

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局



(43) 国際公開日
2008年1月3日 (03.01.2008)

PCT

(10) 国際公開番号
WO 2008/001758 A1

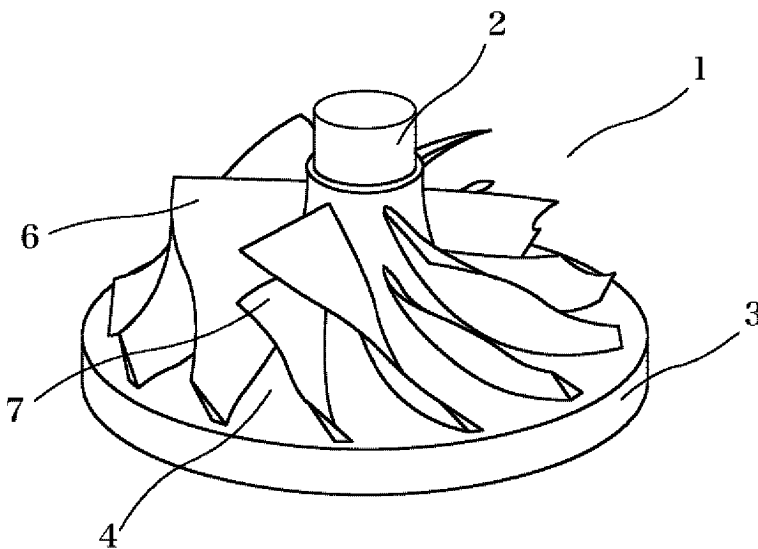
- (51) 国際特許分類:
C22C 21/12 (2006.01) F04D 29/02 (2006.01)
B22D 18/04 (2006.01) F04D 29/28 (2006.01)
B22D 21/04 (2006.01) C22F 1/00 (2006.01)
C22F 1/057 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2007/062779
- (22) 国際出願日: 2007年6月26日 (26.06.2007)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:
特願2006-179092 2006年6月29日 (29.06.2006) JP
- (71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): 株式会社日立メタルプレシジョン (HITACHI METALS PRECISION, LTD.) [JP/JP]; 〒1058614 東京都港区芝浦一丁目2番1号 Tokyo (JP). 日立金属株式会社 (HITACHI METALS, LTD.) [JP/JP]; 〒1058614 東京都港区芝浦一丁目2番1号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者; および
- (75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 古閑 正明 (KOGA, Masaaki) [JP/JP]; 〒6920014 島根県安来市飯

- 島町1240-2 株式会社日立メタルプレシジョン 安来工場内 Shimane (JP).
- (74) 代理人: 浅村 皓, 外 (ASAMURA, Kiyoshi et al.); 〒1000004 東京都千代田区大手町2丁目2番1号 新大手町ビル331 Tokyo (JP).
- (81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IS, JP, KE, KG, KM, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PG, PH, PL, PT, RO, RS, RU, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, SV, SY, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
- (84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LS, MW, MZ, NA, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MT, NL, PL, PT, RO, SE, SI, SK, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

[続葉有]

(54) Title: CASTING ALUMINUM ALLOY, CAST COMPRESSOR IMPELLER COMPRISING THE ALLOY, AND PROCESS FOR PRODUCING THE SAME

(54) 発明の名称: アルミニウム鑄造合金、この合金から成る鑄造コンプレッサ羽根車およびその製造方法



(57) Abstract: A casting aluminum alloy which contains, in terms of mass%, 3.2-5.0% Cu, 0.8-3.0% Ni, 1.0-3.0% Mg, 0.05-0.20% Ti, and up to 1.0% Si, the remainder being aluminum and incidental impurities. This casting aluminum alloy is used to produce a cast compressor impeller comprising a hub part, a hub-disk part extending from the hub part in the radial directions and having a hub surface and a disk surface, and blade parts disposed on the hub surface. Compared to conventional aluminum alloys, the casting aluminum alloy has a moderate elongation and a high strength at ordinary temperature and has high strength even at high temperatures.

(57) 要約: 質量%で、Cu : 3.2 ~ 5.0%、Ni : 0.8 ~ 3.0%、Mg : 1.0 ~ 3.0%、

Ti : 0.05 ~ 0.20%、Si : 1.0%以下を含み、残部がAlおよび不可避免的不純物から成るアルミニウム鑄造合金が開示されている。このアルミニウム鑄造合金を用いて、ハブ軸部と、該ハブ軸部から半径方向に延在するとともにハブ面とディスク面を有するハブディスク部と、前記ハブ面に配設された複数の羽根部とを有する鑄造コンプレッサ羽根車が製造される。前記アルミニウム鑄造合金は、従来のアルミニウム合金に比べ、常温において、適度な伸びを有しつつ高強度であり、高温においても、高強度を有する。

WO 2008/001758 A1



添付公開書類：
— 国際調査報告書

2文字コード及び他の略語については、定期発行される各*PCT*ガゼットの巻頭に掲載されている「コードと略語のガイダンスノート」を参照。

明 細 書

アルミニウム鋳造合金、この合金から成る鋳造コンプレッサ羽根車およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、例えば過給機に使用されるコンプレッサ羽根車などに好適な高強度を有するアルミニウム鋳造合金に関わり、また、このアルミニウム鋳造合金から成る鋳造コンプレッサ羽根車、および、その製造方法に関するものである。

背景技術

[0002] 例えば自動車や船舶等の内燃機関に組み込まれる過給機は、内燃機関からの排気ガスを利用して排気側のタービン羽根車を回転させ、このタービン羽根車と同軸上にある吸気側のコンプレッサ羽根車を回転させて外気を吸気して圧縮する。そして、圧縮した空気を内燃機関に供給して内燃機関の出力向上を図る機能を有する。

上述の過給機に使用されるタービン羽根車は、内燃機関から排出される高温の排気ガスに曝されるため、通常は耐熱強度に優れるニッケル合金やチタンアルミニウム合金等が使用される。一方、コンプレッサ羽根車は、外気を吸気する部分で利用されて高温に曝されることがないため、通常はアルミニウム合金等が使用される。

[0003] 従来、コンプレッサ羽根車に使用されるアルミニウム合金としては、例えば、米国材料試験協会 (ASTM) 規定の 354. 0 (Al-9%Si-1. 8%Cu-0. 5%Mg合金) や 355. 0 (Al-5%Si-1. 3%Cu-0. 5%Mg合金)、JIS-AC4C (Al-7%Si-0. 3%Mg合金) 等がある。

また、例えば特許文献1は、質量%でSi:4~12%、Mg:0. 2~0. 6%、Ti:0. 3%以下、B:0. 001~0. 01%を含む高圧鋳造用アルミニウム合金を開示し、また、さらにCu:2~5%を添加する合金や、これらの合金に対してさらにSr:0. 002~0. 02%を添加する合金を開示する。

[0004] 近年、内燃機関の燃焼効率をさらに向上させる目的で、タービン羽根車およびコンプレッサ羽根車をより高速回転させるための種々の検討がなされている。これらの検討において、コンプレッサ羽根車は、高速回転によって羽根車に作用する遠心力が

増大するとともに、現状は150℃程度の曝露温度が、高速回転によって180～200℃にまで上昇すると予測されている。このため、コンプレッサ羽根車には、常温においては、適度な靱性に加え、より高強度であることが必要になると予測され、あるいはさらに温度180～200℃においても高強度であることが必要になると予測された。

