

(解説)

# 高耐熱性アルミニウム合金「KS2000」

## Highly Heat-Resistant Aluminum Alloy "KS2000"

田中敏行\*<sup>1</sup>

Toshiyuki TANAKA

上高原康樹\*<sup>2</sup>

Yasuki KAMITAKAHARA

Rotating/sliding components that operate at elevated temperatures, such as impellers and pistons, require aluminum alloys having a heat resistance higher than that of conventional aluminum alloys. Kobe Steel has optimized the additive elements to finely disperse precipitates that improve high-temperature properties, the homogenization conditions to finely disperse crystallized products and the conditions of plastic deformation to refine grain size. The optimizing of the composition and processing conditions resulted in the development of a new aluminum alloy, "KS2000," having an excellent heat resistance compared with the conventional 2618 alloy.

まえがき＝アルミニウムは密度が鉄の約1/3(約2.7g/cm<sup>3</sup>)と低いことに加えて比強度(強度/比重)が高く、 casting, 鍛造, 圧延, 切削など様々な加工が容易である。これらの特長を生かし、鉄道車両や自動車、船舶などの輸送機械をはじめ、各種機械部品、エンジン部品などに必要な特性に応じたアルミニウム合金が用いられている。これらの製品のなかでも、発電機やコンプレッサに用いられているインペラ、真空ポンプ用のロータ、あるいはエンジンのピストンなど、室温よりも高い温度環境下で高速回転または摺動(しゅうどう)する部材に対しては高温特性に優れたアルミニウム合金が用いられている。例えばAl-Cu-Mg-Fe-Ni系の2618合金は、高温環境下で使用されるアルミニウム合金として多用されており、自動車から船舶まで様々な大きさの過給機用インペラに適用されるなど、代表的な耐熱性アルミニウム合金の一つである。

近年、過給機は輸送機械の燃費効率化の流れのなかで、高圧縮化、高流量化の傾向にある。そのため、タービンが従来よりも高速回転となり、圧縮空気を作り出す吸気側のインペラも高温環境、高負荷圧力下にさらされることになり、さらなる高耐熱性を有するアルミニウム合金が求められている。

本稿では、これらニーズを踏まえて開発を進めた耐熱アルミニウム合金「KS2000」を紹介する。

### 1. 高耐熱性アルミニウム合金「KS2000」の特徴

現在、展伸材用として多く使用されている耐熱性アルミニウム合金2618合金は、1954年にAluminum Associationに登録された合金である。イギリスではRR58、フランスではAU2GNと呼ばれており、超音速旅客機コンコルドの構造部材として使用されていた。当社では、60年代

後半に油圧機器用ハウジングの製造への適用に始まり、80年代からは自動車用ピストンや過給機用インペラなどの製造において使用してきており、現在でも当社大安工場が扱う製品向け素材合金として多く使用している。

前述したとおり、近年さらなる高耐熱性を有するアルミニウム合金のニーズの高まりを受け、当社では2000年頃から耐熱性アルミニウム合金の開発を進め、「KS2000」を開発した<sup>1)~4)</sup>。以下にその特徴を述べる。

- 1) Cu, Ag, Mgなどの添加元素の最適化により、高温特性を向上させる析出物であるΩ相を微細に分散し、2618合金を超える高温強度およびクリープ特性の向上を図ることができた。
- 2) 均熱条件の最適化による晶出物の微細化、および塑性加工などの鍛造条件の最適化による結晶粒の微細化により、高温疲労特性を有するプロセス条件を見出した。

### 2. クリープ特性

船舶用エンジンやディーゼル発電機に搭載される過給機は高負荷で回転し続ける。このため、インペラの羽根部には遠心力によって高い応力が発生するうえに、吸気側においても100~200℃程度まで温度が上がることから、クリープ変形が懸念される。したがって、吸気側のインペラに使用される材料において、クリープ特性は重要な特性である。

