

研究報告

ターボチャージャ用高性能合金

西野和彰，川浦宏之，田中浩司，堀江俊男，斎藤卓，内田博

High Performance Alloys Developed for Turbochargers

Kazuaki Nishino, Hiroyuki Kawaura, Kouji Tanaka,
Toshio Horie, Takashi Saito, Hiroshi Uchida

要 旨

ターボチャージャの高効率化，高レスポンス化，および低NV（騒音・振動）化にブレークスルーをもたらすことをねらって，新たな高性能合金（軽量・高耐熱・高剛性）を開発し，回転部品へ適用したときのターボ性能の向上を検証した。(1)タービンホイールには，簡便な表面処理法によってその弱点である高温耐酸化性を向上させ，耐異物損傷（FOD）性の点で有利な組成とした軽量・高耐熱チタンアルミ合金を，(2)コンプレッサインペ

ラには，高温比強度を現用アルミ合金と同等以上に高めた耐熱Mg合金を，(3)タービンシャフトには，従来鋼の1.7倍の比ヤング率（ヤング率300GPa，比重6.6）を有するチタン硼化物分散型高剛性鋼を開発した。これらの開発合金を回転部品へ適用することにより，慣性モーメント I_p が42%低減し，また軸振動の危険速度が44%上昇することが実証できた。

キーワード

軽量化合金，チタンアルミ合金，高剛性鋼，マグネシウム合金，ターボチャージャ

Abstract

High performance alloys were developed in order to improve the performance of turbochargers for automotive engines by leaps and bounds. The developed alloys are (1) a γ -TiAl alloy for turbine wheels, which improved the high temperature oxidation resistance by a new surface treatment and (2) a heat-resistant magnesium alloy for compressor impellers with a specific high temperature strength

superior to that of the conventional aluminum alloy, and (3) a high modulus steel for turbine shafts with a Young's modulus of 300GPa strengthened by the dispersion of titanium borides. The application of these developed alloys for rotating parts can reduce the inertia moment (I_p) by 42% and can increase the resonance frequency of shaft vibration by 44%.

Keywords

Light-weight alloy, TiAl alloy, High modulus steel, Magnesium alloy, Turbocharger

1. まえがき

自動車用ターボチャージャは、1970年代に搭載され始めて以来、エンジンの高出力化の要求に答えて着実に普及してきた。最近では、エンジンの低エミッション化、低燃費化の観点からのターボ過給の重要性が増大しており、直噴ディーゼルエンジンではターボチャージャの装着が必須とまで言われている。このため、ターボチャージャの性能向上への要求も厳しく、高効率化、高過給化、高レスポンス化、および一層の低NV（騒音・振動）化が求められている。これらの性能向上には、新たな設計技術の開発、製造技術の進歩とともに、革新的な材料の開発が必要である。

これまで、高レスポンス化に最も大きく貢献する回転体の軽量化に対しては、タービンホイールへのセラミックス材料（ Si_3N_4 ）、コンプレッサインペラへの繊維強化樹脂材料の適用例がある¹⁾。しかし、両者とも1つにはコストが高いために、量産車用として採用が拡大するには至っていない。また、性能面でも、セラミックス製ホイールでは、形状設計の自由度が小さいことに加えて、エキゾーストマニホールドから出た鋳物砂や酸化スケールなどがホイールへ衝突したときの異物損傷（FOD：Foreign Object Damage）に対する信頼性の問題から、翼厚を厚くする必要があり、空力特性が金属製よりも劣るという欠点がある。また、樹脂製インペラでは、高過給化に伴う回転数の上昇に対して十分な強度を有していないという問題がある。

一方、回転体の軸振動の危険速度（共振回転数）は、形状が同じであれば材料のヤング率/質量の平方根に比例するので、低NV化のためにはタービンシャフトへの軽量かつヤング率の高い（高比剛性）材料の適用が効果的である。しかし、従来からタービンシャフトにはSCr鋼が使われてきており、鋼の比重と密度はそれぞれ約7.9、約210GPaという常識のためか、シャフト用材料の開発には全く目が向けられてこなかった。

