

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第4903039号
(P4903039)

(45) 発行日 平成24年3月21日(2012.3.21)

(24) 登録日 平成24年1月13日(2012.1.13)

(51) Int. Cl.	F I
C 2 2 C 21/12 (2006.01)	C 2 2 C 21/12
C 2 2 F 1/057 (2006.01)	C 2 2 F 1/057
B 2 1 J 5/00 (2006.01)	B 2 1 J 5/00 D
B 2 1 C 23/00 (2006.01)	B 2 1 C 23/00 A
C 2 2 F 1/00 (2006.01)	C 2 2 F 1/00 6 O 2
請求項の数 15 (全 18 頁) 最終頁に続く	

(21) 出願番号 特願2006-508276 (P2006-508276)
 (86) (22) 出願日 平成16年6月3日(2004.6.3)
 (65) 公表番号 特表2006-527303 (P2006-527303A)
 (43) 公表日 平成18年11月30日(2006.11.30)
 (86) 国際出願番号 PCT/EP2004/006044
 (87) 国際公開番号 W02004/111282
 (87) 国際公開日 平成16年12月23日(2004.12.23)
 審査請求日 平成19年3月26日(2007.3.26)
 (31) 優先権主張番号 03076779.2
 (32) 優先日 平成15年6月6日(2003.6.6)
 (33) 優先権主張国 欧州特許庁 (EP)

前置審査

(73) 特許権者 507108003
 アレリス、アルミナム、コブレンツ、ゲゼ
 ルシャフト、ミット、ベシュレンクテル、
 ハフツング
 ALERIS ALUMINUM KOB
 LENZ GMBH
 ドイツ連邦共和国コブレンツ、カール-シ
 ュペター-シュトラーセ、10
 (74) 代理人 100117787
 弁理士 勝沼 宏仁
 (74) 代理人 100091487
 弁理士 中村 行孝
 (74) 代理人 100107342
 弁理士 横田 修孝

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 特に航空宇宙用途向けの、耐損傷性が高いアルミニウム合金製品

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

高い強度と破壊靱性および高耐疲労性と低亀裂成長速度を有するアルミニウム合金鍛造製品であって、前記合金が、質量%で、

C u および M g 以下の角点によって規定される四角形の範囲内の量：

角点 A : M g 0 . 4 5 質量%、C u 5 . 3 5 質量%

角点 B : M g 0 . 7 5 質量%、C u 5 . 3 5 質量%

角点 C : M g 0 . 7 5 質量%、C u 4 . 9 2 質量%

角点 D : M g 0 . 4 5 質量%、C u 5 . 2 0 質量%

F e < 0 . 2 0

S i < 0 . 2 0

Z n 0 . 1 ~ < 0 . 4 0、

および M n 0 . 1 5 ~ 0 . 4 未満および分散質形成元素としての C r 0 . 0 5 ~ 0 . 3 0 を、

A g < 1 . 0

T i < 0 . 4

V < 0 . 4

からなる群から選択された一種以上の分散質形成元素と組み合わせて含んでなり、残りがアルミニウムおよび不可避不純物であり、前記合金が Z r を含まない、アルミニウム合金鍛造製品。

【請求項 2】

Mn含有量が0.20～0.35%である、請求項1に記載のアルミニウム合金鍛造製品。

【請求項 3】

Ag含有量が0.6%以下である、請求項1または2に記載のアルミニウム合金鍛造製品。

【請求項 4】

Ag含有量が0.25～0.50%である、請求項1～3のいずれか一項に記載のアルミニウム合金鍛造製品。

【請求項 5】

Ag含有量が0.32～0.48%である、請求項1～4のいずれか一項に記載のアルミニウム合金鍛造製品。

【請求項 6】

Zn含有量が0.10～0.25%である、請求項1～5のいずれか一項に記載のアルミニウム合金鍛造製品。

【請求項 7】

前記製品が、航空機構造に使用するシート、板、鍛造または押出物の形態にある、請求項1～6のいずれか一項に記載のアルミニウム合金鍛造製品。

【請求項 8】

前記製品が、機体シート、上側翼板、下側翼板、機械加工部品用の厚板、ストリンガー用の鍛造または薄いシートある、請求項1～7のいずれか一項に記載のアルミニウム合金鍛造製品。

【請求項 9】

前記製品が、厚さ12～76mmの板製品の形態にある、請求項1～8のいずれか一項に記載のアルミニウム合金鍛造製品。

【請求項 10】

良好な耐損傷性能を有する高強度、高靱性のAA2000シリーズ合金製品を製造する方法であって、

- a) 請求項1～6のいずれか一項に記載の組成を有するインゴットを鋳造する工程、
 - b) 鋳造後、前記インゴットを均質化および/または予備加熱する工程、
 - c) 前記インゴットを予備加工製品に熱間加工する工程、
 - d) 所望により前記予備加工製品を再加熱する工程、
 - e) 所望の加工品形態に熱間加工および/または冷間加工する工程、
 - f) 前記形成された加工品を、前記合金中の実質的にすべての可溶性構成成分を固溶体にするのに十分な温度および時間で、溶体化熱処理する工程、
 - g) 前記溶体化熱処理した加工品を、水または他の急冷媒体を使用し、噴霧急冷または浸漬急冷の一方により、急冷する工程、
 - h) 所望により、前記急冷した加工品を伸長または圧縮する工程、
 - i) 前記急冷し、所望により伸長または圧縮した加工品を時効処理し、所望の焼戻しを達成する工程
- を含んでなる、方法。

【請求項 11】

前記合金製品を、T3、T351、T352、T36、T3x、T4、T6、T61、T62、T6x、T651、T652、T87、T89、T8xを含んでなる群から選択された焼戻しに時効処理する、請求項10に記載の方法。

