

## 技術資料

## Technical Data

## タービンホイール用軽量高耐熱 Ni 基合金の開発

鷺見芳紀\*<sup>1</sup>, 大木優太郎\*<sup>1</sup>, 横田恭平\*<sup>2</sup>, 小柳禎彦\*<sup>1</sup>

## Development of a New Ni-Based Cast Superalloy with Low Density and High Temperature Capability for Turbine Wheel Application

Yoshinori SUMI, Yutaro OKI, Kyohei YOKOTA and Yoshihiko KOYANAGI

## Synopsis

Recently, as exhaust emission regulations have become stricter, higher fuel efficiency and cleaner exhaust gas in internal combustion engines have been required. To improve combustion efficiency, exhaust gas temperature is increasing, therefore higher temperature resistance is required for components in exhaust systems, especially for turbine wheels in turbochargers. IN100 appears to be an attractive candidate as it has high temperature properties with low density; however it has low castability due to poor ductility at high temperature. In this study, the balance of Al and Ti composition was optimized from the base alloy IN100 to improve the high temperature ductility by expanding the  $\gamma$  single phase region below the solidification temperature, while obtaining the high temperature strength by maintaining the volume fraction of  $\gamma'$  phase equivalent to IN100 around 1000 °C. Furthermore, the high temperature creep rupture life increased by adding a small amount of Ta. The alloy developed in this study has high castability, low density and high specific strength at high temperature.

## 1. 緒言

近年、自動車需要の急激な増加に伴う CO<sub>2</sub> 排出量を抑制するため、世界各国で自動車の排気ガス規制の強化が進められている。規制に対応する技術の一つとしてダウンサイズした直噴ガソリンエンジンとターボチャージャの組合せが広く普及してきている<sup>1)</sup>。さらに燃焼効率を向上させるため、ストイキ燃焼を指向した開発が行われており、排気ガス温度は上昇傾向にある。そのためターボチャージャを含む排気系部品にはより高い耐熱性が求められるようになってきている<sup>2)</sup>。ターボチャージャを構成する部品の中でも特にタービンホイールは高温の排気ガスを直接受けて高速回転する部品のため、最も高い耐熱性を求められる。加えて、近年では特に実走行燃費が重視される傾向にあり、加速中のターボチャージャ

の応答性が実燃費向上に重要であるから、回転体であるタービンホイールにとって密度が小さいことは、低イナーシャにより早期に目標トルクに到達するなど大きなメリットになると考えられる。

一般的に、タービンホイール材料としては Ni 基铸造合金の IN713C が広く使用されているが、IN713C は排気ガス温度でおよそ 980 °C が使用できる限界とされている。近年はさらに高温向けの開発がされており、耐用温度 1050 °C のターボも開発されてきている<sup>3)</sup>。これらの高温用途向けでは IN713C よりも高温強度やクリープ特性に優れた合金として MarM 246 や MarM 247 が使用されるが<sup>3)</sup>、これらの合金は高密度で高価な W や Ta を含有しており、合金の密度が IN713C に比べて大きく、価格が高いことが課題である。特に MarM 247 はさらに高価な元素である Hf も含有しているためにこの問題がよ

2019年10月17日 受付 2020年6月3日 改訂

\* 1 大同特殊鋼(株)技術開発研究所 (Corporate Research &amp; Development Center, Daido Steel Co., Ltd.)

\* 2 大同特殊鋼(株)知多帯鋼工場技術室 (Chita Steel Strip Plant, Daido Steel Co., Ltd.)

り顕著である。これらのNi基铸造超合金はオーステナイト母相に $\gamma'$ -Ni<sub>3</sub>(Al, Ti)を析出させた組織からなり、Wはオーステナイト相、TaやHfは $\gamma'$ の固溶強化元素として添加される。一方、IN100はWやTa、Hfを含有していない代わりにTiの含有量を高めて $\gamma'$ 相の析出量を増加させることにより、低密度でありながらIN713Cよりも高温強度が高いことが特徴である。したがってIN100は高温向けタービンホイール材料としては魅力的な材料と考えられた。しかし、IN100は铸造性が非常に悪く、特に複雑な薄翼形状を有するタービンホイールの铸造は困難である。この原因として、IN100は $\gamma'$ 量を増加しているために $\gamma'$ 相固溶温度( $\gamma'$ ソルバス)が高く、高温での延性が乏しいことが考えられる。

