

の冷却速度が比較的大きいので合金元素の固溶・析出挙動が従来法と大きく異なる場合がある、③熱間圧延を施す場合には従来の厚スラブのような大きな全圧下率がかけられない、ことが組織制御、材質制御の観点からの大きな問題点である。一般に、結晶粒が大きいほど再結晶をおこさせるのに必要な臨界の圧下率が大きくなり、しかも再結晶速度も遅くなる。それゆえ、薄スラブ連铸後再加熱なしに直接熱延される場合、もともと再結晶しにくい初期組織に加えて、熱延時の全圧下率が小さいという制限のため、厚スラブ法のような γ の再結晶による微細化はほとんど期待できなくなる。 γ 粒を細かくするには、凝固鑄造組織の微細化を図るか、 $\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$ 繰り返し変態を利用せねばならないであろう。凝固プロセスがニヤネットシェーブ化し、しかも加熱・冷却の熱サイクルをできるだけ無くす省プロセス化が進んでいくと、今までの組織制御の手段であった加工と熱処理がほとんど使えなくなり、凝固そのものが唯一の残された結晶粒微細化手段になる。今後は、今までにも増して凝固時の組織制御が重要になり、これからの材料組織に携わる研究者には凝固に関する知識が不可欠になるであろう。

(4) 高純度化に伴う組織制御の問題点

不純物元素は種々の割れや脆性の原因になるので、鋼の高純度化は材質向上に有効である。しかし不純物元素の存在は、組織制御、特に結晶粒の微細化に対してはむしろ有効な働きをしている場合が多い。つまり、不純物元素は固溶状態では粒界移動に対する引きずり効果(drag effect)を、また微細析出物(炭窒化物や硫化物など)として粒界移動に対するピン止め効果(pinning effect)を示し、再結晶や粒成長を抑制する。それゆえ鋼が高純度になるほど、再結晶がより低温で起こり、しかも粒成長が速くなり、粗大粒になりやすくなる。 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態に対しても、PやSは $\gamma \rightarrow \alpha$ または $\gamma \rightarrow$ パーライト変態の速度を遅くする作用がある。つまり、鋼の焼入性という点でも不純物元素は好ましい働きをしているのである。それゆえ、高純度化とともに鋼の焼入れ性が低下することになる。このように、不純物元素は組織制御の点から見ればむしろ好ましい働きをしていることが多く、我々はその恩恵を無意識のうちに受けていたとも言える。粒界偏析も介在物(析出物)もない鋼ができれば、組織が超粗大化しかえって強度や靱性が低下し、高純度化のメリットが無くなるおそれもある。

組織制御という観点からみれば、単に超高純度化のみを考えるのではなく、粒界偏析および大きな介在物はできるだけ除去し、一方で組織微細化のためにできるだけ少量の非常に細かい介在物(析出物)を巧みに利用する工夫が必要である。そのためには、炭窒化物を形成する微量合金元素の利用技術(マイクロアロイング技術)がますます重要になるであろう。

(5) 埋もれている現象の発掘と利用

鉄鋼材料は成熟した材料であり、過去に莫大な研究の蓄積がある。その中には、優れた原理を有しているながら実際に利

用されず埋もれている現象が多くある。それゆえ、新しい原理の探究や新しいプロセスの開発の重要なことは当然であるが、一方では過去に知られている重要な原理、現象を新しい観点から常に見直し、積極的に適用を試みることも必要であろう。

強靱化を例にとると、代表的な加工熱処理であるオースフォームやTRIP(マルテンサイト変態誘起塑性)は25年ほど前に非常に注目を浴び多くの研究が成されたが、結果的には大きな発展は見られず、ほとんど忘れ去られた感がある。これは、当時の状況下においての種々の制約のために工業化に成功しなかったためであるが、鋼の強靱化法としてはいずれも原理的に極めて優れたものである。優れた原理を有する現象は、種々の制約のためたとえ一度は忘れ去られても、必ずある時期がくれば少し姿を変えて再登場するものである。実際、TRIP現象は最近、各種鉄鋼材料のみならず、鑄鉄やセラミックスなどの種々の分野で見直され盛んに利用されるようになってきた。鉄鋼でTRIPが復活したきっかけの一因は、Si添加鋼を適当にオーステンパー処理すると、低合金でも多量の残留オーステナイトが得られることが分かったためである。

ほかに、優れた原理を有しながら種々の制限のために埋もれてしまっている現象は数多くあるはずである。このような過去の重要な研究・技術の蓄積、いわば知的財産を新しいプロセスや材料開発の中に積極的に導入していく工夫が必要であろう。これからの材料を支える若い研究者が過去の多くの知的財産をどれだけ吸収しているであろうか。個人または組織としての研究の継続性、知的財産の伝承も必要なことであろう。