【請求項 12】

前記合金製品が、航空機の機体シートに加工されている、請求項10または11に記載の方法。

【請求項 13】

前記合金製品が、航空機の下側翼板に加工されている、請求項10または11に記載の

10

20

30

40

50

方法。

【請求項 14】

前記合金製品が、航空機の上側翼板に加工されている、請求項 10 または 11 に記載の方法。

【請求項 15】

前記合金製品が、機械加工構造用の、厚さ 280 mm 以下の厚板に加工されている、請求項 10 または 11 に記載の方法。

【発明の詳細な説明】

【発明の分野】

【0001】

本発明は、アルミニウム合金、特に Al - Cu - Mg 型（またはアルミニウム協会により指定されている 2000 - シリーズアルミニウム合金）に関する。より詳しくは、本発明は、時効硬化性、高強度、高破壊靱性および低亀裂成長伝播性のアルミニウム合金およびその合金の製品に関する。この合金から製造された製品は、航空宇宙用途に非常に好適であるが、それに限定するものではない。この合金は、様々な製品形態（例えばシート、薄板、厚板あるいは押出または鍛造製品）に加工することができる。このアルミニウム合金は、被覆しなくても、あるいは特性、例えば耐食性、をさらに改良するために、別のアルミニウム合金で被覆しても、めっきしてもよい。

10

【発明の背景】

【0002】

航空宇宙工業における設計者および製造業者は、燃料効率、製品性能を常に改良し、製造および運転コストを常に下げようと試みている。効率は、さらに重量低下によって改良することができる。これを達成する一つの方法は、その合金から製造される構造がより効率的に設計できるか、または全体的により優れた性能を有するように、関連する材料特性を改良することである。より優れた材料特性を有することにより、航空機の検査間隔が長くなるので、運転コストも大幅に低減させることができる。下側翼板は、典型的には AA 2324 から T39 焼戻しで製造される。機体外板には、典型的には AA 2024 が T351 焼戻しで使用されている。これは、これらの合金が、これらの焼戻しで、引張負荷の下で必要とされる材料特性、すなわち妥当な強度レベル、高靱性および低亀裂成長伝播性、を示すためである。今日では、新しい、より効率的な航空機が設計されており、改良された材料特性が求められている。

20

【0003】

米国特許第 5,652,063 号は、Cu / Mg 比 5 ~ 9 で、強度が 531 MPa を超える AA 2000 - シリーズ合金を開示している。この合金は、下側翼板および機体外板の両方に使用できる。この合金は、特に超音速航空機に意図されている。

【0004】

米国特許第 5,593,516 号は、銅 (Cu) およびマグネシウム (Mg) レベルが好ましくは溶解度限界未満に維持されている AA 2000 - シリーズ合金を開示している。好ましくは、[Cu] = 5.2 ~ 0.91 [Mg] である。同じ初期米国特許出願から派生した米国特許第 5,376,192 号および第 5,512,112 号では、銀 (Ag) レベル 0.1 ~ 1.0 質量% の添加が開示されている。

30

40

【0005】

米国特許出願第 2001/0006082 号は、下側翼に特に好適な、分散質形成元素、例えば Zr、Cr または V、を含まない AA 2000 - シリーズ合金を開示している。約 10 を超える必須 Cu / Mg 比によって、優位性が達成されることも記載されている。

【0006】

新規に設計される航空機には、コストおよび環境的により効率的な航空機を設計するために、上記の合金が有する特性よりもさらに優れた特性が望まれている。従って、関連する製品形態で改良された適切な特性バランスを達成できるアルミニウム合金が求められている。

50

【発明の概要】

【0007】

本発明の目的は、AA2000 - シリーズ合金の中で、高い強度と破壊靱性および高耐疲労性と低亀裂成長速度の釣り合いが取れた、AA2024 - HDTの特性に少なくとも匹敵する、特に航空機用途に好適なアルミニウム合金鍛造製品を提供することである。

【0008】

本発明の別の目的は、そのようなアルミニウム合金鍛造製品の製造方法を提供することである。

【0009】

本発明の目的は、関連するすべての製品で、現在これらの製品に使用されている様々な市販のアルミニウムAA2000 - シリーズ合金またはこれまで開示されているアルミニウムAA2000の特性バランスよりも優れた特性バランスを達成することができるAA2000 - シリーズアルミニウム合金である。

10

【0010】

この目的は、本発明の合金用の好ましい組成物であって、実質的に、質量%で、マグネシウム(Mg) 0.3 ~ 1.0%、銅(Cu) 4.4 ~ 5.5%、鉄(Fe) 0 ~ 0.20%、ケイ素(Si) 0 ~ 0.20%、亜鉛(Zn) 0 ~ 0.40%、および分散質形成元素としてのマンガン(Mn) 0.15 ~ 0.8と組み合わせた、(Zr、Sc、Cr、Hf、Ag、Ti、V) からなる群から選択された一種以上の分散質形成元素、すなわちジルコニウム0 ~ 0.5%、スカンジウム0 ~ 0.7%、クロム0 ~ 0.4%、ハフニウム0 ~ 0.3%、チタン0 ~ 0.4%、銀0 ~ 1.0%、残りの部分を構成するアルミニウムおよび他の不可避な元素からなり、Cu - Mg含有量が $-1.1 [Mg] + 5.38 [Cu]$ 5.5 になるように制限される組成物を提供することにより、達成される。

20

【0011】

好ましい実施態様では、CuおよびMgの範囲は

$$\begin{aligned} \text{Cu} & 4.4 \sim 5.5、 \\ \text{Mg} & 0.35 \sim 0.78、 \text{および} \\ & -1.1 [Mg] + 5.38 [Cu] \quad 5.5 \end{aligned}$$

になるように選択する。

【0012】

より好ましい実施態様では、CuおよびMgの範囲は

$$\begin{aligned} \text{Cu} & 4.4 \sim 5.35、 \\ \text{Mg} & 0.45 \sim 0.75、 \text{および} \\ & -0.33 [Mg] + 5.15 [Cu] \quad 5.35 \end{aligned}$$

になるように選択する。

30

【0013】

より好ましい実施態様では、CuおよびMgの範囲は

$$\begin{aligned} \text{Cu} & 4.4 \sim 5.5、 \text{より好ましくは} 4.4 \sim 5.35、 \\ \text{Mg} & 0.45 \sim 0.75、 \text{および} \\ & -0.9 [Mg] + 5.58 [Cu] \quad 5.5、 \text{より好ましくは} \\ & -0.90 [Mg] + 5.60 [Cu] \quad 5.35 \end{aligned}$$

になるように選択する。

40

【0014】

非常に驚くべきことに、我々は、分散質形成元素は、特性バランスにとって、CuおよびMgレベルと同じ位、非常に重要であることを見出した。Znは、本発明の合金中に存在できる。最適な特性を得るには、Mnレベルは、Agレベルに対して非常に慎重に選択しなければならない。Agが合金中に存在する場合、Mnレベルは高すぎではならず、好ましくは0.4質量%未満である。Zrもあまり高くすべきではない。我々は、Crがバランスに悪影響を及ぼすと考えていたが、実際には好ましい影響を及ぼし、その際、Zrは合金中に存在しないのが好ましいことが分かった。この分散質効果を考慮すると、最適

