

(論文)

自動車サスペンション用高強度アルミニウム合金

High Strength Aluminum Alloys for Automobile Suspension Systems



稲垣佳也*
Yoshiya Inagaki



武林慶樹*
Yoshiki Takebayashi



中井 学**
Manabu Nakai

In high-end automobiles, suspension part weight reduction is very important for fuel efficiency and driving performance. Aluminum alloys for these parts must be very strong, ductile and highly resistant to corrosion. To this end, Kobe Steel has successfully developed a new 6000 system alloy by optimizing the alloy constitution and production process.

まえがき = 自動車サスペンションにおいては、近年アルミニウム（以下、アルミ）化による車両の軽量化、バネ下重量軽減による走行性能の向上が中級車クラスまで普及しており、アルミ鍛造品が急激に増加している。図1に自動車足回りの構造を示す。サスペンション用アルミ合金としては耐食性に優れた6061が一般的であり、当社では、高強度化による軽量化に向けて過剰Si型6000系合金であるKS651を開発し、1991年より実用化している。しかしながら、自動車メーカーからの軽量化要求は依然として高く、材料面で更なる技術を開発する必要がある。図2に材料強度とそれによる軽量化効果を示す。また、当社でのサスペンション鍛造品の生産工程を図3に示す。

当社は、自動車サスペンション用高強度アルミ合金（以下、KD610）の開発に着手し、以下のような成果が得られている。

- 1) KD610 合金の開発により、引張強度と耐力において6061材に対して40%、KS651に対して10%の高強度化を達成した。これにより、KS651に対しても製品で約6%の軽量化が実現できた。
- 2) 亜結晶粒化により強度、靱性が顕著に向上することを見出した。本手法によれば、合金組成にたよらずに高強度化が可能であり、亜結晶粒率を向上させるために、最適な遷移元素とその添加量、ソーキング

条件、鍛造条件を把握するとともに最適化を図った。鍛造条件としては、高温鍛造により鍛造時回復組織にすることにより、亜結晶粒率が増加すること

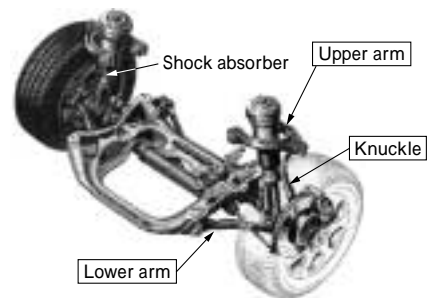


図1 自動車足回り構造例
Fig. 1 Example of suspension structure

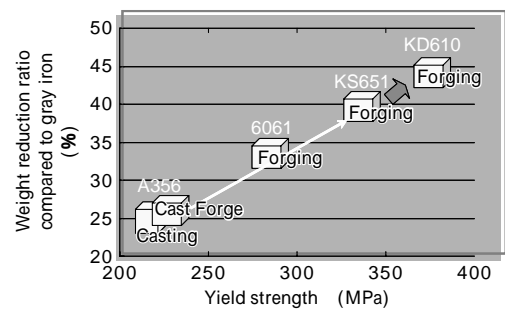


図2 材料強度と軽量化率
Fig. 2 Relation between weight reduction ratio and material yield strength

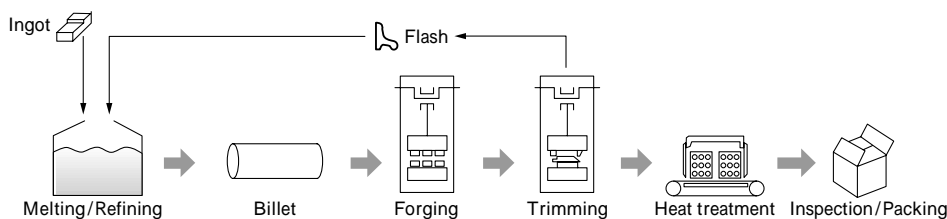


図3 サスペンション鍛造品生産工程
Fig. 3 Forging production process for suspension parts

*アルミ・銅カンパニー 大安工場 **アルミ・銅カンパニー 技術部

を確認し、高温での鍛造温度条件を確立した。

- 3) また、強度・靱性・耐食性のバランスを良好にするための Si, Mg, Cu の最適組成を確立するとともに、高温溶体化による強度および耐食性の向上を図った。
- 4) 耐食性に関しては、高温溶体化による晶出物の低減により、KS651 材より腐食減量を小さくすることができた。
- 5) 鑄塊結晶粒の微細化/再結晶粒の粗大化抑制のために Zr が添加される場合があるが、本プロセスにおいては微細化効果は小さく、むしろ鑄塊結晶粒の微細化に対して有害に作用する。このため本合金においては Zr レスとした。