[0005] 上述のような背景からコンプレッサ羽根車の材質として、従来のアルミニウム合金よりも高強度のマグネシウム合金や、またアルミニウム合金よりも高強度でマグネシウム合金よりも軽量化可能な高価なチタン合金等の適用が検討されている。また一方では、軽量かつ安価なアルミニウム合金は実用上有益であって、従来のアルミニウム合金を、より高強度化させる技術開発への期待も大きい。高強度のアルミニウム合金としては、例えばアルミニウム鍛造合金A2618 (ASTM規定)があるが、アルミニウム鋳造合金を用いたコンプレッサ羽根車にもこれに匹敵する特性が求められている。

[0006] 特許文献1:特開平6-145866号公報

発明の開示

発明が解決しようとする課題

[0007] 従来のアルミニウム合金、例えば上述のASTM354. 0や、特許文献1が開示する合金では、強度と鋳造性を確保するためにSiを多く含有させている。例えば特許文献1の実施例には、Siが7. 0%の場合と、9. 0%の場合の二つの事例が開示され、また特許請求の範囲にはSi量が4～12%である旨記載されている。これら良好な鋳造性を有する従来のアルミニウム合金は、コンプレッサ羽根車の羽根部とハブ部のように、複雑な形状の薄肉部と厚肉部とが共存する形状を鋳造形成する場合には有益である。

しかしながら、Siを多量に添加した場合には、Si系晶出物が多量に生成されることによって伸びを損ね、常温における強度が不十分であると予測される。さらには、150℃や200℃といった高温では、0. 2%耐力や引張強さなどの強度が低下するため、高温での強度の向上も望まれている。

[0008] 本発明の目的は、従来のアルミニウム合金に比べ、常温においては適度な伸びを有しつつ高強度であって、望ましくは高温においても高強度を有するアルミニウム鋳造合金を提供することである。また、このアルミニウム鋳造合金を用いた鋳造コンプレ

ツサ羽根車およびその製造方法を提供することである。

課題を解決するための手段

- [0009] 本発明者は、前記課題に鑑み、従来のAl-Si-Cu-Mg系合金において、Siの含有量を極力抑え、常温において適度な伸びを有しつつ高強度を有し、望ましくは150°Cや200°Cといった高温においても高強度を持たせることを検討した。そして、Siの代替としてNiを添加し、NiとCuの含有量、および、Mgの含有量を最適化することにより、前記課題を解決できることを見出し本発明に到達した。
- [0010] すなわち、本発明のアルミニウム鑄造合金は、質量%で、Cu:3.2~5.0%、Ni:0.8~3.0%、Mg:1.0~3.0%、Ti:0.05~0.20%、Si:1.0%以下を含み、残部がAlおよび不可避的不純物から成るアルミニウム鑄造合金である。
- [0011] 本発明のアルミニウム鑄造合金は、望ましくは、質量%で、Cu:3.5~5.0%を含む。
- より望ましくは、本発明のアルミニウム鑄造合金は、質量%で、Cu:4.0~5.0%、Ni:1.0~2.0%を含む。
- [0012] また、望ましくは、本発明のアルミニウム鑄造合金は、質量%で、 $Ni \leq 1.08Cu - 2.0\%$ を満足するように、CuおよびNiを含む。
- また、より望ましくは、本発明のアルミニウム鑄造合金は、質量%で、 $Ni \leq 1.08Cu - 2.43\%$ を満足するように、CuおよびNiを含む。
- [0013] また、本発明のアルミニウム鑄造合金は、質量%で、Mg:1.2~2.5%、Si:0.3~1.0%を含むことができる。
- また、本発明のアルミニウム鑄造合金は、質量%で、B:0.001~0.06%を含むことができる。
- [0014] そして、本発明のアルミニウム鑄造合金は、常温(25°C)における引張強さ380MPa以上で、伸びが少なくとも5%以上、150°Cにおける引張強さ330MPa以上、および200°Cにおける引張強さ300MPa以上を有することができる。なお、ここに示す伸びの数値は、破断伸び(JIS-Z2241)である。
- [0015] そして、本発明においては、自動車等に使用され、ハブ軸部と、該ハブ軸部から半径方向に延在するとともにハブ面とディスク面を有するハブディスク部と、前記ハブ面

に配設された複数の羽根部とを含む羽根車形状体である鋳造コンプレッサ羽根車に、前記本発明のアルミニウム鋳造合金を用いることが好適である。

また、前記複数の羽根部が、長羽根と短羽根とが交互に配列されて成る鋳造コンプレッサ羽根車にも、前記本発明のアルミニウム鋳造合金を用いることができる。

[0016] 前記鋳造コンプレッサ羽根車は、ハブ軸部と、該ハブ軸部から半径方向に延在するとともにハブ面とディスク面を有するハブディスク部と、前記ハブ面に配設された複数の羽根部とを含む、前記本発明のアルミニウム鋳造合金を用いて形成された鋳造羽根車を用意し、該鋳造羽根車に対して、温度：480～550℃、時間：6～16hの溶体化処理を施し、前記溶体化処理された前記鋳造羽根車に対して、温度：150～200℃、時間：3～16hの時効処理を施すことで、機械特性を改善することができる。それ故に、優れた鋳造コンプレッサ羽根車を得ることができる。

また、溶体化処理条件を、温度：530～550℃、時間：8～12hとし、時効処理条件を、温度：170～190℃、時間：6～10hにすることが望ましい。

発明の効果

[0017] 本発明のアルミニウム鋳造合金は、鋳造コンプレッサ羽根車等に用いられていた従来のアルミニウム鋳造合金に比べ、常温(25℃)において適度な伸びを有しつつ高強度を有することができる。さらにまた、150℃や200℃といった高温においても高強度を有することが期待できる。このアルミニウム鋳造合金を用い、例えば自動車などに搭載される過給機用の鋳造コンプレッサ羽根車を形成することにより、従来よりも高速回転でも、かつ高温環境下でも、使用可能な鋳造コンプレッサ羽根車を得ることができるので、本発明は工業上極めて有益な技術となる。

発明を実施するための最良の形態

[0018] 本発明のアルミニウム鋳造合金における重要な特徴は、従来のAl-Si-Cu-Mg系合金において、Siの代替としてNiを添加し、NiとCuの含有量、およびMgの含有量を最適化したことである。

以下、本発明のアルミニウム鋳造合金について、Alに対する添加合金元素と各合金元素の含有量の限定理由について詳細に説明する。また、各合金元素の含有量は、特に断らない場合には質量%で示す。

[0019] 本発明においては、Siを多量に含有させないことによる強度低下を補償するために、まず、CuおよびMgの含有量を最適化した。CuおよびMgは、Siを多量に含有させない場合には、Alマトリックス内に固溶することで強度を向上させる固溶強化や、鋳造後に熱処理(T6処理:JIS-H0001)を施すことで強度を向上させる析出強化といった作用効果を有する重要な元素である。

[0020] Cu:3.2~5.0%

本発明において、Cu含有量は、3.2~5.0%とし、これにより伸びの改善を阻害することなく十分な強度を得る。Cu含有量が3.2%以下では、Alマトリックス内への固溶量が不足するので十分な強度を得られないことがある。また、Cu含有量が5.0%を超えると、粒界に CuAl_2 (θ 相)等の金属間化合物が多量に晶出したり析出したりするので破断伸び(以下、伸びという)を低下させることがある。Cu含有量は、望ましくは3.5~5.0%とし、より望ましくは4.0~5.0%とする。

