

展望

高効率ガスタービン用Ni基超合金の現状と展望

Ni-base Superalloys for High-efficient Gas Turbines: Present and Future

原田 広史
Hiroshi Harada

独立行政法人物質・材料研究機構 材料研究所
耐熱材料研究グループ 主幹研究員

1 はじめに

ジェットエンジンや発電用ガスタービンの高効率化は、高温高压タービン部材に用いるNi基超合金の性能向上によって成し遂げられてきたといっても過言ではない。近年、エネルギー起源のCO₂削減・地球温暖化防止などの観点から、高効率複合発電や次世代ジェットエンジンなどの開発に期待が寄せられており、その実現に必要な次世代単結晶超合金など新合金の開発が内外で活発に行われている。

本稿では、このようなNi基超合金開発の現状について述べるとともにその将来を展望する。併せて、著者らの新世紀耐熱材料プロジェクト（1999-2003年度：Ⅰ期）における研究開発状況についても紹介する。

2 耐熱材料への期待：CO₂削減に向けて

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、2002年には批准される見込みである。しかし有効な具体策はいまだ実施されないまま国内総排出量は1990年比約6%増となっており、目標達成には現状に対して12%前後の大幅な削減が必要な状況となっている。

国内のCO₂総排出量の内訳をみると、図1のように、実にその約33%は発電に関連して排出されており、運輸関連、鉄鋼など素材産業、民生関連などを上回っている。さらに、発電に関してみれば、図2に示すように電力供給量で約55%の火力発電が発電関連のCO₂のほとんど全てを排出しているのが現状である^{1,2)}。

現状の火力発電の平均熱効率は約40%である。大量の化石燃料の半分以上は熱的に有効利用されないまま燃焼し、

CO₂ガスを発生させていることになる。このような中で近年注目されている複合発電（コンバインドサイクル発電）は、石炭、石油など従来の燃料に比べてCO₂発生量の少ない液化天然ガス（LNG）を燃料として用いている。しかもガスタービンの廃熱で蒸気タービンを駆動して熱効率43～53%（HHV基準、タービン入口ガス温度1100～1500℃）で効率的に発電する。このため、図3³⁾に示すように火力発電の中ではCO₂発生量が最も少なく、CO₂削減の現実的な切り札となりつつある。とはいえ、将来の電力需要増加を満たしつつ併せてCO₂削減に寄与するためには、タービン入口ガス温度1700℃、熱効率60%以上となるような超高効率のガス