1. 亜結晶粒化による強度特性の向上

鍛造組織微細化による強度特性の向上効果、靱性・耐食性向上効果については、従来より様々な研究報告がなされている¹⁾。合金組成の変更のみによる材料特性改善には、靱性低下・耐食性低下のデメリットが伴うことから、本研究においても鍛造組織の微細化に特に重点を置き開発を行った。

鍛造組織微細化については下記3点の改善を実施した。

1) 高温鍛造プロセスによる鍛造回復組織

通常の熱間アルミ鍛造は材料温度を 400 前後に保持して実施されている。しかし、鍛造時に加えられる加工歪が原因で、後の T6 処理工程において2次再結晶による結晶粒粗大化を引起こす。2次再結晶が起こると機械的性質、耐食性などの全ての特性が低下するため、極力鍛造加工歪の蓄積を防止する必要がある。加工歪の蓄積を防止するためには、Zener-Hollomon²⁾ の下記式(1)で示される係数 Z を低く抑える必要がある。

$$Z = A \cdot \dot{\epsilon} \cdot \exp(Q/RT) \dots \dots \dots (1)$$

ここで、A: 材料定数、 $\dot{\epsilon}$: 歪速度、Q: 活性化エネルギー、R: 気体定数、T: 絶対温度である。

$\dot{\epsilon}$ は使用鍛造プレスによって決定され、同一プレスを使用する場合一定である。従って、低 Z 化のためには鍛造時の材料温度を高温にする必要がある。図4は、円柱ピレットの温度を変化させて圧下率75%で軸方向に圧縮鍛造した際の Z パラメータと亜結晶粒の面積率を示す。写真1と写真2に、低温鍛造と高温鍛造の場合の鍛造マイクロ組織を示す。鍛造時の材料温度が低い場合の組織は大傾角粒界のみであるが、高温にするに従い下部組織である亜結晶粒組織が観察されるようになる。図5に鍛造温度と機械的性質の関係を示す。鍛造温度の高温化により機械的性質が向上しているのが認められる。また、図6の結晶粒サイズと耐力値の関係から、亜結晶粒組織とすることで強度が向上しているのが分かる。

2) 材料ソーキング条件と遷移元素

鍛造組織の亜結晶粒化において結晶粒成長を抑止するためには、材料に微細・高密度の分散粒子を形成する必要がある。分散粒子の微細・高密化のためには、Mn, Cr, Zr などの遷移元素を適量添加することと、鍛造前のソーキング工程を適正化することが必要である。遷移元

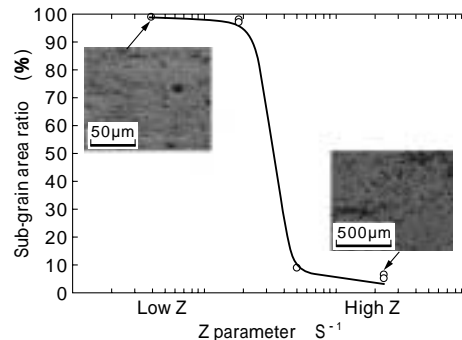


図4 Zパラメータと鍛造組織亜結晶面積率
Fig. 4 Relation between sub-grain area ratio and Z parameter

