

高温排気ガス対応ターボチャージャ向けタービンインペラ 材料の各種特性

Mechanical Properties and Weldability of Turbine Impeller Materials for High Temperature Exhaust Gas Turbocharger

大 岩 直 貴	技術開発本部生産技術センター溶接技術部
高 橋 聰	技術開発本部基盤技術研究所材料研究部 課長
松 山 良 満	車両過給機セクター技術統括センター設計部 主査
根 崎 孝 二	技術開発本部生産技術センター溶接技術部 主幹
黒 木 康 徳	技術開発本部生産技術センター溶接技術部 部長 博士(工学)

近年、環境意識の高まりから乗用車の燃費向上および排気ガス成分の規制強化の要求が強まっており、特にガソリンエンジン向けのターボチャージャの需要が増加している。低燃費化を達成するため、ガソリンエンジンの排気ガス温度は 1 000℃ を超え、1 050℃ に達するケースも出てきた。本稿ではタービンインペラに着目し、その高温強度およびシャフトとの溶接性を評価し、高温排気ガス対応ターボチャージャ用タービンインペラとして 246 相当材および IN100 相当材が有力であることを明らかにした。

The increase in environmental awareness in recent years has led to increased demands for improved fuel economy and the reduction of air pollution generated by automobiles. In light of this, there are increasing needs for the use of turbochargers, particularly with regard to gasoline engines. In order to achieve reduced fuel consumption, exhaust gas temperatures exceed 1 000 °C and can reach 1 050 °C. This research focuses on turbine impellers, evaluating their mechanical properties at elevated temperatures and their weldability to shaft. It was found that 246-equivalent and IN100-equivalent joints have superior properties as turbine impeller materials with regard to high temperature exhaust gas.

1. 緒 言

近年、環境意識が飛躍的に高まっており、乗用車においてもハイブリッド車の普及が進み、さらに電気自動車などの開発も急ピッチで進められている。一方、通常の乗用車においても、燃費向上および排気ガス成分の規制強化への対応の必要性が強まっている⁽¹⁾。このような背景から、ターボチャージャを搭載してエンジンを小型・高出力化するダウンサイジングがトレンドとなっており、特にガソリンエンジン向けのターボチャージャの需要が増加している。ガソリンエンジンにおいて、CO₂ 削減を目的として低燃費化を実現するためには、排気ガス温度は 1 000℃ を超え 1 050℃ に達するケースも出てきた。そこで、高温ガソリン用ターボの開発が、今後の市場で重要な課題となる⁽²⁾。

ターボチャージャは多くの部品から構成されるが、本研究では、高温の排気ガスを直接受けて、コンプレッサを回転させる重要な役割を担う部品であるタービンインペラに着目した。タービンインペラは、耐熱性が重視され、従来は Ni 基の耐熱超合金である 713C 相当材（以下、713C

材と呼ぶ）が一般的に用いられてきたが、今後排気ガス温度の上昇に伴い、耐熱性が不足することが予想される。そこで、本稿では 713C 材より高温強度が優れると予測される 246 相当材、247 相当材および IN100 相当材の各合金（以下、246 材、247 材、IN100 材とそれぞれ呼ぶ）を候補合金として取り上げ、高温での機械的特性を評価する。また通常、タービンインペラは合金鋼から成るシャフトに溶接され、タービンシャフトとして用いられる。この接合性を併せて評価し、候補合金の高温ターボ用タービンインペラとしての適用性を明らかにすることを目的とする。

2. 試験方法

供試材料は、第 1 表に示す化学組成をもつ超合金の丸棒、実機形状のタービンインペラ、および機械構造用合金鋼 SCM435H（以下、合金鋼と呼ぶ）を用いた。第 2 表に超合金の密度を示す。超合金は、鑄造まま材での評価を中心に行い、一部の試験で HIP（熱間等方圧処理）後、熱処理を施した素材を試験に供した。HIP 処理条件は 1 185℃、200 MPa、3 h とし、熱処理は、713C 材で、

第1表 超合金およびシャフト材の化学組成 (wt%)
Table 1 Typical chemical composition of superalloy and shaft (wt%)