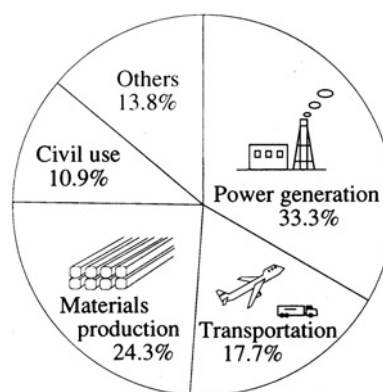


図1 国内CO₂総排出量の内訳

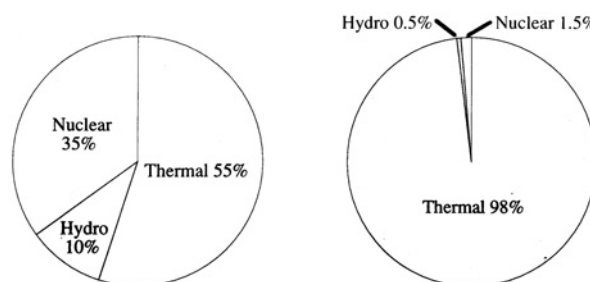


図2 国内の発電方式による電力供給比（左）およびCO₂排出比（右）

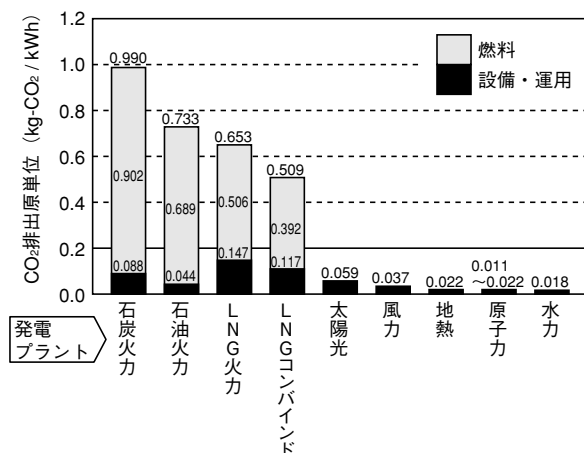


図3 国内の電源別CO₂排出原単位

タービンの開発が不可欠であり、そのためのタービン動翼材として耐用温度の高い次世代Ni基超合金が求められている。

運輸関連分野でも、飛行便数の増加にともない、ジェットエンジンのCO₂排出の比率が増加傾向にあり、その削減が重要になっている。ジェットエンジンの場合、民間航空機用でも離陸時のタービン入口ガス温度が1600℃を超えているが、次世代エンジンではいっそうの高温化・高効率化が予定されており、ここでも次世代Ni基超合金が求められている。ただし発電用ガスタービン、ジェットエンジンともにタービン入口ガス温度は超合金の融点1350℃（単結晶超合金の場合）を大きく超えており、従って高温高压タービンの動・静翼は内部からの空冷、表面の遮熱コーティング、フィルム冷却などの使用が前提となる。

3 単結晶超合金開発

3.1 ジェットエンジン動翼への適用

Ni基超合金の歴史を振り返ると、1941年に開発された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。単結晶合金も、初期の第1世代合金から、レニウム (Re) を3wt%程度含む第2世代合金、Reを5-6wt%含む第3世代合金へと開発が進み、現在、第4世代合金の単結晶合金が提案されている。図4にこの間の耐用温度向上の経緯を示す⁴⁾。図中「目標」は新世紀耐熱材料プロジェクトにおける開発目標である。代表的なタービン翼用Ni基超合金の組成を表1に示す。

これらのNi基超合金は、母相である γ 相 (Ni固溶体) 中に60-70vol%の γ' 相 (Ni₃Alを基本組成とするL1₂規則相) が整合析出し、整合界面の効果や、Re、W、Taなどによる両相の固溶強化などにより、優れた高温強度を発揮する。典型的なマイクロ組織を図5に示す。

