学会が主催または共催するIGTCやAGCTといった国際会議などの活動をはじめとして、日本におけるガスタービンの研究開発に関する情報を発信することを目的として、2014年からASME Turbo Expoの展示に日本ガスタービン学会のブースを構えております。コロナ禍により2020、21年はオンライン開催になってしまい展示活動自体が出来ませんでした。2022年度はようやく現地開催が再開しGTSJブースでの展示も復活しました。ブース展示の準備については事務局の中村さんを含む国際委員会のワーキンググループにて行い、今回は2年間のブランク後の再開ということで2019年度の内容を踏襲する方向で進めました。コロナ禍で航空輸送便数が減少しており例年通りの物品輸送が出来ないというトラブルもありましたが、出席者の皆様に分担して運んでいただくことで何とか展示を実現させることが出来ました。また、ブースでの説明も国際委員のみならず会議出席者の皆様にも協力いただきました。これらの活動に協力いただいた皆様には深くお礼を申し上げます。なお、ASME/IGTIと当学会とは国際会議に関する協力協定を締結しており、IGTI事務局に大変お世話になっています。

今年の展示は学会期間の2日目午後（6月14日）から4日目（16日）まで開催されました。展示はGTSJの紹介ポスターおよび日本のガスタービン開発史のポスターを2つ、加えて約200部の配布物を用意しました。ガスタービン開発史のポスターの前で立ち止まって熟視する方も多く、非常に大きな興味を持っていただけました。

配布物はIGTC2023への発表申し込みも近いことから開催地の京都のイメージを持てるように金閣寺のクリアファイルに下記3種を入れて配りました。①GTSJ英文パンフレット、②IGTC2023パンフレット、③日本のガスタービン関連機関情報パンフレット。京都＝金閣寺のイメージは強く、足を止めて見ていただける方も多数見られました。また、IGTCにまた是非出席したいと言っていた方も多く、長年の開催＆ブース展示により知名度も上がってきた印象を強く受けました。

今回はコロナ禍が続く中での開催ということで展示ブース数も例年100件程度だったのが80件となっており、アジア圏からはガスタービン学会のブースのみとなっており少し寂しい感じを受けました。しかし持参した配布物は2日目にはほぼすべて配り終えてしまっておりブースは賑わってありました。今後は展示内容の更なるアップデートなど工夫を進めていきたいと思っております。今後とも継続して行きたいと思っておりますので、ご理解とご協力をいただきますようお願い致します。



GTSJブース

ASME Turbo Expo 2022 参加報告

日本ガスタービン学会事務局
中村 優美

オランダ・ロッテルダムで開催のASME Turbo Expoに参加してまいりました。展示ブース出展も7回目となり、ブース設営等もスムーズに準備することができました。3年ぶりの現地開催となり、事務局のBrrangerさんや、顔見知りとなった他の出展者の方々といつもよりテンション高く再会の挨拶をしました。ブースでは、国際委員会メンバーの方々と共に来訪者の対応にあたり、GTSJの紹介や、2023年11月に開催のIGTC2023Kyotoの紹介をいたしました。また、Turbo Expo会期中に開催したGTSJ International Advisory Committee Meetingでは委員の皆様からIGTC2023に向けたご助言を多数い

ただき、たいへん有意義な会議となりました。

Turbo Expoに参加された国際委員会委員やGTSJ会員の皆様のご協力により、今年も無事に、そして充実した日々を送ることができました。この場をお借りして御礼申し上げます。



GTSJ IAC Meeting

第50回日本ガスタービン学会定期講演会(福岡)・見学会のお知らせ

第50回日本ガスタービン学会定期講演会・見学会を以下のように開催します。プログラムなどの最新情報は、学会ホームページに掲載します。

なお、新型コロナウイルス感染症状況により、オンライン開催とする場合があります。

主 催：公益社団法人 日本ガスタービン学会

協 賛：協賛団体は、学会ホームページ (<https://www.gtsj.or.jp/>) をご覧ください。

開 催 日：

- ・講演会 2022年10月12日(水), 13日(木)
- ・見学会 2022年10月14日(金)

開催場所：

- ・九州大学医学部 百年講堂
〒812-0054 福岡県福岡市東区馬出3-1-1
<https://www.med.kyushu-u.ac.jp/100ko-do/>
Tel: 092-642-6257

講演会：

- ・一般講演：空力，燃焼，システム，伝熱，材料，タービンなど
- ・招待講演：青木素直氏（元 三菱重工業株式会社）
- ・先端技術フォーラム：ガスタービンにおけるデータ活用技術の最前線と今後の展望（仮題）
- ・特別講演：調整中

参加登録費：

日本ガスタービン学会正会員	13,000円（不課税）
協賛団体会員	14,300円（税込）
非会員（上記以外）	19,800円（税込）
日本ガスタービン学会学生会員	無料（50回記念特別キャンペーン）
協賛団体学生会員	3,300円（税込）
非会員学生	6,600円（税込）

懇 親 会：

- ・中止

見 学 会：

- ・日時：10月14日(金) 8:30～17:00
*JR博多駅（16:30着），福岡空港（17:00着）にて解散予定
- ・見学先：九州大学 水素エネルギー関連施設(HyTRec, HYDROGENIUS)
- ・定 員：40名程度，先着順，講演会への参加登録者に限ります。
- ・参加費（税込）：6,600円
- ・申込締切日：9月22日(木)
- ・新型コロナウイルス感染対策を考慮した形で開催を予定。状況により中止する場合があります。

参加申込方法：

- ・ホームページから登録されるか，9月号掲載の参加申込書に必要事項をご記入のうえ，学会事務局宛にお申し込みください。参加登録は，受付の混乱を避けるため，事前登録をお願いします。講演者も参加登録をお願いします。
- ・申込締切日：10月5日(水)

市民フォーラム：

- ・講演会前日の10月11日(火)に，ガスタービン市民フォーラム（会場：九州大学伊都キャンパス 稲盛ホール）をハイブリッド形式にて開催する予定です。参加自由・無料です。詳細については，決まり次第学会ホームページ (<https://www.gtsj.or.jp/>) に掲載いたします。

第50回日本ガスタービン学会定期講演会（2022年10月12日～14日）

参加申込書

日本ガスタービン学会 行 (FAX: 03-3365-0387 / E-mail: gtsj-office@gtsj.or.jp)

●参加者の連絡先（複数人申込まれる場合は、代表者の方の連絡先）

会社／大学等名称	
所在地	〒
TEL	
E-mail	

●参加者名

フリガナ 氏 名 ^{*1}	所 属	TEL E-mail	所属学会 (GTSJ会員No.)	見学会 参加	会員 資格 (正/学)