供試材料	化学組成 (wt%)									
	Ni	Cr	Mo	Fe	C	Si	Mn	P	S	Ti
713C 材	残部	12 ~ 14	3.8 ~ 5.2	<2.5	0.08 ~ 0.2	<0.5	<0.25	-	<0.015	0.5 ~ 1
247 材	残部	8 ~ 8.8	0.5 ~ 0.8	<0.25	0.13 ~ 0.17	<0.15	<0.2	<0.015	<0.01	0.9 ~ 1.2
246 材	残部	8 ~ 10	2.25 ~ 2.75	<1	0.13 ~ 0.17	<0.2	<0.2	-	<0.015	1.25 ~ 1.75
IN100 材	残部	8 ~ 11	2 ~ 4	<0.3	0.15 ~ 0.17	<0.1	<0.1	<0.015	<0.015	4.5 ~ 4.8
SCM435H	<0.25	0.85 ~ 1.25	0.15 ~ 0.35	残部	0.32 ~ 0.39	0.15 ~ 0.35	0.55 ~ 0.95	<0.03	<0.03	-

供試材料	化学組成 (wt%)									
	Al	Nb	Zr	B	Co	W	Nb + Ta	Ta	Hf	V
713C 材	5.5 ~ 6.5	-	0.05 ~ 0.15	0.005 ~ 0.015	<1	-	1.8 ~ 2.8	-	-	-
247 材	5.3 ~ 5.7	<0.1	0.03 ~ 0.08	0.01 ~ 0.02	9 ~ 11	9.5 ~ 10.5	-	2.8 ~ 3.3	1.2 ~ 1.6	-
246 材	5.25 ~ 5.75	-	0.03 ~ 0.08	0.01 ~ 0.02	9 ~ 11	9 ~ 11	-	1.25 ~ 1.75	-	-
IN100 材	5 ~ 6	<0.25	0.03 ~	0.01 ~	13 ~ 17	<0.2	-	-	-	0.7 ~ 1.2
SCM435H	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

第2表 超合金の密度
Table 2 Superalloy density

供試材料	密度 (g/cm ³)
713C 材	7.91
247 材	8.54
246 材	8.50
IN100 材	7.75

1 180°C × 2 h の後 927°C × 16 h, 246 材で 1 220°C × 2 h の後 870°C × 16 h, 247 材で 1 070°C × 4 h の後 870°C × 12 h, IN100 材で 1 055°C × 2 h の後 870°C × 12 h とした。また、合金鋼は 850°C で焼入れ後、560°C で焼き戻して試験に供した。

超合金の引張試験は鍛造丸棒試験体から切り出した、平行部径 8 mm, 長さ 15 mm の試験片を用い、400 ~ 900°C の温度範囲で実施した。一部の合金については 1 050°C まで試験を行った。

超合金の疲労特性は、荷重制御軸疲労試験で評価した。247 材および IN100 材は、タービンインペラのボス部から切り出した最小部径 3 mm の試験片を用い、713C 材は鍛造丸棒試験体から試験片を採取した。試験温度は 247 材および IN100 材は 800°C, 713C 材については 700°C で、応力比は $R=0.01$ とした。

丸棒素材からクリープ試験片を作製し、850°C × 290 MPa および 850°C × 400 MPa の試験に供した。

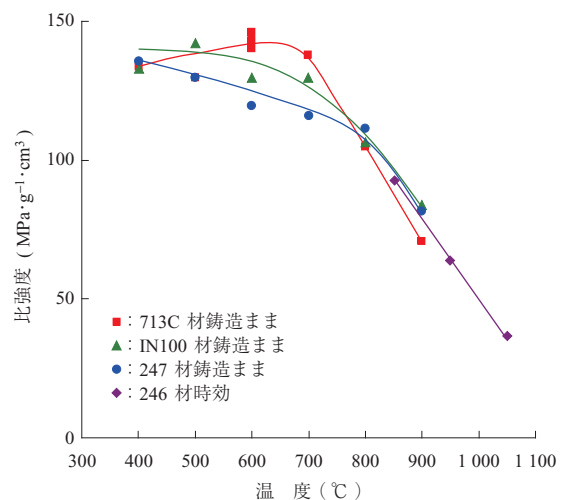
ここで、疲労およびクリープ試験温度は、想定するターボチャージャの排気ガス温度が 1 050°C のとき、タービンインペラ自体の温度はおおむね 800 ~ 850°C になると想定されることを考慮して決定した。