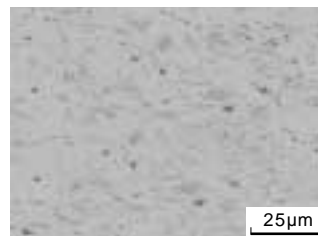


写真1 低温鍛造の鍛造マイクロ組織
Photo 1 Microstructure after forging at low temperature

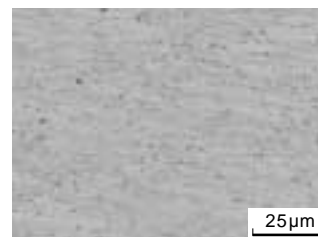


写真2 高温鍛造の鍛造マイクロ組織
Photo 2 Microstructure after forging at high temperature

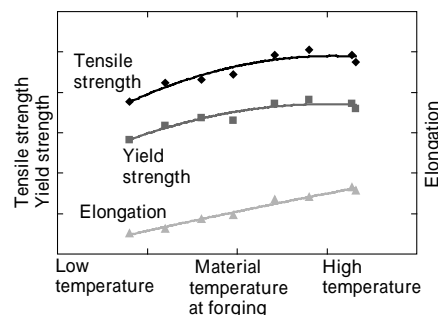


図5 鍛造時の材料温度と機械的性質
Fig. 5 Tensile properties at various forging temperatures

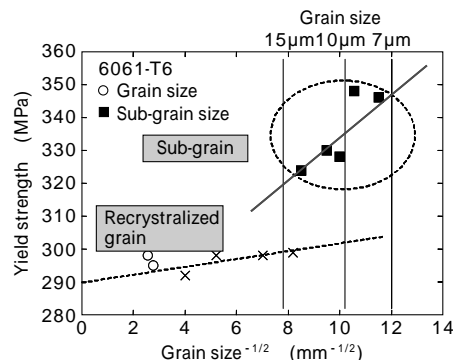


図6 結晶粒サイズと耐力値の関係
Fig. 6 Relation between yield strength and grain size

素の添加については、本件開発においては Mn, Cr の添加量を増やし、Zr については後述するピレット組織への悪影響があることから無添加とした。

ソージング条件は、添加した Mn, Cr の化合物を微細な分散粒子として高密度に析出させる条件で実施する必要がある。ソージング温度を低温にするほど、分散粒子の微細・高密度化に有効であるが、靱性が低下するという悪影響がある。そのため、熱処理後の組織の粗大化抑制と靱性の向上の両面から、最適なソージング条件を選択している。図7にソージング温度と粒界移動の拘束力 F 値との関係を示す。ソージング温度の低温化により、分散粒子は写真3に示すように微細高密度化し F 値は向上している。また、一例として、ソージング温度と鍛造条件を変えて組織観察した結果を写真4に示す。両者の温度を最適化することで微細な亜結晶粒から成る組織が得られることが分かる。

3) ビレットの Zr レス化

本開発では遷移元素である Zr を無添加としている。Zr 添加により鍛造組織の微細化効果が得られるが、Mn, Cr と複合添加した場合、微細化効果は小さい。これは、Zr 化合物の分散粒子の析出温度が低く、ソージングを実施した場合、Zr 分散粒子が粗大化するためである。また、Zr はビレット造塊時に溶湯中で Ti との化合物を形成しやすい。Ti は Al_3Ti として鑄造結晶粒生成の核となるため、ビレット組織の微細化に必要な元素である。Zr 添

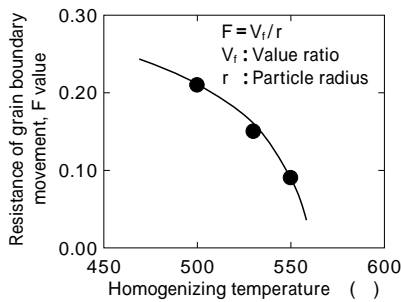


図7 粒界移動拘束力と均熱温度の関係
Fig. 7 Relation between F-value and homogenizing temperature

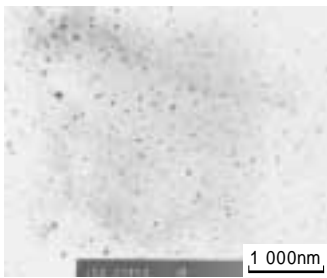


写真3 低温ソージング鍛造材の分散粒子
Photo 3 TEM photo showing dispersoids of forging after low temperature soaking

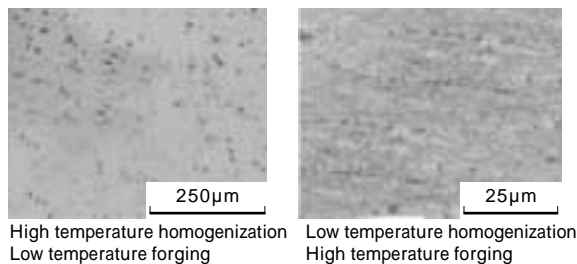


写真4 ソージングおよび鍛造温度とマイクロ組織の関係
Photo 4 Relation between microstructure and homogenization and forging temperature