本研究では、IN100をベースに高い高温強度を維持しつつ铸造性の改善を目指し、Ti、AlおよびTaの含有量を変化させた合金の各特性を調査した。その結果、低密度かつ優れた高温特性を有し、铸造性にも優れる合金を開発したので報告する。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試材

Table 1に本研究に供試した合金の化学組成を示す。TiおよびAlは $\gamma'$ 相を構成する主要元素であり、 $\gamma'$ 相の析出量はTi+Alの総量に大きく依存し、TiとAlの比率は $\gamma'$ 相の安定性やソルバス温度に影響する。Alloy 1とAlloy 2はTi+AlをIN100と同じ量(16.5 at%)に固定し、Ti/Al比をIN100の0.48から0.38(Alloy 1)および0.19(Alloy 2)へと変化させた。Alloy 3とAlloy 4はTi/AlをIN100と同じ(0.48)に固定し、Ti+AlをIN100の16.5 at%から15.0 at%(Alloy 3)および13.0 at%(Alloy 4)へと減少した。Alloy 5および6はAlloy 2をベース

にTaをそれぞれ0.5および1.0 wt%添加したものである。これらの合金は真空誘導溶解法(VIM)にて溶解し、30 kgもしくは50 kgのインゴットに铸造した。評価用の試験片はインゴット中心付近の铸造欠陥を避けるため、インゴットの表層付近から切り出した。最終的に最も特性および铸造性のバランスに優れる合金として選定したAlloy 5と比較用の既存合金IN713CおよびMarM 246は(株)大同キャストの量産铸造炉を用いて減圧吸引铸造法によって実製品と同様のタービンホイール形状、および直径15 mmの丸棒を铸造して評価用材料に用いた。連続酸化試験は20 mm × 30 mm × 2 mmの板状試験片を作製し、大気下において950 °Cから1050 °Cの各温度で100 h保持の試験を行い、試験前後の重量変化を測定した。タービンホイールは合金鋼製のシャフトと溶接してタービンロータとしてターボに組み込まれる。タービンホイール材料と合金鋼の溶接は電子ビーム溶接を用いて加速電圧60 kV、ビーム電流20 mA、溶接速度1.5 m/minにて行った。溶接後に室温にて引張試験を実施した。各合金の液相線、固相線および $\gamma'$ ソルバスはサーモカルク社の熱力学平衡計算ソフト“Thermo-Calc™”を用いて計算した。ミクロ組織は光学顕微鏡(OM)および走査型電子顕微鏡(SEM)を用いて観察した。引張試験およびクリープ試験は铸造ままの素材から試験片を採取し、JISの試験法に従って試験を実施した。

## 3. 結果および考察

### 3.1 TiおよびAlの影響

Fig. 1にThermo-Calcを用いて計算した液相線、固相線および $\gamma'$ ソルバスにおよぼすTi/AlとTi+Alの影響を示す。固相線と液相線はTi/AlおよびTi+Alの増加と共に低

Table 1. Chemical compositions of alloys in this study.

Alloy designation	Chemical compositions (wt%)													Ti+Al+Ta (at%)	Ti/Al (at%)
	Ni	C	Cr	Co	Mo	W	V	Zr	B	Ti	Al	Nb	Ta		
IN100	Bal.	0.15	9.5	15	3.0		1.0	0.05	0.015	4.8	5.6			16.5	0.48
Alloy 1	Bal.	0.15	9.5	15	3.0		1.0	0.05	0.015	4.0	6.0			16.5	0.38
Alloy 2	Bal.	0.15	9.5	15	3.0		1.0	0.05	0.015	2.3	7.0			16.5	0.19
Alloy 3	Bal.	0.15	9.5	15	3.0		1.0	0.05	0.015	4.3	5.0			15.0	0.48
Alloy 4	Bal.	0.15	9.5	15	3.0		1.0	0.05	0.015	3.7	4.3			13.0	0.48
Alloy 5	Bal.	0.15	9.5	15	3.0		1.0	0.05	0.015	2.3	7.0		0.5	16.7	0.19
Alloy 6	Bal.	0.15	9.5	15	3.0		1.0	0.05	0.015	2.3	7.0		1.0	16.9	0.19
IN713C	Bal.	0.12	12.5		4.0			0.10	0.012	0.7	6.0	1.8		13.0	0.07
MarM246	Bal.	0.15	9.0	10	2.5	10		0.05	0.015	1.5	5.5		1.5	14.3	0.15

