

(技術資料)

# 2000系新耐熱アルミニウム押出合金

貝田一浩\*・吉原伸二 (博士(工学))

## New Aluminum Alloy of 2000 Series for Extruded Materials with Excellent Heat Resistance

Kazuhiro KAIDA・Dr. Shinji YOSHIHARA

### 要旨

自動車の燃費向上を目的に、ターボチャージャ用インペラはさらなる高速回転化が検討されている。このため、過給圧の上昇や排ガスの再循環による使用環境温度の高温化への対応を求められることが予測される。そこで当社は、従来のインペラ材料 (A2618) より高温強度に優れた新たなアルミニウム合金の開発を進めている。新合金の開発においては、各種合金成分の試作材を対象とした疲労試験およびクリープ試験に基づいて合金成分量の最適化や結晶粒径の制御を行った。その結果、高温 (180°C) における疲労強度とクリープ破断時間が従来材料より優れた新合金 (仮称: CR20) を開発することができた。

### Abstract

The impellers for turbochargers have been being studied for even higher rotational speed to improve the fuel efficiency of automobiles. For this reason, it is expected to be necessary to deal with the operating environment temperature, which is rising due to the increase in boost pressure and exhaust gas recirculation (EGR). Hence, Kobe Steel has developed a new aluminum alloy with a high-temperature strength that is greater than that of the conventional impeller material (A2618).

In the development of the new alloy, the amount of alloy components was optimized, while the grain size was controlled, on the basis of fatigue tests and creep tests on trial materials with various alloy compositions. This has led to the development of the new alloy (tentative name: CR20) with a fatigue strength and creep rupture time at a higher temperature (180°C), superior to the conventional material.

### キーワード

高温強度, アルミニウム, インペラ, 疲労強度, クリープ破断時間

まえがき = 近年、地球環境保全に向けた取り組みとして自動車の軽量化による燃費向上技術が進展している。車体構造部材の薄肉高強度化や比重の小さい素材への材料置換、およびエンジンの効率化とターボチャージャ装着によるダウンサイジング化などが進められている。ターボチャージャの性能を高めるためには、インペラの最適な形状設計<sup>1)</sup>と高精度の加工技術に加えて、インペラ用材料には優れた高温特性が要求される。

一般に、アルミニウム合金は150°C以上の温度で強度が低下する<sup>2)</sup>。このため、吸気側のコンプレッサインペラには高温強度に優れたA2618アルミニウム合金が多く採用され、鑄造材、鍛造材や押出材を用いて切削により製作されている<sup>3)</sup>。いっぽう、排気側のタービンインペラはさらに高温となることからニッケル基合金やチタン合金が採用されている<sup>4), 5)</sup>。また、ターボ分子ポンプ (Turbomolecular Pump) 用ロータ材も同様に軽量化や高速回転のニーズがあり、高温クリープ特性に優れた材料が求められている。図1にインペラ用材料に要求される特性を示す。高温疲労特性は、翼部や穴部の割れによってターボチャージャの寿命に影響を及ぼす。また高温クリープ特性は、穴径をはじめとする諸寸法の変化によってターボチャージャの効率や性能に影響する。一般に、疲労強度は引張強度が大きく結晶粒径が小さいと高

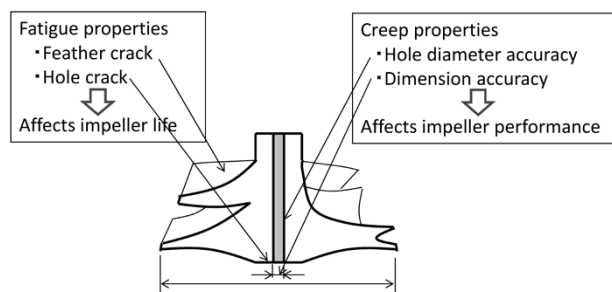


図1 インペラ用材料の要求特性

Fig.1 Required characteristics of materials for impeller

く<sup>6)</sup>、クリープ破断時間は結晶粒径が大きいと向上する<sup>7)</sup>。このため、材料開発に際して相反する特性の両立が求められる。本稿では、180°Cの温度での疲労強度およびクリープ破断時間においてA2618よりも優れている開発合金について紹介する。

### 1. 新合金の開発目標

図2に代表的な熱処理アルミニウム合金の高温引張特性 (データの一部は文献<sup>2)</sup>を使用)を示す。引張強度は温度が高くなるにつれて低下する傾向であり、とくにA7075アルミニウム合金は100°Cを超えると急激に低下する。当社が開発した耐熱合金CR18<sup>8)</sup>はA2618と同じAl-Cu-Mg-Fe-Ni系の2000系アルミニウム合金である。