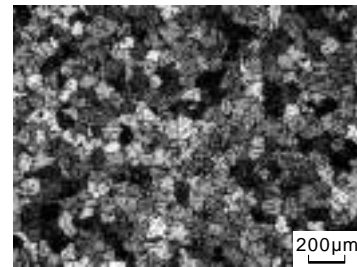


写真5 Zr 無添加のビレット組織
Photo 5 Casting structure of billet without Zr

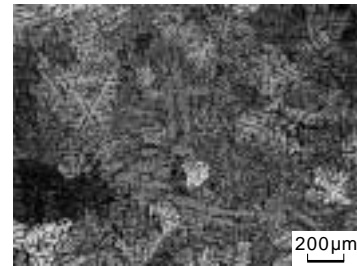


写真6 Zr0.12%添加のビレット組織
Photo 6 Casting structure of billet containing 0.12%Zr

加により Zr-Ti 化合物が形成されると、 Al_3Ti 量が減少しビレット組織が粗大化する。写真5, 写真6に Zr 無添加と 0.12%添加した場合のビレット組織を示す。0.12%添加で $210\mu m$ となり、無添加時の $104\mu m$ に比較して粗大化することが確認された。鍛造組織の亜結晶粒化にはビレット組織の微細化が効果的であるため、上記理由より本開発では Zr レスとした。

2. 組成と熱処理条件

6000系アルミ合金の強度は主として Mg_2Si の析出によるものであり、Si, Mg の各添加量と強度の関係は図8に示すように、従来より広く知られている³⁾。KD610合金では KS651 よりも若干 Si, Mg とともに増加させており、かつ Mn, Cr の遷移元素の最適化を図っている。更に、最大析出量を確保するために溶体化温度の高温化を図った。溶体化温度を高温にすることで、高強度化とともに耐食性も向上することが確認された。これは、写真7, 写真8のマイクロ組織に示すように、高温溶体化により腐食起点となる Si, Mg 晶出物が固溶し、低減したためであると考えられる。図9に溶体化温度と腐食減量の測定

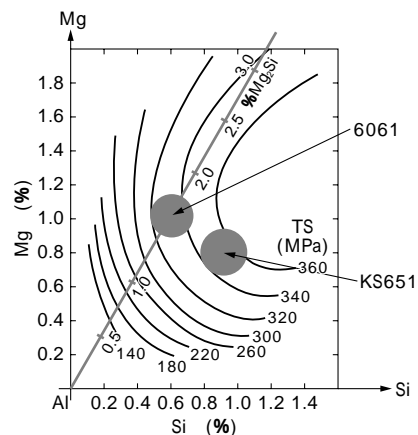


図8 Si, Mg 添加量と強度の関係
Fig. 8 Relation between tensile strength and Si, Mg contents

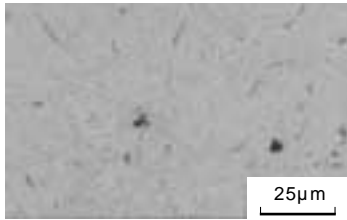


写真7 低温溶体化での鍛造材マイクロ組織

Photo 7 Microstructure of forging with low temperature solution treatment

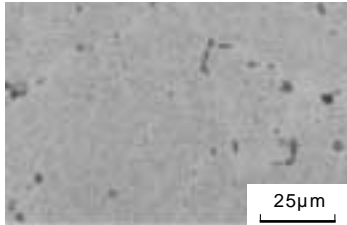


写真8 高温溶体化での鍛造材マイクロ組織

Photo 8 Microstructure of forging with high temperature solution treatment

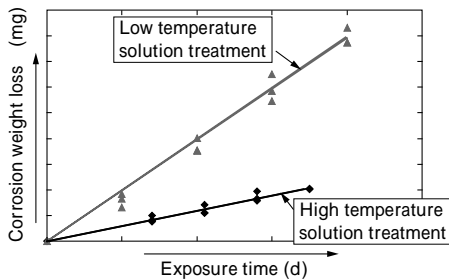


図9 KD610 材の溶体化温度と腐食減量の関係

Fig. 9 Relation between corrosion weight loss and solution treatment temperature

結果を示すが、高温になるほど腐食減量が低減している。

なお試験方法は、以下に基づいて行った。

- ・ 供試品：鍛造ツブシ材(1/4U)より 90mmw × 45mmh × 5mmt を採取 (腐食面は 85mmw × 40mmh)
- ・ 腐食条件：JIS H 8711 交互浸漬法