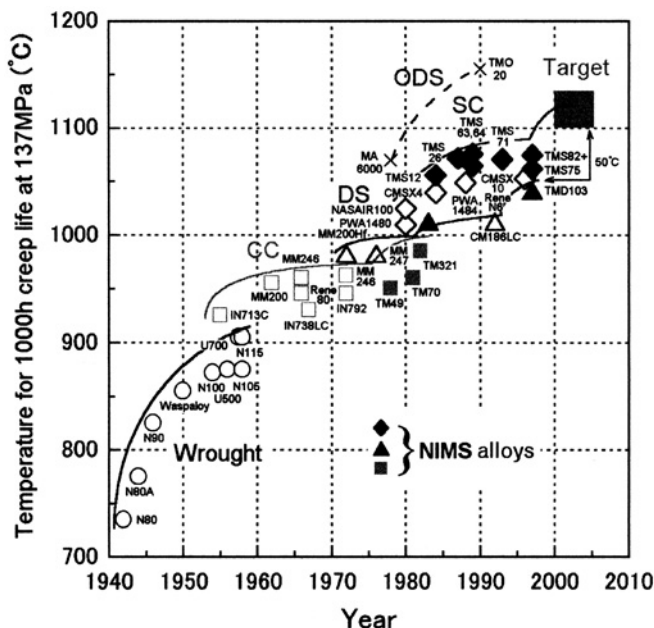


図4 Ni基超合金の耐用温度向上の歴史
物質材料研究機構 (NIMS) 開発の実験合金を併せて示す

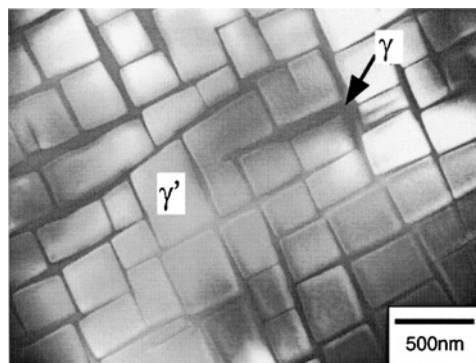


図5 Ni基超合金の典型的なマイクロ組織

現在、実用レベルで最も高強度の超合金は第3世代単結晶超合金である。例えば、Rene'N6⁵⁾は米国の軍用航空機エンジンに限定的に用いられている。CMSX-10⁶⁾はRR3000の別名で民間機用ジェットエンジンに用いられている。この場合、メタル温度が最も高くなる無冷却中圧タービン動翼 (~1050℃) に第3世代のCMSX-10を用い、空冷機構を有する高压第1段動・静翼には第2世代単結晶超合金CMSX-4を使用している。

第3世代合金は、強化元素であるReの増加に伴い、①製造時の熱処理の複雑化・長時間化、②マイクロ組織の安定性の低下、などの問題点を有している。たとえば、CMSX-10の場合1050℃で約1000時間加熱すると、有害相 (いわゆるTCP相) とその析出にともなう組織変化の領域が20%にも達し強度が次第に劣化する。民間航空機エンジンの場合、最大負荷時間、すなわち動翼材が最高温になる時間は離陸時の

表1 タービン翼用Ni基超合金の合金組成 (wt%、残Ni)

種類	合金名	合金組成															世代
		Co	Cr	Mo	W	Al	Ti	Nb	Ta	Hf	Re	C	B	Zr	Others		
CC	IN 738	8.5	16	1.7	2.6	3.4	3.4	-	1.7	-	-	0.17	0.01	0.1	-	-	
	IN 792	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	-	-	1 st	
	CM247LC	9	8	0.5	10	5.6	0.7	-	3.2	1.4	-	0.07	0.015	0.01	-	1 st	
	TMD-5	9.5	5.8	1.9	13.7	4.6	0.9	-	3.3	1.4	-	0.07	0.015	0.015	-	1 st	
	PWA1426	12	6.5	1.7	6.5	6	-	-	4	1.5	3	0.1	0.015	0.03	-	2 nd	
	CM186LC	9	6	0.5	8.4	5.7	0.7	-	3.4	-	3	0.07	0.015	0.005	-	2 nd	
	TMD-103	12	3	2	6	6	-	-	6	0.1	5	0.07	0.015	-	-	3 rd	
SC	PWA1480	5	10	-	4	5	1.5	-	12	-	-	-	-	-	-	1 st	
	Rene'N4	8	9	2	6	3.7	4.2	0.5	4	-	-	-	-	-	-	1 st	
	CMSX-2	4.6	8	0.6	8	5.6	1	-	9	-	-	-	-	-	-	1 st	
	MC2	5	8	2	8	5	1.5	-	6	-	-	-	-	-	-	1 st	
	MDSC-7M	4.5	10	0.7	6	5.4	2	-	5.4	-	0.1	-	-	-	-	1 st	
	TMS-26	8.2	5.6	1.9	10.9	5.1	-	-	7.7	-	-	-	-	-	-	1 st	
	PWA1484	10	5	2	6	5.6	-	-	9	-	3	-	-	-	-	2 nd	
	Rene'N5	8	7	2	5	6.2	-	-	7	0.2	3	-	-	-	-	2 nd	
	CMSX-4	9	6.5	0.6	6	5.6	1	-	6.5	0.1	3	-	-	-	-	2 nd	
	TMS-82	7.8	5	3.4	8.7	5.2	0.5	-	4.4	0.1	2.4	-	-	-	-	2 nd	
	YH 61	1	7.1	0.8	8.8	5.1	-	0.8	8.9	0.25	1.4	0.07	0.02	-	-	2 nd	
	Rene'N6	12.5	4.2	1.4	6	5.75	-	-	7.2	0.15	5.4	0.05	0.004	-	0.01Y	3 rd	
	CMSX-10	3	2	0.4	5	5.7	0.2	0.1	8	0.03	6	-	-	-	-	3 rd	
	TMS-75	12	3	2	6	6	-	-	6	0.1	5	-	-	-	-	3 rd	
	MC-NG	<0.2	4	1	5	6	0.5	-	5	0.1	4	-	-	-	4 Ru	4 th	
TMS-138	6	3	3	6	6	-	-	6	0.1	5	-	-	-	2 Ru	4 th		
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	-	