本報では、ターボチャージャの回転部品用に新たな高性能合金（軽量・高耐熱・高剛性）を開発し、開発合金の適用がターボチャージャの高レス

ポンス化、低NV化にブレークスルーをもたらすことを実証できたので報告する。

2. 回転部品用開発合金のねらい

ホイール、インペラおよびシャフト用開発合金のねらいをTable 1にまとめて示す。

ホイール用のチタンアルミ（TiAl）合金は、現用Ni基超合金の約1/2の比重で、かつ同等以上の高温比強度を有すること、またNi基超合金と同様精密鑄造プロセスでホイール製造が可能であり、セラミックスに比べ設計面でも有利なことから、実用化検討が活発に行われてきた²⁻⁴⁾。しかし、TiAl合金の破壊靱性値 K_{IC} は、セラミックスに比べると3～5倍高いが、インコネル713Cの1/3程度であり、耐FOD性の確保は重要な課題である。また、TiAl合金はNi基超合金に比べて耐酸化性が劣る。自動車エンジンでは近年、燃焼改善に伴って排気ガス温度が上昇しているため、950℃程度までの耐酸化性確保も、実用化にとって重要な課題である。

インペラ用には、構造用金属材料として最も軽量で、比重が現用Al合金の2/3のMg合金を検討した。自動車部品に汎用されている既存のダイカスト用マグネシウム合金では、高回転域での高温強度が不足するため、新たな耐熱合金を開発した。

シャフト用合金としては、300GPa級のヤング

Table 1 Target of developed alloys for rotating parts.

	Conventional alloys	Developed alloys
Turbine wheel	Ni-base superalloy (Inconel 713C) < $\rho=7.9$ >	TiAl alloy • High resistance to FOD • Oxidation resistance at 950°C < $\rho=3.8$ >
Compressor impeller	Al alloy (AC4D) < $\rho=2.7$ >	Heat resistant Mg alloy • Strength at 150°C equal to Al alloy < $\rho=1.8$ >
Turbine shaft	SCr steel < $E=210\text{GPa}$ > < $\rho=7.8$ >	High Modulus Steel < $E=300\text{GPa}$ > < $\rho=6.6$ >

ρ : Specific gravity E: Young's modulus

率を有し、かつ汎用のプロセスでシャフトの製造が可能な高剛性鋼の開発をねらった。回転体の曲げ危険速度を計算した結果、上述のTiAl合金ホイールとMg合金インペラに加えて、ヤング率300GPa鋼をシャフトへ適用することにより、危険速度を大幅に上昇でき、常用回転域よりも高回転側へ外すことが可能であると予想された。

3. 開発高性能合金

3.1 タービンホイール用チタンアルミ合金

3.1.1 耐異物衝撃損傷性 (耐FOD性)

ホイールで問題となる耐FOD性は、超高速での破壊現象であり、また被試験体が薄肉の鋳物であるという点で、これまでの引張試験あるいは破壊靱性試験による延性、靱性評価とは必ずしも合致しないと考えられる。そこで、ホイールそのものを被試験体として用い、異物を高速で衝突させる実験室的な方法として、Fig. 1に示すような試験装置を製作して評価した。試験は、樹脂製のサボットの先端に $\phi 1\text{mm}$ の鋼球を取付け、これを高圧のHeガスで発射してホイールに衝突させる方法である。Heガス圧を変えることにより、200m/s～550m/sの粒子速度が得られる。粒子速度は、サボットストップとホイール支持具に加速度センサを取付け、その間の飛行時間を計測して求めた。なお、この試験での最高速度550m/sは、評価した径50mmのホイールの周速から回転数に換算すると、21万rpmに相当する。

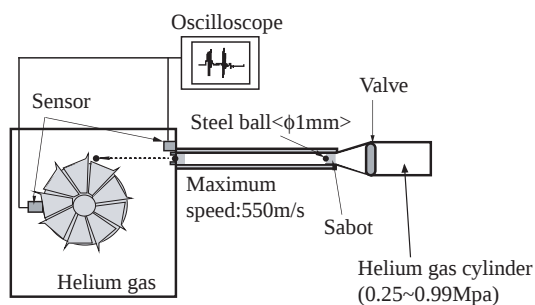


Fig. 1 Schematic drawing of FOD test set up for TiAl alloys.