高温強度向上を目的とした本開発材に対しては、Cu, Mg添加によるAl-Cu系析出物の微細高密度化、およびAg添加による高温特性に優れた析出物の形成をコンセプトにして成分を調整した。2618合金およびKS2000の特徴を表している代表的な成分を表1に示す。また、2618およびKS2000のT61時効処理後の透過型電子顕微鏡観

\*<sup>1</sup> アルミ・銅事業部門 大安工場 鋳鍛研究室 \*<sup>2</sup> アルミ・銅事業部門 大安工場 品質保証室

察結果を図1に示す。Al-Cu-Mg系合金における過飽和固溶体からの析出相の形成については、各合金のCu/Mg比(重量比)によって析出過程が異なる<sup>5)</sup>。すなわち、Cu/Mg>8では $\theta$ 相が、Cu/Mg<1.5ではS相が、そして1.5<Cu/Mg<8では $\alpha$ 、 $\theta$ 、S三相平衡に向かって競合析出が起こる。2618合金ではCu/Mg比が2程度であり、多くの析出物がS'相となる。図1(a)に示した2618合金の写真において、 $[1\bar{1}0]$ および $[00\bar{1}]$ 方向に伸びたS'相が観察された。

一方、KS2000はCu/Mg比が20程度であり、一般的には $\theta'$ 相が析出する領域である。しかしながらKS2000では、Agが添加されていることにより異なった析出挙動を示す。図1(b)に示すとおり、 $[1\bar{1}0]$ および $[00\bar{1}]$ 方向に伸びた $\theta'$ 相に加えて、 $[1\bar{1}\bar{2}]$ および $[\bar{1}1\bar{2}]$ 方向に伸びた新たな析出相が認められる。これは $\Omega$ 相と呼ばれる析出相であり、合金の強度、および耐熱性が向上するといわれている<sup>6),7)</sup>。 $\Omega$ 相の析出について、室野は3次元アトムプローブ(3DAP)などを用いた解析によりAg-Mg複合クラスタによる異質核生成作用を提唱している<sup>8)</sup>。すなわち、 $\theta$ 相と $\Omega$ 相は熱力学に等価であるが、 $\theta$ 相は $\alpha$ 相に対して特定の方向を持たずに非整合に成長する一方、 $\Omega$ 相はAg-Mg複合クラスタを前駆構造として $\alpha$ 相の $\{111\}$ 面に整合に均一に析出した平衡相である。このように $\Omega$ 相は $\alpha$ 相に整合し、平衡相であるため高温での安定性に優れ、合金の高温特性を改善している。

表1 代表的な成分値  
Table 1 Typical chemical composition (wt%)

Alloys	Fe	Cu	Mg	Ni	Ag
2618	1.0	2.5	1.5	1.0	—
KS2000	—	6.5	0.3	—	0.5

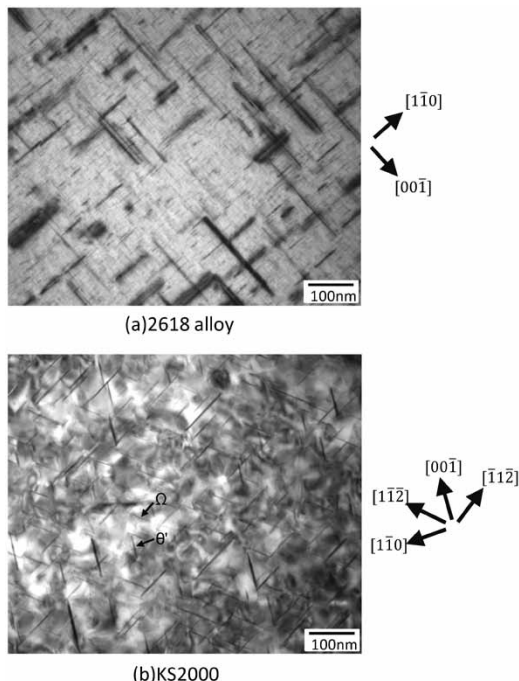


図1 T61人工時効後の透過型電子顕微鏡観察  
Fig. 1 Transmission electron micrographs after T61 artificial aging