50

なCuおよびMgのレベルは、これまで使用されているレベルとは異なっている。驚くべきことに、本合金の特性バランスは、既存の合金を凌駕している。

【0015】

鉄は、0.20%までの範囲内で存在することができるが、好ましくは最大0.10%に維持する。典型的な好ましい鉄レベルは、0.03~0.08%であろう。

【0016】

ケイ素は、0.20%までの範囲内で存在することができるが、好ましくは最大0.10%に維持する。典型的なケイ素レベルは、できるだけ低い方が好ましく、実的な理由から、典型的には0.02~0.07%であろう。

【0017】

亜鉛は、本発明の合金中に0.40%までの量で存在できる。より好ましくは、亜鉛は0.10~0.25%の範囲で存在する。

【0018】

不純物元素および不可避な元素は、標準的なAA規則により、それぞれ0.05%、合計で0.15%までである。

【0019】

本発明の目的には、「本質的に含まない」および「実質的に含まない」は、ある目的をもってそのような合金化元素を組成物に添加したのではなく、不純物および/または製造装置との接触により、痕跡量のそのような材料が最終的な合金製品中に混入することを意味する。

【0020】

Mn添加は、本発明の合金に分散質形成元素として重要であり、0.15~0.8%の範囲内にすべきである。Mn添加に好ましい最大量は0.40%未満である。Mn添加により好適な範囲は、0.15~<0.40%、より好ましくは0.20~0.35%、最も好ましくは0.25~0.35%である。

【0021】

添加する場合、Zr添加は0.5%を超えるべきではない。Zrレベルの好ましい最大値は0.18%である。Zrレベルのより好適な範囲は0.06~0.15%である。

【0022】

一実施態様では、合金は実質的にZrを含まないが、その場合、Crを含み、典型的にはCrの範囲は0.05~0.30%であり、好ましくは0.06~0.15%である。

【0023】

添加する場合、Ag添加は1.0%を超えるべきではなく、好ましい下限は0.1%である。Ag添加の好ましい範囲は0.20~0.8%である。Ag添加のより好適な範囲は0.20~0.60%、より好ましくは0.25~0.50%、最も好ましくは0.32~0.48%である。

【0024】

さらに、分散質形成元素Sc、Hf、TiおよびVは、上記の範囲内で使用することができる。より好ましい実施態様では、本発明の合金製品は、Vを、例えば<0.005%のレベルで、実質的に、または本質的に含まず、より好ましくは含まない。Tiは、鑄造操作の際に、この分野で公知のレベルで加え、結晶粒微細化効果を得ることもできる。

【0025】

特に、本発明の鍛造合金製品の特別な実施態様では、合金は、実質的に、質量%で、

Mg 0.45~0.75、典型的には約0.58

Cu 4.5~5.35、典型的には約5.12

Zr 0.0~0.18、典型的には約0.14

Mn 0.15~0.40、典型的には約0.3

Ag 0.20~0.50、典型的には約0.4

Zn 0~0.25、典型的には約0.12

Si <0.07、典型的には約0.04

10

20

30

40

50

Fe < 0.08、典型的には約0.06

Ti < 0.02、典型的には約0.01

残りの部分を構成するアルミニウムおよび不可避な不純物からなる。

【0026】

本発明の鍛造合金製品の別の特別な実施態様では、合金は、実質的に、質量%で、

Mg 0.45 ~ 0.75、典型的には約0.62

Cu 4.5 ~ 5.35、典型的には約5.1

Zr 実質的に含まず、典型的には0.01未満

Cr 0.05 ~ 0.28、典型的には約0.12

Mn 0.15 ~ 0.40、典型的には約0.3

Ag 0.20 ~ 0.50、典型的には約0.4

Zn 0 ~ 0.25、典型的には約0.2

Si < 0.07、典型的には約0.04

Fe < 0.08、典型的には約0.06

Ti < 0.02、典型的には約0.01

残りの部分を構成するアルミニウムおよび不可避な不純物からなる。

【0027】

本発明の鍛造合金製品の別の特別な実施態様では、製品を好ましくはT8焼戻し処理し、合金は、実質的に、質量%で、

Mg 0.65 ~ 1.1、典型的には約0.98

Cu 4.5 ~ 5.35、典型的には約4.8

Zr 0.0 ~ 0.18、典型的には約0.14

Mn 0.15 ~ 0.40、典型的には約0.3

Ag 0.20 ~ 0.50、典型的には約0.4

Zn 0 ~ 0.25、典型的には約0.2

Si < 0.07、典型的には約0.04

Fe < 0.08、典型的には約0.06

Ti < 0.02、典型的には約0.01

残りの部分を構成するアルミニウムおよび不可避な不純物からなる。

【0028】

本発明の合金は、従来通りに融解により製造することができ、好適なインゴット形態で、例えば直接冷却により、D.C. 鑄造することができる。Ti系の結晶粒微細化剤、例えばホウ化チタンまたは炭化チタン、も使用できる。皮剥および可能な均質化の後、インゴットを、例えば押出または鍛造または熱間圧延により一つ以上の工程で加工する。これらの加工の間に中間焼きなましを行うことができる。他の加工は、冷間加工でよく、冷間圧延または伸長でよい。製品を溶体熱処理し、冷水中に浸漬するか、または冷水噴霧により急冷するか、または95 未満の温度に急速冷却する。製品は、さらに処理、例えば圧延または伸長（例えば12%まで）処理するか、または伸長または圧縮により応力除去する、および/または最終的な、または中間焼戻しに時効処理することができる。製品は、最終的な時効の前または後に、あるいは溶体熱処理の前でも、最終または中間構造に成型または機械加工することができる。

発明の詳細な説明

【0029】

商業的航空機の設計には、様々種類の構造的部品に対して様々な特性の組合せが必要である。機体シート製品用に重要な材料特性は、引張負荷下での耐損傷特性（すなわちFCGR、破壊靱性および耐食性）である。