[0021] Mg:1.0~3.0%

本発明において、Mg含有量は、1.0~3.0%とし、これによりAlマトリックス内にMgを固溶させる。もしくは、Siを含む場合には、MgとSiとで金属間化合物(Mg_2Si)を生成させて固溶させる。これにより、伸びを向上させる作用効果を得る。よって、Mg含有量を好適にすることで、適度な伸びを有する鋳造合金となることが期待できる。Mg含有量が1.0%未満では、Alマトリックス内への固溶量が少なすぎて固溶強化が期待できない。また、Mg含有量が3.0%を超えると、伸びが低下してしまい適度な伸びが得られないばかりか、鋳造性を著しく阻害したりすることがある。Mg含有量は、望ましくは1.2~2.5%とする。

[0022] Ni:0.8~3.0%

本発明において、Ni含有量は、上述のCuおよびMgの含有量を考慮して、0.8~3.0%とする。適量のNiを含ませると、Ni系の金属間化合物が生成され、これにより特に高温における強度を向上させることができる。Ni含有量が0.8%未満では、Ni系の金属間化合物の晶出量あるいは析出量が不足するので強度の向上が期待できない。また、Ni含有量が3.0%を超えると、Ni系の晶出物あるいは析出物が過剰に生成されてしまい、伸びを低下させることとなる。Ni含有量は、望ましくは1.0~2.0

%とする。

[0023] また、上述のCuおよびNiの含有量は、式： $Ni \leq 1.08Cu - 2.0\%$ を満足するのが望ましく、式： $Ni \leq 1.08Cu - 2.43\%$ を満足するのがより望ましい。CuおよびNiを含むアルミニウム鑄造合金では、凝固時に Al_5NiCu (Y相) や $CuAl_2$ (θ 相) といった晶出物が生成され、さらにSiを含む場合には、 Mg_2Si といった晶出物が生成される。そして、Niを含む金属間化合物である Al_5NiCu (Y相) が優先的に晶出する。Y相は、高温での強度を向上させるが、過剰な晶出は伸びを低下させてしまう。また、このY相に取り込まれなかったCuは、主として $CuAl_2$ (θ 相) を生成し、溶体化処理および時効処理を経て得られる析出強化に寄与する。それ故に、CuおよびNiの含有量を上式を満足するようにしてY相および θ 相の生成を調整することが望ましく、強度と伸びのバランスをより好適にすることで常温での強度がさらに向上することが期待できる。あるいはさらに150~200°Cといった高温強度の向上も期待できる。

[0024] Ti:0.05~0.20%

本発明において、Ti含有量を0.05~0.20%にすると、Alマトリックスが生成される過程で、 $TiAl_3$ 等の結晶核が結晶粒界に晶出する。これにより、Alマトリックスの結晶粒の成長を抑制し、Alマトリックスの結晶粒を微細化させる。Alマトリックス自体の結晶粒を微細化することにより、アルミニウム鑄造合金の強度のさらなる改善が期待できる。しかしながら、Ti含有量が0.2%を超えると、 $TiAl_3$ 等がAlマトリックスの結晶粒界に過剰に晶出することとなり、伸びを低下させることがある。

[0025] Si:1.0%以下

本発明においては、Mg含有量を考慮し、Si含有量を1.0%以下とする。Siは、Mgと結びついて Mg_2Si を生成する。この Mg_2Si を溶体化処理によりAlマトリックス内へ固溶させ、次いで時効処理により均一かつ微細に析出させることにより、常温での強度がさらに向上することが期待できる。しかしながら、本発明において、Si含有量を1.0%超にすると、Alマトリックス内に固溶しきれないSiが析出物として粒界に残存し、これにより伸びを劣化させることがある。また、Siは、Mgに対して優先的に結合するため、Alマトリックス内に固溶するMg量が減少することとなり、伸びや強度を低下させることがある。こうなると、適度な伸びと強度が望まれる、例えば鑄造コンプレッサ羽

根車の用途には致命的である。Si含有量は、望ましくは0.3～1.0%とする。

[0026] 本発明のアルミニウム鑄造合金においては、前記Cu、Mg、Ni、Tiは積極的に添加することで有効な作用効果が得られる元素である。また、前記Siは、Mg含有量を考慮して添加することで有効な作用効果が得られる元素である。また、後述するように、Ti含有量を考慮してBを添加することで、Tiの作用効果を促進させることもできる。これらの元素以外の残部は、マトリックスとなるAlと、不可避的不純物である。

[0027] 本発明においては、Bは必ずしも含まなくともよい元素であるが、Tiの原料として純Tiを使用するよりも、原料としてTiBを使用することでコスト面で格段に有利となる。この場合には、Ti含有量の20%程度のBを含むように調整することが望ましい。これにより、BはTiB₂等を生成し、Alマトリックスの結晶粒の微細化を促進させるといった、Tiの作用効果をより高めるように作用する。例えば、Ti含有量を0.05～0.20%とする場合、B含有量は、0.001～0.06%となるように調整することが望ましい。この場合、0.06%を超えてBを含ませても効果の向上は期待できず、TiB₂が多量に晶出することとなって伸びを低下させることがある。

[0028] 本発明における不可避的不純物としては、Zn、Fe、Mn、Pb、Sn、Cr、C、N、Oといった元素が混入する場合がある。不可避的不純物のうちFeやMnは、Al-Si系合金において、金型鑄造時の焼付性を改善するといった作用効果が知られている。本発明のアルミニウム鑄造合金においては、例えば不純物としてのFeは、溶解などの製造過程において、0.20%程度は容易に混入してしまう。しかしながら、Feの含有量が1.5%以下であれば、本発明の作用効果を阻害することはない。

[0029] 本発明のアルミニウム鑄造合金は、上述した通り、質量%でCu:3.2～5.0%、Ni:0.8～3.0%、Mg:1.0～3.0%、Ti:0.05～0.20%、Si:1.0%以下で含ませて、残部がAlおよび不可避的不純物からなる組成とすることが重要である。そして、この合金組成を有するアルミニウム鑄造合金に対し、溶体化処理の後に時効処理を各々の処理条件を調整して施すことにより、例えば、常温(25℃)における引張強さが380MPa以上で、伸びが少なくとも5%以上、150℃における引張強さが330MPa以上、および200℃における引張強さが300MPa以上である、所望の特性を有するアルミニウム鑄造合金を得ることができる。

[0030] また、前記合金組成において、例えば、Cu:4.0~5.0%、Ni:1.0~2.0%、Mg:1.2~2.5%、Ti:0.05~0.20%、Si:1.0%以下で含ませて、この合金組成に各々好適な処理条件で溶体化処理の後に時効処理を施すことにより、常温(25℃)における引張強さが430MPa以上で、伸びが少なくとも5%以上、150℃における引張強さが370MPa以上、および200℃における引張強さが330MPa以上である、所望の特性を有するアルミニウム鋳造合金を得ることもできる。

[0031] このように、常温において適度な伸びを有しながら従来よりも優れた強度を有し、あるいはさらに150~200℃といった高温においても優れた強度が期待できる、本発明のアルミニウム鋳造合金は、例えば鋳造コンプレッサ羽根車の用途において、従来のAl-Si-Cu-Mg系合金では強度が不十分で適用できなかった高速回転領域や、180~200℃といった曝露温度での使用に耐えることができる鋳造コンプレッサ羽根車となる。なお、本発明の鋳造コンプレッサ羽根車については後述する。