タービンインペラと合金鋼シャフトの溶接は電子ビーム溶接を用いた。溶接条件は、加速電圧 60 kV, ビーム電流 10.5 mA, 溶接速度 1 m/min とした。継手の評価は、断面観察、室温引張試験および引張試験後の破面観察によって行った。観察は、光学顕微鏡および電界放射型走査型電子顕微鏡 (FE-SEM) を用いた。引張試験はビード表面を加工せず、溶接ままの試験片を用いた。

3. 結果および考察

3.1 新タービンインペラ候補材の高温強度評価

第1図に引張強さの温度依存性を示す。引張強さは、第2表に示した密度を用いて、比強度で比較した。713C 材, 247 材および IN100 材は鍛造ままで試験に供した。また、246 材の時効熱処理材の試験結果も図中に併せて

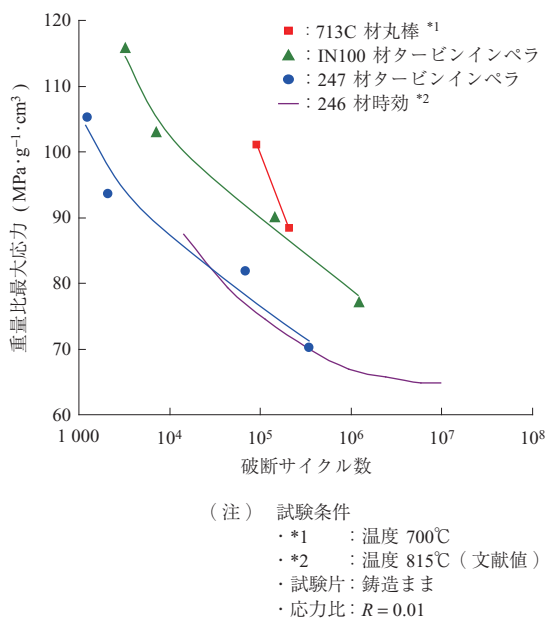


第1図 丸棒試験片の引張強度の温度依存性
Fig. 1 Temperature dependence of tensile strength of round bar specimens

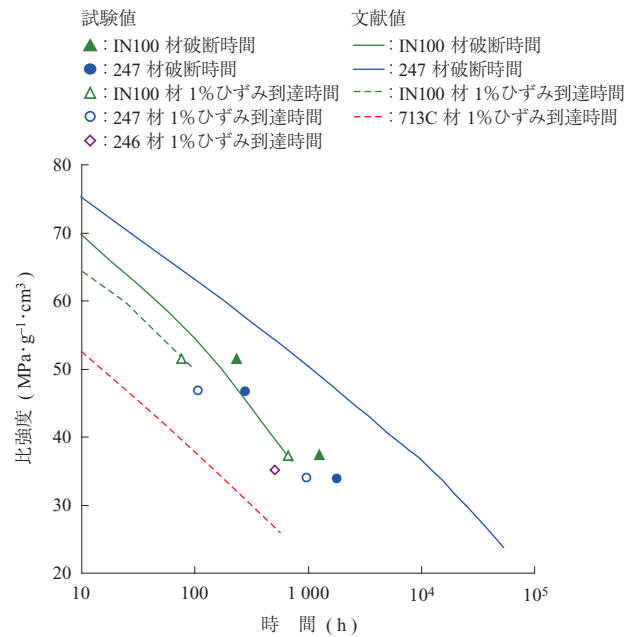
示す。400～700℃までの温度範囲では、現行材である713C材が最も高い特性をもつ。候補材である247材とIN100材の比較では、IN100材が優れた特性を示した。一方で、800℃以上では、713C材よりも候補材3合金が優れた特性を示し、また、247材およびIN100材の差は、ほとんどないと判断できる。246材の時効熱処理材については、850℃でのみ直接比較できるが、IN100材や247材とほぼ同等の特性をもつと判断できる。

第2図に、247材およびIN100材のタービンインペラから採取した小型試験片の800℃での軸疲労試験結果を、比強度で評価した結果を示す。いずれも casting material で試験に供した。併せて、713C丸棒試験片の700℃での試験結果、および815℃における246材の文献値⁽³⁾を図中に示した。247材と246材の疲労特性は、ほぼ同等と考えられる。一方、IN100材の特性は、247材よりも優れており、また試験温度が100℃高いにもかかわらず、713C材との比較においても、ほぼ同等かわずかに下回る優れた疲労特性をもつことが明らかとなった。