数分間と短いため、これを積算しても、有害相析出が始まる前に必要な飛行回数を保証できる。しかしコーティング層との界面への有害相析出によるコーティングの剥離の可能性なども考慮すると、組織安定性向上は重要である。Rene'N6の場合も組織安定性にCMSX-10と同様の問題点を有している。

合金設計プログラムなどを用いて開発されたTMS-75⁷⁾は、第3世代合金としては組織安定性が比較的良好で、熱処理プロセスも容易であるなどのメリットを有している。新世紀耐熱材料プロジェクトにおいて海外のジェットエンジンメーカーや国内の重電・重工メーカー各社との協力による材料特性評価や鋳造性評価、発電ガスタービンによる実機試験(後述)が行われている。

第4世代合金の特徴は貴金属添加である。米国のメーカーでは、ルテニウム(Ru)添加により、第3世代単結晶合金で問題点となっている組織安定性の向上と、それによる高温長時間側でのクリープ強度向上を図っている模様である。国内では、新世紀耐熱材料プロジェクトにおいて開発が行われている。すなわち、第3世代のTMS-75をベースに、Mo増量による γ/γ' 格子定数ミスマッチの負($a_{\gamma'} < a_{\gamma}$)への移動によりいわゆるラフト構造(<100>応力軸に垂直方向への比等方性粗大化により γ' 相が連結し板状化した組織)の形成を助長して転位の上昇を妨げる。同時にRuあるいは

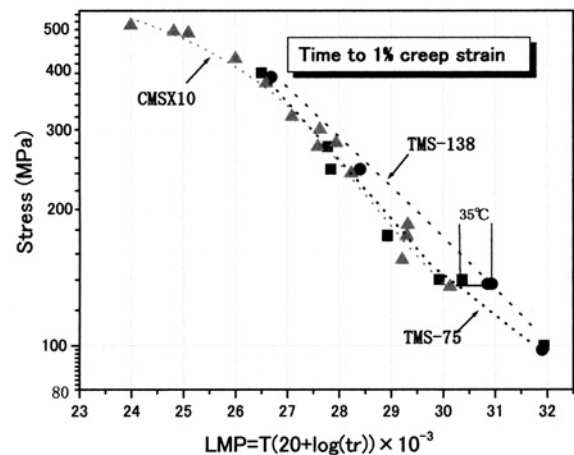


図6 第4世代単結晶超合金TMS-138のクリープ強度
第3世代合金と比較して示す

イリジウム(Ir)添加により組織安定性向上を図る。このような材料設計により、第4世代単結晶合金TMS-138やTMS-139が開発されている⁸⁾。その結果、図6に示すように1%クリープ耐用温度にて第3世代に比べて35℃の向上が得られている。TMS-138については、国内のジェットエンジンメーカーとの協力で、経済産業省の超音速エンジンプロジェクトの高温高压タービン翼材への適用が検討されている。また海外のジェットエンジンメーカーでの材料評価も開始されている。

第4世代合金の場合、貴金属添加による部材のコストアップは避けられない。しかし、ジェットエンジンのコストパフォーマンス向上の観点から、今後とも各国で積極的に開発が進められるものと考えられる。並行して、従来廃棄されていた使用済みタービン翼のリサイクルなど、新たな技術の確立も必要になってくるであろう。

3.2 単結晶超合金の発電ガスタービン翼への適用

発電用ガスタービンでは、大型翼の鋳造性など製造性の制約から、ジェットエンジンからの転用型を除いて、単結晶合金の実用化は遅れていた。しかし1990年代半ばになって、ヨーロッパ系の最新ガスタービンに第2世代単結晶合金CMSX-4が導入された。1998年にはEU諸国の協力プロジェクトCOST-522が発足し、1450℃級、熱効率60%の発電タービンを最終目標に研究が開始されている⁹⁾。