[0032] 次いで、本発明のアルミニウム鋳造合金の組成に対し、上述したような優れた特性を付与するための溶体化処理および時効処理(T6処理:JIS-H0001)について説明する。

溶体化処理は、前記各種金属間化合物をAlマトリックス内へ固溶させるために実施するものであり、対象となる合金組成に好適な処理条件を選定することができる。例えば、保持する温度や時間の条件を幾つか変えて各々の引張強さや伸びを測定し、処理条件として好適な温度と時間を決定することができる。また、鋳造コンプレッサ羽根車などの用途に好適となる、少なくとも5%以上の伸びを確保するためには、次工程で施す時効処理による伸びの低下分を勘案し、処理条件を選定することが望ましい。

[0033] 溶体化処理の処理条件としては、温度:480~550℃、時間:6~16hで組み合わせて調整することができる。保持する温度が480℃未満では、均一な固溶が得られるものの、保持する時間が長時間となってしまう生産性を阻害することがある。保持する時間が550℃を超えると、固容量は増えるものの均一な固溶が得難く、また、上記鋳造合金から得た鋳物の表面近くに内在するマイクロシュリンケージを起因とするブリスターと称する不具合を生じることがある。また、保持する時間は、選択した上記温度に

合わせて6～16hで調整することができる。本発明においては、Alマトリックス内への金属間化合物の固容量や均一性などが安定しやすい、温度：530～550℃、時間：8～12hで調整することが望ましい。

[0034] 時効処理は、先に選定した処理条件で溶体化処理を施した後に、前記各種の金属間化合物を析出させて、所望する0.2%耐力、伸び、引張強さなどの機械特性を確保するために実施する。時効処理条件は、対象となる合金組成に好適な処理条件を選定すればよく、例えば、保持する温度や時間の条件を幾つか変えて各々の機械特性を測定し、処理条件として好適な温度と時間を決定することができる。また、鋳造コンプレッサ羽根車などの用途に好適となる、例えば常温(25℃)での引張強さが330MPa以上、伸びが少なくとも5%以上の特性が得られるような処理条件を選定することが望ましい。

[0035] 時効処理の処理条件としては、例えば、温度：150～200℃、時間：3～16hで組み合わせて調整することができる。保持する温度が150℃未満では、金属間化合物の析出が促進され難く、保持する時間が長時間となってしまう生産性を阻害することがある。保持する時間が200℃を超えると、析出量は増えるものの均一な析出が得難くなって特性が不安定になることがある。また、保持する時間は、選択した上記温度に合わせて3～16hで調整することができる。本発明においては、金属間化合物の析出量や均一性などが安定しやすい、温度：170～190℃、時間：6～10hで調整することが望ましい。

[0036] また、本発明においては、上述の溶体化処理および時効処理を施す前に、HIP処理(熱間静水圧加圧処理)を施すこともできる。HIP条件としては、高温環境下で軟化させて塑性変形させることから、溶体化処理と同等にできる限りの高温度が望ましく480～550℃が好適である。また、圧力もできる限り高圧力が望ましく90MPa以上が好適であり、1～5h保持することが望ましい。これにより、鋳造時の内部欠陥の微小化が期待できる。なお、HIP処理は、溶体化処理の処理条件と同等であることから、コストや生産性を考慮すれば、溶体化処理と同時に実施することが望まれる。しかしながら、HIP処理は、装置上の制約によって水冷等による急冷が難しく、HIP処理によって一旦Alマトリックス内に固溶した金属間化合物が徐冷されて析出してしま

ため、溶体化処理と同等の効果を得ることは難しい。

[0037] 次に、本発明の鋳造コンプレッサ羽根車について説明する。

本発明の鋳造コンプレッサ羽根車は、ハブ軸部と、該ハブ軸部から半径方向に延在するとともにハブ面とディスク面を有するハブディスク部と、前記ハブ面に配設された複数の羽根部とを有してなる羽根車形状に、上述した本発明のアルミニウム鋳造合金を用いて鋳造形成することにより得られるものである。それ故に、上述した本発明のアルミニウム鋳造合金と同等の組成および機械特性を有する。また、複数の羽根部は、長羽根と短羽根とが交互に配列されたものであってよい。これにより、常温において適度な伸びを有しつつ、従来よりも高強度である鋳造コンプレッサ羽根車となる。あるいはさらに150～200℃といった高温であっても優れた強度が期待できる鋳造コンプレッサ羽根車となる。

[0038] 図1A、図1Bに、本発明の鋳造コンプレッサ羽根車の一例を模式的に示す。鋳造コンプレッサ羽根車1(以下、羽根車1という)は、ハブ軸部2と、該ハブ軸部2から半径方向に延在するとともにハブ面4とディスク面5を有するハブディスク部3、前記ハブ面4に配設された複数の羽根部とを含む羽根車形状体である。また、この羽根車1の羽根部は、長羽根6と短羽根となるスプリッタ羽根7とが交互に配列され、各々が複雑な空力学的曲面形状のブレード面を表裏に有している。

[0039] 本発明の鋳造コンプレッサ羽根車を製造する方法としては、例えば以下のような手段を採用できる。

まず、上述した本発明のアルミニウム鋳造合金を用いて鋳造することにより、ハブ軸部と、該ハブ軸部から半径方向に延在するとともにハブ面とディスク面を有するハブディスク部と、前記ハブ面に配設された複数の羽根部とを含む羽根車形状体に形成して鋳造羽根車を得る。次いで、得られた鋳造羽根車に対し、温度:480～550℃、時間:6～16hで溶体化処理した後に、温度:150～200℃、時間:3～16hで時効処理し、鋳造コンプレッサ羽根車を得る、といった手段が利用できる。また、必要に応じて、鋳造コンプレッサ羽根車に対し、バリ取りや研磨等の後処理を施すこともできる。

なお、溶体化処理は、Alマトリックス内への金属間化合物の固容量の確保や、固溶

において金属間化合物を均一に分布させることを考慮し、温度：530～550℃、時間：8～12hで調整することが望ましい。また、時効処理は、金属間化合物の析出量の確保や、析出において金属間化合物を均一に分布させることを考慮し、温度：170～190℃、時間：6～10hで調整することが望ましい。

[0040] 前記鋳造羽根車の形成には、コンプレッサ羽根車のハブ軸部と複雑な形状を有する羽根部とを一体に単一品として鋳造できる、例えば、鋳造用鋳型を石膏などで形成するプラスターモールド鋳造や、製品と実質的に同一形状の消失性模型から鋳造用鋳型を製作するロストワックス鋳造などを適用することが、生産性の点で有利である。さらには、ダイカストなどの金型鋳造も適用でき、特に湯流れ性や凝固組織の緻密化が期待できるダイカストを適用することは鋳造コンプレッサ羽根車の生産性向上に有利である。

[0041] 本発明の鋳造コンプレッサ羽根車は、羽根部にアンダーカットを有し、鋳造用鋳型の型開きが難しいような形状の羽根車であってもよい。このような鋳造コンプレッサ羽根車を得たい場合、鋳造羽根車の形成には、例えば前記プラスターモールド鋳造を採用することが好ましく、大変形可能なゴム模型を使用できるので鋳造用鋳型の形成が容易となり、鋳造用鋳型には崩壊性のよい石膏等を使用できるので型バラシが容易である。