* 1 登壇者の方は、氏名の後に○を記入してください。

●事務局への連絡事項

払込方法（○印をつけてください。） ※必ず、10月5日(水)までにお払込みください。

1. 銀行（みずほ銀行 新宿西口支店 普通 1812298）
2. 郵便振替（00170-9-179578）
3. PayPal決済（クレジットカード）

送金金額 _____ 円

※口座名はいずれも「シャ）ニホンガスタービンガックイ」です

※振込手数料は、貴方にてご負担願います。

※PayPalの場合、支払先情報を後日メールにてお送りします。

※領収書は、講演会当日に会場受付にてお渡しします。

※請求書は、原則発行いたしません。公費払い等で必要な方は、事務局までご相談ください。

第50回日本ガスタービン学会定期講演会プログラム：第1日【暫定版】

(一般講演 講演時間15分 討論5分、[学]:学生優秀講演賞の審査対象講演、連名者の所属が省略されている場合は後者と同じ)

第1日 10月12日	A室		
	座長:岡本光司(東大)		
	50回記念企画 学術講演会の50年を振り返って 川口 修(慶応義塾大)		
	招待講演 【P-1】世界の頂点をめざせ! 青木素直(元 三菱重工)		
10:30	(昼休憩)		
10:50	A室	B室	C室
	材料(1)	振動	燃焼(1)・伝熱
	【A-1】実機使用ガスタービン動翼におけるTBCのYSZ-単斜相に基づく使用温度の推定 * 高橋智(都立大), 岡田満利(電中研), 伊藤明洋(中部電力)	【B-1】キャビティ副室による回転ラピンスシールのフラッターマージンと漏洩性能の改善 * 三浦聡允, 今井卓也(川崎重工)	【C-1】中小型ガスタービン発電装置における水素燃焼器開発 * 石村祐宜, 青木茂樹, 松本匡史, 堀川敦史, 山口正人(川崎重工)
	11:10	11:10	11:10
11:30	【A-2】ジルコニア系連続繊維を強化繊維とする酸化物系CMCの開発(2) * 長谷川良雄, 秦青, 鉄井利光(物材機構), 久保田勇希(IHIエアロスペース)	【B-2】遠心圧縮機の翼振動に関する研究 ―流路形状パラメータの変化による翼振動応答低減効果― * 桑田哲平, 下原直人, 服部博明, 沼倉龍介(IHI)	【C-2】Combustion Instability Analysis for Dry Low-NOx Micromix Hydrogen Flames * Daniel Kroniger, Yuji Ashida, Hiromu Kamiya, Atsushi Horikawa (KHI)
	11:30	11:30	11:30
	【A-3】積層造形によるエンジン部品の軽量化 * 高橋仙一, 是枝直樹, 永井正夫, 宇田川直彦(防衛装備庁航空研)	【B-3】翼・ディスク系の強制振動, 自励振動, 不釣合いの多目的最適化に関する研究 * 金子康智(龍谷大), 渡邊敏生, 古川達也(三菱重工)	【C-3】タービン翼の温度・応力・ひずみ推定のためのサロゲートモデル構築に関する研究 * 酒井英司, 高橋俊彦(電中研)
	11:50	11:50	11:50
13:00	A室	B室	C室
	サイクル・システム	空力(1)	材料(2)
	【A-4】オンボード改質器を用いたNH3供給によるガスタービン始動 * 大友光彰, 井戸田芳典(豊田中研), 春日俊相(トヨタ自動車), 安井芳則(トヨタエナジーソリューションズ), 壹岐典彦, 倉田修, 井上貴博, 范勇(産総研)	【B-4】[学]軸流圧縮機における旋回不安定擾乱発生時の非定常動翼特性 * 中村圭吾, 谷口恵太(早大院), 藤澤信道, 太田有(早大), 山上舞, 後藤尚志, 加藤大(IHI)	【C-4】[学]選択的レーザー溶融法により造形したNi基超合金IN718の微視組織および機械的特性に及ぼす予備加熱の影響 * 後藤峻友, 篠田侑賛(都立大院), 寛幸次(都立大), 近藤拓未(愛知産業)
	13:20	13:20	13:20
13:40	【A-5】液体NH3供給による50kW級マイクロガスタービンの発電実証 * 春日俊相(トヨタ自動車), 大友光彰(豊田中研), 安井芳則(トヨタエナジーソリューションズ), 壹岐典彦, 倉田修, 井上貴博, 范勇(産総研)	【B-5】[学]全周流動計算に基づく発電用ガスタービン圧縮機部分負荷運転時の安定性向上の検討 * 萩田泰晴(東北大院), 宮澤弘法, 古澤卓, 山本悟(東北大)	【C-5】[学]HIP焼結により造形したTiAl4822合金の微視組織及び機械的特性に及ぼすY添加の影響 * 岩崎一聖(都立大院), 寛幸次(都立大), 尾ノ井正裕, 米本朋弘(金属技研)
	13:40	13:40	13:40
	【A-6】固体酸化物形燃料電池(SOFC)の航空機適用に向けた研究開発 * 小島孝之(JAXA), 橋本真一, 波岡知昭(中部大), 野村浩司, 菅沼祐介(日大), 田頭剛, 岡井敬一, 福山佳孝, 西沢啓(JAXA)	【B-6】[学]遷音速翼列流れにおける流動損失発生メカニズムの定量分析 * 堀歩稀(九大院), 齋藤誠志朗(川崎重工), 古川雅人(九大), 松岡典武, 丹羽直之(川崎重工)	【C-6】[学]選択的レーザー溶融法により造形したNi基超合金IN718のクリープ特性に及ぼすY添加の影響 * 田中美紀子, Thaviti Naidu Palleda(都立大院), 寛幸次(都立大), 村上秀之(物材機構)