各種材質製ホイールのFOD試験結果をFig. 2に示す。インコネル713Cでは、最高粒子速度でも陥没痕は生じたが破損はしなかった。一方、これまで開発されているTiAl合金は、Ti-47mol%Alを基本組成として、これに耐酸化性あるいはクリープ強度の向上をねらってNb, Crを添加した合金、あるいは結晶粒を微細化して延性改善効果のあるBを添加した合金がほとんどである⁴⁾。しかし、Fig. 2の結果から、添加元素のないTi-Al二元系合金の方が、耐FOD性に優れていることがわかる。また、二元系合金製ホイールは、翼厚が2.3倍と厚いセラミックス製に比べ、破損限界粒子速度で約1.4倍、耐FOD性に優れている。

3.1.2 開発表面処理による耐酸化性向上

TiAlの高温での耐酸化性を改善する方法として、Nb, W, Mo, Siなど第3元素の添加が知られている⁵⁾。しかし、Ni基超合金と同等レベルにまで耐酸化性を改善するためにはこれらの元素を多量に添加する必要がある、このことは前述のように、例えばNbを添加した合金では耐FOD性の劣化をもたらす。したがって、合金化によらず、表面処理による耐酸化性の向上が必要とされる。

TiAlの表面処理法としては、これまで様々な方法が提案されているが、900℃以上での繰り返し酸化に対する耐久性が不十分、あるいは高コストである、処理によって変形が生じるなど、タービンホイールへ適用できるような処理は開発されて

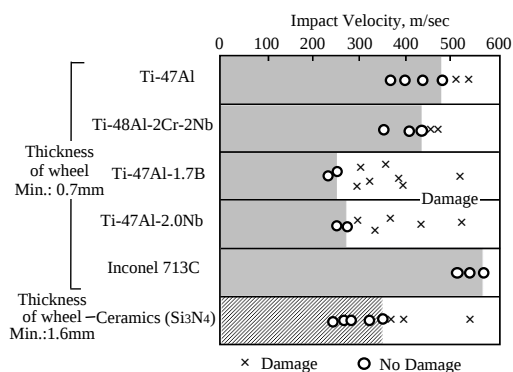


Fig. 2 Effect of impact velocity on foreign object damage of TiAl wheels.

いない。そこで、量産部品へも適用可能な生産性が高く、低コストな表面処理法の開発を目標とした。

Fig. 3に、開発した表面処理法⁶⁾の概略を示す。処理装置には鋳物の砂落とし、スケール落としなどに汎用されているショットブラスト機を利用し、高圧空気で加速した酸化タングステン (WO_3) 粉末を室温で試料表面に吹き付けるといふ、極めて簡便な手法である。この処理を施したTi-47Al二元系合金の、950°C模擬排気ガス中での繰り返し酸化試験結果をFig. 4に示す。開発処理材の酸化増量は、同合金の無処理の場合よりもおよそ2桁減少しており、耐酸化性改善効果のあるNb添加合金よりも少ない。また、インコネル713Cに比べても少ない値である。Fig. 5は、この処理を実際のホイールに適用した結果である。無処理の場合

はわずか50hで酸化スケールの剥離が生じているのに対して、表面処理を施したホイールでは200h後でもスケールの剥離は全く観察されなかった。

以上のように、開発表面処理法は、TiAl合金の耐FOD性を犠牲にするような合金元素を添加しなくても、インコネル713Cと同等以上の高耐酸化性を確保できる。

3. 2 インペラ用耐熱マグネシウム合金

運転中のインペラの温度を正確に測定した結果は報告されていないが、高過給ターボにおいては翼温度が最高150°C程度まで上昇すると推定される。しかし、自動車部品へ多用されているMg-Al系のダイカスト合金は耐熱性、特にクリープ強度がアルミ合金に比べ低いためにインペラには適用できない。一方、既存の耐熱Mg合金はAg, Nd, Yなどを含有しており、250°C程度までの耐熱性を有すると言われているが、それらの価格はダイカスト合金よりも約1桁高く、溶解も難しい。そこで、安価な元素を用いて凝固温度範囲、結晶粒の形態および晶出化合物量をコントロールすることにより、析出強化によるクリープ強度の向上と、良好な鋳造性を同時に満足する合金設計を行った。その結果、Mg-Zn-Ca系合金にミッシュメタル (Mm: Ceを約50%希土類合金) とZrを添加した、Mg-2%Zn-0.8%Ca-2%Mm-0.6%Zr (mass%) 合金⁷⁾を開発した。なお、この開発合金は溶湯の難燃化元素であるCaを含む⁸⁾ので、溶解・鋳造作業が容易であるという特長がある。