下するが、 $\gamma'$  ソルバスは Ti/Al および Ti+Al の増加と共に増加し、固相線と  $\gamma'$  ソルバスの温度差である  $\gamma$  単相域は狭くなる。Fig. 2 に同様に Thermo-Calc を用いて計算した、各合金の 1000 °C における  $\gamma'$  相のモル分率と  $\gamma$  単相域を示す。IN100 の  $\gamma$  単相域は調査した合金のなかで最も狭く、IN100 をベースとした合金では Ti/Al および Ti+Al の減少と共に  $\gamma$  単相域は増加する。 $\gamma$  単相域の増加とともに 1000 °C における  $\gamma'$  相率が低下する傾向にあるが、Ti+Al を固定し Ti/Al を減少した合金 (Alloy 1 および 2) は Ti/Al を固定し Ti+Al を減少した合金 (Alloy 3 および 4) に比べて  $\gamma'$  相率が高い。 casting 時の冷却過程において、凝固収縮などで発生する熱応力に対して、 $\gamma$  単相域の確保は延性を確保し製造性を向上させると考えられる。タービンホイール用に量産製造が可能な合金として普及している IN713C や MarM 246 の  $\gamma$  単相域は IN100 と比較して 2 倍ほどあることから、量産製造に十分な製造性を確保するためにはこれらの合金の  $\gamma$  単相域に近づくことが重要であると考えられる。また、一般に Ni 基超合金において  $\gamma'$  相率は高温強度を得るために重要であることから<sup>4)</sup>、 $\gamma'$  相率の大きな低下を伴わずに  $\gamma$  単相域を大きくすることができる Alloy 2 が製造性と高温特性を両立させることができると期待される。

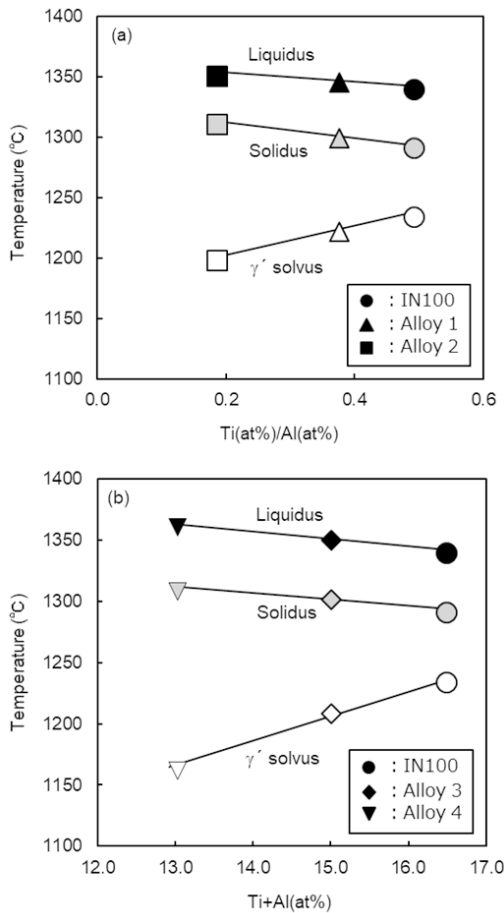


Fig. 1. Influence of (a) Ti/Al ratio and (b) Ti+Al amounts on liquidus, solidus and  $\gamma'$  solvus temperature calculated by Thermo-Calc.

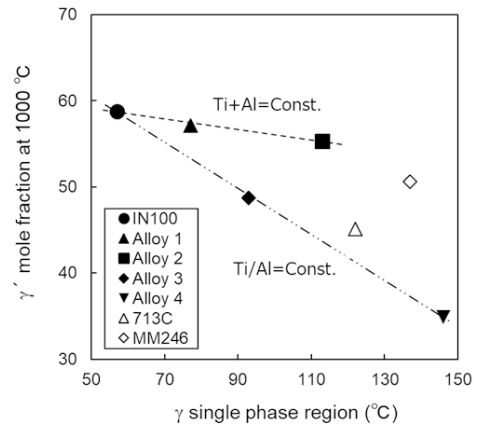


Fig. 2. Relationship between mole fraction of  $\gamma'$  at 1000 °C and  $\gamma$  single phase region calculated by Thermo-Calc.