米国でも、エネルギー省(DOE)の先進タービンシステム(ATS)プロジェクトにて、1500℃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。その第1段動翼には第2世代単結晶合金Rene'N5が用いられている。タービン翼材の耐熱性と複合発電熱効率の関係を、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たのが図7である。

完全リターンフローの蒸気冷却システムや遮熱コーティングの導入などにあわせて、単結晶超合金の使用がさらに進むものと考えられる。ただし、蒸気冷却の場合、冷却効果向上にともなって材料内部の熱歪が増加して熱疲労を生じやすくなる。このため熱疲労特性の評価が従来に増して重要になってくるものと考えられる。

発電用ガスタービンへの第3世代合金の適用については、ジェットエンジンの場合と異なり、大型翼への鋳造性、数万時間にわたる長時間での組織安定性、材料コストなど、考慮すべき点が多い。新世紀耐熱材料プロジェクトでは、将来の

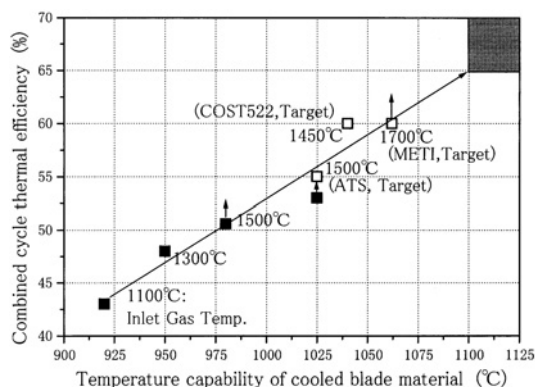


図7 空冷翼として用いる場合のタービン動翼材の耐用温度と複合発電効率

いっそうの高温化に対応すべく、国内企業との協力により、TMS-75を用いて1300℃級15MW発電ガスタービンによる実機回転試験を行っている。図8は実機試験中の15MW級ガスタービン第一段単結晶動翼と、大型のコンバインドサイクル発電用を想定した200MW級第一段単結晶動翼(モデル翼)である。経済産業省/NEDOのWE-NET計画から派生したプロジェクト「メタン燃焼CO₂回収型1700℃閉サイクルガスタービン」においても、TMS-75を第1段動翼モデル合金とした検討が進んでおり、近い将来、第3世代単結晶合金が超高効率発電タービンに用いられることも十分考えられる。

発電ガスタービン用単結晶合金については、他にもReをやや低め(2.5wt%)に抑えながら、格子定数ミスフィットなどの最適化によって高温低応力域で第3世代合金を超える強度を有するTMS-82+¹⁰⁾なども開発され、上記1300℃級15MW発電ガスタービンによる実機試験に供されている。Re量が低く(1.4wt%)異結晶/低角粒界の許容性、鋳造性、高温強度に優れた単結晶合金YH 61¹¹⁾、Crを10wt%程度含み耐高温腐食性を確保した大型単結晶翼用合金MDSC-7M¹²⁾など特徴ある単結晶合金も開発されており、適材適所の観点から将来の実用化が期待されている。

4 一方向凝固超合金開発

単結晶超合金に比べて強度はやや劣るが製造歩留りが良い一方向凝固(DS)超合金の開発も引続き行われている。単結晶合金と同様に、Reを含まない第1世代のDS合金から、3wt%前後のReを含む第2世代、そして5wt%のReを含む第3世代へと合金開発が進んでいる。



図8 第3世代TMS-75による15MW発電ガスタービン第一段単結晶動翼(左:実機試験中)と200MW級第一段単結晶動翼(模擬翼)