第3図に、247材およびIN100材の丸棒素材から採取した試験片を用いたクリープ試験結果を示す。いずれも casting material で試験に供した。これらの候補材のクリープ破断寿命および1%ひずみ到達寿命は、ほぼ同等であると判断された。図中にIN100材（casting material）および247材（時効熱処理材）の文献値⁽³⁾も併せて示す。これらの比較から、 casting material で用いる場合、IN100材と247材は



第2図 タービンインペラから採取した試験片および丸棒試験片の800℃における軸疲労強度
 Fig. 2 Axial fatigue properties of specimens cut from T/W and of round bar specimens at 800℃



第3図 丸棒試験片の850℃における応力破断時間曲線
 Fig. 3 Diagram of stress vs. time to rupture of round bar specimens at 850℃

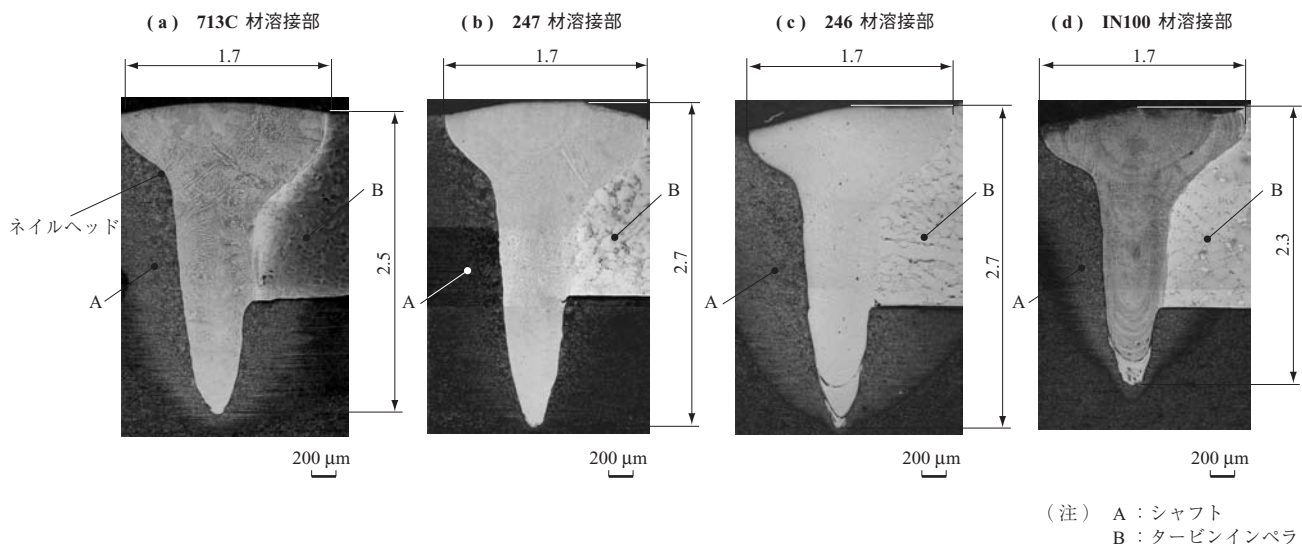
ほぼ同等のクリープ特性をもつものと判断できる。また、別の温度で試験に供した246材の時効熱処理材、および713C材（ casting material, 文献値⁽³⁾）の1%ひずみ到達寿命を、Larson-Millerパラメータを用いて換算した結果（定数C = 20を用いた）も第3図に併せて示す。246材の寿命はIN100材および247材よりわずかに短寿命側であるが、いずれの候補合金も713C材よりも優れたクリープ特性をもつものと判断できる。

以上の結果、いずれの候補合金も高温で713C材よりも優れた特性を示すことが明らかとなった。そのなかでIN100材は、第2表に示したように、密度が小さいことに特徴があり、特に疲労試験において優位性をもつと判断された。

3.2 合金鋼シャフトとの接合性評価

タービンインペラは、合金鋼シャフトと溶接し、タービンシャフトとして使用する。一般的に、Ni基超合金の接合性は、析出強化元素であるAlおよびTiの添加量で評価されることが多い。AlおよびTi添加量が多いほど、溶接後熱処理による時効ひずみ割れなど、割れ感受性が高くなり、溶接は困難とされる⁽⁴⁾ため、候補合金では最もAlおよびTi添加量の大きいIN100材の溶接性が劣ることが懸念される。