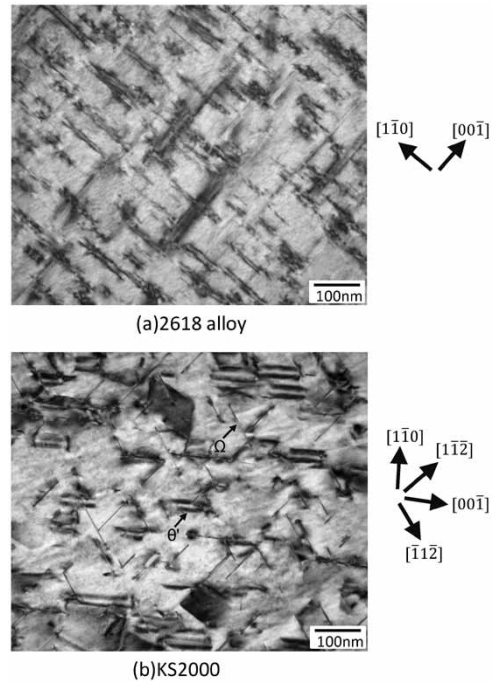


図2 T61人工時効後に180°C-400h加熱した後の透過電子顕微鏡観察  
Fig. 2 Transmission electron micrographs after T61 artificial aging followed by exposure at 180°C-400h

表2 合金の耐力、クリープ特性  
Table 2 Properties of yield strength and creep of each alloy

Alloys		2618-T61	KS2000-T61
Yield strength (MPa)	RT	360	430
	150°C, 100h	330	375
Creep rupture time (h)	180°C, 235MPa	165	710

また図2に、2618およびKS2000のT61時効処理材を180°C、400時間加熱した後の透過型電子顕微鏡観察結果を示す。図2(a)の2618合金ではS'相がラス状に粗大化しており、加熱によってS'相の析出強化の効果が低下することが分かる。一方、図2(b)に示すKS2000では、 $\theta'$ 相は粗大化しているものの、 $\Omega$ 相の大きさはT61時効後と大きな変化がない。表2に、室温および150°Cで100h加熱後における2618およびKS2000の耐力、ならびに180°C、235MPaの試験雰囲気下におけるクリープ特性を示す。表2に示すように、KS2000のクリープ破断寿命は2618合金よりも長くなることが分かった。このように、熱的安定性の高い $\Omega$ 相が粒内すべりを抑制することにより、KS2000は優れた高温引張特性、クリープ特性を発現することができる。

### 3. 高温疲労特性

過給機は、船舶や発電機以外に、自動車のターボチャージャーにも使用されている。自動車の過給機では、船舶や発電機のように定常状態で回転し続けるのではなく、アクセル操作によるエンジン出力に連動して回転数も大きく変動する。したがって、インペラには加速、減速に伴う応力変動、応力振幅が負荷されることとなり、高温での疲労強度が求められる。このように、回転体に使用



される材料には、クリープ特性だけでなく、一定強度の高温疲労特性が要求される。

前章で述べたとおり、KS2000ではCuを多く添加し、Fe、Niなどの遷移元素を低減した。また、Agを添加した成分として $\Omega$ 相の析出により、クリープ特性を向上させた。しかしながら、疲労強度については、 casting後の単純な鍛造・熱処理だけでは室温、高温ともKS2000の方が2618合金より劣ることが分かった。この理由として、①KS2000の成分の場合、最大固容量を超えるCu量が添加されており、晶出物が粗大となって疲労破壊の起点となる、②遷移元素が少なく、粗大な結晶粒が形成されて疲労強度の低下要因となる、といったことが考えられた。

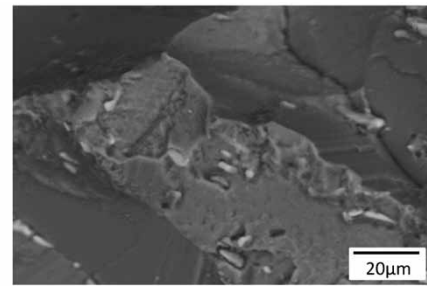
KS2000の高温での使用を考えた場合、得られたクリープ特性を損なわずに、少なくとも2618と同等の疲労特性が必要となる。そこで以下の節では、KS2000の高温疲労特性の向上を目的として開発した最適な製造条件について述べる。