	14:00	14:00	14:00
14:20	【A-7】Blended Wing Bodyの推進統合設計における境界層吸い込みの検討 * 河野雅夫, 小桐間智也, 安藤翔(早大院), 佐藤哲也(早大), 岡井敬一, 賀澤順一, 正木大作, 小島孝之(JAXA)	【B-7】[学]部分負荷運転時の発電用ガスタービン圧縮機を通る湿り空気流れの全周解析 * 徳山好紀, 萩田泰晴(東北大院), 宮澤弘法, 古澤卓, 山本悟(東北大)	【C-7】[学]選択的レーザー溶融法で造形したTiAl4822の耐クリープ性向上にむけた組織制御 * 土方優太, 水田和裕, 後関一洋, 寛幸次(都立大)
	14:20	14:20	14:20
	【A-8】実エンジンを用いた水噴射による推力増強の検証と性能計算によるエンジン作動に水分が及ぼす影響の評価 * 二村尚夫(JAXA)	【B-8】[学]航空エンジン用遠心圧縮機における羽根車旋回失速の挙動 * 青山慧士(早大院), 藤澤信道, 太田有(早大), 中山亮, 荻野敦, 北村英二郎(本田技術研究所)	【C-8】[学]不純物Sb含有Ni基単結晶超合金TMS-238のCaOるつぼ溶解による耐酸化性向上 * 前澤裕俊, 田畑千尋(早大院), 高田裕治, 川岸京子, 堀橋淳, 大久保忠勝, 横川忠晴, 原田広史(物材機構), 鈴木進輔(早大)
	14:40	14:40	14:40
15:00	【A-9】[学]「富岳」を用いた遷音速遠心圧縮機のマイルドサージの大規模DES解析 * 真部魁人(九大院), 古川雅人, 草野和也(九大), 山田和豊(岩手大), 香西和人(日産), 兼山直輝(九大院)	【B-9】[学]「富岳」を用いた遷音速遠心圧縮機のマイルドサージの大規模DES解析 * 真部魁人(九大院), 古川雅人, 草野和也(九大), 山田和豊(岩手大), 香西和人(日産), 兼山直輝(九大院)	【C-9】[学]格子ボルツマン法による 低圧タービン翼まわりのはく離遷移流れのLES解析 * 加藤千裕(岩手大院), 山田和豊, 船崎健一(岩手大)
	15:20	15:20	15:20
	【A-10】セルオートマトン有限要素法を用いたタービン動翼の結晶組織予測 * 松浦周太郎, 藤原宏介, 小熊英隆(三菱重工)	【B-10】[学]パルス燃焼ガスタービンの運転特性 * 関口武夫, 井上素良(都立大院), 佐藤あすか, 櫻井毅司(都立大)	【C-10】[学]格子ボルツマン法による 低圧タービン翼まわりのはく離遷移流れのLES解析 * 加藤千裕(岩手大院), 山田和豊, 船崎健一(岩手大)
	15:40	15:40	15:40
16:00	【A-11】ガスタービン動翼材料である単結晶Ni基超合金の高温クリープ領域における離散コサイン変換と最大エントロピー法による相転移シミュレーション * 平口英夫(日本技術士会)	【B-11】[学]地上型圧縮空気エネルギー貯蔵(CAES)を適用したガスタービンシステムの起動動作に関する研究 * 後藤純大(東北大院), 中野晋, 竹田陽一(東北大)	【C-11】[学]遷音速軸流タービン翼列内の衝撃波と翼面境界層の干渉が形状損失に与える影響 * 長谷部潤(法政大院), 辻田星歩(法政大), 金子雅直(東京電機大)
	16:20	16:20	16:20
	【A-12】Ni基超合金特性予測プログラムの開発 * 長田俊郎, 西川嗣樹, 古谷佳之, 川岸京子(物材機構)	【B-12】[学]平板試験装置を用いた高性能フィルム冷却孔形状に関する研究 ―Pick-Shaped Holeの提案― * 佐々木優大(岩手大院), 船崎健一(岩手大)	【C-12】[学]翼列フラッタの解析に向けたハーモニックバランス法を導入した高効率なLESの開発と検証 * 岩本雄馬(東大院), 寺本進, 岡本光司(東大)
	16:40	16:40	16:40
17:00	【A-13】粉末床レーザー溶融法におけるニッケル単結晶の造形 * 北嶋具教, ジョディ デニス エドワード(物材機構), 小泉雄一郎, 中野貴由(阪大), 渡邊誠(物材機構)	【B-13】[学]ガスタービン静翼エンドウォール部のフィルム冷却とバリエーションの複合冷却効果に関する非定常計測 * 錦戸竣平(関西大院), 小田 豊(関西大)	【C-13】[学]軸流圧縮機動翼の過渡挙動に関する流体-熱-構造連成解析 * 武藤拓志(東大院), 渡辺紀徳, 姫野武洋(東大)
	17:20	17:20	17:20
	【A-14】ガスタービン用 TBC へのレーザー加工によるリブレット形成と熱サイクル耐久性評価 * 綿引健二, 蘆田憲一, 土橋晋太郎, 佐藤真路, 一ノ瀬剛(ニコン)	【B-14】[学]ガスタービン用 TBC へのレーザー加工によるリブレット形成と熱サイクル耐久性評価 * 綿引健二, 蘆田憲一, 土橋晋太郎, 佐藤真路, 一ノ瀬剛(ニコン)	【C-14】[学]圧縮機翼列における空力騒音の特性と低減方法に関する研究 * 河村葉奈(東大院), 渡辺紀徳, 姫野武洋, 徳田あゆみ(東大)
	17:40	17:40	17:40

