

特集③

発電用ガスタービン高効率化に向けた耐熱材料の開発動向



材料・製造技術ユニット 玉生 良孝

1. はじめに

1997年の京都会議（COP3：気候変動枠組条約第3回締結国会議）において、日本の地球温暖化ガス削減目標として「1990年比6%減を2008～2012年に達成」が議定書に盛り込まれた。我が国は2002年にこれを批准した。地球温暖化防止の観点から、CO₂排出削減のため、革新的技術の開発が求められている。

発電所等のエネルギー転換部門に由来するCO₂排出は火力発電を原子力発電に代替することで著しく削減できることが知られているが、昨今の状況から原子力発電所の増設は困難に直面している。このような状況下において、現実的なCO₂削減策として電力の主要構成要素を占める火力発電の効率向

上が期待されている。

ガスタービンやジェットエンジンなどの熱機関は、カルノーサイクル^(注1)の高温側をより高温で運転することにより、最も有効に効率を上昇させられることが知られているが、そのためにはすぐれた耐熱材料が必要となる。

総合科学技術会議では、ナノテクノロジー・材料分野の重点領域として「環境保全・エネルギー利用高度化材料」を挙げ、達成目標に「COP3目標実現に必要な総合的なCO₂排出量削減のための材料の実現と実社会への浸透」を掲げている。技術的目標の一例としては、「火力発電の単位電力当たりのCO₂の30%削減を実現する高温強度・耐食性を向上した金属材

料の実現」が示されている。具体的には、タービン入口温度を現行の1,500℃から1,700℃に高温化するために必要な超耐熱金属材料およびタービンシステム技術の開発が求められている。

本稿では、超高温ガスタービン実現に不可欠な超耐熱材料に焦点を当て、その技術開発を概観し今後の動向を述べる。

(注1) 気体に、等温膨張、断熱膨張、等温圧縮および断熱圧縮を行わせる熱機関。その効率 η は、 $\eta = 1 - T_L/T_H$ で表される。ここで、 T_L 、 T_H はそれぞれ低温、高温熱源の絶対温度。

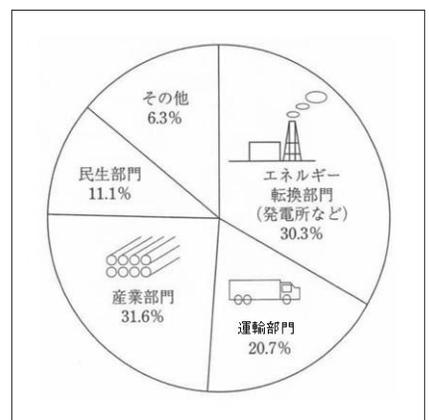
2. CO₂ 排出量削減対策としての耐熱材料開発

温暖化を始めとする地球環境問題への対応は耐熱材料を取り巻く状況にも影響を与えた。日本国内のCO₂総排出量の内訳を部門別に見ると図表1に示される様に、発電所などのエネルギー転換部門が最も多く約30%を占める。発電に関して見れば、図表2に示される様に、電力供給量の55%を賄う火力発電が、発電に由来するCO₂の殆ど全てを排出している。このような状況において、電源構成の主軸を担う火力発電プラントでは、高温高压化、とりわけ超々臨界圧

による発電効率向上の取り組みと共に、カーボン量の少ない天然ガスの使用や、コンバインドサイクル発電（後述）の採用等の取り組みが進んでいる。

現状、石炭や石油等の火力発電の平均熱効率は約40%（HHV基準^(注2)）である。即ち、大量に燃焼された化石燃料の半分以上は熱的に有効利用されずにCO₂を排出している。近年、石炭、石油等の従来の燃料に比べて単位熱量当たりのCO₂発生量が少ない液化天然ガス（LNG：Liquefied Natural

図表1 国内CO₂総排出量の内訳¹⁾



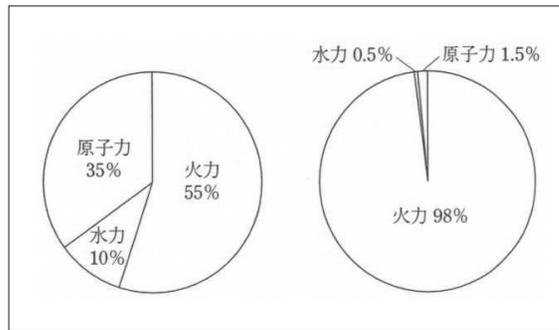
Gas) を燃料として用いる LNG 火力が注目されている。中でも、ガスタービンの発電に加え、その廃熱を有効利用してつくった蒸気によって蒸気タービンを駆動して発電する LNG 複合 (コンバインドサイクル) 発電は、熱効率が高く、火力発電の中では CO₂ 発生量が最も少ない。図表3に示される様に、石炭火力を LNG コンバインドサイクル発電に更新することにより、単位発電電力量 (kWh) 当たり約 47% の CO₂ 削減効果を生揮しうる。太陽光、風力等の自然エネルギーによる発電で、基幹エネルギーを代替することは困難であり、LNG コンバインドサイクルが発電部門における CO₂ 削減策の切り札的存在となっている。