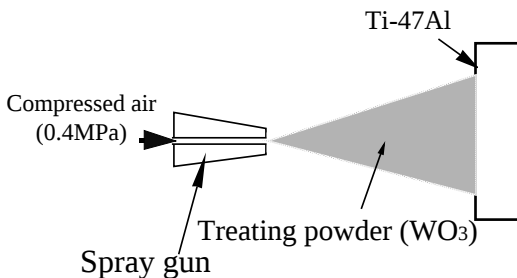


Fig. 3 Schematic drawing of surface treatment using shot-blast equipment.

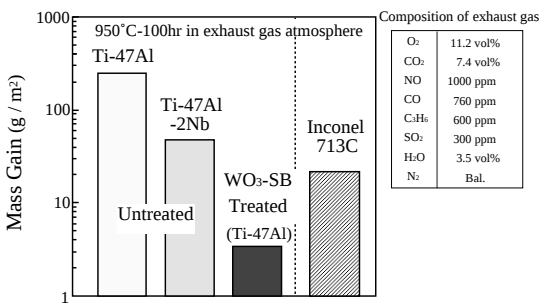


Fig. 4 Mass gain due to cyclic oxidation in exhaust gas.

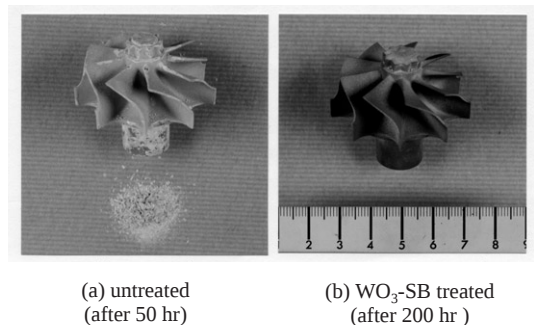


Fig. 5 Appearance of untreated (a) and WO_3 -SB treated (b) Ti-47Al specimens oxidized at 950°C in exhaust gas after cyclic oxidation tests.

開発合金の重力鋳造材に、465℃で24hの溶体化処理後、200℃で2hの時効処理を行ったときの、高温引張比強度（引張強さ／比重）をFig. 6に示す。100℃以上ではダイカスト用合金AZ91よりも高く、現用のAl合金に比べて、150℃で約1.3倍の比強度を有している。また、Fig. 7に示すように、150℃での比クリープ強度（100hで0.1%のクリープ伸びを生じる応力／比重）、および室温での回転曲げ疲労強度の点でも、現用のAl合金を上回っ

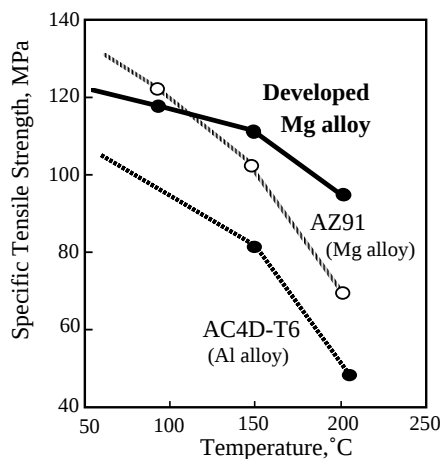


Fig. 6 Specific tensile strength of developed Mg alloy (Mg-2%Zn-0.8%Ca-2%Mn-0.6%Zr).

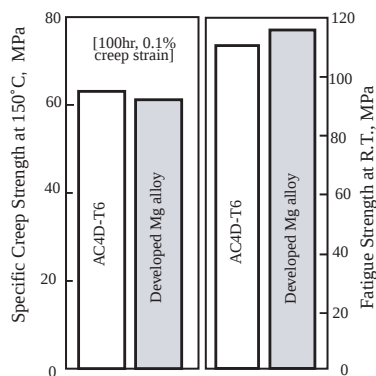


Fig. 7 Creep strength at 150°C and fatigue strength (10^7 cycles) of developed Mg alloy (Mg-2%Zn-0.8%Ca-2%Mn-0.6%Zr).