8.4.2 超高温材料

ここではまず、超耐熱合金(略して超合金という)の動向を述べ、ついでそれを超える耐熱性が期待されている金属間化合物、セラミックス、炭素繊維強化炭素複合材料(C/C)その他の先進複合材料などのいわゆる超高温材料について簡単に展望することとしたい。

ジェットエンジンの運転温度(タービン入口温度)はすでに1,400°Cを超えており、発電用のガスタービンでも1,350°Cの時代に入ってきた。それらの構成材料の中心である超合金は、よく知られているようにNi基、Co基、およびFe基の3種類に分類されている。

超合金の揺籃期であった1940年代から50年代前半にかけてはCo基合金に強度の高いものが多く開発されてきたが、 γ 相[Ni₃(Al, Ti)]の析出強化が利用されるようになってNi基合金が主役の座を奪い今日に至っている。Ni基の超合金は、ときには十指に余る合金元素が添加された複雑な化学組成のものが合金設計されてきた。AlやTiの添加量が増加されるとともに高温強度も増し、熱間加工が困難になると精密鑄造法が適用され、いわゆるニヤネットシェイブの動翼や

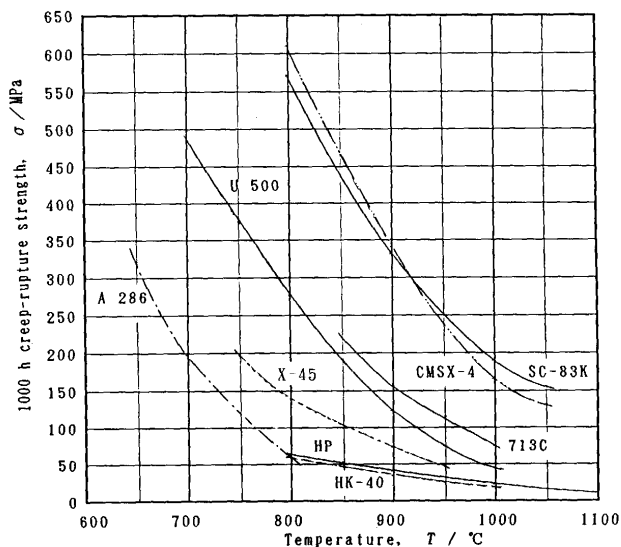


Fig. 8.39. Comparison of 1,000 h creep-rupture strength of representative superalloys and centrifugally cast heat-resisting steels. SC-83K: Ni-based superalloy castings for gas turbine blades (single crystal)*¹; CMSX-4: Ni-based superalloy castings for gas turbine blades (single crystal)*¹; Alloy 713C: Ni-based superalloy castings for gas turbine blades*²; U500: Ni-based superalloy castings for gas turbine blades*²; X-45: Co-based superalloy castings for gas turbine parts, nozzle vanes*²; A286: Iron-based superalloy forgings for gas turbine disc*²; HK-40 (ACI): Centrifugally cast steel tubes for reformer furnaces (JIS SCH 22-CF)*²; HP (ACI): Centrifugally cast steel tubes for reformer furnaces (JIS SCH 24)*².

*¹ T. Ohno and R. Watanabe: *Tetsu-to-Hagané*, 77 (1991), p. 832.

*² NRIM Creep Data Sheet, No. 16B, 22B, 29A, 30B, 34B and 38A.

静翼が製造できるようになって耐用温度も上昇を続けてきた。しかし、このような材料でも 1,000°C 以上の高温領域では強度が大きく低下する。ジェットエンジンのいっそうの高性能化、高温化のためには特別な冷却方法を講じなければ実用には耐えない。そこで 1960 年代から、精密鑄造によって中空のタービン動翼や静翼が製造されるようになり、コンプレッサからの圧縮空気の一部を用いて、燃焼器のみならず動翼や静翼なども強制空冷するという技術が広く普及している。

また、一方向凝固法の利用によって柱状晶 (DS) の動翼が生産され、さらに進んで単結晶 (SC) の動翼も実用化されるようになり、粒界強化元素としての C, Zr, B などの添加は不要となり、溶融温度が上昇して固溶化熱処理温度は 40~100°C 近くも高められ、普通鑄造の等軸晶動翼に比べて耐用温度は 10~40°C 上昇した。