120 万 kW 級の大型の石炭火力発電 1 基当たりの CO₂ 発生率は国内総排出量の 0.7% に相当する。これを次世代の超高効率 LNG 複合発電 (タービン入口ガス温度 1,700℃、熱効率 60%) に更新すれば、燃料転換と高効率化によって CO₂ 発生率は 0.3% まで削減することが可能と考えられている。国内の主要な石炭火力発電所は 12 基 (出力 90 万 kW 以上) で、その合計出力は 1,713.5 万 kW (H13 年 3 月末現在) に相当する⁵⁾。これは国内 CO₂ 総排出量の約 10% を占める。超高効率発電導入による CO₂ 削減効果は十分に大きいと考えられる。

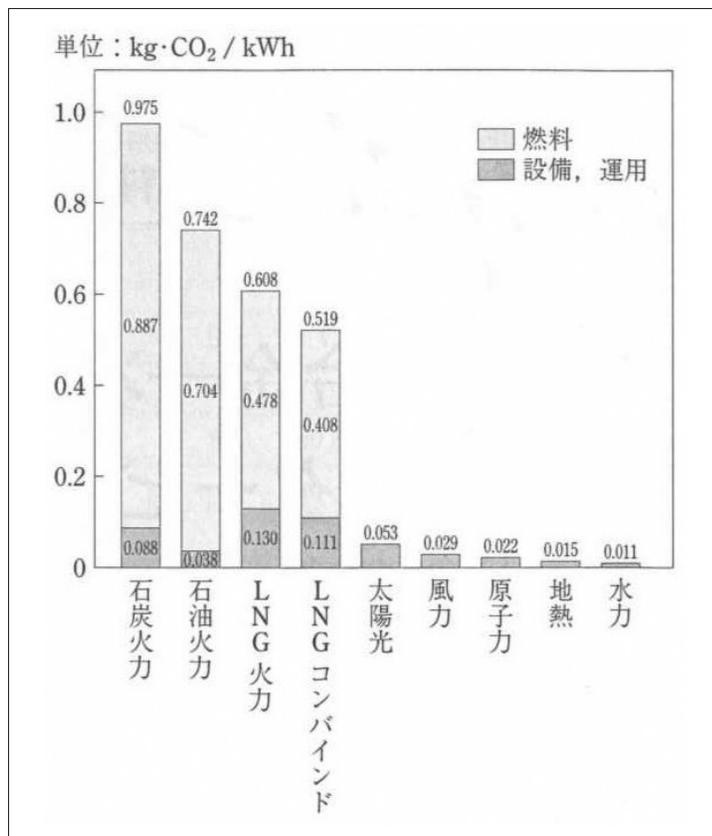
コンバインドサイクル発電については、まず 1,100℃ 級 (タービン入口ガス温度) 機が本格的に導入された。1990 年代後半からは、より高い熱効率、環境性、機動性を兼ね備えた 1,300℃ 級 ACC (Advanced Combined Cycle) 発電設備が LNG 火力の主流となってきた。さらに熱効率 52~54% (HHV 基準) を実現する 1,450~1,500℃ 級のコンバインドサイクル発電設備の開発も既に実用化の段階に入っている^{6,7)}。

(注2) 高位発熱量基準。燃料のもつエネルギー (発熱量) を表示する際の条件を示すもので、高位発熱量基準 (HHV) では燃料中の水分および燃焼によって生成された水蒸気の凝縮熱 (蒸発潜熱) を発熱量として含む。低位発熱量 (LHV) 基準では蒸発潜熱を加算しない。従って発電効率は高位発熱量基準の方が、低位発熱量基準よりも低い値になる。

図表2 国内の発電方式による電力供給比 (左)²⁾ および CO₂ 排出比 (右)³⁾



図表3 国内の電源別 CO₂ 排出原単位¹⁾



このような最新鋭のガスタービンの開発では、燃焼ガスを高温化するため Ni 基超合金に代表される耐熱金属材料においては、一方凝固材、単結晶材などが開発され耐用温度が向上しており、材料開発が大きな役割を果たした。また、耐熱金属材料の開発と共にタ

ービン翼の冷却技術や外面の遮熱セラミックコーティング材料が開発されてきた。

図表4に耐熱材料の耐用温度とコンバインドサイクルの熱効率の関係を、実用技術レベルおよび各国のプロジェクトの開発目標値についてまとめて示す⁴⁾。普及型

LNG コンバインドではタービン入口ガス温度が1,100～1,300℃で熱効率が43～49%程度であるが、1,500℃級では50%を超える熱効率が達成されており、今後タービン入口ガス温度を1,700℃にすれば熱効率は60%まで高効率化すると試算されている。実効的CO₂削減策として超高効率ガスタービン実現のため、新しいタービン動・静翼材用超耐熱材料の開発が求められている。