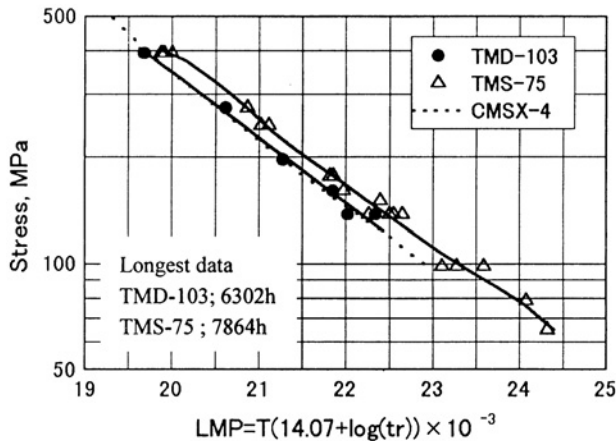


図9 第3世代DS超合金TMD-103の長時間クリープ強度

第1世代合金としては、耐高温腐食性を重視してCr量を高くしたRene'80やGTD111が代表的であり、高温強度の点ではMarM247が優れている。通産省工技院(当時)のムーンライト計画の「高効率ガスタービン」で開発されたTMD-5は第1世代として最も高強度で、第2世代DS合金に匹敵する強度を有している。1999年には国内ガスタービンメーカーにより自社開発DS合金(組成未発表)を用いた1500℃級ガスタービンが実用段階に入り、熱効率50.6%を達成し¹³⁾、蒸気冷却の導入によるいっそうの効率向上が試みられている。

Reを3wt%含む第2世代DS合金は第1世代単結晶合金に匹敵するクリープ強度を有する。代表的な合金としてCM186LCやRene'142などが広く使用されている。1998年に発表された世界初の第3世代DS合金TMD-103は著者らのグループで開発されたもので¹⁴⁾、前述の第3世代単結晶合金TMS-75に粒界強化元素である炭素(C)、ボロン(B)などを添加してDS用に改良している。図9に示すように、第3世代DS合金は第2世代単結晶合金CMSX-4と同等のクリープ強度を示す。

結晶粒界を有し、したがって粒界強化元素を含むDS合金は、使用中に再結晶を起こしたとしても再結晶粒界が炭化物などで強化され、急激な強度劣化につながらないという利点もある。また、Rene'N6のように、単結晶超合金に粒界強化元素を微量添加しておき、再結晶が起きた場合の強度低下を最小限に抑えるという例や、同じ考え方でCM186のような本来DS合金として用いられてきた合金を単結晶化して用いるようなケースもある。このように、DS専用合金と単結晶専用合金という分類は次第に明確でなくなりつつある。

5 酸化物分散強化超合金の可能性

機械的合金化、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、Y₂O₃のような安定な微細酸化物で分散強化した酸化物分散強化(ODS)超合金は、特に高温低応力側でのクリープ強度に優れている。市販のODS超合金としてはMA6000などのMAシリーズに加えて、PM3000などPMシリーズがある。一方国内では、TMO-2、TMO-20などが、開発されている¹⁵⁾。これらは、市販のODS超合金のベース合金の強度が不十分な点に着目し、この点を材料設計法に基づいて改善することにより、高温低応力域だけでなく、全温度・応力域で単結晶超合金を超えるクリープ強度を実現したものである。最強ODS超合金の耐用温度は、すでに図4に示したように単結晶超合金をかなり上回る。

このような高強度ODS超合金は、いまだタービン動翼への本格的実用化には至っていない。原因は、破断延性の不足(1~3%)や、铸造の場合と異なり空冷翼製造技術が困難であることなどであった。しかし、クリープ強度の点で単結晶超合金を大きく超える特性を示すことなどを考えると、再検討に値する。たとえばコジェネレーション用など小型無冷却ガスタービンの動翼に適用して、入口ガス温度を大幅に向上させ効率向上を図ることが有効と期待される。

6 材料設計解析技術の活用

以上のようなNi基超合金の開発には、材料設計技術が有効である。従来用いられていたフェイコンプ(Phacomp)法は有害析出相の有無の判定のみに有効であった。これに対し、合金組成から経験式により各種マイクロ組織因子や高温特性を予測し最適合金組成を決定できる「合金設計プログラム(NIMS-ADP)」¹⁶⁾や、熱力学計算により高温の相平衡状態を予測する「サーモカルク(Thermocalc)プログラム」¹⁷⁾、さらに原子配置まで含めて組織予測を行う統計熱力学計算プログラム¹⁸⁾など、種々のソフトが開発され、多元系の実用合金開発に利用されるようになってきている。