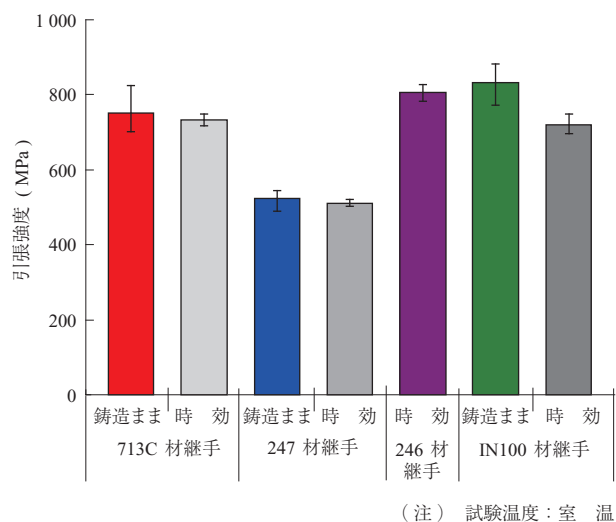
第4図にそれぞれ713C材、247材、246材およびIN100材のタービンインペラと合金鋼シャフトの異材溶接部の組織を示す。図中において、右側が超合金（タービン



第 4 図 713C 材, 247 材, 246 材および IN100 材の溶接部マクロ組織 (単位 : mm)
Fig. 4 Microstructures of dissimilar joints between turbine wheels and chromium molybdenum shaft (unit : mm)

インペラ), 左側が合金鋼 (シャフト) である。溶接ビードは, 表面で最も幅広で, いずれの異材継手も約 1.7 mm である。また, ネイルヘッドを経て細く絞られた部分では約 0.5 mm であった。また, 溶込み深さは 713C 材の継手で 2.5 mm, 247 材, 246 材の継手で 2.7 mm, IN100 材の継手で 2.3 mm であった。電子ビーム溶接では一定の溶接条件においてもスパイク現象によってその溶込み深さがばらつくことから⁽⁵⁾, これもほぼ同等とみなせ, 同一の溶接条件を用いたとき, 超合金の材質によらず, マクロ的には同様の溶接部が形成されると判断された。

第 5 図に, 継手の室温引張試験結果を示す。713C 材, 247 材, IN100 材については, 铸造まま材に加えて, HIP



第 5 図 713C 材, 247 材, 246 材および IN100 材の室温継手引張強度

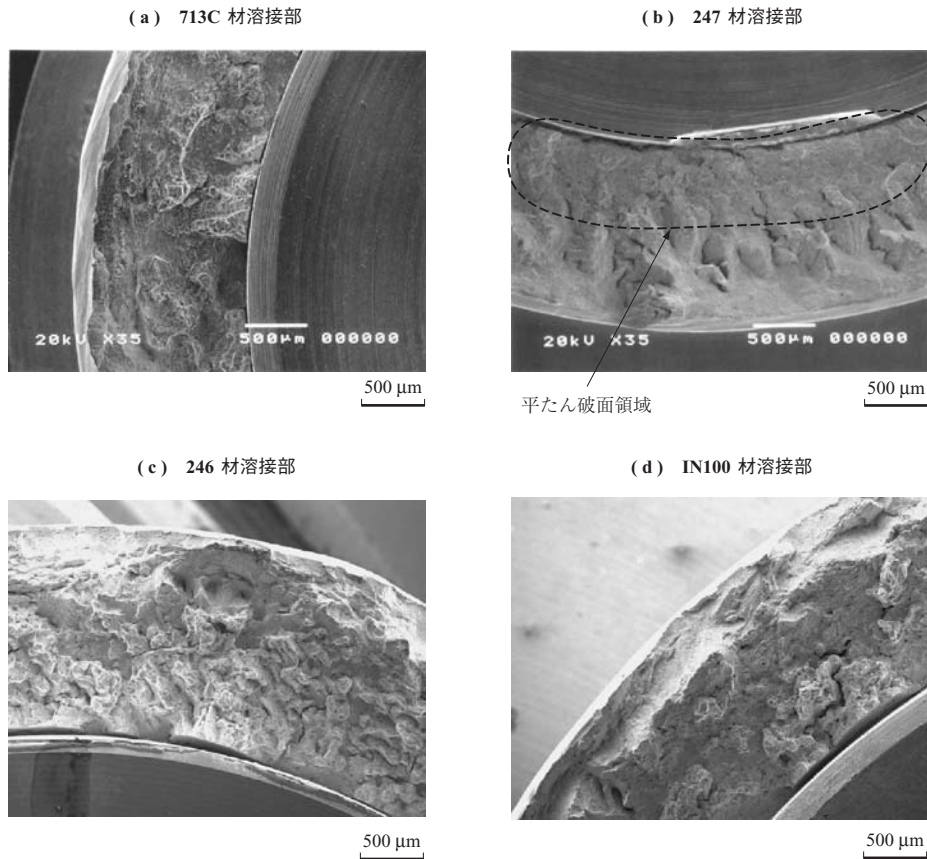
Fig. 5 Tensile strength of dissimilar joints between several turbine impellers and chromium molybdenum steel shafts