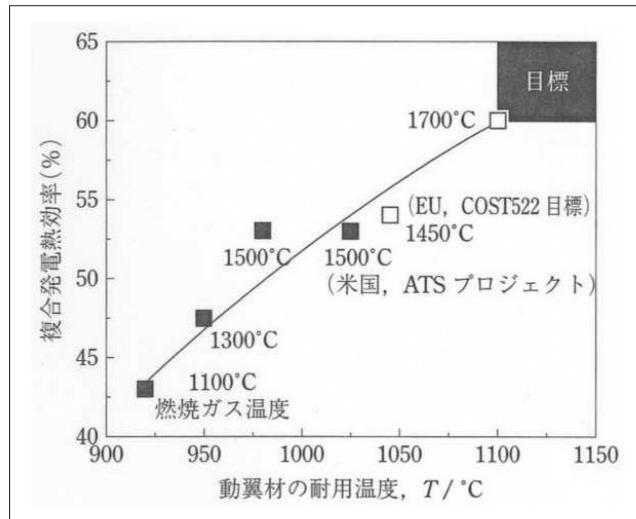
図表4中、米国ATSプロジェクトは、DOEの先進タービンシステム(ATS)プロジェクトで、1,500℃級のガスタービンがGEを中心に開発され実用化されている。欧州では1998年からCOST-522プロジェクトで1,450℃級の発電タービンを目標に研究が進んでいる。我が国においても、電力産業用高効率ガスタービンの開発に向けて、タービン入口ガス温度を1,700℃へと高温化することが計画されている。

欧米における耐熱材料開発が、戦略的技術である航空機用ジェットエンジン開発を牽引役として産学官一体となって開発されているのに対し^{8,9)}、日本では耐熱材料は民生用ガスタービン主体に開発されており、その開発の背景は大

きく異なる。

エネルギー・地球環境問題が深刻になる今世紀においては、耐熱材料は航空技術の側面からだけでなく、エネルギー高度利用の観点からも、戦略的な重要性を今後増すものと考えられる。

図表4 空冷翼として用いる場合のタービン動翼材の耐用温度と複合発電熱効率⁴⁾



図中右上の目標は、文部科学省/経済産業省/物質・材料研究機構等で計画立案中のプロジェクトの開発目標

3. Ni 基超合金の開発の経緯

耐熱材料に要求される基礎的な特性としては、高温での強度、耐酸化性、耐腐食性等が重要である。超耐熱合金(超合金)にはニッケル基、鉄基、コバルト基等の種類があるが、産業用ガスタービンやジェットエンジンの出力や効率を決定づける高温部、特に燃焼器、高圧タービンには、各種Ni基超合金が多用されてきた。図表5に、Ni基超合金の耐用温度向上の経緯を示す¹⁰⁾。縦軸は耐用温度として、応力137MPaにおいて1,000時間でクリープ(注3)破断する温度を示している。ガスタービンでは、高温ガスと耐熱材料の間に数百℃の温度勾配があるが、耐熱材料の耐用温度を向上させられればそれに応じてタービン入口ガス温度を上昇させることが可能になる。

1999年度からはじまった新世

(注3) 材料を高温に保ち、ある一定の応力をかけた場合、瞬間的には破断しないが、長時間にわたって材料が徐々に変形し最終的には破断に至る現象。ガスタービンやジェットエンジン、ボイラーなど、高温で長時間用いる機器の構造材料部材にとって最も重要な特性。

(注4) 中空な鋳物を作る場合に主型の中空部にはめ込む鋳型

紀耐熱材料プロジェクトでは、材料温度を100℃向上させることによりガス温度を200℃向上させ、1,700℃級の超高効率ガスタービンを実現するための研究が進められている。

Ni基超合金は、鍛造合金から普通鋳造合金、一方向凝固合金、単結晶合金へと進化してきた。1940年代に開発された鍛造(Wrought)合金N80等がタービンの動・静翼に適用され、析出強化等により強度を上げてくると、鍛造成形が次

第に困難になってきた。これに替わって、1950年代半ばに真空溶解技術が開発され、Al、Ti等の活性元素を多量に含む合金組成を、中子(注4)を用いた普通鋳造(CC: Conventionally Cast)鋳物として精密鋳造することが可能となり、析出強化や固溶強化がさらに進んだ。しかしながら、得られた合金は結晶粒が多数集合した多結晶であり、結晶粒界が破壊の起点になることが課題であった。特にタービンプレードの場合、高温で高速

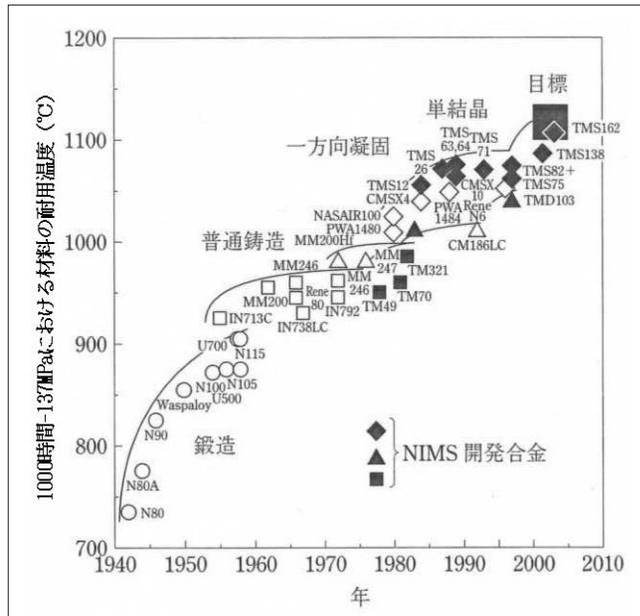
回転しているため長時間使用すると遠心力によって結晶粒界に沿って割れが生じてしまうという問題があった。