ている。

開発合金は、Fig. 8の透過型電子顕微鏡写真に見られるように、約5nmと極めて微細な析出物が分散した組織を有しており、これらの析出強化によって高温強度特性が向上したと考えられる。また、Zrを添加することによって結晶粒が微細化するため、開発合金は室温で5%の、Mg-Zn-Ca系合金としては高い破断伸びを有している。

3.3 タービンシャフト用高剛性鋼

これまで実用的観点からの鋼の高剛性化に関する研究は少なく、高剛性鋼の開発に当たっては、まず鋼中で熱力学的に安定で、かつ比ヤング率の高い強化相の選定から開始した。比ヤング率の高い化合物は数多くあり、その中のいくつかは鋼と直接平衡できる。しかし、たとえ結晶構造的には安定であっても、多くの化合物は、鋼中に複合化されると鉄原子を多量に置換固溶する。この鉄原子との置換により、化合物本来のヤング率は大幅に低下してしまう⁹⁾。このことが、これまで高剛性鋼の開発は難しいとされてきたゆえんである。

しかし、本開発では鉄と直接平衡できる高比剛性化合物の中で、チタン硼化物 (TiB_2) のみが鉄原子をほとんど固溶しない化合物であることを見出した。熱力学平衡計算ソフトを用いて詳細な相平衡計算を行った結果、この化合物は、炭素フリーでかつチタンを一定量含有するフェライト系のマトリックス中で最も安定に存在し得ると結論さ

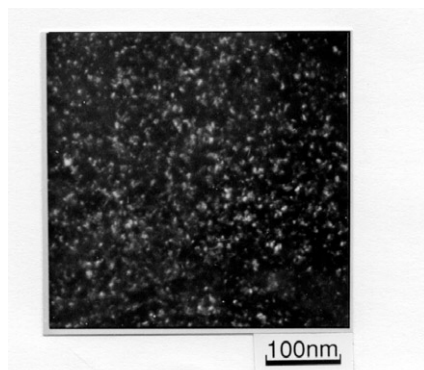


Fig. 8 Dark field image of heat-treated developed alloy observed by TEM.

れた。

次に、製造方法は現有のプロセスを使用でき、かつ低コストであることを考え、ニアネット成形が可能な粉末冶金法とした。開発当初は原料に鉄系粉末と TiB_2 粉末を用いたが、 TiB_2 粉末が高価であることから、 TiB_2 粉末の代わりにフェロボロンとフェロチタン粉末を用い、焼結過程での反応を利用して鋼中に TiB_2 粒子を生成させる方法（In-Situ法）を考案した。

Fig. 9に開発高剛性鋼^{10,11)}のヤング率と比ヤング率を示す。 TiB_2 の体積率を増やすほど開発鋼のヤング率は高くなり、46% TiB_2 の開発鋼では通常鋼の1.6倍のヤング率345GPaが得られる。また、 TiB_2 の比重は4.53と、鋼の約60%であるため、比ヤング率では通常鋼（26GPa）の2倍以上に相当する55GPaに達する。

Fig. 10は開発鋼の組織であり、黒色の TiB_2 粒子がフェライトマトリックス中に微細に分散した組織となっている。

開発高剛性鋼を用いたタービンシャフトの製造工程の概略をFig. 11に示す。 TiB_2 量を高くすれば前述のように高ヤング率が得られるが、加工性、特に被削性が悪くなることから、シャフト用には30% TiB_2 でヤング率300GPa級（比ヤング率は通常鋼の1.7倍）の開発鋼を用いた。材料組成は、Fe-13.2%Cr-13.9%Ti-6.4%B (mass%) であり、市販のSUS430粉末、Fe-Ti粉末およびFe-B粉末を目標組

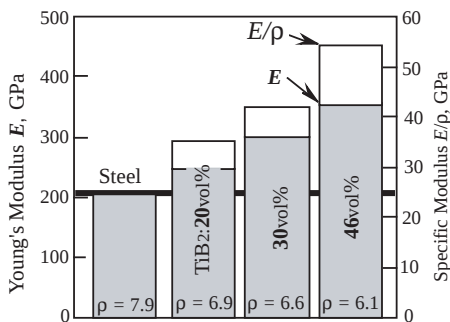


Fig. 9 Young's modulus / specific modulus of the developed HMS.