\* アルミ・銅事業部門 長府製造所 (現 ㈱コベルコ科研 関門事業所)

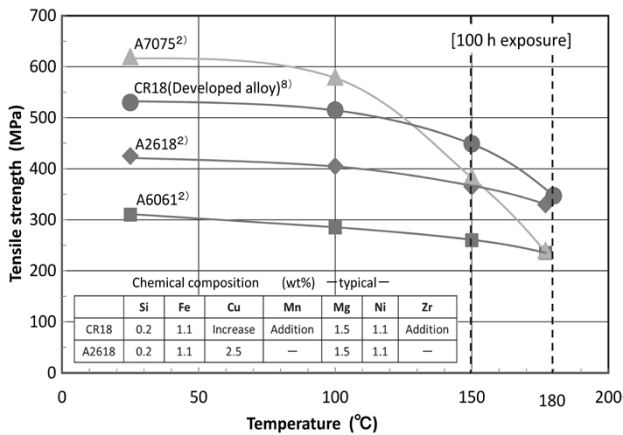


図2 高温引張特性（データの一部分は文献<sup>2)</sup>を使用）

Fig.2 High temperature tensile properties (using reference<sup>2)</sup> for preparing some of data)

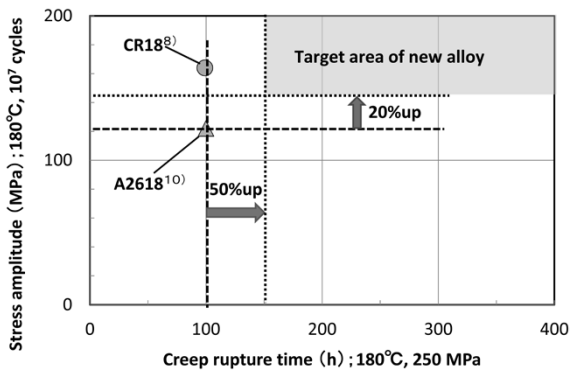


図3 A2618合金の特性と新合金の開発目標

Fig.3 Properties of A2618 alloy and development target of new alloy

150°C以下の温度での強度はA2618より高いが、180°Cの温度ではA2618との強度差も小さくなり、優位性が認められない。今後、ターボチャージャの高性能化に向けてさらに高速回転による過給圧の上昇や排ガス再循環(Exhaust Gas Recirculation)化によって、使用環境温度の高温化が予想される<sup>9)</sup>。180°Cを超えた温度でCR18やA2618よりも高温特性に優れた新合金が求められている。

そこで当社は新合金(仮称:CR20)の開発に着手した。従来合金A2618(クリープ値は文献値<sup>10)</sup>)およびCR18の高温特性<sup>8)</sup>に加えて、新合金の開発目標を図3に示す。CR18については、疲労強度は上記目標を満足しているものの、クリープ破断時間は目標を下回っている。新合金では、180°Cの温度においてA2618のクリープ破断時間を50%以上長くすること、さらに疲労強度を20%以上高くすることを開発目標とした。今回の新合金開発にあたって設けた開発目標を実現させた取り組みについて次章以降で紹介する。

## 2. クリープ試験および高温疲労試験

クリープ試験には2t試験機を使用した。試験片を所定の試験温度180°Cまで昇温して1時間保持し、所定の荷重250 MPaを付加して破断時間で評価した。

疲労試験は回転曲げ疲労試験機を使用した。試験片を試験温度180°Cまで昇温し、所定の荷重を付加して破断までのサイクル数で評価した。10<sup>7</sup>回の疲労強度は(公

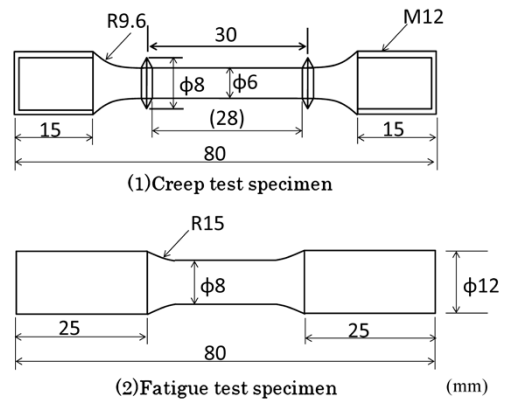


図4 クリープ試験および疲労試験に供した試験片形状  
Fig.4 Shapes of test specimens for creep and fatigue test