これに対して結晶制御により、一方向凝固合金や単結晶合金による casting material で、疲労とクリープ破壊が発生しやすいタービン翼の長手方向に垂直な結晶粒界を無くした合金が開発された。1970年頃に米国で一方向凝固 (DS: Directionally Solidified) プロセスの適用が開始されると、長手方向にかかる遠心力とほぼ平行に結晶粒界をそろえることにより、タービン翼の長手方向のクリープ強度と延性、および疲れ特性が大幅に向上した。さらに、1980年頃には、結晶粒界を全て無くし高温強度を大幅に向上させた単結晶 (SC: Single Crystal) 合金が開発された。図表6に普通 casting、一方向凝固、および単結晶凝固によるタービン動翼を示す。方向性凝固により優先的に成長する結晶方位は、クリープ強度に優れ、熱疲労に強いという特性を持つ¹¹⁾。

また、単結晶超合金を越えるクリープ強度を有する超合金として酸化物分散強化 (ODS) 超合金が開発されている^{11, 12)}。この合金は、機械的合金 (メカニカルアロイ) 化→押出加工→一方向再結晶という一連のプロセスで製造される。酸化イットリウム (Y₂O₃) のような長時間での高温下使用でも安定な微細酸化物が均一に分散されているため、特に1,000℃を越える様な高温のクリープ強度に優れている。この合金は、シートに鍛造、圧延が可能なものは燃焼器などの高温部材として用いられているが、延性が不十分なことや空冷翼製造が困難であることなどによりタービン動翼への本格的実用化には至っていない。材質の安定化・均質化と製造加工コストの低減も課題である。

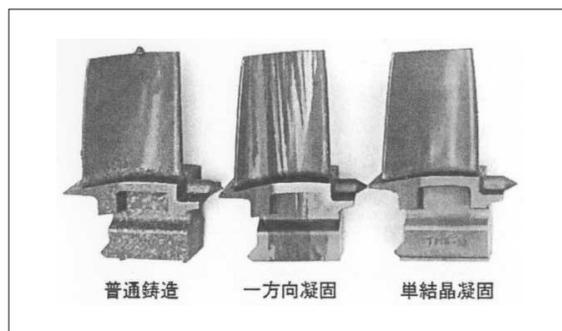
1940年代初頭の開発直後の合

図表5 Ni 基超合金の耐用温度向上の歴史¹⁰⁾



耐用温度は137MPaの応力下でのクリープ破断寿命が1000hとなる温度。
 ○: 鍛造 (Wrought) 合金, □: 普通 casting (CC) 合金, △: 一方向凝固 (DS) 合金, ◇: 単結晶 (SS) 合金。黒塗りの NIMS 開発合金は、物質・材料研究機構 (旧金属材料技術研究所) における開発合金を表す。図中の目標は新世紀耐熱材料プロジェクトにおける開発目標

図表6 普通 casting、一方向凝固、および単結晶凝固によるタービン動翼¹²⁾



金の耐用温度が730℃程度であったものが、最近では1,100℃まで開発が進んできた。350~400℃近い耐用温度の向上に約60年を費やしており、構造材料開発の典型的な例として、時間をかけて徐々に特性を向上させてきたことが伺われる。

代表的なタービン翼用 Ni 基超合金の組成を図表7に示す¹²⁾。何れの合金も10種類程度の構成元素を含む複雑な組成になっているが、強度、耐腐食性、耐酸化性、 casting 特性や熱処理特性等を考慮して合金元素が添加されている。合金組成に応じて、初期の第1世代合金、Re (レニウム) を

3 mass%程度含む第2世代合金、Re を5~6mass%含む第3世代合金、さらに最近ではRu (ルテニウム) などの貴金属を含む第4世代合金と区別される。

開発合金の内、旧金属材料技術研究所で開発された TMS 以外は民間で開発されたことは特筆される。PWA、Rene、CMSX 等は米国、MC はフランス、MDSC は日本のメーカーで開発された合金の商標である。特に欧米では航空宇宙産業においてエンジン開発が盛んであったため、政府が民間企業を支援し、官民一体となって耐熱合金の開発が加速された⁹⁾。