Fig. 3 に IN100 および Alloy 1 から 4 のマイクロ組織を示す。全ての合金で塊状の炭化物がデンドライト組織内に散在している。IN100 では大きな  $\gamma$ - $\gamma'$  共晶が多数観察されたのに対し、他の合金では  $\gamma$ - $\gamma'$  共晶は比較的小さく、少ない。Fig. 4 に  $\gamma$  単相域と  $\gamma$ - $\gamma'$  共晶面積率を示すが、 $\gamma$  単相域の減少により  $\gamma$ - $\gamma'$  共晶面積率は増大する。特に  $\gamma'$  相率が大きい合金において、過剰な  $\gamma$ - $\gamma'$  共晶の形成はクリープ破断強度を低下させたため<sup>4)</sup>、 $\gamma$  単相域の拡大は高温強度の観点からも好ましいと考えられる。

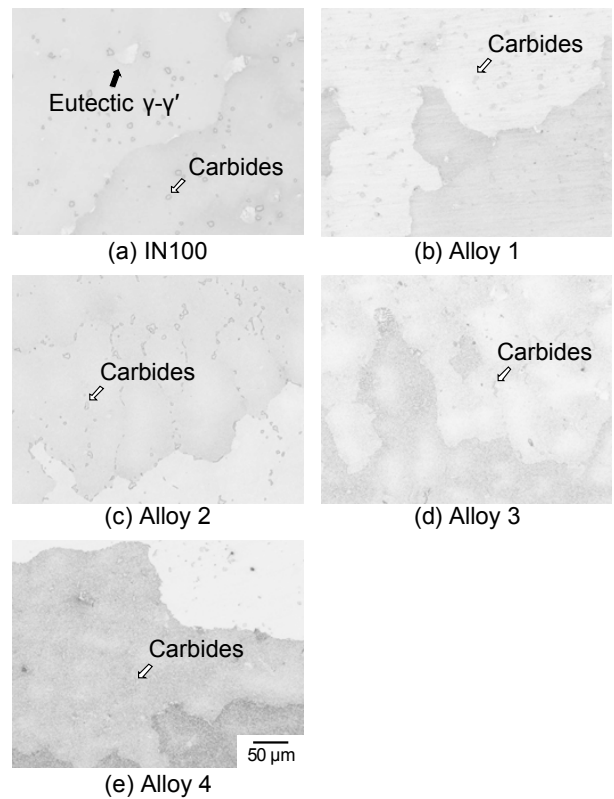


Fig. 3. OM images of (a) IN100, (b) Alloy 1, (c) Alloy 2, (d) Alloy 3 and (e) Alloy 4 in as-cast condition.

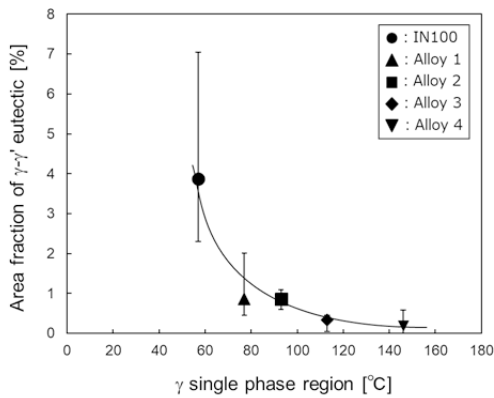


Fig. 4. Relationship between measured area fraction of eutectic  $\gamma$ - $\gamma'$  to  $\gamma$  single phase region calculated by Thermo-Calc.