【0030】

高容量および商業的ジェット航空機における下側翼外板にとって重要な材料特性は、機体シート製品の特性と類似しているが、航空機製造業者は、典型的にはより高い引張強度を望んでいる。疲労寿命もこの用途に主要な材料特性になっている。

10

20

30

40

50

【0031】

厚い板から機械加工した部品に重要な材料特性は、最終的な機械加工した部品によって異なる。しかし、一般的に、厚さを通した材料特性の勾配は非常に小さい必要があり、強度、破壊靱性、疲労および耐食性のような工学的特性は、高レベルになければならない。

【0032】

本発明は、様々な製品、例えばシート、板、厚い板、等（ただし、これらに限定するものではない）に加工した時に、現在望まれている材料特性に適合するか、またはそれを越える合金組成を目的としている。この製品の特性バランスは、この種の用途に今日商業的に使用されている合金、特に標準的なAA2024およびAA2024-HDTの合金、から製造された製品の特性バランスより優れている。非常に驚くべきことに、AA2000範囲内にある化学組成範囲が、この独特の能力を十分に発揮することが分かった。

【0033】

本発明は、CuおよびMgと組み合わせた分散質のレベルおよび種類（例えばZr、Cr、Sc、Mn）の、加工の際に形成される相および微小構造に対する影響を研究することから得られた。これらの合金の幾つかをシートおよび板に加工し、引張、Kahn-引裂き靱性および耐食性に関して試験した。これらの結果を解明することにより、化学組成が特定の範囲内にあるアルミニウム合金は、シートでも、板でも、厚い板でも、押出製品でも、鍛造製品でも、優れた耐損傷特性を示し、多目的合金製品になり得ることが分かる。この合金製品は、溶接特性も良好である。

【0034】

本発明では、本発明の合金鍛造製品の片側または両側にクラッドまたは被覆を施すこともできる。そのようなクラッドまたは被覆を施した製品は、本発明のアルミニウムベース合金のコア、および通常はより高純度の、特にコアの腐食を防止する（これは航空宇宙用途には特に有利である）クラッドを使用する。クラッドとしては、実質的に合金化されていないアルミニウム、または他のすべての元素含有量が0.1または1%以下であるアルミニウムがあるが、これらに限定するものではない。本明細書で1xxx型シリーズと呼ばれるアルミニウム合金は、すべてのアルミニウム協会（AA）合金を含み、1000-型、1100-型、1200-型および1300-型の準区分を含む。従って、コア上のクラッドは、様々なアルミニウム協会合金、例えば1060、1045、1100、1200、1230、1135、1235、1435、1145、1345、1250、1350、1170、1175、1180、1185、1285、1188、1199、または7072、から選択することができる。さらに、AA7000シリーズ合金、例えば亜鉛（0.8~1.3%）を含む7072、またはその、亜鉛0.4~0.9質量%を含む変性製品、をクラッドとして使用でき、AA6000シリーズ合金、例えば典型的には1%を超える合金化添加剤を含む6003または6253、をクラッドとして使用できる。他の合金も、コア合金に特に十分な、全体的な腐食防止特性を与える限り、使用できる。クラッドは、AA4000シリーズから選択されたアルミニウム合金でもよく、腐食防止に使用でき、米国特許第6,153,854号（ここに参考として含める）に開示されているように溶接操作を助けることができ、追加のワイヤ溶加材の使用を省くことができる。クラッド層は、通常はコアよりもはるかに薄く、それぞれ複合材料総厚の1~15%、場合により25%を構成する。より典型的には、クラッドまたは被覆層は、複合材料総厚の1~11%を構成する。

【0035】

本発明の別の態様では、本発明のアルミニウム合金製品を構造部品に製造する好ましい方法を提供する。高強度、高靱性および低疲労亀裂成長速度の、良好な耐食性を有するAA2000シリーズ合金製品の製造方法は、

- a) 本説明および請求項に記載した組成を有するインゴットを鋳造する工程、
- b) 鋳造後、該インゴットを均質化および/または予備加熱する工程、
- c) 該インゴットを予備加工製品に熱間加工する工程、
- d) 所望により該予備加工製品を再加熱する工程、

- e) 所望の加工品形態に熱間加工および/または冷間加工する工程、
 f) 該形成された加工品を、該合金中の実質的にすべての可溶性構成成分を固溶体にするのに十分な温度で、十分な時間、溶体化熱処理する工程、
 g) 該溶体化熱処理した加工品を、水または他の急冷媒体を使用し、噴霧急冷または浸漬急冷の一方により、急冷する工程、
 h) 所望により、該急冷した加工品を伸長または圧縮、または他の様式で冷間加工、例えばシート製品の矯正、し、応力を除去する工程、
 i) 所望により、該急冷し、所望により伸長および/または圧縮した加工品を時効処理し、所望の焼戻し、例えば焼戻し T 3、T 3 5 1、T 3 6、T 3 x、T 4、T 6、T 6 x、T 6 5 1、T 8 7、T 8 9、T 8 x を達成する工程、
 j) 所望により、形成された製品を、構造部品の最終形状に機械加工する工程を含んでなる。

10

【0036】

本発明の合金製品は、従来の様式で融解により製造し、インゴットまたは他の好適な鑄造形態に直接冷却(D.C.)鑄造することができる。均質化処理は、典型的には一工程または各工程が460~535の温度にある多工程で行う。予備加熱では、圧延インゴットを、典型的には400~460の温度範囲内にあるホットミル入口温度に加熱する。合金製品の熱間加工は、圧延、押出および鍛造の一つにより行うことができる。本合金には、熱間圧延が好ましい。溶体化熱処理は、典型的には均質化に使用する温度と同じ温度で行うが、浸漬時間は幾分短く選択することができる。

20

【0037】

広い厚さ範囲にわたって、驚く程優れた特性バランスが得られている。0.5インチ(12.5mm)までのシート厚さ範囲では、特性は機体シートに優れている。0.7~3インチ(17.7~76mm)の薄い板厚範囲では、この特性は翼板、例えば下側翼板、に優れている。薄い板厚範囲は、ストリンガーにも、あるいは航空機翼構造で使用する一体的な翼パネルとストリンガーの形成にも使用できる。2.5インチ(63mm)以上、約11インチ(280mm)以下の厚いゲージに加工する場合、板から機械加工される、または航空機翼構造に使用する一体的なけたを形成するための、あるいは航空機翼構造に使用するリップの形態にある、一体的な部品を得るのに優れた特性が得られる。より厚いゲージの製品は、工具板または型板、例えば成形プラスチック製品を、例えばダイキャスト