図表7 代表的なタービン翼用 Ni 基超合金の組成 (mass%, 残 Ni)¹²⁾

| 種類 | 合金名 | 合金組成 | | | | | | | | | | | | | | 備考 |
|----------|-----------|------|------|-----|------|------|-----|-----|-----|------|-----|------|-------|-------|---------|-----|
| | | Co | Cr | Mo | W | Al | Ti | Nb | Ta | Hf | Re | C | B | Zr | Others | |
| CC | IN738 | 8.5 | 16 | 1.7 | 2.6 | 3.4 | 3.4 | - | 1.7 | - | - | 0.17 | 0.01 | 0.1 | - | - |
| | IN792 | 9 | 12.4 | 1.9 | 3.8 | 3.1 | 4.5 | - | 3.9 | - | - | 0.12 | 0.02 | 0.2 | - | - |
| | Rene' 80 | 9.5 | 14 | 4 | 4 | 3 | 5 | - | - | - | - | 0.17 | 0.015 | 0.03 | - | - |
| | MarM247 | 10 | 8.5 | 0.7 | 10 | 5.6 | 1 | - | 3 | - | - | 0.16 | 0.015 | 0.04 | - | - |
| | TM - 321 | 8.2 | 8.1 | - | 12.6 | 5 | 0.8 | - | 4.7 | - | - | 0.11 | 0.01 | 0.05 | - | - |
| DS | GTD111 | 9.5 | 14 | 1.5 | 3.8 | 3 | 4.9 | - | 2.8 | - | - | 0.1 | 0.01 | - | - | 1st |
| | CM247LC | 9 | 8 | 0.5 | 10 | 5.6 | 0.7 | - | 3.2 | 1.4 | - | 0.07 | 0.015 | 0.01 | - | 1st |
| | TMD - 5 | 9.5 | 5.8 | 1.9 | 13.7 | 4.6 | 0.9 | - | 3.3 | 1.4 | - | 0.07 | 0.015 | 0.015 | - | 1st |
| | PWA1426 | 12.0 | 6.5 | 1.7 | 6.5 | 6 | - | - | 4 | 1.5 | 3 | 0.1 | 0.015 | 0.03 | - | 2nd |
| | CM186LC | 9 | 6 | 0.5 | 8.4 | 5.7 | 0.7 | - | 3.4 | - | 3 | 0.07 | 0.015 | 0.005 | - | 2nd |
| | TMD - 103 | 12 | 3 | 2 | 6 | 6 | - | - | 6 | 0.1 | 5 | 0.07 | 0.015 | - | - | 3rd |
| SC | PWA1480 | 5 | 10 | - | 4 | 5 | 1.5 | - | 12 | - | - | - | - | - | - | 1st |
| | Rene' N4 | 8 | 9 | 2 | 6 | 3.7 | 4.2 | 0.5 | 4 | - | - | - | - | - | - | 1st |
| | CMSX - 2 | 4.6 | 8 | 0.6 | 8 | 5.6 | 1 | - | 9 | - | - | - | - | - | - | 1st |
| | MC2 | 5 | 8 | 2 | 8 | 5 | 1.5 | - | 6 | - | - | - | - | - | - | 1st |
| | MDSC - 7 | 4.5 | 10 | 0.7 | 6 | 5.4 | 2 | - | 5.4 | - | 0.1 | - | - | - | - | 1st |
| | TMS - 26 | 8.2 | 5.6 | 1.9 | 10.9 | 5.1 | - | - | 7.7 | - | - | - | - | - | - | 2nd |
| | PWA1484 | 10 | 5 | 2 | 6 | 5.6 | - | - | 9 | - | 3 | - | - | - | - | 2nd |
| | Rene' N5 | 8 | 7 | 2 | 5 | 6.2 | - | - | 7 | 0.2 | 3 | - | - | - | - | 2nd |
| | CMSX - 4 | 9 | 6.5 | 0.6 | 6 | 5.6 | 1 | - | 6.5 | 0.1 | 3 | - | - | - | - | 2nd |
| | TMS - 82 | 7.8 | 5 | 3.4 | 8.7 | 5.2 | 0.5 | - | 4.4 | 0.1 | 2.4 | - | - | - | - | 2nd |
| | YH61 | 1 | 7.1 | 0.8 | 8.8 | 5.1 | - | 0.8 | 8.9 | 0.25 | 1.4 | 0.07 | 0.02 | - | - | 2nd |
| | Rene' N6 | 12.5 | 4.2 | 1.4 | 6 | 5.75 | - | - | 7.2 | 0.15 | 5.4 | 0.05 | 0.004 | - | 0.01Y | 3rd |
| | CMSX - 10 | 3 | 2 | 0.4 | 5 | 5.7 | 0.2 | 0.1 | 8 | 0.03 | 6 | - | - | - | - | 3rd |
| TMS - 75 | 12 | 3 | 2 | 6 | 6 | - | - | 6 | 0.1 | 5 | - | - | - | - | 3rd | |
| ODS | MA6000 | 2 | 15 | 2 | 4 | 4.5 | 2.5 | - | 2 | - | - | 0.05 | 0.01 | 0.15 | 1.1Y203 | - |
| | TMO - 20 | 8.7 | 4.3 | 1.5 | 11.6 | 5.5 | 1.1 | - | 6 | - | - | 0.05 | 0.01 | 0.05 | 1.1Y203 | - |