この間に Fe 基の超合金も進歩したが、高温強度の点では

Ni 基超合金には遠く及ばないため、700°C 程度までの中温度の部品に利用されるに止まっている。一方、超合金以外で 1,000°C 前後の高温領域において使用される鉄鋼材料としては、石油化学プラントの水蒸気改質やエチレン分解炉の反応管用の高 Cr-高 Ni 耐熱鑄鋼管がある。

Fig. 8.39 には、これら各種の材料のうち代表的な合金のクリーブ破断強さを比較した。Ni 基超合金は Co 基や Fe 基合金に比べ概して高温強度はかなり大きく、特に最近の単結晶合金は著しく優れている。上記の耐熱鑄鋼管もクリーブデータは 1,100°C 程度まで取られており、エチレン分解炉では実際にそのような高温で使われている例も多いが、Ni 基単結晶の強度に比べれば 1/5~1/10 である。

ジェットエンジンやガスタービンの進歩は目覚ましく大形化、高速化、さらには燃費の向上などを実現してきたが、その背景には運転温度を 1 年当たり平均 20°C も上昇させることができたという技術の進歩があり、その半分は材料技術の進歩、残り半分は冷却構造の改良を含めたエンジンの設計や製造技術に負っているとみることができる。しかし、今日の最高級の超合金でも実際の金属温度としては 1,000°C 程度までしか使用に耐えない。

超合金は、今後さらに進歩するとしても主成分の Ni の融点は 1,455°C、添加元素を増して強化しようとするれば逆に融点は下がり、融点の 200~300°C 下の温度では強度はかなり低下する。つまり超合金の将来はそろそろ見えてきた。冷却技術の改良によって運転温度はなお高められるとしても、熱効率の上昇はやがて頭打ちとなる。

しかし他方では、東京-ニューヨーク間を 3 時間で飛ばそうという極超音速輸送機、地球と宇宙基地とを結んで人や資材を輸送する目的で繰り返し使用可能なスペースシャトルの開発なども計画されている。21 世紀での実現を目指すこれらのスペースプレーンは、大気圏を高速で飛ぶ際の空気との摩擦によって機体表面でも約 1,800°C に加熱され、エンジンに至っては最高 3,000°C も予測されている。スペースプレーン開発の膨大な要素技術のなかでも、このような超高温に耐え得る材料の開発が最も重要な課題の一つとされている。

また、地球規模の環境・資源問題がクローズアップしている。限りある資源の化石燃料を節約し、併せて二酸化炭素の発生量を抑制する目的で、新たな発電システムの開発とともに従来の火力発電のいっそうの高効率化が図られている。特にガスタービンと蒸気タービンを組み合わせる複合発電も普及しつつあるが、熱効率のいっそうの改善にはタービン入口温度を可能な限り高めることが不可欠である。このように環境問題や資源問題の緩和にも大きな役割を果たし得る材料として、“超高温材料”が必要というわけである。

超合金を超える耐熱性が期待される超高温材料としては、具体的には Table 8.6 に見られるように、金属間化合物、高融点金属の合金、セラミックス、炭素材料など、さらにはそれらをマトリックスとするいろいろな複合材料がその主要な

Table 8.6. Classification of ultra-high temperature materials.

Metallics	Intermetallics	: TiAl, T ₃ Al, Ni ₃ Al, NiAl, Nb ₃ Al, MoSi ₂ , etc.
	Refractory alloys	: Alloys of W, Mo, Nb, and Ta
Ceramics	Oxides	: Al ₂ O ₃ , ZrO ₂ , Sialon (Si-Al-O-N), etc.
	Non-oxides	: Si ₃ N ₄ , SiC, etc.
Composites	MMC, CMC, C/C composite	Functionally Gradient Material (FGM)

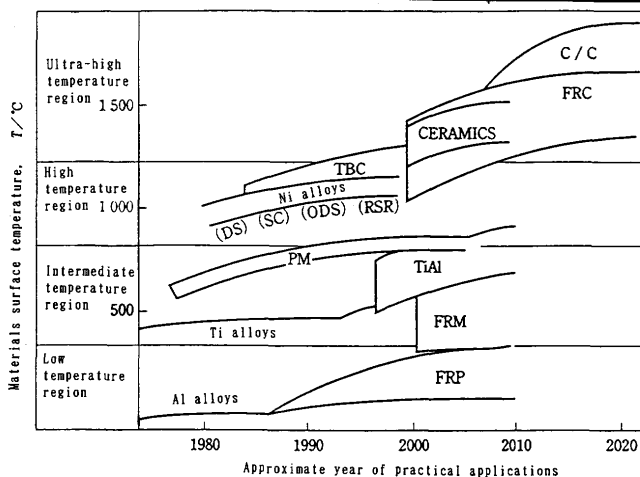


Fig. 8.40. Schematic view of advanced materials for aero-engines. FRP: Fiber reinforced plastics; FRC: Fiber reinforced ceramics; FRM: Fiber reinforced metals; DS: Directionally solidified alloys; TiAl: Titanium aluminides; SC: Single crystal; C/C: Carbon/Carbon composites; ODS: Oxide dispersion strengthened alloys; PM: Powder metallurgy; TBC: Thermal barrier coating; RSR: Rapidly solidified alloys. (IHI Tech. Rev., 34 (1994), No. 3, p. 192)