[0042] また、例えば前記ロストワックス鋳造や金型鋳造であっても、以下のような手段を採用すれば適用できる。例えば、形成する鋳造羽根車の羽根部の形状を型開き可能な形状とし、鋳造後、例えば切削、押圧、曲げなどの機械加工を施すことにより羽根部を最終形状とするような手段である。また例えば、コンプレッサ羽根車の隣接する各羽根間の空間形状を有するスライド金型をハブ軸部の軸心に向かって複数対向させ、これによって形成された空間に溶湯を注入して鋳造成形した後に、スライド金型を回動させつつ中心軸の半径方向に移動させて型開きするような手段である。

[0043] 前記本発明のアルミニウム鋳造合金からなる溶湯は、以下のような手段によって製造することができる。まず所要の原料を溶解して金型等のインゴットケースにより鋳造成形し、前記各元素を規定量だけ含有するアルミニウム合金素材を得る。溶解にはガス式や電気式等の直接加熱炉や間接加熱炉、鋳造装置に設けられた溶解坩堝等

を用いることができ、攪拌や脱ガス処理を施す等ことが望ましい。また、溶湯は大気中や不活性ガス雰囲気中で取り扱うことが望ましい。

[0044] また、前記鋳造羽根車の形成における溶湯の鋳造温度や鋳造圧力および鋳造速度、鋳造後の冷却パターン等の鋳造時の諸条件は、コンプレッサ羽根車の形状や、溶湯や鋳造装置等により適宜選択することができる。例えば、プラスターモールド鋳造では、吸引鋳造法、減圧鋳造法、真空鋳造法、あるいは低圧鋳造法等の鋳造手段が適用できる。特に吸引鋳造法や真空鋳造法は、羽根部のような薄肉部においても良好な湯流れ性を確保できるので好適である。

実施例

[0045] (実施例1)

以下、本発明のアルミニウム鋳造合金につき、実施例によりさらに具体的に説明する。

まず、表1に示すCuおよびNiの含有量をそれぞれ変えた各組成の合金を用い、それぞれの機械特性の変化傾向を確認した。具体的には、常温(25℃)において、0.2%耐力(JIS-Z2241)、伸び(JIS-Z2241:破断伸び)、引張強さ(JIS-Z2241)を、JIS4号舟型金型を用いて鋳造して得た試供体から複数の試験片を製作し、これら試験片を用いて測定評価した。以下、各元素の含有量はすべて質量%で記載する。なお、表1には、含有しやすい不可避的不純物としてFeの含有量を示している。

[0046] [表1]

記号	組成 (質量%)										HIP			溶体化処理			時効処理			常温 (25°C)			備考
	Cu	Ni	Mg	Ti	Si	B	1.08Cu -2.0	1.08Cu -2.43	Al	不純物例 Fe	温度 °C	圧力 MPa	時間 h	温度 °C	時間 h	温度 °C	時間 h	時間 h	引張強さ MPa	0.2%耐力 MPa	伸び %		
C1	3.21	1.75	1.69	0.10	0.56	0.018	1.47	1.04	Ba1	0.10	525	103	2	540	12	180	8	393	316	3.5	本発明の実施例		
C2	3.62	1.73	1.67	0.11	0.53	0.020	1.91	1.48	Ba1	0.11	525	103	2	540	12	180	8	382	325	1.9	本発明の実施例		
C3	4.01	1.71	1.68	0.10	0.55	0.019	2.33	1.90	Ba1	0.10	525	103	2	540	12	180	8	401	331	2.1	本発明の実施例		
C4	4.43	1.72	1.68	0.10	0.54	0.020	2.78	2.35	Ba1	0.10	525	103	2	540	12	180	8	415	336	2.5	本発明の実施例		
C5	4.87	1.70	1.70	0.10	0.55	0.020	3.26	2.83	Ba1	0.10	525	103	2	540	12	180	8	419	353	1.8	本発明の実施例		
C6	5.52	1.94	1.64	0.08	0.26	0.019	3.96	3.53	Ba1	0.08	525	103	2	540	12	180	8	403	296	5.0	比較例		
N1	4.60	0.82	1.68	0.08	0.31	0.016	2.97	2.54	Ba1	0.13	525	103	2	540	12	180	8	420	310	8.6	本発明の実施例		
N2	4.24	1.28	1.66	0.10	0.41	0.020	2.58	2.15	Ba1	0.15	525	103	2	540	12	180	8	417	327	4.6	本発明の実施例		
N3	4.23	1.34	1.66	0.10	0.45	0.019	2.57	2.14	Ba1	0.15	525	103	2	540	12	180	8	423	342	3.2	本発明の実施例		
N4	4.15	1.50	1.63	0.10	0.42	0.020	2.48	2.05	Ba1	0.15	525	103	2	540	12	180	8	405	328	2.5	本発明の実施例		
N5	4.07	2.30	1.61	0.11	0.41	0.020	2.40	1.97	Ba1	0.15	525	103	2	540	12	180	8	390	315	2.2	本発明の実施例		
N6	4.06	2.52	1.60	0.10	0.40	0.020	2.38	1.95	Ba1	0.15	525	103	2	540	12	180	8	380	326	1.4	本発明の実施例		

[0047] 試験片は、以下の手段により形成して得た。まず、大気雰囲気中の電気溶解炉を用いて各合金溶湯を製造し、温度720℃の試料溶湯をスプーンにより採取し、型温100℃のJIS4号舟形金型(高さ40mm、長さ180mm下部幅20mm、上部幅30mm)に大気中で鑄造形成することにより、各々複数の試供体を得た。

次いで、得られた試供体に対して、HIP処理を施した後に、溶体化処理および時効処理(T6処理)をすべて同一条件で施した。各々の処理条件は、組成を鑑みて好適と考えられる条件を選定した。具体的には、HIP処理は、温度525℃、加圧力103MPa、時間2hという条件で実施し、溶体化処理は、温度540℃で12時間保持した後に湯冷し、時効処理は温度180℃で8時間保持した後に空冷した。

[0048] 次に、得られたすべての試供体から、機械加工によって全長95.0mmで外径12.7mm、平行部は長さ18.5mmで直径6.35mmの試験片を切り出した。これにより、表1における試験片C1～C6およびN1～N6を得た。

JIS4号舟形金型を用いて鑄造して得られた各々の試験片は、プラスターモールド鑄造やロストワックス鑄造、あるいはダイカストなどによって形成した試験片よりも鑄造組織が粗く形成される。このために、上述したそれぞれの鑄造法によってなる試験片よりも0.2%耐力、伸び、引張強さなどの機械特性が低下してしまう。しかしながら、それぞれの合金組成の機械特性を相対評価することは可能であり、このようなJIS4号舟形金型を用いる合金の特性評価手段は従来用いられている。

[0049] 試験片C1～C6およびN1～N6を用い、常温(25℃)において0.2%耐力(MPa)、伸び(%)、引張強さ(MPa)を測定した。測定結果を上記表1に示すとともに、Cuの含有量を変化させた場合の0.2%耐力、伸び、引張強さの変化傾向を図2に示し、Niの含有量を変化させた場合の変化傾向を図3に示す。

Ni等の含有量をほぼ一定としてCuの含有量を変化させた場合(C1～C6)、0.2%耐力は、Cuの含有量の増加とともに増大していく傾向を有し、Cuの含有量が3.0～5.0%では300MPa以上となることが確認できた。しかしながら、Cuの含有量が5.0%を超えると、大きく低下していく傾向が認められた。伸びは、Cuの含有量によっては2%程度で安定化する傾向を有し、Cuの含有量が少ない場合や多い場合には増大していく傾向が確認できた。引張強さは、380MPa以上が得られ、Cuの含有量