Fig. 5 に  $\gamma'$  相の SEM 観察像を示す。IN100, Alloy 1 および 2 では立方体状の  $\gamma'$  相が観察されたのに対し, Alloy 3 および 4 の  $\gamma'$  は球状に近い形態を示す。IN100, Alloy 1 および 2 は  $\gamma'$  体積率が高く, 高密度に析出した立方体状の  $\gamma'$  相同士の間隔が狭いため高温強度に優れると考えられるが, Alloy 3 および 4 は  $\gamma'$  相の体積率が少なく  $\gamma'$  相が球状であるために  $\gamma'$  相間の距離が比較的大きくなり, 高温強度が下がると考えられる。

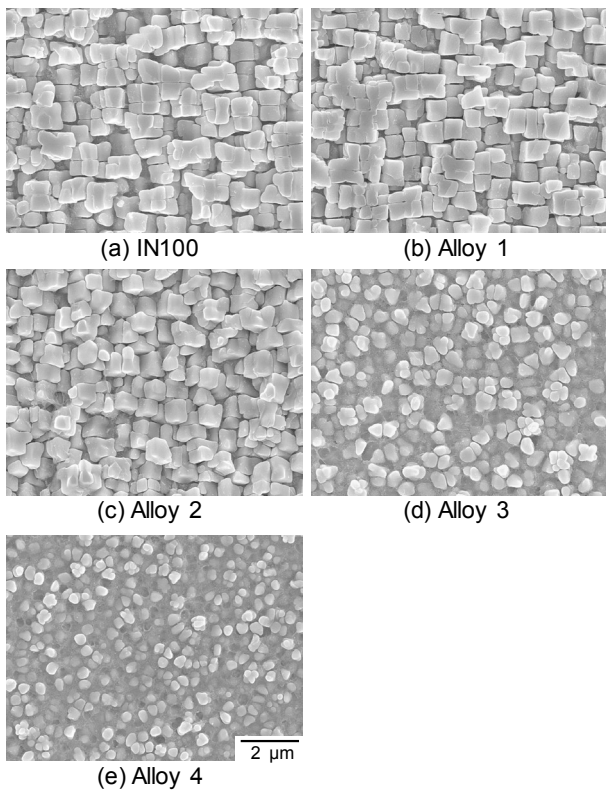


Fig. 5. Secondary electron images of (a) IN100, (b) Alloy 1, (c) Alloy 2, (d) Alloy 3 and (e) Alloy 4 in as-cast condition.

IN100 および Alloy 1 から 4 までの合金の 1050 °C における引張特性と 950 °C /180 MPa におけるクリープ破断寿命を, それぞれ Fig. 6 および Fig. 7 に示す。Alloy 1 および 2 は引張強度, 0.2 % 耐力のいずれも IN100 より高い値を示し, Alloy 1 が最も高強度であった。一方 Alloy 3 および 4 の 0.2 % 耐力は IN100 よりも低く, Alloy 4 は引張強度, 0.2 % 耐力共に最も低い。引張破断伸びに関しては, いずれの合金も IN100 より高い値を示し, Alloy 4 が最も延性が高い。しかし Alloy 4 は強度が低いため, 総合的に判断すると Alloy 2 が高い強度と延性を両立している。Alloy 1 は IN100 に近いクリープ破断寿命を示すものの, Alloy 1 から 4 のいずれも IN100 より破断寿命は短時間であった。

これらの結果, IN100 の Ti および Al 量を変化させた合金において, Alloy 1 が優れた高温強度を示し, Alloy 2 は高温強度, クリープ寿命ともに Alloy 1 にはやや劣るものの, 優れた延性を有していることが分かった。また, Fig. 2 の結果より Alloy 1 の  $\gamma$  単相域は IN713C に比べて狭く, IN100 のそれに近い値であるから, 鑄造性の改善は十分ではないと推察される。一方, Alloy 2 は IN713C に近い  $\gamma$  単相域を持つことから, Alloy 2 が最も特性と鑄造性のバランスに優れると考えられる。しかし, Alloy 2 は Fig. 7 に示した通りクリープ寿命は IN100 や Alloy 1 に比べて低寿命であった。これを改善するため, Alloy 2 への強化元素の添加を検討した。

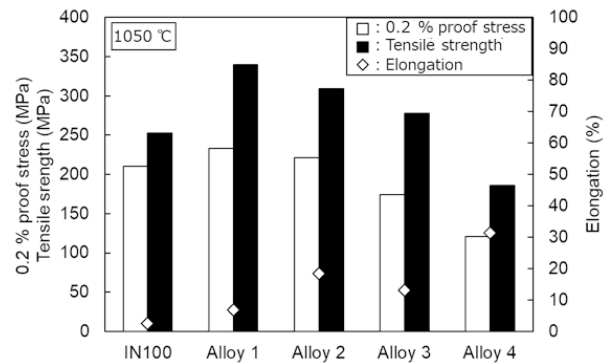


Fig. 6. 0.2 % proof stress, tensile strength and elongation at 1050 °C.