第50回日本ガスタービン学会定期講演会プログラム：第2日【暫定版】

(一般講演 講演時間15分 討論5分, [学]: 学生優秀講演賞の審査対象講演, 連名者の所属が省略されている場合は後者と同じ)

A室		B室		C室	
第2日 10月13日	空力・伝熱	燃焼 (2)		着氷・二相流	
9:40	【A-15】XF9-1エンジンをを用いたディストーション性能の研究 * 坂田友, 宮入嘉哉, 平野篤, 山根喜三郎(防衛装備庁航装研), 岡田隆一(IHI)	【B-15】[学]アンモニア予混合火炎のNOx生成に関する数値シミュレーション -Flamelet法の適用性検討- * 鮎川真也, 甲斐玲央(京大院), 柚木啓太(三菱重工), 黒瀬良一(京大)		【C-15】[学]CFRP電熱防水技術における消費電力の影響に関する数値シミュレーション * 高羽欣(東理大院), 福留功二, 山本誠(東理大), 水野拓哉, 鈴木正也(JAXA)	
10:00	【A-16】垂直軸流圧縮機における反動度・クリアランスが翼端漏れ渦崩壊発生に及ぼす影響 * 寺内優人, 東俊彦, 関亮介, 岩谷淳二, 中庭彰宏(三菱重工)	【B-16】航空用ジェットエンジン燃焼器を対象としたLESにおける燃焼モデルの精度検証 坂本祥汰郎, * Panlong Yu(九大院), 内田正宏(IHI), 渡邊裕章, 北川敏明(九大)		【C-16】[学]通電層選択および通電部素材厚みによるCFRP電熱防水の効率化 * 武田明樹, 西山和希(高知工大院), 水野拓哉, 鈴木正也, 賀澤順一(JAXA), 野崎理(高知工大)	
10:20	【A-17】軸流圧縮機における動翼翼端隙間感度の改善 * 山上舞, 若林祥, 佐藤大佑, 加藤大(IHI), 藤澤信道, 太田有(早大)	【B-17】[学]当量比が希薄水素乱流予混合弱旋回燃焼器内における燃焼振動に与える影響 * 長尾順, Abhishek L. Pillai(京大院), 庄司烈, 立花繁(JAXA), 横森剛(慶大), 黒瀬良一(京大)		【C-17】[学]LIFを用いた環状液膜の膜厚と界面摩擦係数の非定常計測 * 井上拓哉, 鎌田祥彰(九大院), 王振英, 井上智博(九大), 妹尾茂樹(三菱重工)	
10:40	【A-18】平板上フィルム冷却の熱流体特性に関する研究(主流乱れの効果について) 漆山 諒(IHI), * 船崎健一(岩手大), 佐々木優大(岩手大院)	【B-18】[学]水素マイクロ拡散燃焼器を用いるガスタービンのNOx評価 * 白石和也(都立大院), 櫻井毅司, 湯浅三郎(都立大)		【C-18】[学]解像度可変型MPS法を用いた金属溶融液滴のデポジション現象の数値的研究 * 加藤收真(東理大院), 福留功二, 山本誠(東理大)	
11:00	【A-19】金属3D積層造形技術を適用した高温部品の開発 * 徳武太郎, 伊藤竜太, 谷川秀次, 種池正樹, 三戸良介, 斉藤圭司郎, 若園進(三菱重工)			【C-19】蒸気タービン内部における粗大水滴および水膜挙動の解析的研究 * 笹尾泰洋, 田畑創一朗, 高田亮, 大迫正樹, (三菱重工)	
11:20	(昼休憩)				
A室					
13:00	学生優秀講演賞 審査結果報告 座長：岡本光司(東大)				
13:10	特別講演 座長：岡本光司(東大)				
	【S-1】〔特別講演〕講演内容検討中				
14:40	A室				
	先端技術フォーラム:ガスタービンにおけるデータ活用技術の最前線(仮題)				
15:00	企画内容検討中				
17:10					

日本ガスタービン学会創立50周年記念行事のお知らせ

創立50周年記念事業実行委員会

本学会は1972年（昭和47年）6月に日本ガスタービン会議として発足し、その後1976年（昭和51年）6月に社団法人に改組されました。更に2011年3月には公益社団法人として再出発し、現在に至っています。すでに学会誌の表紙ロゴなどでご承知の通り、本年創立50周年を迎えました。この機会に下記のような記念行事を実施したいと思います。学会の歩みや日本のガスタービン技術の歩みを振り返るとともに、今後の一層の発展に向けて討論する機会になれば幸いに存じます。多くの皆様にお集まりいただきますよう、ご案内申し上げます。

記

公益社団法人日本ガスタービン学会創立50周年記念行事

日時：2022年11月8日(火) 15:30～20:00

会場：東京大学 武田ホール

プログラム：

1. 記念式典 15:30～16:30
実行委員長・会長挨拶、来賓祝辞（協力学協会）、功労者紹介、永年賛助会員紹介、記念事業紹介
2. 記念講演 16:30～18:00
 - (1) 航空エンジン動向 盛田英夫氏（IHI）
 - (2) 産業用ガスタービン動向 伊藤栄作氏（三菱重工）
3. 祝賀パーティー 18:30～20:00
（新型コロナウイルスの感染拡大状況により実施しないこともあります。）

備考：

- ・詳細は今後学会ホームページに掲載しますのでご参照ください。
- ・参加ご希望の方はホームページより事前登録をお願い致します。

以上

次号予告 日本ガスタービン学会誌2022年11月号（Vol. 50 No. 6）

特集 2050年脱炭素社会実現に向けた今後のアプローチ

論説・解説

巻頭言 齋藤 潔（早稲田大学）

BW イデオルの浮体式洋上風力発電について 山田 睦（BWイデオル）

超臨界地熱資源の開発 石川 一樹（新エネルギー・産業技術総合開発機構）

アンモニア活用利用発電技術の今後の展望 小崎 貴弘（IHI）

脱炭素社会を目指した水素・アンモニアガスタービンの開発について

野勢 正和，川上 朋，松本 照弘，高田 和正，中村 聡介，若園 進（三菱重工業）

VPPの活用について 山崎 裕之，恩田 徳雄（東北電力）

苫小牧におけるCCS大規模実証試験と二酸化炭素貯留適地調査事業の概要

岩上 恵治，渡部 克哉（日本CCS調査）

蓄電池技術（仮） 小林 弘典（産業技術総合研究所）

原子力技術（小型モジュール炉(SMR)等の開発動向）（仮） 宇井 淳（電力中央研究所）

※タイトル，執筆者は変更する可能性があります。

2022年度見学会のお知らせ

2022年度見学会を、下記の通り開催いたします。

1. 日 時： 2022年11月11日(金) 13:00～17:15 (予定)
新千歳空港集合・解散
2. 場 所： 防衛装備庁千歳試験場
(北海道千歳市駒里1032)
3. 内 容： 千歳試験場の概要説明、空力推進研究施設及び車両定地試験施設の見学
ただし、エンジン高空性能試験装置を除く
4. 参加要領：
 - (1)参加資格： 大学生以上（日本国籍を持つ者に限る）
※見学先の審査により見学が不可となる場合がございます。
予め、ご了承のほどよろしくお願いいたします。
 - (2)定 員： 20名程度（お申込み多数の場合、お断りすることがございます。）
 - (3)参加費（税込、移動バス代を含む）： 事前振込

正会員	4,400円
非会員	5,500円
学生（会員/非会員問わず）	3,300円

5. 申込方法：

学会ホームページ（<https://www.gtsj.or.jp>）よりお申込みください。または、「2022年度見学会 参加申し込み」と明記のうえ、下記の情報を、FAXまたはE-mailにて学会事務局（FAX：03-3365-0387、E-mail：gtsj-office@gtsj.or.jp）までお送り下さい。

- (1) 氏名（フリガナ）
- (2) 会員種別（会員の場合は、会員番号）
- (3) 生年月日
- (4) 性別
- (5) 勤務先・部署（学生の場合は学校名）
- (6) 連絡先（電話番号・E-mailアドレス）
- (7) 現住所（あるいは居住地住所）

◆申込締切：2022年10月21日(金)

*申込者全員に、参加可否を10月28日(金)までにお知らせいたします。学会からの連絡がない場合には、お問い合わせください。

(注) 延期・中止について

新型コロナウイルス感染症の蔓延状況により、延期または中止になる場合があります。延期・中止について決定し次第、当学会webページ上でアナウンスするとともに申込者にメールで連絡いたします。