### 3.1 晶出物の微細化

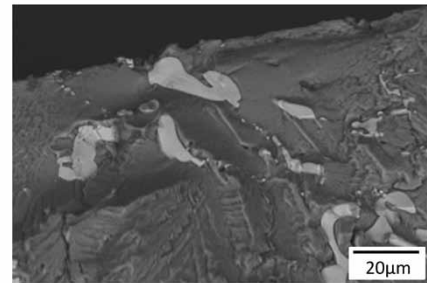
図3に2618合金および晶出物微細化前のKS2000の軸疲労試験における破壊の起点付近の走査型電子顕微鏡観察結果を示す。2618では破壊の起点は粒内破壊を示すへき開割れであるが、KS2000は晶出物が起点となっていた。図4に各疲労試験材の光学顕微鏡観察結果を示す。晶出物サイズはKS2000の方が2618よりも大きく、分布も不均一であった。また、エネルギー分散型X線分光分析により、KS2000で認められた晶出物はAl-Cu系であることが分かった。黒木らにより、アルミニウム合金鋳物において共晶Si、Fe系化合物のサイズを小さくすることにより、疲労強度が向上することが示されている<sup>9)</sup>。そこで、Al-Cu系晶出物において、均熱時の温度を高温にし、Al-Cu系晶出物を母相に固溶することによる晶出物の微細化を検討した。KS2000のようなAl-Cu系合金では、均熱温度を高温にし過ぎると共晶溶解を生じてしまう。このため、熱力学平衡計算ソフトThermo-Calcによる計算および小型のテストピースによる加熱試験結果を基に均熱温度を最適化した。晶出物の低減効果に関しては、示差熱分析で評価した。 castingのまま、および均熱温度の最適化前後の示差熱分析結果を図5に示す。均熱温度の最適化前では吸熱ピークが castingのまま材とあまり変わらないが、均熱温度を最適化することによって吸熱ピークが減少した。これは、Al-Cu系晶出物の一部が母相に固溶したことを示しており、晶出物が低減することが示された。均熱温度最適化前後のKS2000鍛造材のミクロ組織観察結果を図6に示す。図6(a)の最適化前に比べて図6(b)の最適化後の方が晶出物同士のネットワークが分断され、晶出物が小さくなったことが組織観察からも認められた。したがって、均熱温度を適切に調整することにより、Al-Cu系晶出物の分布を制御できることが分かった。

### 3.2 結晶粒の微細化

2618合金試験材、および前節により晶出物を微細化したKS2000試験材を用いて回転疲労試験を行った。それ

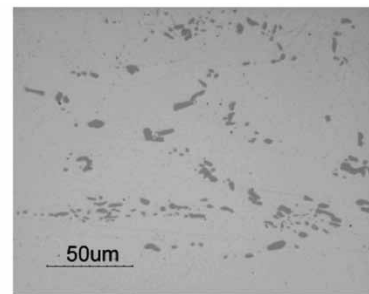


(a) 2618 alloy

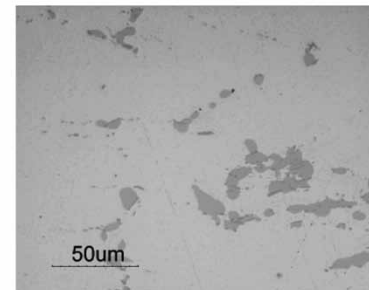


(b) KS2000 under unoptimized condition of homogenization

図3 軸疲労試験における破壊の起点付近の走査型電子顕微鏡観察  
Fig.3 Scanning electron micrographs around starting point of fatigue fracture of axial fatigue tests