30

【0038】

図1は、本発明の合金に関する、従属請求項に記載する様々な実施態様におけるCuおよびMgの範囲を図式的に示す。これらの範囲は、四角の角点A、B、C、およびDを使用しても識別することができる。好ましい範囲は、A'~D'により、より好ましい範囲はA''~D''により、最も好ましい範囲はA'''~D'''により識別される。座標は表1に記載する。

【0039】

表1 本発明の合金製品におけるCu-Mgの好ましい範囲を表す角点の座標

40

角点	(Mg, Cu)	角点	(Mg, Cu)
	請求項1の広い範囲		好ましい範囲
A	0.3, 5.50	A'	0.35, 5.50
B	1.0, 5.50	B'	0.78, 5.50
C	1.0, 4.28	C'	0.78, 4.99
D	0.3, 5.05	D'	0.35, 4.52

角点	(Mg, Cu)	角点	(Mg, Cu)
----	----------	----	----------

50

	より好ましい範囲		最も好ましい範囲
A "	0 . 4 5、5 . 3 5	A '''	0 . 4 5、5 . 3 5
B "	0 . 7 5、5 . 3 5	B '''	0 . 7 5、5 . 3 5
C "	0 . 7 5、4 . 9 0	C '''	0 . 7 5、4 . 9 2
D "	0 . 4 5、5 . 0 0	D '''	0 . 4 5、5 . 2 0

【実施例】

【0040】

例 1

実験室規模で、本発明の原理を立証するために、18種類の合金を鋳造し、4.0mmシートに加工した。合金の組成を表2に示すが、すべてのインゴットに関して、Fe = 0.07、Si = 0.05、Ti = 0.02、残りがアルミニウムである。約80×80×100mm（高さ×幅×長さ）の圧延ブロックを約12kgの実験室鋳造インゴットから切り出した。これらのインゴットを2工程均質化処理、すなわち520で約10時間、続いて525～530で10時間、で均質化した。均質化温度までの加熱は、ゆっくりと行った。均質化処理の後、ブロックを徐々に空気冷却し、工業的均質化工程を模擬した。圧延インゴットは、460±5で約6時間予備加熱した。中間厚さ範囲約40～50mmで、これらのブロックを460±5に再加熱した。ブロックは、最終ゲージ4.0mmに熱間圧延した。全熱間圧延工程中、工業的規模の熱間圧延を模擬するように注意した。熱間圧延した製品を溶体化熱処理し、急冷した。これらのシートを適切な焼戻しに処理した。伸長レベルは、最終焼戻しに応じて0～9%であった。最終製品は、ピーク時効または近ピーク時効強度（例えばそれぞれT6×またはT8×焼戻し）であった。

【0041】

引張特性は、EN10002に準じて試験した。4mm厚シートから得た引張試料は、平らな、厚さ4mmのEURO-NORM試料であった。表3および4の引張試験結果は、L-およびLT-方向から得た。Kahn-引裂き靱性は、ASTM B871-96により試験し、表3および4に示す結果の試験方向は、T-LおよびL-T方向である。いわゆる切欠き靱性は、Kahn-引裂き試験により得た引裂き強度を、引張降伏強度で割る（ TS/R_p ）ことにより得られる。このKahn-引裂き試験から得られる典型的な結果は、この分野で真の破壊靱性に関する良好な指針として知られている。やはりKahn-引裂き試験により得られる単位伝播エネルギー（ UPE ）は、亀裂成長に必要なエネルギーである。一般的に、 UPE が高い程、亀裂が成長し難いと考えられており、これは材料に望ましい特徴である。

【0042】

表2に示す合金を、上記の加工経路によりシートに加工した。最後に、合金をT651（1.5%伸長、12時間/175に時効）に時効処理した。これらの結果を表3および図2a、2bに示す。

【0043】

図2a、2bで、標準AA2024の結果は基準として示す。市販の機体用途向けAA2024の引張対靱性、および高耐損傷特性（ HDT ）AA2024（例えばAA2524）の引張対靱性を基準として示す。閉じた個々の点は本発明の合金であり、開いた個々の点は本発明ではない合金である。我々の発明は、L対L-Tで、 $HDT-AA2024$ に対して少なくとも15%の靱性改良を示し、最良の結果は20%以上の改良を示す。当業者には明らかなように、市販の2024および2024- HDT の値は、左側上方でT3焼戻しに典型的な値を示し、右側下方でT6およびT8焼戻しの値を示している。

【0044】

これらの結果から、Agレベル、分散質レベルおよびCuとMgのレベルを注意深く釣り合わせるにより、靱性対引張特性に予期せぬ程の改良が得られることが分かる。

【0045】

同じ合金から得たシートをT8焼戻しにも製造した。表4および図3a、3bで、T89焼戻しの結果を、図2a、2bと類似の様式で示す。図3a、3bで、再度AA202

4の結果を基準として示す。市販の機体用途向けAA2024の引張対韌性、および高耐損傷特性(「HDT」)AA2024(例えばAA2524)の引張対韌性を基準として示す。我々の発明は、L対L-Tで、HDT-AA2024に対して少なくとも15%の韌性改良を示し、最良の結果は20%以上の改良を示す。

【0046】

これらの結果から、Agレベル、分散質レベルおよびCuとMgのレベルを注意深く釣り合わせるにより、韌性対引張特性に予期せぬ程の改良が得られることが分かる。

【0047】

T8焼戻しにおける合金16は、印象的な引張対韌性バランスを示すのに対し、T6焼戻しでは、この合金は20%改良の目標に近いが、すぐ下であることに注意する。この合金のT6焼戻しにおける僅かに劣った性能は、実験室規模における試験の実験的バラツキによるものであると考えられる。