後に熱処理を施した後に溶接したシャフトの試験結果を示す。246 材は HIP 後熱処理材の結果のみを示す。713C 材と合金鋼の継手では, 铸造まま材で 752 MPa, 熱処理材で 734 MPa の破断強度を示し, 熱処理の有無による継手強度の差は認められない。これに対し, 247 材と合金鋼の継手では, 铸造まま材で 524 MPa, 熱処理材で 512 MPa の破断強度であり, 713C 材と比べて著しく低い結果となった。一方で, 246 材の熱処理材と合金鋼の継手では破断強度 805 MPa, IN100 材と合金鋼の継手では, 铸造まま材で 833 MPa, 熱処理材で 720 MPa の破断強度を示し, 713C 材に対して同等以上の室温継手強度が得られた。

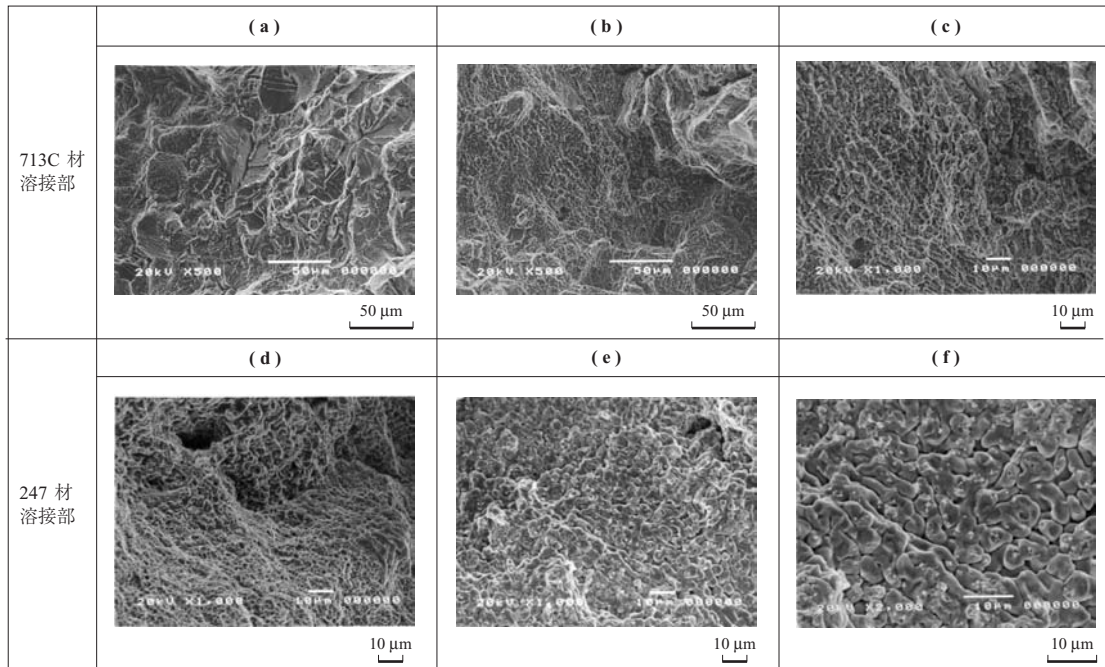
先に述べたように, 本研究で用いた溶接条件では, 超合金の材質によらず, マクロ的には同様の溶接金属部が得られるにもかかわらず, その室温引張特性に顕著な差が生じることが明らかとなった。この原因を明らかにするため, 破断した継手の破面および破面断面の観察を行った。