2022年度若手技術者交流会 開催中止のお知らせ

集会行事委員会

今年度開催を計画しておりました若手技術者交流会は、新型コロナウイルス感染状況を鑑み、本行事の開催目的である対面での参加者間の十分な交流が困難であると判断し、中止することといたしました。

皆様には、お詫びを申し上げますとともに、何卒ご理解賜りますようお願い申し上げます。



第51回ガスタービンセミナー開催のお知らせ

第51回ガスタービンセミナーを下記の通り開催いたします。

産官学の最前線で活躍されている方々を講師にお迎えし、航空用および発電用のガスタービンに関する最新技術動向についてご講演いただきます。(詳細につきましては、11月号学会誌、ホームページ等で後日お知らせいたします)

1. 日 時： 2023年1月24日(火) 09:30～17:00 (予定)
25日(水) 09:30～17:00 (予定)
2. 開催方式： ハイブリッド開催 (東京大学 武田先端知ビル 武田ホールおよびZoom)
〒113-0032 東京都文京区弥生2丁目11-16
千代田線根津駅1番出口から徒歩5分
南北線東大前駅1番出口から徒歩10分
丸の内線、都営大江戸線本郷三丁目駅2番出口から徒歩25分
3. テーマ： 「ガスタービンの最新技術動向および脱炭素社会への展望」(予定)
4. 参加要領： 11月号学会誌、当学会ホームページに掲載予定です。(https://www.gtsj.or.jp)

○ 本会協賛行事 ○

主催学協会	会合名	協賛	開催日	詳細問合せ先
日本金属学会	日本金属学会教育講座「状態図・相平衡・拡散の基礎」	協賛	2022/10/4-5	URL : https://jim.or.jp/EVENTS/lecture/lecture_index.html
日本金属学会	日本金属学会セミナー（特別講座）「拡散解析：基礎から最先端へ」	協賛	2022/10/6-7	URL : https://jim.or.jp/EVENTS/event_index.html#01
日本機械学会	No.22-107講習会「混相流入門:実例に学ぶ複雑流動現象の基礎と計測/数値計算技術」	協賛	2022/10/11	URL : https://www.jsme.or.jp/event/22-107/
日本機械学会	No.22-96特別講演会「ジョブ型社会における働き方～機械系技術者のキャリア形成～」	協賛	2022/10/15	URL : https://www.jsme.or.jp/event/22-96/
日本金属学会	日本金属学会教育講座「材料強度の基礎」	協賛	2022/10/20-21	URL : https://jim.or.jp/EVENTS/lecture/lecture_index.html
日本機械学会 関西支部	第23回秋季技術交流フォーラム	協賛	2022/10/22	URL : https://jsmekansai.org/
日本機械学会	機械材料・材料加工国際会議2022 (ICM&P2022)	協賛	2022/11/6-10	URL : https://jsmempd.com/conference/icmpconf/2022/
日本機械学会	No.22-113基礎教育講習会-エンジン技術の基礎と応用（その35）	協賛	2022/11/11	URL : https://www.jsme.or.jp/event/22-113/
日本燃焼学会	第60回燃焼シンポジウム	協賛	2022/11/21-24	URL : http://www.combustionsociety.jp/sympo60/
日本機械学会 関西支部	第382講習会「実務者のための流体解析技術の基礎と応用（各種シミュレーション技術の適用事例紹介つき）」	協賛	2022/11/24-25	URL : https://jsmekansai.org/



▷ 入 会 者 名 簿 ◁

〔正会員〕

豊永 大貴 (IHI)

加野島 竜平 (三菱重工業)

岩本 雄馬 (東京大学大学院)

千頭 勇斗 (三菱重工業)

中山 亮 (本田技術研究所)

徳武 太郎 (三菱重工業)

〔学生会員〕

張 子雍 (北九州市立大学)

吉田 穂乃花 (新潟工科大学)

八幡 祐成 (東京大学)

小佐田 一 (東北大学大学院)

2022年度役員名簿

会長 福泉 靖史 (三菱重工)

副会長 山本 誠 (東京理科大)

法人管理担当執理事 猪亦 麻子 (東芝エネルギーシステムズ), 飴雅英 (川崎重工), 黒木 英俊 (三菱重工)(兼務), 鈴木 雅人 (産総研), 辻田 星歩 (法政大)

公益目的事業担当執理事 石坂 浩一 (三菱重工), 及部 朋紀 (防衛装備庁), 桂田 健 (JALエンジニアリング), 黒木 英俊 (三菱重工), 鈴木 雅人 (産総研)(兼務), 高橋 徹 (電中研), 寺本 進 (東大), 山本 悟 (東北大), 渡邊 裕章 (九州大), 渡邊 啓悦 (荏原)

理事 岩井 裕 (京大), 清野 幸典 (東北電力), 仲俣 千由紀 (IHI), 藤原 仁志 (JAXA), 柳内 秀之 (本田)

監事 今成 邦之 (IHI), 二村 尚夫 (JAXA)

2022年度委員名簿 (順不同)

2022年9月7日現在

○は委員長

倫理規定委員会 ○猪亦 麻子 (東芝ESS), 飴雅英 (川崎重工), 桂田 健 (JALエンジニアリング), 黒木 英俊 (三菱重工), 辻田 星歩 (法政大)

自己点検委員会 ○猪亦 麻子 (東芝ESS), 飴雅英 (川崎重工), 桂田 健 (JALエンジニアリング), 黒木 英俊 (三菱重工), 辻田 星歩 (法政大)

運営委員会 ○辻田 星歩 (法政大), 猪亦 麻子 (東芝ESS), 飴雅英 (川崎重工), 桂田 健 (JALエンジニアリング), 黒木 英俊 (三菱重工), 後藤 尚志 (IHI), 酒井 義明 (東芝ESS), 鈴木 雅人 (産総研), 塚原 章友 (三菱重工), 寺本 進 (東大), 松岡 右典 (川崎重工), 松沼 孝幸 (産総研), 村田 章 (東京農工大), 山本 悟 (東北大)

企画委員会 ○黒木 英俊 (三菱重工), 猪亦 麻子 (東芝ESS), 太田 有 (早大), 桂田 健 (JALエンジニアリング), 鈴木 雅人 (産総研), 塚原 章友 (三菱重工), 辻田 星歩 (法政大), 村田 章 (東京農工大), 安田 聡 (三菱重工), 山本 悟 (東北大), 輪嶋 善彦 (本田), 渡辺 紀徳 (東大)