(a) 2618 alloy



(b) KS2000 under unoptimized condition of homogenization

図4 疲労試験材の光学顕微鏡観察

Fig.4 Optical micrographs of fatigue testing sample

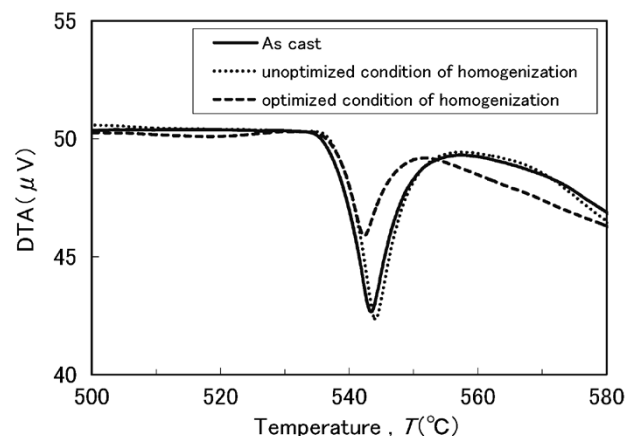


図5 各材料状態における示差熱分析

Fig.5 Differential thermal analysis in each material condition

ぞれの疲労破面を図7に示す。いずれの合金もへき開割れとなることが分かったが、KS2000の方がへき開割れが大きいことが観察された。また、光学顕微鏡によって結晶粒の観察を行った結果を図8に示す。KS2000の結晶粒は大きいものでは1mmを超えるものもあるが、2618は100~200 $\mu$ m程度であった。幡中らはAl-2.4Mg合金における結晶粒と疲労強度との関係を調査し、結晶粒を小さくすることによって疲労強度が向上することを示した<sup>10)</sup>。また、低応力で行われる高サイクル側の疲労試験においては、1mm以下の微小き裂の進展が寿命の大半を占めると考えられているなかでスレッシュは、そのような微小き裂は結晶粒の影響を大きく受けるとしてお

り、結晶粒の小さい方が微小き裂の進展を妨げ、疲労寿命が長くなるとしている<sup>11)</sup>。

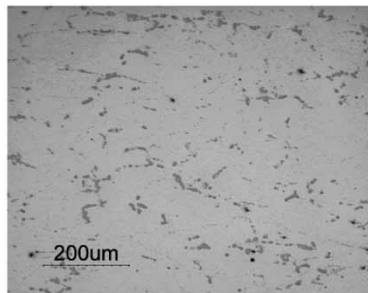
そこでKS2000に対し、結晶粒の微細化による疲労強度向上を検討することとした。結晶粒の微細化には、結晶粒の粗大化抑制に効果のある遷移元素の添加、あるいは塑性変形による転位密度の導入が有効である。本合金に遷移元素を添加すると焼入れ感受性が鋭くなり、大型製品では必要な強度が得られなくなるとともに、晶出物が増加することによってかえって疲労強度が低下する恐れがある。したがって、塑性変形を加える鍛造条件を最適化することによって結晶粒を微細化することを検討した。

塑性変形における結晶粒径の変化は材料内部の転位密度に相関し、また転位密度はひずみ量やひずみ速度、鍛造温度に依存する。そこで、これらの因子が結晶粒径にどのような影響を与えるかを把握するため、加工フォーマスタを用いて鍛造条件と結晶粒径との関係を調査した。図9に鍛造温度と相当塑性ひずみによるT61人工时效後の結晶粒径への影響を示す。これらの写真から、相当塑性ひずみが大きいほど、また温度が低いほど結晶粒径が微細となることが分かった。図9の試験結果を踏まえて量産工程での調整を進め、KS2000における結晶粒径を制御する最適な鍛造条件を見出すことができた。

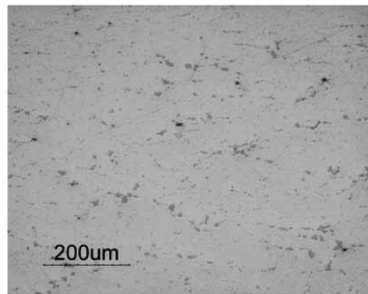
図10に均熱条件および鍛造条件を最適化した後のKS2000の疲労破面を示す。また、図11は鍛造条件の最適化前後のサンプルにおける破面の走査型電子顕微鏡観察結果を示す。鍛造条件の最適化後のサンプルは図7(a)の2618合金のように最適化前よりも結晶粒径が微細になり、へき開割れが細かくなっていた。