第 6 図に破面観察結果を示す。本結果は, 合金鋼側の破面を超合金側から観察した結果である。破面様相は二つのタイプに大別することができる。すなわち 713C 材, 246 材および IN100 材が全面に大きな凹凸をもつ破面であるのに対し, 247 材においては, 第 6 図 - (b) に点線で示すように, 試験片の内周側に凹凸が少なく比較的平坦な破面が広がる破面を示した。

第 7 図に, 凹凸をもつ破面である 713C 材継手と, 平滑面をもつ 247 材継手の, 試験片内周側の破面を観察した結果を示す。第 7 図 - (a) は, 713C 材の熱影響部の破面であり, 粒内のデンドライト境界で破断している。第 7



第 6 図 713C 材, 247 材, 246 材および IN100 材の引張破面
 Fig. 6 Fracture surfaces of dissimilar joints



第 7 図 713C 材および 247 材の試験片内周側における引張破面
 Fig. 7 Fracture surfaces at higher magnification after tensile test

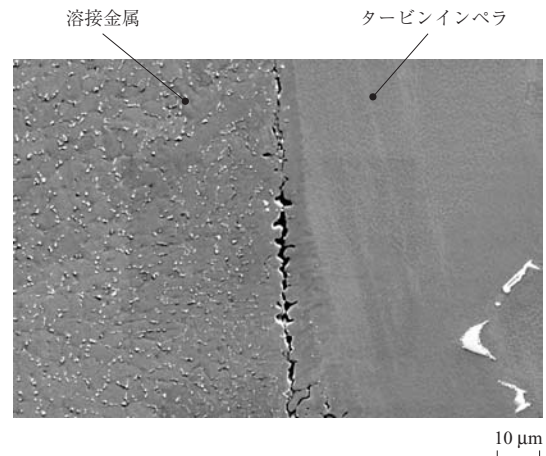
図 - (b) および - (c) は、溶接金属部の破面であり、ディンプル様相の延性破面を示す。第 7 図 - (d), - (e) および - (f) に、247 材の継手の平坦部における観察結果を

示す。破面は主として、第 7 図 - (d) に示すようにディンプル様相を示し、- (c) に示す 713C 材の継手で観察された破面と大差ない。しかし、第 7 図 - (e) および - (f)

に示すような丸みを帯びた破面も一部観察された。これは凝固時の残留融液によって滑らかに覆われたデンドライトと考えられ、高温割れ破面に特徴的な破面様相である。この高温割れ特有の破面が、247材で見られた平たんな破面形成に影響を及ぼしたものと予想される。

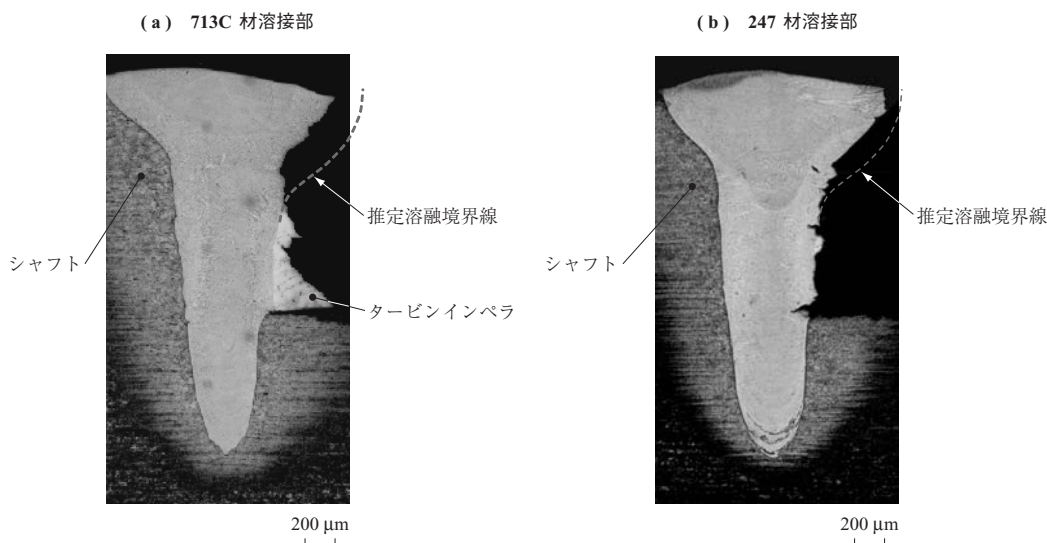
第8図に713C材と247材の破面断面組織を示す。図中の破線は、平均的な溶込み形状から推測した溶接金属と超合金母材との境界線である。713C材の継手では、試験片の外周側では溶接金属内部、内周側では溶接金属部と超合金の熱影響部とをまたぐ領域で破断が生じている。ここで、その破断経路の約50%は、溶接金属部を通っている。熱処理材においても、その破断形態は铸造まま材と同様であり、継手の室温引張特性に及ぼす熱処理の影響は小さい。一方、247材と合金鋼の継手では、試験片の外周側では溶接金属内部で破断していることは同様であるが、内周側では主に溶接金属と超合金の境界線で破断している。第6図および第7図に示した247材の試験片内周側に認められた平たんな破面は、この溶接金属と超合金の境界線に沿った破断部分と対応していた。