国際委員会 ○谷 直樹 (IHI), 伊藤 優 (東大), 岡井 敬一 (JAXA), 岡村 泰博 (IHI), 風見 秀樹 (本田), 岸根 崇 (三菱重工), 渋川 直紀 (東芝ESS), 鈴木 雅人 (産総研), 都留 智子 (川崎重工), 福田 雅文 (高効率発電システム研究所), 船崎 健一 (岩手大), 山本 誠 (東京理科大), 渡辺 紀徳 (東大)

学術講演会委員会 ○岡本 光司 (東大), 糟谷 宏樹 (東芝ESS), 富永 純一 (JEFエンジニアリング), 中山 健太郎 (川崎重工), 范 勇 (産総研), 平川 香林 (IHI), 平野 孝典 (拓殖大), 藤澤 信道 (早大), 古澤 卓 (東北大), 水野 拓哉 (JAXA), 三戸 良介 (三菱重工), 山積 弘信 (本田), 渡邊 裕章 (九大)

集会行事委員会 ○桂田 健 (JALエンジニアリング), 石坂 浩一 (三菱重工), 尾崎 喜彦 (川崎重工), 河上 誠 (日立), 小島 充大 (富士電機), 澤 徹 (東芝ESS), 泰中 一樹 (電中研), 高山 祐輔 (三井E&Sマシナリー), 仲俣 千由紀 (IHI), 中村 織雄 (本田), 西村 英彦 (三菱重工), 樋口 隆幹 (防衛装備庁), 久枝 孝太郎 (IHI), 吉田 征二 (JAXA)

ガスタービン技術普及委員会 ○高橋 徹 (電中研), 石田 克彦 (川崎重工), 井筒 大輔 (三菱重工), 岡村 直行 (JAXA), 小田 豊 (関西大), 垣内 大紀 (IHI), 窪谷 悟 (東芝ESS), 多田 暁 (JALエンジニアリング), 寺本 進 (東大), 西田 啓之 (電中研), 林 明典 (三菱重工), 林 明宏 (富士電機), 姫野 武洋 (東大), 村田 章 (東京農工大), 山本 誠 (東京理科大), 渡辺 紀徳 (東大)

学会誌編集委員会 ○新関 良樹 (徳島文理大), 壹岐 典彦 (産総研), 岩井 裕 (京大), 加藤 千幸 (東大), 金子 雅直 (東京電機大), 黒瀬 良一 (京大), 阪井 直人 (川崎重工), 佐藤 哲也 (早大), 渋川 直紀 (東芝ESS), 清野 将人 (東北電力), 清野 幸典 (東北電力), 高橋 俊彦 (電中研), 田中 望 (IHI), 中野 賢治 (IHI回転機械エンジニアリング), 西内 昌義 (荏原エリオット), 西江 俊介 (三井

E&Sマシナリー), 野原 弘康 (ダイハツディーゼル), 原 浩之 (三菱重工), 平野 篤 (防衛装備庁), 福谷 正幸 (本田), 松崎 裕之 (元東北発電工業), 三ヶ田 一裕 (JALエンジニアリング), 村上 秀之 (NIMS), 森澤 優一 (東芝ESS), 柳内 秀之 (本田), 山下 一憲 (荏原), 山本 悟 (東北大), 渡邊 啓悦 (荏原)

論文委員会 ○山本 誠 (東京理科大), 青塚 瑞穂 (IHI), 壹岐 典彦 (産総研), 岩井 裕 (京大), 大北 洋治 (JAXA), 小田 剛生 (川崎重工), 鈴木 雅人 (産総研), 田頭 剛 (JAXA), 寺本 進 (東大), 中谷 辰爾 (東大), 姫野 武洋 (東大), 山田 和豊 (岩手大), 山本 武 (JAXA), 吉岡 洋明 (東北大)

ガスタービン統計作成委員会 ○村田 章 (東京農工大), 飯塚 清和 (IHI), 井田 真澄 (ターボシステムズユニテッド), 恵比寿 幹 (三菱重工エンジン&ターボチャージャ), 澤 徹 (東芝ESS), 前田 泰宏 (ヤンマーパワーテクノロジー), 眞鍋 壮 (三菱重工), 矢嶋 理之 (川崎重工), 山上 展由 (三菱重工)

産官学連携委員会 ○渡辺 紀徳 (東大), 壹岐 典彦 (産総研), 今村 満男 (IHI), 岡崎 正和 (長岡技科大), 飴雅英 (川崎重工), 岸部 忠晴 (MHI原子力研究開発), 北山 和弘 (東芝ESS), 幸田 栄一 (電中研), 西澤 敏雄 (JAXA), 野崎 理 (高知工科大), 原田 広史 (超合金設計研究所), 松崎 裕之 (元東北発電工業), 山根 秀公 (防衛装備庁), 輪嶋 善彦 (本田)

広報委員会 ○寺本 進 (東大), 壹岐 典彦 (産総研), 酒井 義明 (東芝ESS), 多田 暁 (JALエンジニアリング), 谷 直樹 (IHI), 藤澤 信道 (早大), 山本 誠 (東京理科大), 吉田 征二 (JAXA)

表彰委員会 ○山本 誠 (東京理科大), 猪亦 麻子 (東芝ESS), 桂田 健 (JALエンジニアリング), 黒木 英俊 (三菱重工), 山本 悟 (東北大)

将来ビジョン検討委員会 ○高橋 徹 (電中研), 小田 豊 (関西大), 賀澤 順一 (JAXA), 酒井 義明 (東芝ESS), 柴田 貴範 (岩手大), 柴田 良輔 (本田), 寺本 進 (東大), 仲俣 千由紀 (IHI), 半澤 徹 (東北電力), 姫野 武洋 (東大)

男女共同参画推進委員会 ○森川 朋子 (三菱重工), 池田 亜矢子 (NIMS), 猪亦 麻子 (東芝ESS), 川岸 京子 (NIMS), 川澄 郁絵 (本田), 都留 智子 (川崎重工), 山上 舞 (IHI)

調査研究委員会 ○川岸 京子 (NIMS), 大北 洋治 (JAXA), 岡崎 正和 (長岡技科大), 岡田 満利 (電中研), 長田 俊郎 (NIMS), 寛 幸次 (東京都立大), 金久保 善郎 (IHI), 岸部 忠晴 (MHI原子力研究開発), 東部 泰昌 (川崎重工), 野上 龍馬 (三菱重工航空エンジン), 日野 武久 (東芝ESS), 輪嶋 善彦 (本田)