の増加とともに増大していく傾向が認められた。

[0050] よって、JIS4号舟形金型を用いて鑄造した試験片から得られた、Cuの含有量に対するそれぞれの機械特性の変化傾向より、Cuを3.2～5.0%含ませると、適度な伸びを有しつつ、300MPa以上の0.2%耐力が得られ、引張強さも380MPa以上が得られることがわかった。また、Cuを3.5～5.0%含ませると、伸びを安定化させつつ、300MPa以上の0.2%耐力が得られることがわかった。さらには、Cuを4.0～5.0%含ませると、適度な伸びを有しつつ、330MPa以上の0.2%耐力および400MPa以上の引張強さが得られることがわかった。

[0051] また、Cu等の含有量をほぼ一定としてNiの含有量を変化させた場合(N1～N6)、0.2%耐力は、Niの含有量によってはピークを形成する傾向を有し、Niの含有量が少ない0.8%未満では低下していく傾向が認められた。伸びは、Niの含有量の増加によって低下していく傾向が認められた。引張強さは、Niの含有量の増加によって低下していく傾向が認められた。

よって、JIS4号舟形金型を用いて鑄造した試験片から得られた、Niの含有量に対するそれぞれの機械特性の変化傾向より、Niを0.8～3.0%含ませると、適度な伸びを有しつつ、300MPa以上の0.2%耐力が得られ、引張強さも350MPa以上が得られることがわかった。また、Niを1.0～2.0%含ませると、適度な伸びを有しつつ、300MPa以上の0.2%耐力および400MPa以上の引張強さが得られることがわかった。

[0052] 以上より、上述した機械特性を好適とするためには、CuとNiの含有量を好適に選定することが重要であることが確認できた。そして、本発明のアルミニウム鑄造合金においては、Cu:3.2～5.0%、Ni:0.8～3.0%を含むことにより、良好な機械特性が得られることが確認できた。また、さらに安定かつ良好な機械特性を得るためには、Cu含有量は、望ましくは3.5～5.0%とすること、さらに望ましくは4.0～5.0%とすることが好適であることが確認できた。また、Niの含有量は、望ましくは1.0～2.0%とすることが好適であることが確認できた。

[0053] (実施例2)

次に、本発明のアルミニウム鑄造合金は、上述したようにJIS4号舟形金型を用いて

鑄造して得た試験片においては、良好な機械特性を有することができるとわかった。そこで、本発明のアルミニウム鑄造合金からなる溶湯を用いて、図1A、図1Bに示す鑄造コンプレッサ羽根車(羽根車1)を形成し、得られた羽根車1から試験片を切り出して各種の機械特性を評価した。同様に、本発明の比較例となる従来の鑄造合金であるASTM規定の354. 0(以下、A354という)についても評価した。また、鑄造合金ではないものの、鍛造素材から削り出して製造される鍛造コンプレッサ羽根車において一般に使用されるアルミニウム鍛造合金のASTM規定の2618(以下、A2618という)についても、素材を購入して機械特性を評価した。上記評価した合金組成を表2に示す。

[0054] [表2]

No	組成 (質量%)											H I P			溶体化処理		時効処理		備考
	Cu	Ni	Mg	Ti	Si	B	1.08Cu -2.0	1.08Cu -2.43	Sr	Al	不純物例 Fe	温度 °C	圧力 MPa	時間 h	温度 °C	時間 h	温度 °C	時間 h	
1	2.62	1.10	1.55	0.14	0.65	0.023	0.83	0.40	-	Bal	0.10	525	103	2	540	12	180	8	本発明の実施例
2	3.21	1.61	1.60	0.14	0.61	0.023	1.47	1.04	-	Bal	0.10	525	103	2	540	12	180	8	本発明の実施例
3	3.54	2.81	1.38	0.10	0.06	0.017	1.82	1.39	-	Bal	0.13	525	103	2	540	12	180	8	本発明の実施例
4	4.08	1.99	1.60	0.10	0.60	0.017	2.41	1.98	-	Bal	0.13	525	103	2	540	12	180	8	本発明の実施例
5	4.16	1.65	1.23	0.09	0.61	0.017	2.49	2.06	-	Bal	0.13	525	103	2	540	12	180	8	本発明の実施例
A354	1.96	-	0.53	0.13	8.92	0.020	-	-	0.028	Bal	0.13	525	103	2	540	12	180	8	従来例 (鑄造)
A2618	2.51	1.11	1.59	0.05	0.20	-	0.71	0.28	-	Bal	<0.10	525	103	2	540	12	180	8	従来例 (鑄造)

- [0055] 具体的には、表2に示す組成を有するアルミニウム鋳造合金からなる溶湯を用い、図1A、図1Bに示す羽根車1をプラスターモールド鋳造法を適用して形成した。まず、羽根車1に対応する形状を有するゴム模型を製作し、このゴム模型を用いて石膏からなる鋳造用鋳型を製作した。次に、この鋳造用鋳型に、溶解して脱ガス処理したアルミニウム鋳造合金の溶湯を吸上げ式の吸引鋳造法により鋳造した。そして冷却後、鋳造用鋳型を除去し、長羽根6とスプリッタ羽根7およびハブ軸部2が一体に形成された鋳造羽根車を、不回りやヒケ、ピンホールといった鋳造不具合もなく得ることができた。また、前記鋳造羽根車に鋳造欠陥が内在していた場合、鋳造コンプレッサ羽根車としての機械特性を損ねることがある。それ故に、前記鋳造羽根車に鋳造欠陥があったとしても機械特性を損ねない程度に微小化しておくために、得られた前記鋳造羽根車に対してHIP処理(熱間静水圧加圧処理)を525°C、103MPa、2hで実施した。
- [0056] 次に、得られた前記鋳造羽根車に対して溶体化処理および時効処理を実施した。溶体化処理および時効処理を実施するにあたり、溶体化処理では生産性を考慮し、できる限り保持する時間を短縮できるように選定した。具体的には、ブリストア等を生じ難いと推測される温度であって、できる限り高い温度と考えられる540°Cを選定し、12h保持した。これに対し、時効処理では、常温(25°C)での伸びを少なくとも5%以上にすることができると推測される180°Cを選定し、8h保持した。
- [0057] 上述のように選定した処理条件により、得られた前記鋳造羽根車に対して溶体化処理および時効処理を実施した。処理条件の選択については、従来の鋳造合金であるA354からなる鋳造羽根車に対しても同様に組成を考慮して実施し、溶体化処理を525°Cで8h、時効処理を163°Cで8hで実施した。なお、従来の鍛造合金であるA2618からなる鋳造羽根車は、T6処理されているものの具体的な処理条件は不明である。
- [0058] 上述した製造方法により、本発明のアルミニウム鋳造合金を用い、鋳造コンプレッサ羽根車を得ることができた。得られた羽根車1は、例えば自動車のディーゼルエンジン用コンプレッサ羽根車に適用できる形状を有するものであって、最大径φ80mm(ハブディスク部3)、全高55mm(ハブ軸部2)、長羽根6とスプリッタ羽根7の合計枚

数12枚、羽根先端肉厚0.4～0.6mmの寸法を有するものである。

[0059] 次に、得られた羽根車1のハブディスク3の最大径近傍の厚肉部分から丸棒引張試験片を採取し、常温(25℃)における0.2%耐力、伸び、引張強さを測定した。また、常温に加え、150℃、200℃、および250℃での0.2%耐力、伸び、引張強さを測定した。なお、鍛造合金A2618からなる鍛造羽根車については、購入した鍛造羽根車自体から試験片を切り出した。