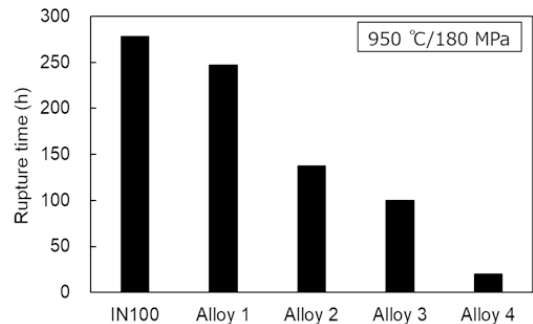


Fig. 7. Creep rupture time at 950 °C, 180 MPa.

### 3. 2 Taの影響

$\gamma'$ 相に固溶する合金元素の固溶強化の効果はこれまでに多くの知見があり、Hfが $\gamma'$ 相の強化に最も効果的である<sup>5)</sup>。しかし、Hfは非常に高価な元素であり、微量の添加でも大きな合金コストの増加を招く。Taも $\gamma'$ 相への高い固溶強化能を持つ元素であるが、Hfと比べて比較的安価である。そこで、Taの添加効果を検証するため、Alloy 2にTaをそれぞれ0.5%および1.0%添加したAlloy 5とAlloy 6を設計し評価した。

Fig. 8に示す通り、1050℃における0.2%耐力にはTa添加の明確な影響は見られない。一方、Fig. 9に示す通り、クリープ破断寿命および破断伸びは0.5%のTaの添加によって向上が認められた。しかしながら、1.0%のTaを含有するAlloy 6は破断寿命、破断伸びともに大きく低下したことから、Taの最適な添加量は0.5%付近と考えられる。これらの結果から、最終的にAlloy 5を候補合金として選定した。

### 3. 3 開発合金の特性

Alloy 5を量産铸造炉で直径15mmの丸棒試験片および実製品のタービンホイールを铸造した。タービンホイール形状においても铸造割れなどの欠陥を生ずることはなく、おおむねIN713Cと同等の铸造性を有していることが確認できた。Table 2にAlloy 5と比較用の既存合金、IN713CとMarM 246の密度を示す。Alloy 5の密度はIN713Cよりもわずかに小さいが、MarM 246と比較すると約9%小さい。高速で回転するタービンホイールにおいては、自重によって生じる遠心力が主要な発生応力であるから、密度が小さいことはタービンホイール各部に発生する応力自体を低減する効果があると考えられる。Fig. 10にAlloy 5、IN713CおよびMarM 246の900℃における0.2%耐力および引張強度をそれぞれの合金の密度で割った比応力を示す。Alloy 5について、0.2%耐力を比応力に換算するとMarM 246とほぼ等しく、引張強度を比応力に換算した値はIN713CとMarM 246のほぼ中間である。Fig. 11に各温度におけるクリープ破断時間をラーソンミラーパラメータ(C=20)として計算した値を横軸に、その時の付加応力を密度で割った比応力を縦軸にプロットしたグラフを示す。Alloy 5のクリープ寿命はいずれの比応力においてもIN713Cより高寿命であり、比応力が低い領域ではMarM 246よりわずかに低寿命であるが、比応力が高い領域ではMarM 246とほぼ同等である。

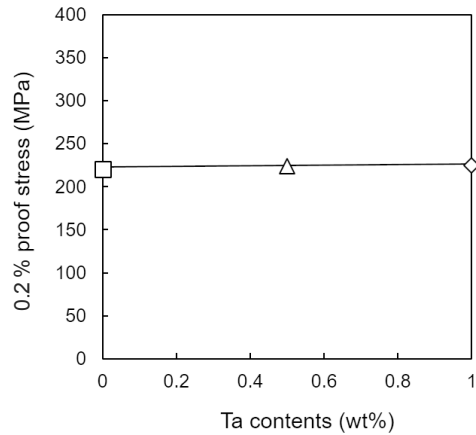


Fig. 8. Influence of Ta addition to Alloy 2 on 0.2% proof stress at 1050 °C.