図10は上記合金設計プログラムを用いて今後到達可能な耐用温度を予想した結果である¹⁹⁾。格子定数ミスフィットを負に大きくすることによって耐用温度が向上するという指針が示されている。ただし、ミスフィットの絶対値が大きくなりすぎると、熱処理、コーティングなどのプロセス時に完全整合組織が保たれず、強度が逆に低下する。現状では室温のミスフィット(計算値)で0.2%あたりが限界であるが、プロセスとの兼ね合いで今後さらに耐用温度向上の可能性もある。

材料設計と対応して材料組織解析の面でも、アトムプローブマイクロアナライザーを用いた原子レベルの超合金組織解析、電子顕微鏡内での高温組織・クリープその場観察など、新しい技術が可能となっており、Ni基超合金の設計開発に

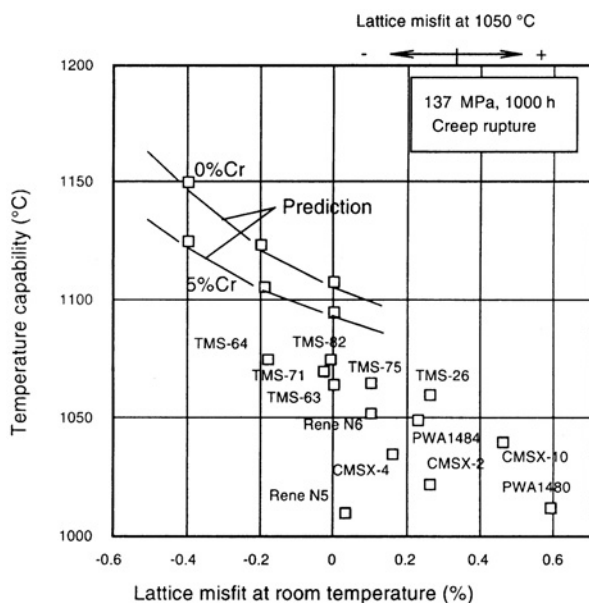


図10 Ni基単結晶超合金の耐用温度向上の予測

有用な情報を与えるものと期待される。

7 仮想タービン開発と材料評価

新世紀耐熱材料プロジェクトでは、Ni基超合金に加えてSi₃N₄系セラミックス²⁰⁾、白金族金属基高融点超合金²¹⁾の3種の材料開発を行っている。それぞれ、耐用温度(=137MPaの応力で1000時間のクリープ破断寿命となる温度)にて、1100℃、1500℃、1800℃を目標として研究開発が進んでいる。しかし、これら開発材料の実用化の際問題になるのが、ガスタービンやジェットエンジンでの実機試験の場が極めて限られていることである。

新世紀耐熱材料プロジェクトでは、このような状況を改善する手段の一つとして「仮想タービン」の開発を行っている²²⁾。これは、コンピュータ中の仮想的なタービンである。具体的には、①材料設計手法によるクリープ強度や物性の予測計算プログラムと、②空力、伝熱、および構造力学計算によるタービン翼の温度・応力の計算プログラムを組み合わせたものである。仮想タービンに任意の合金組成(当面はNi基単結晶超合金)と運転条件(ガス温度、冷却条件、など)を入力すれば、用いた動・静翼材のクリープ破断時間や複合発電の熱効率などが予測可能である。今後プロジェクトのホームページ²³⁾にて順次公開していく予定である。