測定結果を表3に示す。これらの試験法についてはJIS-Z2241、G0567に記載され、測定した伸びは破断後の標点距離の永久伸びで定義される破断伸びである。

[0060] [表3]

No	常温 (25°C)			150°C			200°C			250°C			備考
	引張強さ MPa	0.2%耐力 MPa	伸び %	引張強さ MPa	0.2%耐力 MPa	伸び %	引張強さ MPa	0.2%耐力 MPa	伸び %	引張強さ MPa	0.2%耐力 MPa	伸び %	
1	414	319	8.5	-	-	-	-	-	-	-	-	-	本発明の実施例
2	411	327	6.2	-	-	-	-	-	-	-	-	-	本発明の実施例
3	458	364	7.2	-	-	-	-	-	-	-	-	-	本発明の実施例
4	450	361	7.1	387	345	8.7	348	318	8.3	280	275	6.7	本発明の実施例
5	456	360	7.3	393	349	8.9	351	320	8.5	288	278	6.9	本発明の実施例
A354	396	298	7.0	321	274	12.3	277	252	8.8	212	201	12.4	従来例 (鑄造)
A2618	440	359	8.0	390	342	13.2	337	306	13.5	226	213	16.1	従来例 (鑄造)

[0061] 本発明のアルミニウム鋳造合金を用いて形成された鋳造コンプレッサ羽根車は、常温(25℃)において、いずれも300MPaを超える0.2%耐力、5.0%を超える伸び、400MPaを超える引張強さを有することができた。特にNo. 3~5の組成を有する場合、0.2%耐力は360MPa、引張強さは450MPaに達し、従来の鋳造合金A354よりも格段に優れ、従来の鍛造合金A2618と同等あるいはそれ以上の特性を有していた。また、150℃においては、従来の鍛造合金A2618と同等の340MPa程度の0.2%耐力、390MPa程度の引張強さを有することができた。さらに、200℃においては、従来の鍛造合金A2618を超える320MPa程度の0.2%耐力、350MPa程度の引張強さを有することができた。さらにまた、250℃の高温域であっても270MPaの0.2%耐力、280MPaの引張強さを有していた。そして、常温(25℃)~200℃において、さらには250℃までの温度域において、5%以上の伸びを有することもできた。

[0062] 次に、本発明のアルミニウム鋳造合金において、溶体化処理および時効処理の後のマイクロ組織を調べてみた。具体的には、上記表3に示すNo. 3、5の組成を有する鋳造コンプレッサ羽根車から試験片を切り出して調べた。なお、CuとNiの含有量の関係において、No. 5は式: $Ni \leq 1.08Cu - 2.0\%$ を満足し、No. 3は前記式を満足しない組成を有する。なお、いずれも式: $Ni \leq 1.08Cu - 2.43\%$ については満足している。

No. 3の組織においては、No. 5の組織に比べて、多量の晶出物が認められた。また、それぞれで認められた晶出物をSEM分析(マップ分析)したところ、晶出物の主成分はCuとNiであることがわかった。さらに定量分析により、Al、Cu、Niの含有比率は原子%で概ね5、1、1であることがわかった。これらの各種分析により、上記晶出物は、 Al_5NiCu (Y相)であることがわかった。これより、CuおよびNiの含有量を調整する等によってY相の晶出を最適化することは、0.2%耐力や引張強さを向上させるためには有効であることが推測できた。

[0063] また、上記No. 4の組成(Cu:4.08%、Ni:1.99%、Mg:1.60%、Ti:0.10%、Si:0.60%、Fe:0.13%、B:0.017%)と、上記表1に示すC3の組成(Cu:4.01%、Ni:1.71%、Mg:1.68%、Ti:0.10%、Si:0.55%、Fe:0.10%、B:0.0

19%)とは、Ni含有量に0.28%の差はあるもののほぼ同等の組成であるといえる。

よって、本発明のアルミニウム鑄造合金は、プラスターモールド鑄造を適用して形成することにより、JIS4号舟形金型を用いて鑄造するよりも、0.2%耐力や引張強さなどの機械特性が、少なくとも5%以上の伸びを有しつつ、さらに優れたものになると期待できることがわかった。

[0064] (実施例3)

本発明のアルミニウム鑄造合金の一例において、好適な機械特性が得られる溶体化処理および時効処理の処理条件を選定した。選定には、上記表2においてNo. 3で示す本発明のアルミニウム鑄造合金の一例となる組成(Cu:3.54%、Ni:2.81%、Mg:1.38%、Ti:0.10%、Si:0.06%、Fe:0.13%、B:0.017%)を有する鑄造羽根車を用いて実施した。なお、HIP処理を実施しない場合と、525°C、103MPa、2hで実施した場合についても評価した。

また、溶体化処理および時効処理を選定するにあたり、溶体化処理は、本発明のアルミニウム鑄造合金の組成を考慮すれば、480~550°C、6~16hの範囲で選定することが好適であると予測された。また、溶体化処理では生産性を考慮し、できる限り保持する時間を短縮できるように処理条件を選定することとし、ブリストー等を生じ難いと推測される温度であって、できる限り高い温度と予測された540°Cで12h保持する処理条件を選定した。このように溶体化処理を特定条件で実施し、時効処理について処理条件を変えて実施した。結果を表4に示す。

[0065] [表4]

記号	HIP			溶体化処理		時効処理		常温 (25℃)		
	温度 ℃	圧力 MPa	時間 h	温度 ℃	時間 h	温度 ℃	時間 h	引張強さ MPa	0.2%耐力 MPa	伸び %
A1	525	103	2	540	12	160	3	433	288	15.0
A2	525	103	2	540	12	160	5	433	286	15.3
A3	525	103	2	540	12	160	8	435	296	12.9
A4	525	103	2	540	12	160	15	436	315	10.2
A5	-	-	-	540	12	160	3	430	285	13.3
A6	-	-	-	540	12	160	5	436	291	14.0
A7	-	-	-	540	12	160	8	436	298	13.2
A8	-	-	-	540	12	160	15	444	311	12.1
A9	525	103	2	540	12	180	3	444	335	9.4
A10	525	103	2	540	12	180	5	451	350	8.8
A11	525	103	2	540	12	180	8	458	364	7.2
A12	525	103	2	540	12	180	15	461	380	5.6
A13	525	103	2	540	12	200	3	464	388	5.2
A14	525	103	2	540	12	200	5	466	391	4.5
A15	525	103	2	540	12	200	8	464	402	2.9
A16	525	103	2	540	12	200	15	471	424	1.2

[0066] 溶体化処理を540℃で12hとし、時効処理を表4に示すようにそれぞれ処理した場合、伸びは、時効処理の温度が高くなるほど、時間が長くなるほど、低下する傾向が認められた。0.2%耐力は、伸びとは逆に、時効処理の温度が高くなるほど、時間が長くなるほど、増大する傾向が認められた。引張強さは、0.2%耐力ほど顕著ではないが同様の傾向が認められ、いずれの条件においても430MPa以上を有していた。この結果より、時効処理では、温度200℃を超えると、常温(25℃)での伸びを少なくとも5%以上にできないことがあることがわかった。また、温度150℃未満では、伸びは十分であるものの、0.2%耐力が低下してしまうことが推測できた。また、機械特性の優劣は、HIP処理の有無によっては決まらないことが確認できた。