社)日本材料学会の金属材料疲労信頼性評価標準<sup>11)</sup>に基づいて作成したS-N線図から推定した。それぞれの試験に供した試験片の形状を図4に示す。試験片はいずれも押出方向と平行に採取した。

## 3. ラボ試作による添加成分の最適化

### 3.1 Ni, Fe添加量の最適化

新合金におけるNiとFeの添加量比とクリープ破断時間との関係を図5に示す。開発のベース合金はCR18である。Ni/Fe(重量比)を高くするにつれてクリープ破断時間は長くなる傾向があるなか、破断時間のピークが生じるNi/Feが存在する。すなわち、Ni/Fe=2.0の材料でクリープ破断時間が最も長くなった。

図6にNi/Fe比の異なる材料のマイクロ組織を示す。Ni/Fe=2.0の材料はNi/Fe=1.0の材料よりもFe量が少なく(Niリッチ)、Feが主体と想定される晶出物の量も減少している。いっぽう、Ni/Fe=2.6の材料はNiの絶対量が多いため、Niが主体と想定される晶出物の量も増加している。これらの結果から、晶出物の量が減少することによってき裂の進展が遅くなり、クリープ破断時間が長くなったと考えられる<sup>12)</sup>。

以上より、クリープ破断時間の長時間化には、Fe量の調整とともにNi/Fe=2.0とすることが最も有効であることが分かった。

### 3.2 Zr添加量の最適化

添加するZr量がクリープ破断時間および疲労強度に及ぼす影響を図7に示す。Zr添加量を増加させるとクリープ破断時間は短くなった。そのいっぽうで疲労強度は高くなり、Zr量が0.11 wt%以上でほぼ一定となった。Zr添加量を無添加、0.08 wt%、および0.16 wt%とした材料のマイクロ組織を図8に示す。Zr量が増加するにつれて結晶粒径は小さくなっている。このため疲労強度は高くなり、クリープ破断時間は短くなったと考えられる。

以上の検討を踏まえ、最適成分で製作した新合金の180°Cにおけるクリープ試験結果と疲労試験結果との関係を図9に示す。この新合金は、A2618(クリープ値は文献値<sup>10)</sup>)と比較して疲労強度が25%高く、クリープ破断時間が60%長いことが分かる。

前節の結果と合わせて、ラボ試作材で目標を満足する

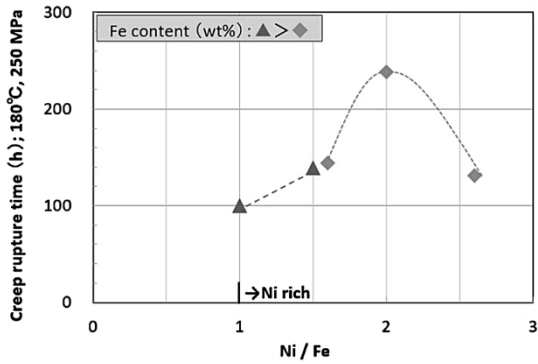
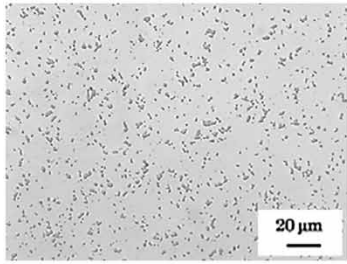
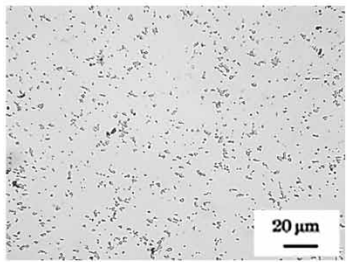


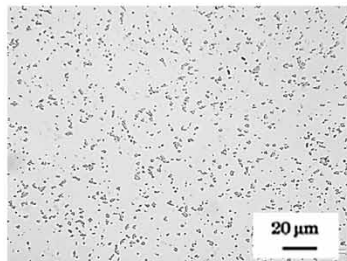
図5 Ni/Feのクリープ特性への影響  
Fig.5 Effect of Ni/Fe on creep properties



(a) Ni/Fe=1.0



(b) Ni/Fe=2.0



(c) Ni/Fe=2.6

図6 Ni/Feが異なる材料のマイクロ組織観察 (D/2)

Fig.6 Microstructural observation of materials of different Ni/Fe (D/2)