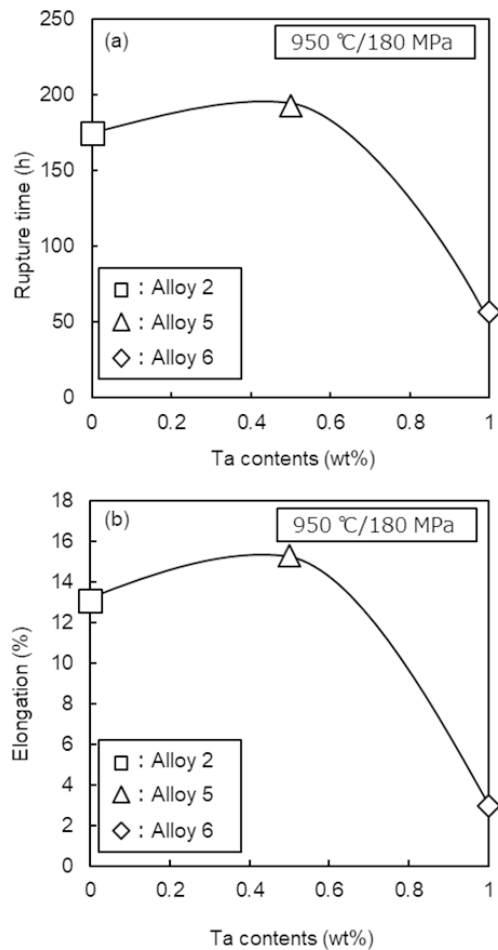


Fig. 9. Influence of Ta addition to Alloy 2 on creep rupture time at 950 °C/180 MPa.

Table 2. Comparison of density

Alloy designation	Density (g/cm <sup>3</sup> )
IN713C	7.91
Alloy 5	7.75
MarM246	8.50

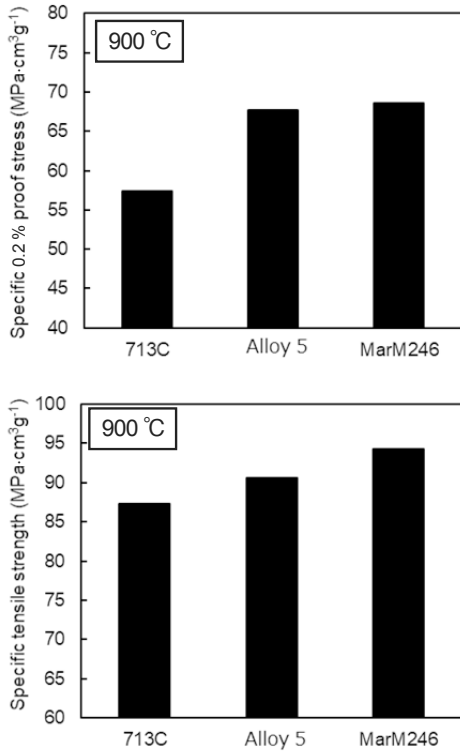


Fig. 10. Comparison of specific 0.2 % proof stress and specific tensile strength at 900 °C.

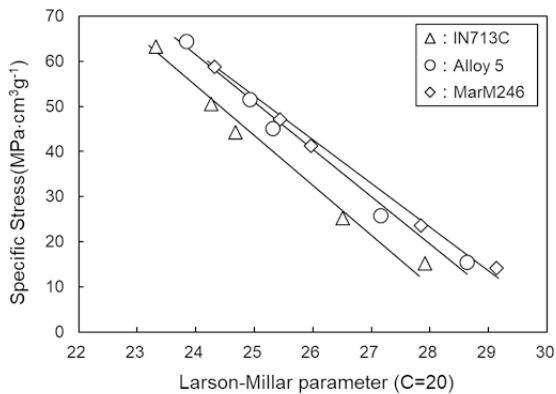


Fig. 11. Comparison of Larson-Miller plot of creep rupture time.