【0048】

表2 実験室規模で鑄造した合金の化学組成

それぞれFe0.06質量%、Si0.04質量%、Ti0.02質量%を含む

試料 番号	本発明 の合金 (正/否)	Cu (wt%)	Mg (wt%)	Mn (wt%)	Ag (wt%)	Zn (wt%)	Zr (wt%)	その他 (wt%)
1	否	5.6	0.45	0.30	0.44	0.41	0.13	-
2	正	5.1	0.55	0.30	0.40	<0.01	0.15	-
3	正	5.1	0.55	0.29	0.40	0.38	0.15	-
4	否	5.2	0.56	0.31	<0.01	0.61	0.15	-
5	正	5.1	0.55	0.30	0.40	0.20	0.16	-
6	正	4.9	0.62	0.30	0.39	0.20	0.14	-
7	正	5.0	0.61	0.30	0.40	0.11	0.15	-
8	正	5.1	0.63	0.31	0.25	0.21	0.15	-
9	正	5.0	0.61	0.30	0.40	0.21	<0.01	0.12Cr
10	正	5.0	0.63	<0.01	0.40	0.21	0.15	-
11	否	5.0	0.64	<0.01	<0.01	0.21	<0.01	0.12Cr
12	正	5.0	0.42	0.31	0.40	0.21	0.15	-
13	正	5.0	0.83	0.28	0.41	0.21	0.15	-
14	否	5.3	0.22	0.31	0.39	0.21	0.15	-
15	正	5.4	0.62	0.30	0.40	0.21	0.15	-
16	正	4.8	0.98	0.28	0.40	0.21	0.15	-
17	正	4.6	0.80	0.30	0.39	0.20	0.15	-
18	否	5.2	0.62	0.30	<0.01	<0.01	0.14	0.20Ge

【0049】

表3 T651焼戻しで試験した合金の機械的特性(「--」は、「測定せず」を意味する)

10

20

30

40

【表 1】

試料 番号	本発明 の合金 (正/否)	L			L-T			L T			T-L			
		Rm (MPa)	Rp (MPa)	ELONG. A5(%)	TS/Rp (kJ/m ²)	UPE (kJ/m ²)	Rm (MPa)	Rp (MPa)	ELONG. A5(%)	TS/Rp (kJ/m ²)	UPE (kJ/m ²)	Rm (MPa)	Rp (MPa)	ELONG. A5(%)
1	否	507	461	13	1.37	126	507	461	13	1.37	126	507	461	13
2	正	517	480	9	1.61	351	503	456	11	1.59	176	503	456	11
3	正	517	484	11	1.61	314	505	460	9	1.63	147	505	460	9
4	否	462	384	16	1.82	302	462	376	16	1.86	210	462	376	16
5	正	512	474	13	1.55	333	501	454	11	1.65	132	501	454	11
6	正	509	470	10	1.68	378	500	456	10	1.64	196	500	456	10
7	正	507	466	12	1.62	328	493	447	8	1.68	152	493	447	8
8	正	509	461	12	1.70	334	493	443	8	--	--	493	443	8
9	正	505	467	12	1.55	311	490	434	12	1.70	204	490	434	12
10	正	503	462	9	1.71	303	501	454	12	1.59	165	501	454	12
11	否	450	382	13	1.67	206	451	371	12	1.77	206	451	371	12
12	正	469	421	12	1.79	398	479	418	12	1.73	210	479	418	12
13	正	518	478	12	1.53	225	518	466	11	1.52	129	518	466	11
14	否	441	366	15	1.84	311	440	355	11	1.89	190	440	355	11
15	正	527	484	13	1.50	236	516	480	10	1.39	100	516	480	10
16	正	500	452	13	1.56	257	490	432	12	--	--	490	432	12
17	正	496	452	13	1.52	306	484	430	12	1.53	161	484	430	12
18	否	450	367	18	1.80	408	444	345	14	1.95	205	444	345	14

表4 T89焼戻しで試験した合金の機械的特性(「--」は、「測定せず」を意味する)
【表2】

試料 番号	本発明 の合金 (正/否)	L			L-T			L T			T-L			
		Rm (MPa)	Rp (MPa)	ELONG. A5(%)	TS/Rp (kJ/m ²)	UPE (kJ/m ²)	Rm (MPa)	Rp (MPa)	ELONG. A5(%)	TS/Rp (kJ/m ²)	UPE (kJ/m ²)	Rm (MPa)	Rp (MPa)	ELONG. A5(%)
1	否	511	469	13	1.32	78	511	469	13	1.32	78	511	469	13
2	正	509	475	12	1.68	403	513	477	5	1.58	201	477	477	5
3	正	515	490	11	1.50	341	519	480	5	1.53	141	480	480	5
4	否	499	468	14	1.50	333	496	453	7	1.51	155	453	453	7
5	正	508	478	12	1.67	310	514	477	6	1.57	141	477	477	6
6	正	504	477	13	1.55	380	507	470	5	1.55	205	470	470	5
7	正	505	478	10	1.55	312	509	455	5	1.53	143	455	455	5
8	正	510	487	10	1.56	263	512	482	5	1.49	139	482	482	5
9	正	516	486	12	1.54	308	523	486	6	1.52	170	486	486	6
10	正	519	492	13	1.52	271	518	484	5	1.51	168	484	484	5
11	否	506	474	8	1.40	143	486	452	6	1.36	93	452	452	6
12	正	488	458	14	1.58	302	496	453	6	--	--	453	453	6
13	正	536	507	9	1.30	238	541	499	5	1.42	116	499	499	5
14	否	473	416	15	1.72	332	477	417	7	1.63	195	417	417	7
15	正	531	504	12	1.36	144	531	494	6	1.37	110	494	494	6
16	正	534	517	10	1.40	152	531	494	6	1.52	117	494	494	6
17	正	526	503	9	1.42	129	512	473	6	1.45	115	473	473	6
18	否	469	426	15	1.59	291	463	409	7	1.72	195	409	409	7

10

20

30

40

50

【 0 0 5 1 】

例 2

他の 2 種類の合金を例 1 と同様に鑄造し、処理し、試験した。最終ゲージは 4 . 0 mm であった。これらの合金から得たシートを T 6 5 1 および T 8 9 焼戻し時効にかけた。引張およびKahn引裂き試料を、両側から最終厚さ 2 . 0 mm に機械加工した。これらのシートの試験結果を表 6 および図 4 に示す。

【 0 0 5 2 】

例 2 は、C r 含有合金が、一般的に考えられていることと反対に、非常に高い靱性も有することができることを立証している。驚くべきことに、C r 含有合金 2 0 は、Z r 含有合金 1 9 の性能よりもはるかに優れている。

【 0 0 5 3 】

表 5 本発明の、それぞれ F e = 0 . 0 6、S i = 0 . 0 4、T i = 0 . 0 2 を含む 2 種類の合金の化学的組成 (質量 %)