種類の CC は普通鑄造、DS は一方向凝固、SC は単結晶、ODS は酸化物分散強化を表す。また、備考の 1st, 2nd, 3rd は合金開発の世代を表す

4. 実用化が期待される新材料の開発¹²⁾

Ni 基超合金を遙かに上回る耐温度を発現する可能性があるとして新しい材料系の開発が進んでいる。これらの材料は、実用的な耐熱材料としては Ni 基超合金を代替する程の信頼性は未だ得ていないが、将来を担う革新的耐熱材料として実用材料の開発が囑望されている。

●セラミックス

金属を凌ぐ耐熱材料としてセラミックスが期待されている。特に

窒化珪素(シリコンナイトライド)系セラミックスは自動車用エンジン部品等の機械部品に使われており、1,000℃以下の温度範囲では、耐食性、強度、靱性に優れた信頼性の高い材料として評価されている。しかしながら 1,000℃以上の高温では強度が低下するため、ガスタービン用の材料として使用するには問題があった。最近の研究で、高温での強度低下の原因である粒界相の組成を制御することにより耐熱性を向上させて、1,500℃まで

強度低下の少ない材料が得られたとの報告もある。今後靱性等の一層の向上により高温での使用における信頼性向上が期待される。

●金属間化合物合金

金属間化合物は一般に室温での延性に乏しいが、TiAl 金属間化合物は、比重が Ni 基合金の約 1/2 で、比強度、比クリープ強度が Ni 基合金と同等、比剛性が高いなどの特徴を有しており、TiAl 基合金は、比較的軽量、高比強度で、

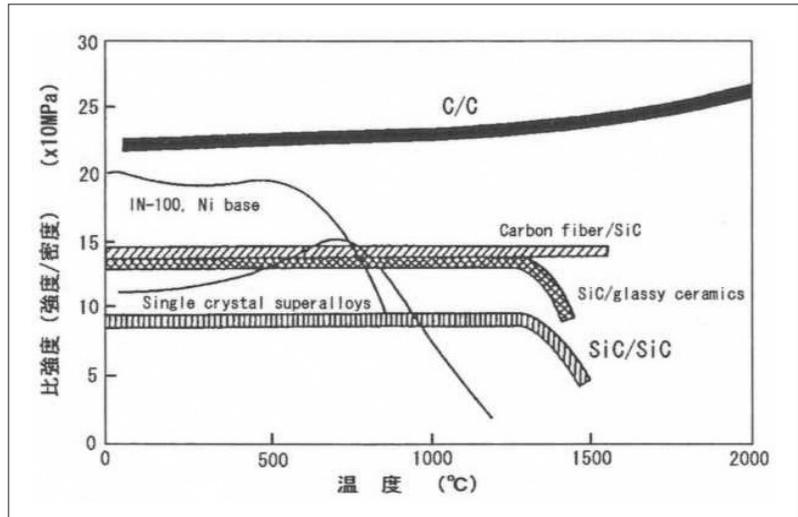
ある程度の室温延性を有していることから実用に近い合金である。コストパフォーマンスなどの点に課題は残るが、経済産業省の「環境適合型次世代超音速推進システム (ESPR)」では低圧タービン翼や静止部材への適用が検討されている。一方向凝固法による TiAl 系合金の結晶方位や金属組織制御により、優れたクリープ強度と室温引張り延性の両立等の研究成果も得られている。現在では、複雑形状を可能にする成形技術の確立や高温強度の向上を図る研究開発が進められている¹¹⁾。

●高融点合金

高融点金属は無冷却翼材として期待されている。中でも Nb (ニオブ) は融点が 2,468℃ と高温であるだけでなく、比重が超合金と同程度であり、延性にも優れている。1,500℃ 程度まで使用可能な高温強度を有しているが、耐酸化性が悪いことが実用化の障害となっていた。Nb に Si を添加して Nb 固溶体と Nb シリサイドの複合組織とすることによって、1,200℃ 付近で Ni 基超合金に匹敵する耐酸化性を持つ合金が得られている。経済産業省の「高融点金属系部材の高度加工技術」でも Nb 合金の研究開発が行われ、高温強度の大幅な向上が報告されてはいるが、現状では耐酸化性と強度を両立させるには至っていない。

Nb 合金以外でも、高融点金属をベースメタルに用いて Ni 基超合金と同様の組織を再現した高融点超合金が開発されている。融点 2,447℃ の白金族元素 Ir (イリジウム) をベースとして用いる Ir 合金は、融点が高く、室温での弾性係数が非常に高いことから、耐熱材料としての可能性を備えている。耐酸化性も従来の高融点合金に比べ改善されてはいるが、高温強度以外の比重や価格等の要求特性がバランスせず実用のレベルに

図表8 各種複合材料の高温強度¹⁴⁾



IN-100, Single crystal superalloys はいずれも Ni 基超合金

は達していない。Ir 以外にも Rh (ロジウム)、Pt (白金) 等をベースとした白金族基超合金が開発されている¹³⁾。これらの合金はすぐに実用化に結びつくものではないが、ここで得られた知見が Ni 基超合金への合金元素添加効果やコーティング材料としての予察に活用されている。