以上の結果、①713C材と合金鋼の継手と247材と合金鋼の継手において、その破断経路に明確な違いがあること、②第7図-(e)および-(f)に示したような、滑らかな破面は、引張試験による変形および破断時に形成されたものとは考えにくいこと、さらに、③247材の溶接金属と超合金の溶融境界線に沿って、第9図に示すような溶接金属中に割れが生じた領域が一部に認められたことから、本研究の条件で溶接した247材の継手では引張試



第9図 247材溶融境界線近傍で観察された高温割れ
Fig. 9 Hot tear along with fusion line between 247-equivalent and chromium molybdenum steel joints

験前にこれらの高温割れが存在しており、応力負荷によって割れが連結することで前述したような平たんな破面様相を示したと考えられる。この溶融境界線に沿った割れは、その破面様相から溶接金属が凝固する際に生じた高温割れと判断される。溶接金属の凝固温度範囲はその組成に依存し、一般的に、固液共存温度範囲が広いほど割れが発生しやすい。このためタービンインペラとシャフトの溶接では、その希釈率（超合金と合金鋼の混合率）に留意が必要である。また247材では粒界強化元素としてHf（ハフニウム）が添加されている。Hfは γ マトリクスに対して液相線温度を下げ、凝固温度範囲を拡大する効果が知られており⁽⁶⁾、このため溶接金属部においてもその凝固温度範囲を拡大した可能性が高い。



第8図 引張試験により破断した713C材、247材の溶接部組織
Fig. 8 Microstructure of dissimilar joints ruptured by tensile test

本研究では溶接条件の最適化は未実施であり，一般的な溶接条件での比較であるが，候補材 3 合金のなかでは，247 材が接合性に劣る可能性があり，一般に溶接が困難とされている IN100 材が，比較的溶接性に優れるとの知見が得られた。

4. 結 言

本研究では，高温ガソリンターボに対応するタービンインペラ材料に着目し，候補合金の高温強度ならびにシャフトとの溶接性を評価した。

いずれの候補材料も 713C 材と比較して優れた高温強度をもっているが，比強度で整理するとその密度が小さいことから IN100 材が潜在的に最も優れた特性をもつと考えられる。一方，接合性評価においては，246 材，IN100 材は 713C 材と同等以上の継手強度が得られることが確かめられたが，247 材の溶接においては条件設定に注意が必要である可能性が示唆された。また，この原因調査から，246 材が最も溶接性が優れると予測された。

以上の観点から，高温ガソリンターボ用のタービンインペラ材料としては 246 材，IN100 材が有力と判断された。

今後は，詳細な製造工程の確立を進めるとともに，246 材と，高速回転体であるタービンインペラにとって大きな魅力である「軽さ」をもつ IN100 材のそれぞれについて，お客様のニーズに合わせて実用化を目指していく。

参 考 文 献

- (1) 鶴原吉郎：欧米の燃費規制 日経 Automotive Technology Vol.1 2008 年 1 月 pp.122 - 123
- (2) 野角忠司：IHI 製車両用過給機の技術動向 日本ガスタービン学会誌 第 33 巻第 4 号 2005 年 7 月 pp.3 - 10
- (3) Aerospace Structural Metals Handbook
- (4) W. A. Owczararski：Process and metallurgical factors in joining superalloys and other high service temperature materials Superalloys Source Book ASM (1984) pp.369 - 400
- (5) 荒田吉明，西口公之：溶接法の基礎 産報出版 p.69
- (6) T. B. Massalski：BINARY ALLOY PHASE DIAGRAMS second edition Vol.2 p.2095