Fig. 12 に各温度で大気中で 100 h の酸化試験を行った後の酸化増量を示す。Alloy 5 は IN713C よりも酸化増量が多いが、MarM 246 よりは少ない。排ガスの高温化に伴い、MarM 246 の採用が増加しているが、今後燃焼効率を向上させるため、より希薄燃焼を指向していくと

考えられるが、排ガス中に燃焼に使われない残存酸素が増えることでより耐酸化性が必要になると想定される。Alloy 5 は MarM 246 よりも耐酸化性に優れるため、希薄燃焼化により適した材料であると期待される。

Fig. 13 に各タービンホイール材と SCM435H 材の電子ビーム溶接後の室温における引張強度を示す。Alloy 5 は IN713C, MarM 246 とほぼ同等の溶接継手強度を有するため、既存の生産ラインが適用可能と考えられる。

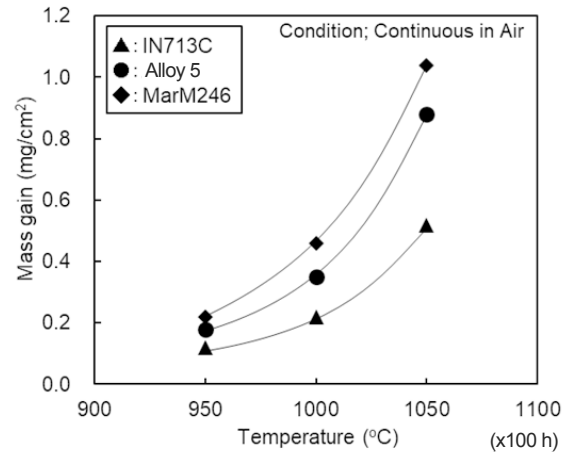


Fig. 12. Mass gain in continuous oxidation test.

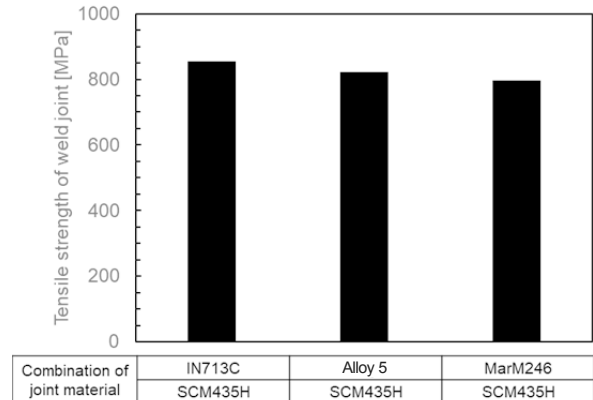


Fig. 13. Tensile strength of weld joints between turbine wheel and alloy steel shaft.

## 4. 結 言

IN100 の特性におよぼす Ti, Al および Ta の影響を調査した結果、Ti+Al を維持したまま Ti/Al 比を変動させた Alloy 2 において高温延性と高温強度の高いバランスが得られた。さらにこの合金に Ta を適量添加した Alloy 5 はクリープ特性が改善され、低密度でありながら高温特性に優れる合金を開発した。

本合金は、MarM 246 とほぼ同等のクリープ比強度を有している。さらに、W を含まず、Ni 基超合金として

は密度が小さいことから、軽量で低慣性なタービンホイールが製造可能である。密度が小さいことで高速回転時に発生する遠心応力を下げることができることと、固有振動数が高くタービンの上限回転数を上げることが可能になることで、高速・高負荷時のターボ効率向上に貢献できると考えられる。加えて、軽量であることによりアクセルのオン/オフに対する応答性が良く、加速中の燃費性能の向上にも貢献できると期待される。以上より、本合金は今後のターボチャージャの高温化および高性能化に対応可能であると期待される。本合金は Licaloy<sup>®</sup> という商標名のタービンホイール製品として(株)大同キャスティングスにて製品化が進められており、現在実用化に向けた評価を進めている。

(文 献)

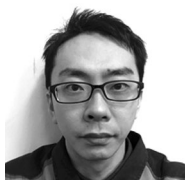
- 1) 青柳稔, 池谷信之: *Engine Technology*, 8(2006), 36.
- 2) 萩田敦司: 特集/自動車エンジンの動向と特殊鋼, 特殊鋼, 56(2007), 7, 42.
- 3) 松本鋼児, 東條正希, 陣内靖明, 林慎之, 茨木誠一: 三菱重工技報, 45(2008), 3, 2.
- 4) 原田広史, 山崎道夫, 小泉裕: 鉄と鋼, 65(1979), 7, 1049.
- 5) Y. Mishima, S. Ochiai, M. Yodogawa, T. Suzuki: *Transactions of the Japan Institute of Metals*, 27(1986), 1, 41.



鷺見芳紀



大木優太郎



横田恭平



小柳禎彦