成となるように配合し、混合、成形した後、真空焼結を行ってまず円柱状ピレットを作製した。次いで、ピレットを熱間押出しにより素形材に加工した後、機械加工で製品に仕上げるという工程でシャフトを製作した。なお、TiAl合金ホイールとの接合は、Ni系のろう材を用いた真空ろう付けにより行った。

4．回転部品への開発合金の適用効果

4．1 軽量化効果

開発合金を用いて試作した、現用材料製と同一形状の回転部品の外観をFig. 12に、また重量および軸回りの慣性モーメント I_p を測定した結果をTable 2に示す。各部品の重量は、現用材料製に比べて開発合金の比重が小さい分だけ軽くなって

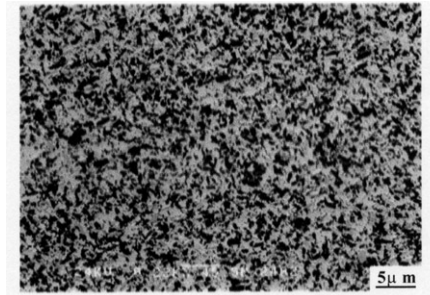


Fig. 10 BSE image of the developed HMS.

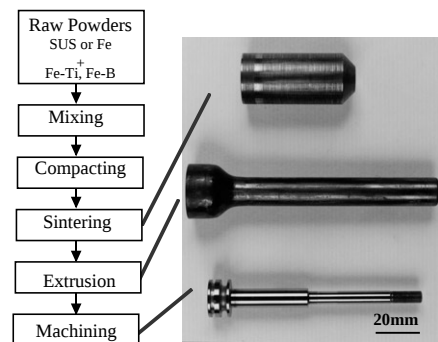


Fig. 11 Outline of the HMS shaft producing method.

おり、現用のナットおよびカラーを含めた回転部品アッシの総重量では37%軽量化している。慣性モーメント I_p は42%と大幅に低減されており、過渡レスポンスを飛躍的に向上できることが明らかである。

4.2 軸振動の低減効果

開発合金製回転部品を使用したターボチャージャの単体回転試験を実施して、軸振動への効果を調べた。試験は、タービン入口温度を600℃として、回転数を徐々に上昇させ、振動はセンタハウジング上に取付けた加速度計で計測した。その結果、開発合金製回転部品を使用したターボチャージャは、23万rpmまで問題なく回転することを確認でき、軸振動の危険速度（共振回転数）はTable 3に示すように、現用材料製回転部品を使った場合に比べて44%上昇できることが実証できた。

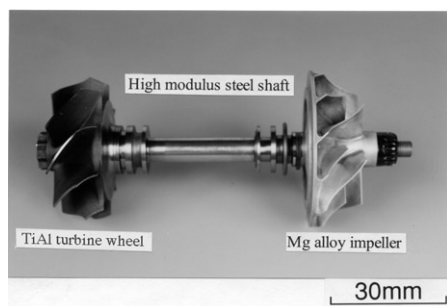


Fig. 12 Rotating parts made of developed alloys.

5. まとめ

ターボチャージャ性能の飛躍的な向上をねらって、回転部品用の高性能合金を開発した。タービンホイールには、簡便な開発表面処理法によってその弱点である高温耐酸化性を向上させ、耐FOD性の点で有利な組成としたチタンアルミ合金を、コンプレッサインペラには高温比強度を現用アルミ合金と同等以上に高めた開発耐熱Mg合金を、またタービンシャフトには従来鋼の1.7倍の比ヤング率を有する、チタン硼化物分散型開発高剛性鋼を、それぞれ適用することにより、慣性モーメント I_p を42%低減でき、また軸振動の危険速度を44%上昇できることを実証した。開発合金製回転部品は、自動車エンジンの低エミッション化、低燃費化のためにますます重要性が高まっているターボチャージャの高レスポンス化、低騒音・振動化にブレークスルーをもたらすものと期待される。