表3に2618合金、および最適化前後のKS2000の疲労強度を示す。このように、

- ①均熱条件の最適化による晶出物の微細化
- ②鍛造条件の最適化による結晶粒径の微細化



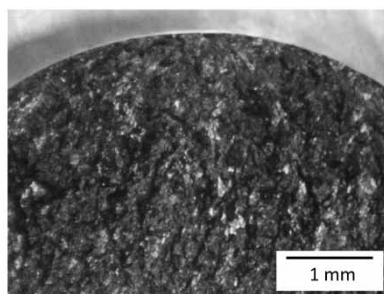
(a) Unoptimized condition of homogenization



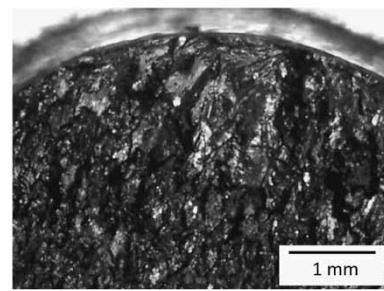
(b) Optimized condition of homogenization

図6 KS2000鍛造材の光学顕微鏡観察

Fig. 6 Optical micrographs of KS2000 forging



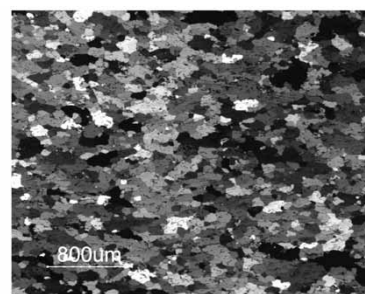
(a) 2618 alloy



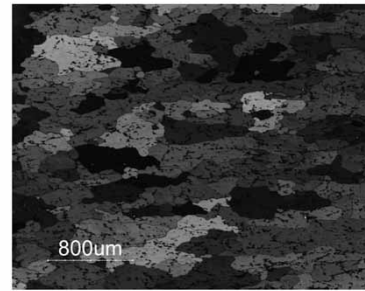
(b) KS2000 under unoptimized condition of forging