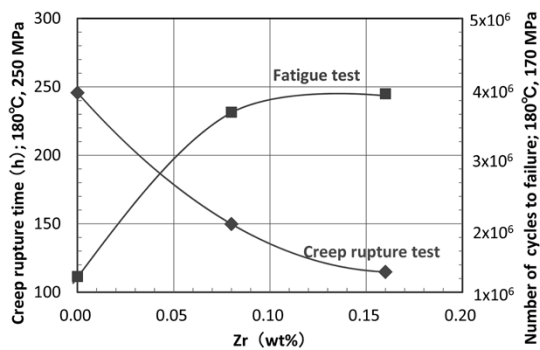
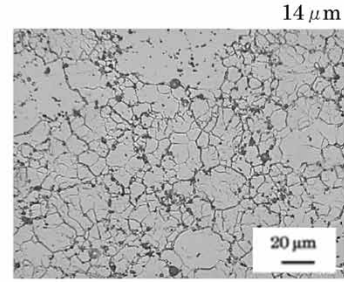
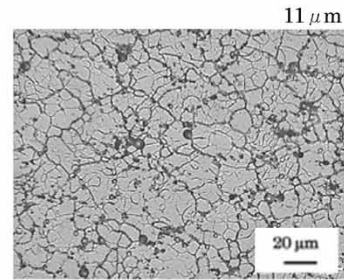


図7 Zr添加量がクリープ破断時間および疲労強度に及ぼす影響  
Fig.7 Effect of amount of Zr added on creep rupture time and fatigue strength

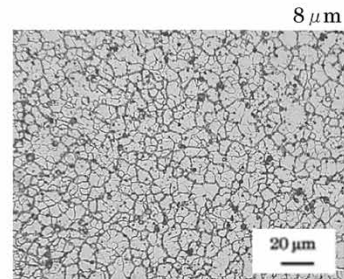
Average crystal grain size (intercept method)



(a) Zr-free



(b) 0.08%Zr



(c) 0.16%Zr

図8 Zr添加量が異なる合金のマイクロ組織観察 (D/2)

Fig.8 Microstructural observation of alloys of different amount of Zr added (D/2)

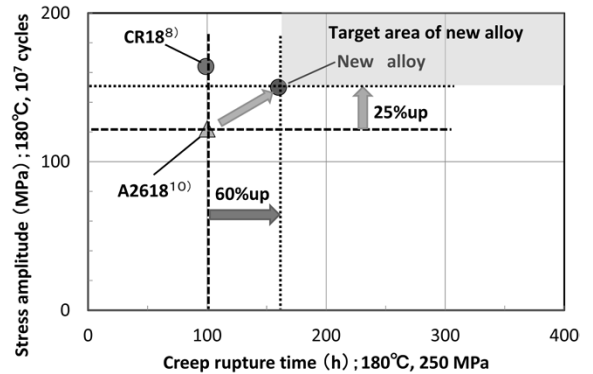


図9 ラボ試作新合金のクリープ試験と疲労試験との関係

Fig.9 Relationship between creep test and fatigue test of lab prototype new alloy

成分を抽出できたといえる。

#### 4. 工場試作による特性評価

工場設備を用いて試作した新合金(＃1)の180℃におけるクリープ破断時間と疲労強度を図10に示す。工場試作材(＃1)はラボ試作材よりもクリープ破断時間が大幅に長くなった。いっぽうで疲労強度は急激に低下し、比較材であるA2618(クリープ値は文献値<sup>10)</sup>よりも18%低下した。後述するように工場試作材(＃1)は

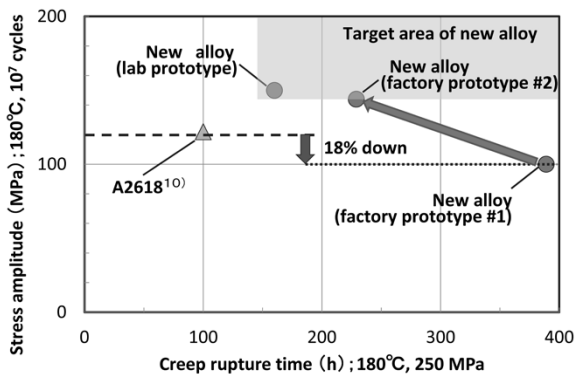


図10 工場試作新合金のクリープ試験と疲労試験との関係  
 Fig.10 Relationship between creep tests and fatigue tests of factory prototype new alloys

Average crystal grain size (intercept method)