試料 番号	本発明 の合金 (正 / 否)	C u	M g	M n	A g	Z n	Z r	その他
1 9	正	5.05	0.62	0.38	0.47	0.21	0.15	--
2 0	正	5.09	0.62	0.29	0.42	0.21	<0.01	0.12Cr

【 0 0 5 4 】

表 6 表 5 に示す合金 2 0 および 2 1 の、L T (T - L) 方向における特性

試料 番号	焼戻し	R m (MPa)	R p (MPa)	伸長 (%)	T S / R p	U P E (kJ/m ²)
1 9	T 6 5 1	4 9 9	4 5 0	1 0	1 . 5 4	1 6 0
	T 8 9	5 2 4	4 9 2	4	1 . 4 0	1 1 2
2 0	T 6 5 1	4 9 3	4 4 8	1 2	1 . 6 4	2 0 4
	T 8 9	5 2 5	4 8 9	6	1 . 5 1	1 7 0

【 0 0 5 5 】

例 3

化学組成 (質量 %) が M g 0 . 5 8 %、C u 5 . 1 2 %、Z r 0 . 1 4 %、M n 0 . 2 9 %、A g 0 . 4 1 %、Z n 0 . 1 2 %、T i 0 . 0 1 %、S i 0 . 0 4 %、および F e 0 . 0 6 %、残りの部分を構成するアルミニウムおよび不可避の不純物である、厚さ 4 4 0 mm のフルサイズ圧延インゴットを工業的規模で D C - 鑄造により製造した。これらのインゴットの一つを皮剥し、2 ~ 6 時間 / 4 9 0 + 2 4 時間 / 5 2 0 + 常温に空気冷却で均質化した。次いで、このインゴットを 6 時間 / 4 6 0 で予備加熱し、約 5 mm に熱間圧延した。この板をさらに 4 . 0 mm に冷間圧延した。次いで、この板を数個に切断した。次いで、この板を 5 2 5 で 4 5 分間溶体化し、続いて水で急冷した。これらの板を 1 . 5 % (T 3 5 1 および T 6 5 1) または 6 % (T 3 6) または 9 % (T 8 9) 伸長し、所望の焼戻しを得た。人工的に焼戻し試料 (T 6 5 1 および T 8 9) を 1 7 5 で 1 2 時間焼戻し処理した。

【 0 0 5 6 】

引張およびKahn引裂き試料を、板の中央から採取し、例 1 に記載する規格により試験した。F C G R を、A S T M E 6 4 7 により 1 0 0 mm C (T) 試料で測定した。R - 比は 0 . 1 であり、引張は一定の負荷で行った。開孔疲労 (K t = 3 . 0) および平切欠き疲労 (K t = 1 . 2) 性能は、A S T M E 4 6 6 により測定した。試料を板の中間厚さから採取し、厚さ 2 . 5 mm に機械加工した。作用させた応力は、開孔試料に対して 1 3 8 M P a (総部分応力ベース) であり、平切欠き試料に対しては 2 0 7 M P a (切欠きルートでの正味部分応力ベース) であった。試験振動数は、1 5 H z を超えなかった。R - 比は 0 . 1 であった。焼戻し毎に 1 合金 / あたり最少 5 試料を測定した。1 , 5 0 0 , 0

10

20

30

40

50

00サイクルに達した時に試験を終了した。これは、一般的に「ラン - アウト」と呼ばれている。高耐損傷特性AA2024 - T351を基準として加えた。結果を表7および図5に示す。図5から、実験室規模の実験で見られた高靱性が、工業的規模の処理でも得られることが分かる。

【0057】

T36およびT89焼戻しにおけるこれらの合金の疲労性能を表8に示す。本発明の合金が、基準HDT2024 - T351の性能よりはるかに優れていることは明らかである。

【0058】

FCGRを図6に示す。本発明の合金は、基準として使用した高耐損傷特性AA2024 - T351と同等の性能を有する。

【0059】

表7 例3の特性試験結果

特性(方向)	T351	T651	T89	T36	REF
Rp(L)、MPa	319	494	514	421	360
Rp(LT)、MPa	297	486	518	416	332
Rm(L)、MPa	458	534	518	474	471
Rm(LT)、MPa	458	531	539	470	452
伸長(L)、%	24	10	11	17	18
伸長(LT)、%	24	10	10	18	18
TS/Rp(L-T)	1.96	1.37	1.29	1.69	1.72
TS/Rp(L-L)	2.24	1.27	1.21	1.66	-

【0060】

表8 2種類の焼戻しにおける本発明の合金と、基準AA2024 - HDTの疲労性能(L-T方向)

	T89	T36	REF
Kt = 3.0	ラン - アウト	ラン - アウト	1.2×10^5
Kt = 1.2	-	2.8×10^5	1.2×10^5

【0061】

以上、本発明を十分に説明したが、当業者には明らかなように、本明細書に記載する本発明の精神および範囲から離れることなく、多くの変形および修正を行うことができる。

【図面の簡単な説明】

【0062】

【図1】本発明の合金用のCu - Mg範囲を、より狭い、好ましい範囲と共に示すMg - Cuグラフである。

【図2】(a)および(b)は、T651焼戻しにおける本発明の合金に対する、2つの試験方向における引張強度対靱性を、先行技術の2024合金と比較したグラフを示す。

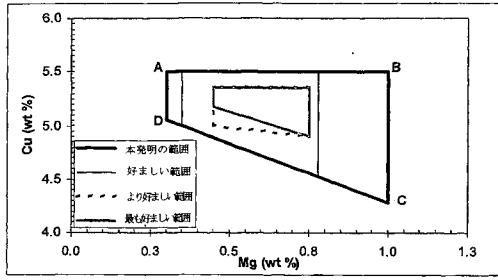
【図3】(a)および(b)は、T89焼戻しにおける本発明の合金に対する、2つの試験方向における引張強度対靱性を、先行技術の2024合金と比較したグラフを示す。

【図4】本発明の2種類の合金の引張強度対靱性を、CrおよびZr含有量との関係で示す。

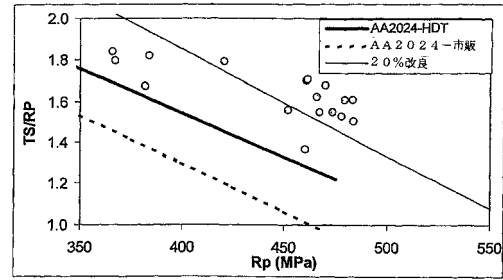
【図5】本発明の合金に対する、様々な温度で、2つの試験方向における降伏強度対切欠き靱性を、公知の先行技術の2024合金と比較して示す。