創立50周年記念事業実行委員会 ○渡辺 紀徳 (東大), 太田 有 (早大), 佐藤 哲也 (早大), 鈴木 伸寿 (東芝ESS), 高橋 徹 (電中研), 新関 良樹 (徳島文理大), 姫野 武洋 (東大), 船崎 健一 (岩手大), 松沼 孝幸 (産総研), 山本 誠 (東京理科大)

IGTC2023実行委員会 ○太田 有 (早大), 大石 勉 (IHI), 小田 豊 (関西大), 岸根 崇 (三菱重工), 黒瀬 良一 (京大), 酒井 祐輔 (川崎重工), 鈴木 正也 (JAXA), 玉井 亮嗣 (川崎重工), 塚原 章友 (三菱重工), 寺本 進 (東大), 姫野 武洋 (東大), 平川 香林 (IHI), 武藤 昌也 (名城大)

IGTC2023総務委員会 ○姫野 武洋 (東大), 小田 豊 (関西大), 鈴木 正也 (JAXA), 藤澤 信道 (早大)

IGTC2023論文委員会 ○黒瀬 良一 (京大), 井上 智博 (九大), 岩井 裕 (京大), 岡井 敬一 (JAXA), 齋藤 敏彦 (三菱重工), 酒井 英司 (電中研), 佐藤 彰洋 (IHI), 柴田 貴範 (岩手大), 鈴木 正也 (JAXA), 田頭 剛 (JAXA), 高橋 徹 (電中研), 谷 直樹 (IHI), 都留 智子 (川崎重工), 寺本 進 (東大), 堀川 敦史 (川崎重工), 武藤 昌也 (名城大), 山本 誠 (東京理科大), 渡邊 裕章 (九大)

IGTC2023行事委員会 ○岸根 崇 (三菱重工), 石川 智貴 (東芝ESS), 風見 秀樹 (本田), 佐藤 賢治 (三菱重工), 塚原 章友 (三菱重工), 堂浦 康司 (川崎重工), 中村 龍司 (三菱重工), 平川 香林 (IHI)

IGTC2023展示委員会 ○酒井 祐輔 (川崎重工), 川澄 郁絵 (本田), 庄司 烈 (JAXA), 須原 亮 (川崎重工), 竹田 敬士郎 (川崎重工), 玉井 亮嗣 (川崎重工), 原田 純 (川崎重工), 廣瀬 彬 (GE), 藤木 貴子 (IHI), 前田 大輔 (三菱重工), 森澤 優一 (東芝ESS)

IGTC2023財務委員会 ○大石 勉 (IHI), 平川 香林 (IHI)

編集後記

2年以上にもおよぶコロナ禍での行動制限や自粛生活にもようやく終わりの兆しが見えはじめ、今年のゴールデンウィーク明けには、それまで控えめにしていた海外出張や出社制限も徐々に緩和に向かうと思われたのもつかの間、7月に入るとオミクロン株による第7波が猛威をふるい始め、8月半ばには国内の新型コロナ新規感染者数が世界最多を記録するなど予断を許さない状況が続いています。世界では検査体制を大幅に縮小している国も多く、検査の絶対数が減ってきているのが日本の感染者数が突出している要因とも言われますが、コロナ感染により念願の選手権大会への出場を辞退せざるを得なくなったチームやコロナ感染リスクのため修学旅行や語学研修を中止する学校も数多く存在し、教育現場を含め我々の生活に多大な影響を及ぼし続けているこのパンデミックが、今年こそ何とか収束してくれることを切に願うばかりです。

コロナ禍に加え、ここ数年でもうひとつ我々の生活に定着した言葉に「カーボンニュートラル」があります。少し前まではどこか他人事に感じたこの言葉も、世界中の政府、企業、団体が、カーボンニュートラルに向けて並々ならぬ決意表明と行動を起こすなかで、いつしか「2050年カーボンニュートラル」が、世界共通の目標と感じられるようになったのは、大きな変化だと感じています。ただ、それを実現するためには大きな技術革新と環境整備が求められ、我々は今後幾多の困難を乗り越えつつその実現に向けて歩んでいく必要があります。

本号特集「ガスタービン材料開発と保証技術の最新動向」では、2050年カーボンニュートラルに向けて、今後一層の低環境負荷と高効率化が求められるガスタービンにおいて、その性能向上の鍵を握る各種主要材料の最新開発動向を、その最前線で活躍されるみなさんにご紹介いただきました。また、新材料およびそれを活用した製品の社会実装のために越えなければならないハードルと

して、特に航空領域における新材料認定、材料試験場認定、および製造品質保証の観点で、国内では貴重な経験をお持ちのみなさんに、その内容を解説していただきました。革新材料の開発から実用化に向けた様々な要素に対するチャレンジを通して、今後期待される新材料の実用化、延いてはガスタービンが見据えるカーボンニュートラルに向けた様々な目標の実現が可能になるものと信じています。

最後に、本号特集を編集するにあたり、企画の段階からさまざまな助言とご支援をいただきました皆さま、お忙しい中、快く執筆を引き受けてくださり、時間を惜しまずその作製にご協力いただきました皆さまに心より感謝を申し上げます。
(福谷 正幸)

● 9月号アソシエイトエディタ

福谷 正幸 (本田技術研究所)

● 9月号担当委員

加藤 千幸 (東京大学)

中野 賢治 (IHI回転機械エンジニアリング)

柳内 秀之 (本田技術研究所)

(表紙写真)

今回の表紙については、【論説・解説】の著者より流用およびお借りしています。

詳細については、下記記事をご参照ください。

- ・「航空エンジン用Ni基合金ディスク素材の製造方法とその特徴」…………… (P.294 ~ 300)
- ・「高圧ディスク用Ni-Co基超合金の粉末冶金プロセス技術開発」…………… (P.301 ~ 306)
- ・「ミクロ組織制御によって進化を続けるモビチック合金—開発と材料特性の現状—」…………… (P.318 ~ 326)

だより

♣事務局

この秋からいよいよ制限つきではありますが、対面でのイベント開催が始まりました。9月の教育シンポジウム、10月の市民フォーラム（ハイブリッド開催）、定期講演会、11月には50周年記念式典、見学会、1月セミナー、と目白押しです。コロナ感染対策を取りながらの開催ということもあり、抜かりないように準備を進めたいところですが、結局バタバタしてしまい、何かを忘れてるんじゃないかと落ち着かない毎日を過ごしています。