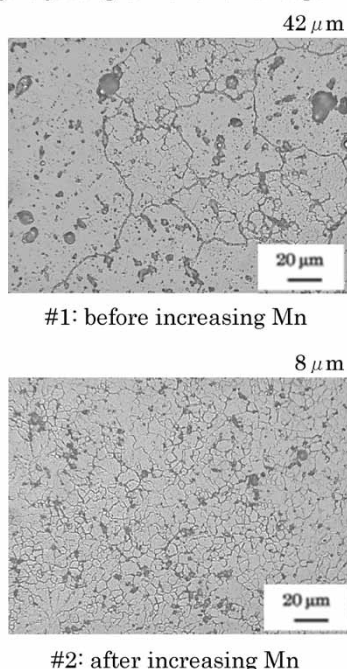


図11 Mn増量前後における工場試作新合金のマイクロ組織観察 (D/4)  
 Fig.11 Microstructural observation of factory prototype new alloys before and after increasing amount of Mn added (D/4)

ラボ試作材と比較して結晶粒が粗大化していることが判明した。工場試作材はラボ試作材と比較して押出温度が低く、押出速度が速かった。このため押出材の残留ひずみ量が増え、その後の溶体化処理によって結晶粒が粗大化したと考えられる。

工場設備での結晶粒粗大化を抑制することによって疲労強度を向上させることを試みた。すなわち、Zrを添加した材料を用いてさらにMn量を増加させた工場試作材(#2)を製作した。工場試作材(#2)のクリープ試験結果および疲労試験結果を図10に併記するとともに、工場試作材#1および#2のマイクロ組織(光学顕微鏡)を図11に示す。Mn量を増加させることによって結晶粒の粗大化を抑制でき、ターゲット域内に入る高温特性を有する合金とすることができた。ここで、Mn量を増加させたことによって微細粒組織となったにもかかわらず目標以上のクリープ破断時間を示したメカニズムについてはMnの固溶量が増えた効果によるものと推察する。

むすび=本稿では、高温におけるクリープ破断時間および疲労強度を従来合金A2618よりも向上させた新合金(仮称:CR20)を紹介した。新合金は、A2618と同じ2000系であり既に開発済の耐熱アルミニウム合金CR18の化学成分をベースとした。Fe添加量を少なくすることによって主としてFe-Ni系晶出物を減少させ(Ni/Fe制御)、クリープ破断時間を長くすることができた。さらに、ZrやMnの添加量の最適化によって結晶粒の粗大化を抑制することによって微細で安定な結晶粒組織とし、疲労強度の低下を抑制することができた。

インペラの形状や使用環境によって材料への要求特性も顧客によって異なることが予測される。このため当社は、今後とも押出条件を含めて成分の微調整をはじめとする組織制御を行い、市場の期待にこたえる材料開発に取り組む所存である。

参考文献

- 1) 横山隆雄ほか. 三菱重工技報. 2017, Vol.54, p.79-87.
- 2) J. Gilbert Kaufman. PROPERTIES OF ALUMINUM ALLOYS. The Aluminum Association, p.92, p.168, p.210.
- 3) 日本アルミニウム協会. アルミエージ. 2016, No.184, p.12-13.
- 4) 大岩直貴ほか. IHI技報. 2011, Vol.51, No.1, p.43.
- 5) 実験評価部. IHI技報. 2017, Vol.57, No.1, p.24-25.
- 6) 竹内勝治. アルミニウムの疲労強度. 軽金属溶接構造協会. p57.
- 7) 山部恵造. 金属学ミニマム&マキシマム. 175p.
- 8) 竹添修ほか. アルトピア. 1990, VOL.20, No.5, p.9-17.
- 9) トヨタ自動車. ターボチャージャーのインペラ. 特開2000-291441.
- 10) J. Gilbert Kaufman. PROPERTIES OF ALUMINUM ALLOYS. The Aluminum Association, p.93.
- 11) 金属材料疲労信頼性評価標準検討委員会. 金属材料疲労信頼性評価標準-S-N曲線回帰法-改訂版の発行と解析例について(2004). 日本材料学会.
- 12) 火力原子力発電技術協会. 大学講座. クリープ損傷メカニズム. [http://www.tenpes.or.jp/files/topics/25478\\_ext\\_06\\_1.pdf](http://www.tenpes.or.jp/files/topics/25478_ext_06_1.pdf). (参照2020-03-30).



貝田一浩

アルミ・銅事業部門 長府製造所  
 (現 ㈱コベルコ科研 関門事業所)



吉原伸二 (博士(工学))

アルミ・銅事業部門 長府製造所  
 (現 素材材事業部門  
 アルミ押出ユニット アルミ押出・加工工場)