Cr 合金は従来延性に課題があり、延性を向上させると強度が低下するという問題があったが、超高純度溶解法により従来材と同等以上の強度と、室温での優れた延性、加工性が得られたことが報告されており、最近再び注目されている。また、通常溶解法で作製した Cr-W 合金あるいは Cr-Re 合金において、1,100℃ を越える高温域で Ni 基単結晶超合金を上回る高温強度が得られたとの報告もある。Cr 合金には高温で窒素の侵入による脆化が起こるといった問題があり、改善が待たれる。

●複合材料

耐熱性向上および軽量化の観点から、金属基複合材料 (MMC)、セラミック基複合材料 (CMC)、C/C (Carbon Carbon Composite) 等の複合材料が新たな耐熱材料として開発が期待されている。

金属基複合材料 (MMC) は、

軽量化や比強度向上の観点から研究が進み、Al 基、Ti 基、金属間化合物基等の材料が開発されてきた。「環境適合型次世代超音速推進システム」において部材化プロセスなどの研究が進められているが、実用化のためには、製造コストの低減と同時に、設計のための材料データベースの充実も求められている。

図表 8 に SiC 系複合材料と炭素系複合材料の温度に対する比強度の関係を、Ni 基超合金と対比して示す。これら複合材料は Ni 基超合金と異なり、1,000℃ を越える高温域においても比強度が良好な値を維持していることがわかる。

セラミック基複合材料 (CMC) は、比重が Ni 基合金の約 1/3 ~ 1/4、耐熱温度が 1,200℃ を越えるセラミックスと、SiC 等の強化繊維を組み合わせた材料であり、通常のセラミックに比べて破壊抵抗が格段に大きく、超軽量・超高温域対応の耐熱材料として燃焼器ライナー、高圧タービン静翼、シュラウドなどへの適用が期待されている。日本には優れた SiC 系繊維があるため、この分野における国内の技術レベルは高い。実用化を進めるにはコストの低減が最重要課題ではあるが、繊維と母相間の界面の組織制御技術や耐環境性向

上のためのコーティング技術などプロセス技術の開発も求められている。

C/C (Carbon Carbon Composite) は、2000℃に達する超高温まで強度が増加し、軽量耐熱材料として期待されている。しかしながら高温ガス雰囲気での耐酸化性が実用化の障害になっているため、コーティング技術の開発等により実用環境下における信頼性を高めることが重要課題である。

これらの複合材料はいずれも開発途上であり、複雑形状の成形や、高温下での耐環境性などに課題が残っており、現状では実用化までには至っていない。今後は材料特性の向上だけでなく、成形加工技術の確立や信頼性の向上等が期待される。

●遮熱コーティング (TBC)

ガス温度が向上し、ガスタービ

ンの運転条件が過酷になるにつれて、タービン翼、燃焼器など特に高温に曝される Ni 基超合金部材は、殆どが耐腐食、耐酸化、遮熱等の観点からコーティングを行って使用されるようになってきている。ガス温度の上昇に伴って特に重要性を増してきたのが遮熱コーティング (Thermal Barrier Coating) である。合金層の上に溶射または電子ビーム蒸着 (EB-PVD) によりイットリア安定化ジルコニア (YSZ) をコーティングし、動静翼の強制空冷による内部冷却と合わせて用いることによって、コーティング層中に大きな温度勾配を作りメタル温度の上昇を抑えている。コーティング材としての酸化物には、熱膨張係数が比較的大きく (金属に近く)、熱伝導率の小さい材料が望ましい。長時間の使用中に徐々に特性が劣化したり剥離することが無い様な材料の開

発・探索が行われている。

最新鋭のガスタービンには、Ni 基超合金の一方向凝固 (DS) 材、単結晶 (SS) 材、遮熱コーティング (TBC) 材等が採用されており、冷却技術の開発と共に、ガス温度の大幅な向上、発電効率の高効率化に貢献してきた。燃焼室等の一部部材にはセラミックス等の新材料も適用が試みられているが、新材料に関してはどの材料が将来本格的に実用化されるかは未だ不確定である。広範な新材料に対して網羅的な研究開発が継続される必要があるが、将来の本格的採用を見通して、新材料の特性に合わせたシステム設計の検討も必要と思われる。過酷な運転条件での長時間の組織安定性や信頼性向上等においてシステム側と連携した材料技術開発を行うべきである。

5. おわりに

本稿では CO₂ 削減策としての観点から、耐熱材料の技術開発動向を概観した。耐熱材料はガスタービンやジェットエンジンなどの先進熱機関の熱効率を大きく左右するキーマテリアルであり、その開発は省エネルギー・省資源の観点からも、環境・エネルギー・材料の分野横断的に重要なテーマである。

耐熱材料は元来、ジェットエンジン等に使用される戦略的材料であり、欧米では軍事目的から材料開発が進められてきたという経緯があり、民生中心の日本とはその開発の背景を異にする。従来我が国の耐熱材料開発は、旧金属材料技術研究所 (現独立行政法人物質・材料研究機構) が先導してきたが、世界的に見れば高効率ガスタービンや超耐熱材料の開発では民間企業の果たしてきた役割が大きい。欧米ではジェットエンジン開発を国策として、国が民間企業を支援