図7 回転疲労試験における破面観察

Fig. 7 Fractography in rotary bending fatigue tests



(a) 2618 alloy



(b) KS2000 under unoptimized condition of forging

図8 結晶粒の光学顕微鏡観察

Fig. 8 Optical micrographs of crystal grain



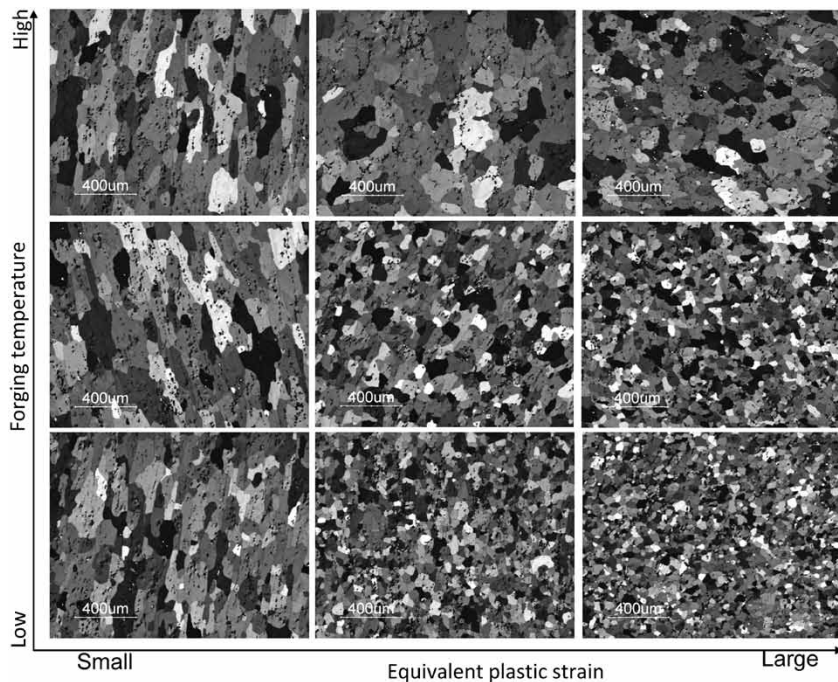


図9 鍛造条件によるT61人工時効後の結晶粒径への影響  
 Fig. 9 Influence of crystal grain-size after T61 artificial aging in forging conditions

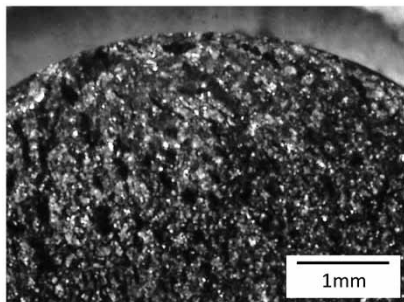
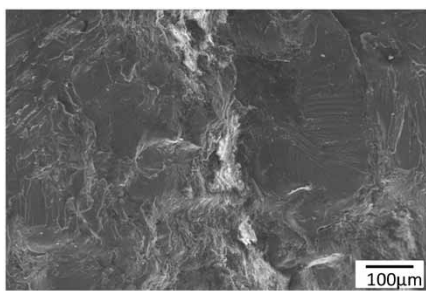
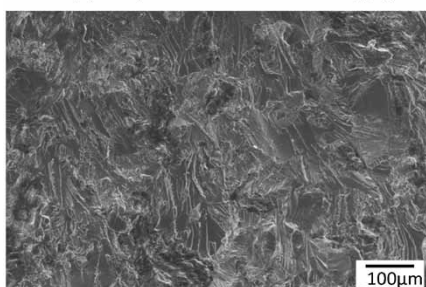


図10 鍛造条件最適化後の回転疲労試験における破面観察  
 Fig.10 Fractography in rotary bending fatigue test under optimized condition of forging



(a) Unoptimized condition of forging



(b) Optimized condition of forging

図11 回転疲労試験における破壊の起点付近の走査型電子顕微鏡観察  
 Fig.11 Scanning electron micrographs around starting point of fatigue fracture of rotary bending fatigue tests

表3 合金の疲労強度  
 Table 3 Fatigue strength of each alloy

Alloys	2618-T61	KS2000-T61	
		Unoptimized condition of forging	Optimized condition of forging
Fatigue strength (MPa)	RT, $10^7$ cycles	160	150
	180°C, $10^7$ cycles	120	110

を行うことにより、KS2000の疲労強度を2618合金と同等にすることが可能なプロセスを開発することができた。

むすび= 高温特性のための成分調整、疲労強度のための均熱条件および鍛造条件の最適化によって、開発材「KS2000」の特性を十分に発現できるプロセス条件を得ることができた。今後さらに回転体などの製品ではアルミニウム合金に要求される高温特性が厳しくなることが予想される。今後も成分、プロセス両面からのアプローチにより、ユーザーズに応えられる材料開発を進めていく。

参考文献

- 1) JP 2007-3997009.
- 2) JP 2008-4058398.
- 3) JP 2008-4088546.
- 4) 特開2013-14835.
- 5) 軽金属学会. アルミニウムの組織と性質. 1991, p.192-216.
- 6) I. P. Polmear. Trans. Metall. Soc. AIME. 1964, p.1331.
- 7) J. A. Taylor et al. Metal Sci. 1978, p.478-482.
- 8) 宝野和博. 金属. 2003, Vol.73, No.3, p.201-209.
- 9) 黒木康徳ほか. 軽金属. 2000, Vol.50, No.3, p.116-120.
- 10) 幡中憲治ほか. 日本金属学会誌. 1976, Vol.40, No.10, p.1016-1024.
- 11) S. スレッシュ. 材料の疲労破壊. 第2版, 培風館, 2005, p.535-539.