3. サスペンション部材での特性評価

本研究により開発したKD610を使用し、サスペンション部材としての材質ごとの特性評価を行った。サスペンション部材は一般的なL形状のアッパーアームであり、比較材として6061材、KS651材も同形状品を製作し試験を実施した。

引張強度結果を図10に示す。KD610材の強度は6061材に対して40%、KS651材に対して10%の強度向上が認められた。疲労強度についてもKS651材に対して約10%の向上が認められた(図11)。

また、図12、図13に示すように、サスペンション部品としての強度も材料強度の向上に伴い高くなっており、KD610材を使用することでサスペンション部品の軽量化を実現することができた。軽量化効果は6061材に対して約20%、KS651材に対して約6%の軽量化となっている。

むすび=本開発においては、遷移元素を含む各成分の合金設計、ピレット連铸、均熱条件、高温鍛造、熱処理条

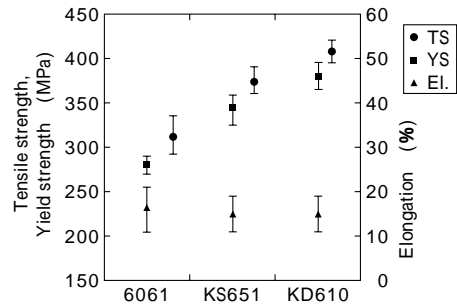


図10 6000 シリーズ合金での引張強度比較

Fig.10 Comparison of tensile properties for 6000 system alloys

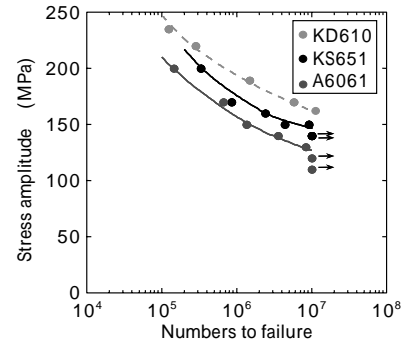


図11 6000 シリーズ合金の疲労強度特性

Fig.11 Fatigue strength properties for 6000 system alloys

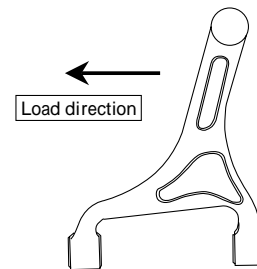


図12 サスペンション部材の静荷重テスト

Fig.12 Schematic drawing of suspension for static load test

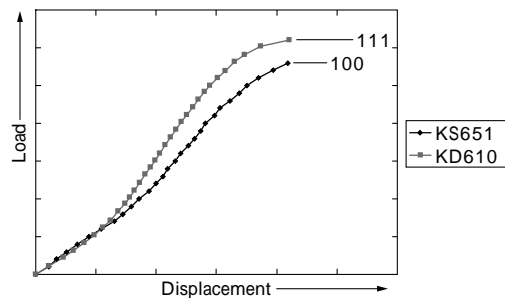


図13 サスペンション部材の荷重 - 変位線図

Fig.13 Load-displacement curve of suspension load test

件などの全工程にわたって、強度、靱性、耐食性の面から最適化を実施した。さらに、構造設計技術も加味して製品化しており、トータルとしての技術開発成果を上げることができた。

KD610材については、客先からも高く評価されており、今後サスペンション部品の軽量化に向けて大いに貢献できるものと確信している。

参考文献

- 1) 細田典史ほか：軽金属学会第106回大会概要集。(2004) p.97.
- 2) 軽金属協会：アルミニウム材料の基礎と工業技術, p.88.
- 3) J. langerweger : Proc. Aluminium Technology 86, Paper No.49.