参考文献

- 1) 塩田正彦：軽金属, 47-12(1997), 702
- 2) Nishiyama, Y., Miyashita, T., Isobe, S. and Noda, T. : High Temperature Aluminides and Intermetallics, Ed. by Whang, S. H., Liu, C. T., Pope, D. P. and Stiegler, J. O. (The Minerals, Metals & Materials Soc.), (1990), 557
- 3) Kim, Y.-W. and Dimiduk, D. M. : Structural Intermetallics 1997, Ed. by Nathal, M. V., Darolia, R., Liu, C. T., Martin, P. L. Miracle, D. B., Wagner, R. and Yamaguchi, M. (The Minerals, Metals & Materials Soc.), (1997), 531
- 4) Kim, Y.-W. : JOM, 46-7(1994), 30

Table 3 Resonance frequency of shaft vibration measured by rotating test of turbocharger.

Rotating parts alloys	Resonance frequency
Conventional alloys	150,000 rpm
Developed alloys	216,000 rpm < 44% up >

Table 2 Weight and inertia moment of rotating parts.

	Wheel	Shaft	Impeller	Nuts	Total weight	Inertia moment, I_p
Conventional alloy	62 g	29 g	24 g	10 g	125 g	11605 g/mm ²
Developed alloy	30	23	16		79 (-37%)	6770 (-42%)

- 5) 志田善明, 上月康裕, 永田辰夫: 日本金属学会誌, 61-12(1997), 1365
- 6) 川浦宏之, 川原博, 西野和彰, 斎藤卓: まてりあ, 37-6(1998), 504
- 7) 堀江俊男, 岩堀弘昭, 粟野洋司: 軽金属学会第93回秋季大会講演概要, (1997), 5
- 8) Emley, E. F.: Principles of Magnesium Technology, (1966), 232, Pergamon Press
- 9) Handbook of High-Temperature Materials, No.2, Ed. by Samsonov, G.V., (1964), Plenum Press
- 10) 田中浩司, 大島正, 斎藤卓: 鉄と鋼, 84-8(1998), 46
- 11) 斎藤卓: 粉体および粉末冶金, 45-5(1998), 399

(2000年5月23日原稿受付)

著者紹介



西野和彰 Kazuaki Nishino

生年: 1951年。
所属: 構造用材料研究室。
分野: 金属材料の合金設計・開発。
学会等: 日本金属学会, 日本鑄造工学会
会員。
1998年日本鑄造工学会技術賞受賞。
1998年R&D100選受賞。
1999年日本金属学会技術開発賞受賞。
1999年日本鑄造工学会小林賞受賞。



川浦宏之 Hiroyuki Kawaura

生年: 1961年。
所属: 構造用材料研究室。
分野: 金属材料, 表面改質技術の開発。
学会等: 日本金属学会会員。
1998年日本金属学会技術開発賞受賞。



田中浩司 Kouji Tanaka

生年: 1963年。
所属: 構造用材料研究室。
分野: 金属材料の合金設計・開発。
学会等: 日本金属学会, 日本鉄鋼協会
会員。
1996年日本金属学会技術開発賞受賞。
1998年R&D100選 受賞。
工学博士。



堀江俊男 Toshio Horie

生年: 1963年。
所属: 軽量化・環境材料研究室。
分野: 軽合金に関する研究開発。
学会等: 日本金属学会, 軽金属学会, 日
本鑄造工学会会員。



斎藤 卓 Takashi Saito

生年: 1950年。
所属: 材料1部。
分野: 金属材料の合金設計・開発。
学会等: 日本金属学会, 日本鉄鋼協会,
英国 Institute Materials 会員。
1994, 1995, 1996, 1998年日本金属学
会技術開発賞受賞。
1996年, 1998年R&D100選受賞。
1999年日本材料学会技術賞受賞。
1999年素形材産業技術賞受賞。
工学博士。



内田博 Hiroshi Uchida

生年: 1952年。
所属: エンジン機能制御研究室。
分野: ターボ機械の空気力学。
学会等: 日本ガスタービン学会会員。