して耐熱材料開発を推進してきたという経緯があり、その意味では日米欧何れでも耐熱材料開発に果たした国の役割は小さくない。

耐熱材料が、エネルギー高度利用の観点から戦略的重要性を増してきた今日、地球規模での環境問題解決のために、耐熱材料・ガスタービンの世界市場に対して、我が国の技術力の強化を通じた国際競争力の強化が望まれる。現在、日本製のタービンの耐用温度は世界最高レベルに達している。今後、より耐用温度の高い超耐熱材料を早期に開発することにより、次世代ガスタービンシステムの開発、実用化において我が国が指導的役割を果たすことが期待される。

地球環境保全という命題に対する日本発のメッセージとして、国が研究開発を推進し、研究開発の成果を速やかに事業化・産業化することが求められているが、材料

開発に時間がかかることは、今までの超合金開発の歴史が物語っている。次世代のガスタービンは耐熱材料として Ni 基超合金が使用されると考えられるが、将来的にはより高い耐用温度を有するセラミックスや高融点超合金等が本格的に実用化される可能性もあり、これら新材料の開発も並行して推進する必要がある。技術の継続的発展のためにも、長期的展望に立った継続的な支援が求められる。

(社)日本金属学会の材料戦略委員会で議論されている耐熱材料技術戦略のロードマップでは、CO₂ 削減目標達成のための方法論とタイムスケジュールが示されており、その中で高効率ガスタービンの開発、超耐熱材料開発の必要性が述べられている。新しい技術開発が実用化されるためには、システムと材料が密接に連携して開発を推進していく必要があり、今後さら

に産学官が連携して具体的な開発計画づくりを進めていく必要がある。2004年度から着手が計画されている、経済産業省主導の「高効率ガスタービン実用化要素技術開発」と、文部科学省主導の「超耐熱材料の実用化開発」においては、システムと材料が連携をより密にして開発を推進し、超高効率火力発電技術の開発を官民協力して進めるべきである。

産学官連携が謳われる中で、これからの耐熱材料開発における官の役割としては、研究開発の協力体制と役割分担を効果的に機能させるための環境作りとして、学協会等を利用した異分野技術交流の枠組み構築や調整機能への寄与が期待される。また材料評価やシステム要素技術に関してデータベース構築等の技術基盤整備を行う必要がある。

依然として厳しい経済情勢が続くなか、経済活性化の担い手である製造業の国際競争力強化・維持のため、環境負荷最小化のための材料開発を継続して推進することが期待されるが、そのためには民間企業が積極的に省エネルギー・省資源対応の材料・製造技術の開発・利用を行える様なインセンテ

ィブを、税制等も含めて検討することがこれからの課題と思われる。

謝 辞

本稿は、科学技術政策研究所において2003年9月11日に行われた物質・材料研究機構材料研究所超耐熱材料グループ原田広史ディレクターによる講演会「超耐熱材料の実用化戦略とエネルギー産業分野への波及効果～ジェット機からパワーエンジニアリングまで～」をもとに、科学技術動向研究センターによる調査を加えてまとめたものである。本稿をまとめるにあたって、原田氏にはご指導をいただくとともに関連資料を快くご提供いただきました。文末にはなりますが、ここに深甚な感謝の意を表します。

参考文献

- 1) 電機事業連合会ホームページ：
<http://www.fepc.or.jp/menu/kankyo/kankyo1.html>
- 2) 資源エネルギー庁ホームページ：
<http://www.enecho.meti.go.jp/energy/japan/japan02.htm>
- 3) 新田明人：学振耐熱金属材料第123委員会創立40周年記念特集号，(1999.11)，p.157.

- 4) 原田広史、横川忠晴：「Ni基超合金一次世代ジェットエンジン・ガスタービンへの適用の期待―」まてりあ，42 (2003)，621.
- 5) 電機事業連合会ホームページ：
<http://www.fepc.or.jp/menu/hatsuden/hatsuden6.html>
- 6) 桜井隆：「電力設備の高効率・高耐久性化と材料」まてりあ，41 (2002)，74.
- 7) 野田俊治：「自動車および発電用タービンで用いられる耐熱材料」まてりあ，42 (2003)，271.
- 8) J.-C. Zhao and J. H. Westbrook：MRS BULLETIN，28 (2003)，622.
- 9) 前間孝則：「日本はなぜ旅客機をつくれないのか」草思社 (2002).
- 10) 原田広史：日本ガスタービン学会誌，28，No.4 (2000)，278.
- 11) 「進化するジェットエンジン」ふえらむ，8 (2003)，705.
- 12) 原田広史、横川忠晴：「ガスタービン用耐熱材料の進歩と将来への展望」日本のガスタービンの歩み 解説，(社)日本ガスタービン学会 (2002)，147.
- 13) L. A. Cornish, B. Fischer and R. Völkl：MRS BULLETIN，28 (2003)，632.
- 14) 香川豊：新素材，Vol.2 (1991)，No.3，p.48.