【図6】本発明の合金の2種類の焼戻しにおけるFCGRを、先行技術の合金HDT - AA2024 - T351と比較して示す。

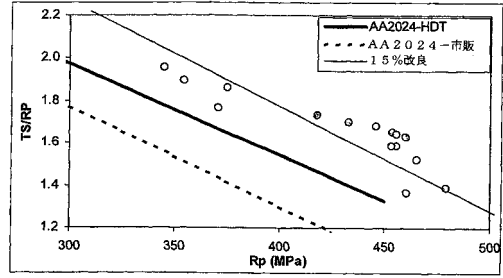
【 図 1 】



【 図 2 】

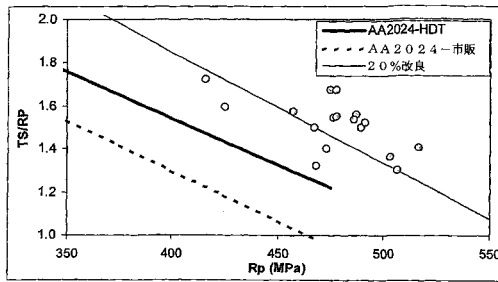


a

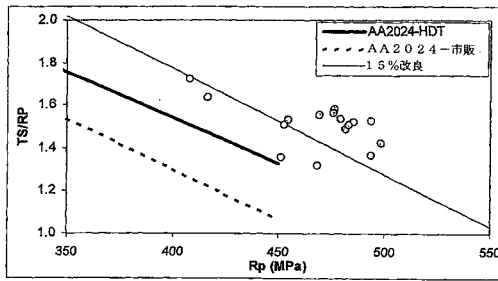


b

【 図 3 】

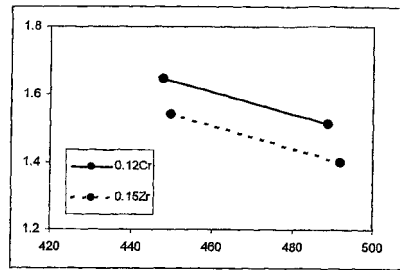


a

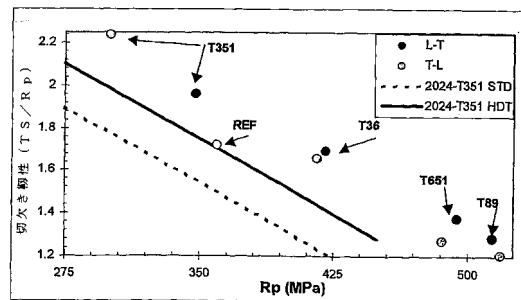


b

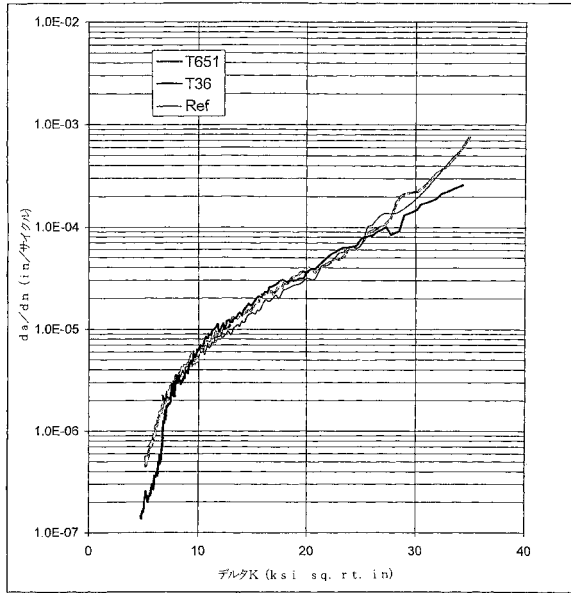
【 図 4 】



【 図 5 】



【 図 6 】



フロントページの続き

(51)Int.Cl.	F I		
	C 2 2 F	1/00	6 0 4
	C 2 2 F	1/00	6 1 1
	C 2 2 F	1/00	6 1 2
	C 2 2 F	1/00	6 1 3
	C 2 2 F	1/00	6 2 3
	C 2 2 F	1/00	6 2 7
	C 2 2 F	1/00	6 3 0 A
	C 2 2 F	1/00	6 3 0 B
	C 2 2 F	1/00	6 3 0 M
	C 2 2 F	1/00	6 3 1 Z
	C 2 2 F	1/00	6 4 0 A
	C 2 2 F	1/00	6 8 2
	C 2 2 F	1/00	6 8 3
	C 2 2 F	1/00	6 8 5 Z
	C 2 2 F	1/00	6 9 1 B
	C 2 2 F	1/00	6 9 1 C
	C 2 2 F	1/00	6 9 2 B
	C 2 2 F	1/00	6 9 2 Z
	C 2 2 F	1/00	6 9 4 A

(74)代理人 100111730

弁理士 伊藤 武泰

(74)代理人 100113365

弁理士 高村 雅晴

(72)発明者 ヒンリヒ、ヨハネス、ビルヘルム、ハーガーテル

オランダ国1817、ヘーエン、アルクマール、ハイドンラン、7

(72)発明者 リンゼ、ベネディクトゥス

オランダ国2612、ペーイェー、デルフト、ドクトル、スハーブマンズストラート、5

(72)発明者 クリスティアン、ヨアヒム、カイデル

ドイツ連邦共和国モンタパウル、ブルクシュトラーセ、9

(72)発明者 アルフレッド、ルードビヒ、ハインツ

ドイツ連邦共和国ニーダーアール、イム、ハイデンホフ、6

審査官 河口 展明

(56)参考文献 米国特許第05593516 (US, A)

米国特許第05512112 (US, A)

米国特許第05376192 (US, A)

特表2000-505150 (JP, A)

特開2001-181771 (JP, A)

米国特許出願公開第2001/0006082 (US, A1)

特開2004-137558 (JP, A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C 21/12

B21C 23/00

B21J 5/00

C22F 1/057
C22F 1/00