そんななか、先日、福井の恐竜博物館に行きました。恐竜にはまったく興味がなかったのですが、見応えのある博物館で、人気があるのも納得です。映像と違い、現地で目の当た

りにしないとわからない感覚があり、首の長い恐竜（名前は忘れました）を足元から眺めるとその大きさに圧倒されます。同行した人が「リアルだねえ」と言っていたのですが、リアルは誰も知らない、と思いながら見てきました。化石発掘体験イベントもあるそうで、恐竜の化石を発見したら博物館に発掘者の名前と一っしょに展示され、同時に発掘者に連絡が行くそうです。連絡による来場リピーター率はほぼ100%と説明員の方がおっしゃっていました。いろんな視点で展示・運営されており、この分野へ進む次世代の子供たちを増やす努力が垣間見えました。

(中村 優美)

学会誌編集および発行要領（抜粋）

2018年7月13日改定

1. 本会誌の原稿はつぎの3区分とする。
 - A. 依頼原稿：学会誌編集委員会（以下、編集委員会）がテーマを定めて特定の人に執筆を依頼する原稿。執筆者は本学会会員（以下、会員）外でもよい。
 - B. 投稿原稿：会員から自由に随時投稿される原稿。執筆者は会員に限る。
 - C. 学会原稿：本学会の運営・活動に関する記事（報告、会告等）および会員による調査・研究活動の成果等の報告。
- 1.2. 技術論文の投稿については、「技術論文投稿要領」による。
- 1.3. 英文技術論文の投稿については、Instruction to Authors, JGPP (International Journal of Gas Turbine, Propulsion and Power Systems) による。
2. 依頼原稿および投稿原稿は、論説・解説、講義、技術論文、寄書（研究だより、見聞記、新製品・新設備紹介）、随筆、書評、情報欄記事の掲載欄に掲載することとし、刷り上がりページ数は原則として以下のとおりとする。

論説・解説、講義	6ページ以内
技術論文	「技術論文投稿要領」による
寄書、随筆	3ページ以内
書評	1ページ以内
情報欄記事	1/2ページ以内
3. 原稿の執筆者は、本会誌の「学会誌原稿執筆要領」に従って原稿を執筆し、編集委員会事務局（以下、編集事務局）まで原稿を提出する。編集事務局の所在は付記1に示す。
4. 依頼原稿は、編集委員会の担当委員が、原稿の構成、理解の容易さ等の観点および図表や参考文献の書式の観点から査読を行う。編集事務局は査読結果に基づいて、執筆者への照会、修正依頼を行う。
5. 投稿原稿のうち技術論文以外のものは、編集委員会が審査し、本会誌への掲載可否を決定する。
6. 投稿原稿のうち技術論文の審査、掲載については、「技術論文投稿要領」に従う。
7. 依頼原稿の執筆者には、学会事務局から原則として「学会誌の執筆謝礼に関する内規」第2条に定めた謝礼を贈呈する。
8. 非会員の第一著者には掲載号学会誌1部を贈呈する。
9. 本会誌に掲載された著作物の著作権は原則として本学会に帰属する。本学会での著作権の取扱いについては別途定める「日本ガスタービン学会著作権規程」による。
10. 他者論文から引用を行う場合、本会誌に掲載するために必要な事務処理及び費用分担は著者に負うところとする。

付記1 原稿提出先および原稿執筆要領請求先（編集事務局）
 ニッセイエブロ(株) 企画制作部
 学会誌担当：高橋 邦和
 〒105-0003 東京都港区西新橋1-18-17 明産西新橋ビル
 TEL：03-5157-1277
 E-mail：eblo_h3@eblo.co.jp

技術論文投稿要領（抜粋）

2021年7月11日改定

1. 本学会誌に投稿する和文技術論文（以下和文技術論文）およびJGPPに投稿する英文技術論文（以下英文技術論文）は次の条件を満たすものであること。
 - 1) 和文技術論文の責任著者は、論文投稿時および論文掲載時に、本学会の正会員または学生会員であること。英文技術論文についてはこの限りではない。
 - 2) ガスタービン及びエネルギー関連技術に関連するものであること。
 - 3) 和文技術論文は「学会誌原稿執筆要領」に従って執筆された日本語原稿、英文技術論文は「Instruction to Authors」に従って執筆された英語原稿であること。
 - 4) 一般に公表されている刊行物に未投稿であること。ただし、以下に掲載されたものは未投稿と認め技術論文に投稿することができる。
 - ・本学会主催の学術講演会・国際会議のプロシーディングス
 - ・特許および実用新案の公報、科学研究費補助金等にかかわる成果報告書
 - ・他学協会の講演要旨前刷、社内報・技報、官公庁の紀要等の要旨または抄録
2. 技術論文のページ数は、和文技術論文は原則として刷り上がり8ページ以内とする。ただし、「学会誌の掲載料に関する内規」第2条に定めた金額の著者負担で4ページ以内の増ページをすることができる。英文技術論文は「Instruction to Authors」に定める。
3. 和文技術論文のカラー図は電子版と本学会ホームページ上の「技術論文掲載欄」に掲載し、冊子体にはモノクロ変換した図を掲載する。著者が「学会誌の掲載料に関する内規」第3条に定めた金額を負担する場合には、冊子体もカラー印刷とすることができる。
4. 投稿者は、「学会誌原稿執筆要領」「Instruction to Authors」に従って作成された原稿電子データを、「技術論文原稿表紙」とともに技術論文投稿システム(Editorial Manager)から提出する。
5. 投稿された論文は、論文委員会が「論文査読に関する内規」に従って査読を行い、掲載可否を決定する。
6. 論文内容についての責任は、すべて著者が負う。
7. 和文技術論文の著作権に関しては、別途定める「日本ガスタービン学会著作権規程」、および「学会誌編集および発行要領」第5章第16条を適用する。英文技術論文の著作権に関しては、別途定める「日本ガスタービン学会著作権規程 (Copyright Regulations of the Gas Turbine Society of Japan)」, および「英文論文集発行要領」第6章を適用する。

日本ガスタービン学会誌

Vol. 50 No. 5 2022.9

発行日 2022年9月20日

発行所 公益社団法人日本ガスタービン学会

編集者 新関 良樹

発行者 福泉 靖史

〒160-0023 東京都新宿区西新宿7-5-13

第3工新ビル402

Tel. 03-3365-0095 Fax. 03-3365-0387

郵便振替 00170-9-179578

銀行振込 みずほ銀行 新宿西口支店

(普) 1703707

印刷所 ニッセイエブロ(株)

〒105-0003 東京都港区西新橋1-18-17

明産西新橋ビル

Tel. 03-5157-1277

©2022, 公益社団法人日本ガスタービン学会

複写複製をご希望の方へ

公益社団法人日本ガスタービン学会では、複写複製に係る著作権を一般社団法人学術著作権協会に委託しています。当該利用をご希望の方は、学術著作権協会 (<https://www.jaacc.org/>) が提供している複製利用許諾システムを通じて申請ください。