仮想タービンを用いて、システムにおける使用環境をより正確に考慮した材料設計が行われるようになれば、新材料開発と実用化が大いに促進されるものと考えられる。

8 おわりに

化石燃料の節約、CO₂削減、地球温暖化防止など、地球規模での問題解決のために、ガスタービン機関のいっそうの高性能化が求められている。その達成のためNi基超合金の耐用温度向上に対する期待は大きい。高温のマイクロ組織を安定化するとともに整合界面の格子定数ミスフィットを最適化するなど、積極的な組織制御によって、単結晶超合金の耐用温度を1100℃を超えてさらに向上させることも可能と考えている。一方、Ni基超合金の融点(固相線温度)は最新の単結晶合金でも1350℃前後にあることを考えれば、材料開発にあたって、コーティング・空冷技術との連携が従来にも増して重要になっていることは言うまでもない。今後材料研究とシステム研究の連携・協力が行われ、新合金が有効に利用され、各種ガスタービンの高効率化、地球環境保全に寄与することを期待するものである。

参考文献

- 1) 電気事業審議会需給部会中間報告(1994.6)
- 2) 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), 157.
- 3) JAPAN POWER NEWS,
<http://www.fepc.or.jp/kankyoku/co2.html>
- 4) 原田広史：日本ガスタービン学会誌, 28(2000)4, 278.
- 5) W.S.Walston et al: Superalloys, ed. by R.D.Kissinger et al., (1996), 27.
- 6) G.L.Erickson: Superalloys, ed. by R.D.Kissinger et al., (1996), 35.
- 7) T.Kobayashi, Y.Koizumi, S.Nakazawa, T.Yamagata and H.Harada: Proc.of 4th Intern. Charles Parsons Turbine Conference, 4-6 Nov., Newcastle, U.K., (1997), 766.
- 8) Y.Koizumi, T.Kobayashi, T.Yokokawa, H.Harada: presented at High Temperature Materials 2001, May 31- June 2, submitted to Mat.Sci.Eng.A., (2001)
- 9) D.H.Allen et al: Proc.of Conf., Materials for Power Engineering 1998, ed.by J. Lecomte-Beckers, et al, 1825.
- 10) T.Hino, Y.Ishiwata, Y.Yoshioka, K.Nagata, T.Kobayashi, Y.Koizumi, H.Harada, and T.Yamagata: Proc. of Intern. Gas Turbine Congress 1999 Kobe, Nov.14-19, (1999), 169.
- 11) H.Tamaki, A.Yoshinari, A.Okayama and S.Nakamura: Proc.of Conf., Materials for Power Engineering

- 1998, ed.by J.Lecomte-Beckers, et al, 1099.
- 12) A.Mitsubishi, et al : Proc. Of Conf., High Temperature Materials for Power Engineering 1990, Liege, Belgium, 24-27 September (1990), 1301.
 - 13) 河合久孝ほか：まてりあ，日本金属学会報，36 (1997)，643.
 - 14) T.Kobayashi, Y.Koizumi, H.Harada, T.Yamagata, A.Tamura and S.Nitta : Proc.of Conf., Materials for Power Engineering 1998, ed.by J.Lecomte-Beckers, et al, 1079.
 - 15) 川崎要造：金属，5 (1992)，9.
 - 16) H.Harada, K.Ohno, T.Yamagata, T.Yokokawa and M.Yamazaki : Superalloys (1988)，733.
 - 17) N.Sounders : Superalloys 1996, ed. by R.D.Kissinger et al., 101.
 - 18) 榎本正人, 原田広史, 村上秀之：鉄と鋼，80 (1994)，487.
 - 19) H.Harada and H.Murakami : Design of Ni-base Superalloys, a chapter of a book, Computational Materials Design, ed. by T.Saito, Springer, 39.
 - 20) J-W Cao, T.Suzuki, A.Okada and N.Hirosaki : presented at High Temperature Materials 2001, May 31-June 2, submitted to Mat.Sci.Eng.A., (2001)
 - 21) Y.Yamabe-Mitarai, Y.Ro, T.Maruko and H.Harada : Met. Mat. Trans.A, 29A (1998)，537.
 - 22) T.Yoshida, H.Harada, Y.Fukuyama, A.Ogawa, O.Nozaiki, T.Nishizawa, M.Matsushita and F.Zhou : presented at High Temperature Materials 2001, May 31-June 2, submitted to Mat.Sci.Eng.A. (2001)
 - 23) 新世紀耐熱材料プロジェクト,
http://sakimori.nims.go.jp/
(2001年11月27日受付)