ものである。

Fig. 8.40 には航空エンジン材料での将来展望を示した。

最も高い温度まで使用できると期待されているのはC/Cである。しかし繰り返し多数回の使用に耐えることが要求されるスペースプレーンのノーズコーンやエンジン部品に実用化するためには、製造方法や耐酸化性の抜本的な改良など、研究課題は山積していると言わざるを得ない。また、C/Cが十分に実用化されればすべて解決というわけではない。C/Cを必要不可欠とする温度領域より低い温度範囲では、C/Cよりもコスト/パフォーマンスの点で勝るといふ材料などに対するニーズがますます大きくなるであろう。「山高ければ裾野は広がる」のとえのように用途や特性に応じてさまざまなグレードの材料が必要である。「適材適所」の使い方に応えられるような広範囲の材料開発が常に望まれる。

ところで、Fig. 8.40 に見られるように、超合金はセラミックスによる遮熱コーティング(TBC)を施すことによって表面温度 1,200~1,300°C 程度までは可能としても、それ以上の温度では鉄鋼も含めた既存の金属系材料には期待できるものがほとんどない。

一方、金属間化合物(IMC)の研究が盛んであり、なかでもTiAl系の合金は比強度が高いことから 1,000°C 近いところまでは利用できよう。しかし、超合金の一部を置き換えることはあっても、超合金を超える耐用温度の可能性は考えにくい。前記のγ相の主成分であるNi₃AlやNiAlも盛んに研究され、特にNiAlは米国でジェットエンジンの実機に搭載される日も近いと伝えられているが果してどこまで実用化が可能となるか注目される。

高融点金属間化合物としてのNb₃AlやMoSi₂なども積極的に研究されているが、超高温用の構造材料として実用化に漕ぎ付けられるかどうかは今後の進展しだいであろう。

鉄系の金属間化合物としては、Fe₃AlやFeSi₂が研究されている。Fe₃Alは耐酸化性に優れ、安価で製造上にも大きな問題はないとして、ステンレス鋼に代わる耐酸化材料になり得ると期待する意見もあるが、たかだか600°C程度までであろう。またFeSi₂は熱電エネルギー変換材料として応用製品の市販は始まっているが、超高温材料にはなり得ない。

高融点合金は概して密度が大きいため空を飛ぶ機器や回転部品には不利であり、また耐酸化性も劣るものが多い。しかしNb合金は密度がNiよりやや小さく、融点はNiより1,000°Cも高いため開発しだいで有望と考えられる。

セラミックスではSi₃N₄とSiCが最も期待され、特にSi₃N₄は組織制御手法の進歩などで最近の10年間に1,200°Cの曲げ強さが2倍以上に向上し、小形ガスタービンの動翼に利用する国家プロジェクトも進んでいるが、大形の発電用タービンなどへの実用化にはなおかなりの時間が必要であろう。英国ではセラミック強化セラミックス(CMC)を1994年中にもジェットエンジンの回転部分以外の部品にまず採用する模様である。

このような動向から、超高温材料としてはC/Cを頂点として、セラミック系ではSi₃N₄や一部のCMC、また金属系ではAl系とSi系の金属間化合物やNbなどが有力と考えられ、あまり重要でない部品などへの実用化から徐々に進展してゆくものと期待されるが、高温機器の安全性や信頼性などを考慮すればこれらの材料が超合金に大きく取って代わるような事態は予想しにくいように思われる。

また、このような超高温材料の分野では、鉄の役割は残念ながらあまり期待できないように思われるが、鉄の安価で大量に供給できるという特徴から、1,000°C以下の、言うなれば山の中腹以下を受け持つ材料としては用途がますます広がるものと考えられる。

8.4.3 21世紀の表面処理技術はどう変わるか

(1) はじめに

21世紀と言っても遠い話ではない。これから数年間の表面処理技術については、現在すでに顕在化している市場の変化と製造現場での技術課題に基づいておおよそその予測が可能であり、「表面処理技術」の章に詳細に述べられている。し