[0067] よって、本発明のアルミニウム鋳造合金の一例となる組成(Cu:3.54%、Ni:2.81%、Mg:1.38%、Ti:0.10%、Si:0.06%、Fe:0.13%、B:0.017%)においては、機械特性を好適にできる処理条件が存在することが確認された。また、上記組成

の場合、生産性やコストを考慮し、かつ、好適な機械特性を得ようとするれば、溶体化処理を540℃で12h、時効処理を、温度180℃、時間8hで実施することが好適であることがわかった。

[0068] 以上の実施例により、本発明のアルミニウム鋳造合金は、常温(25℃)、および150～200℃、さらに250℃といった高温においても、例えば5.0%以上の好適な伸びを有することができるとともに、優れた0.2%耐力や引張強さを得ることができることが確認された。また、CuおよびNiの含有量をより好適に選定することにより、従来の鍛造合金A2618にも優る0.2%耐力や引張強さが得られることがわかった。したがって、本発明のアルミニウム鋳造合金を用いて形成した鋳造コンプレッサ羽根車は、使用環境が従来よりも高温の150～200℃といった温度領域であっても、優れた特性を有する鋳造コンプレッサ羽根車であることがわかった。

図面の簡単な説明

[0069] [図1A]本発明の鋳造コンプレッサ羽根車の一例を示す斜視図である。

[図1B]図1Aに示す鋳造コンプレッサ羽根車の模式的側面図である。

[図2]Cu含有量を変化させた場合のアズキャスト状態のアルミニウム合金材の0.2%耐力、伸び、引張強さを示すグラフである。

[図3]Ni含有量を変化させた場合のアズキャスト状態のアルミニウム合金材の0.2%耐力、伸び、引張強さを示すグラフである。

符号の説明

- [0070]
1. 鋳造コンプレッサ羽根車
 2. ハブ軸部
 3. ハブディスク部
 4. ハブ面
 5. ディスク面
 6. 長羽根
 7. スプリッタ羽根

請求の範囲

- [1] 質量%で、Cu:3.2~5.0%、Ni:0.8~3.0%、Mg:1.0~3.0%、Ti:0.05~0.20%、Si:1.0%以下を含み、残部がAlおよび不可避的不純物から成るアルミニウム鑄造合金。
- [2] 質量%で、Cu:3.5~5.0%を含む請求項1に記載されたアルミニウム鑄造合金。
- [3] 質量%で、式: $Ni \leq 1.08Cu - 2.0\%$ を満足する請求項1または請求項2に記載されたアルミニウム鑄造合金。
- [4] 質量%で、式: $Ni \leq 1.08Cu - 2.43\%$ を満足する請求項1から請求項3までのいずれか1項に記載されたアルミニウム鑄造合金。
- [5] 質量%で、Mg:1.2~2.5%、Si:0.3~1.0%を含む請求項1から請求項4までのいずれか1項に記載されたアルミニウム鑄造合金。
- [6] 質量%で、B:0.001~0.06%をさらに含む請求項1から請求項5までのいずれか1項に記載されたアルミニウム鑄造合金。
- [7] 質量%で、Cu:4.0~5.0%、Ni:1.0~2.0%を含む請求項1から請求項6までのいずれか1項に記載されたアルミニウム鑄造合金。
- [8] 常温(25°C)における引張強さが380MPa以上で、伸びが少なくとも5%以上、温度150°Cにおける引張強さが330MPa以上、および温度200°Cにおける引張強さが300MPa以上である請求項1から請求項7までのいずれか1項に記載されたアルミニウム鑄造合金。
- [9] 請求項1から請求項8までのいずれか1項に記載されたアルミニウム鑄造合金で形成された鑄造コンプレッサ羽根車であり、ハブ軸部と、該ハブ軸部から半径方向に延在するとともにハブ面とディスク面を有するハブディスク部と、前記ハブ面に配設された複数の羽根部とを含む鑄造コンプレッサ羽根車。
- [10] 複数の羽根部が、交互に配列された長羽根と短羽根から成る請求項9に記載された鑄造コンプレッサ羽根車。
- [11] ハブ軸部と、該ハブ軸部から半径方向に延在するとともにハブ面とディスク面を有するハブディスク部と、前記ハブ面に配設された複数の羽根部とを含む、請求項1から請求項8までのいずれか1項に記載されたアルミニウム鑄造合金を用いて形成され

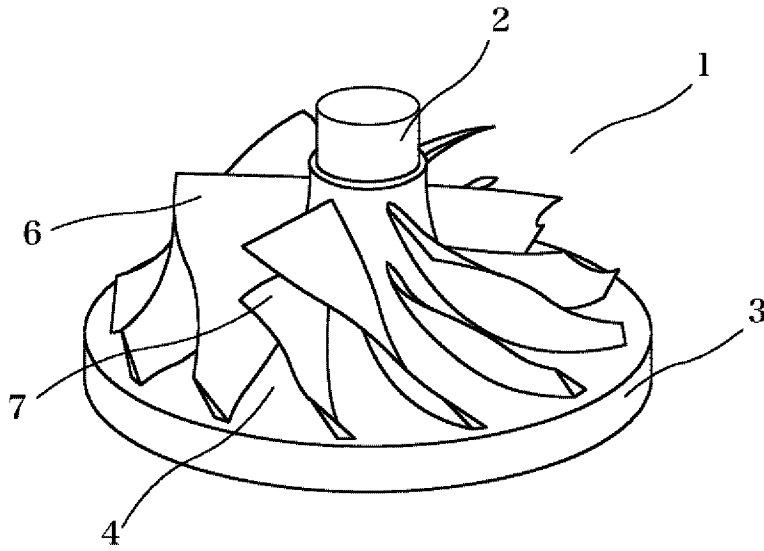
た鋳造羽根車を用意する段階と、

該鋳造羽根車に対して、温度：480～550℃、時間：6～16hの溶体化処理を施す段階と、

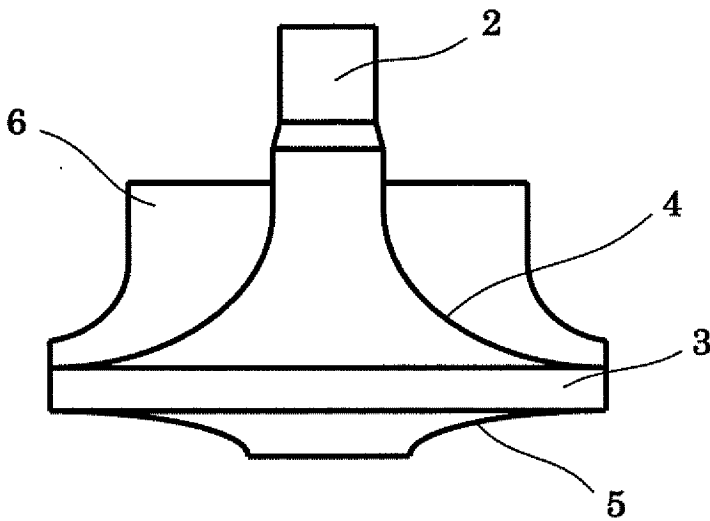
前記溶体化処理された前記鋳造羽根車に対して、温度：150～200℃、時間：3～16hの時効処理を施す段階とを含む、鋳造コンプレッサ羽根車の製造方法。

- [12] 前記溶体化処理が、温度：530～550℃、時間：8～12hで行なわれ、前記時効処理が、温度：170～190℃、時間：6～10hで行なわれる請求項11に記載された鋳造コンプレッサ羽根車の製造方法。

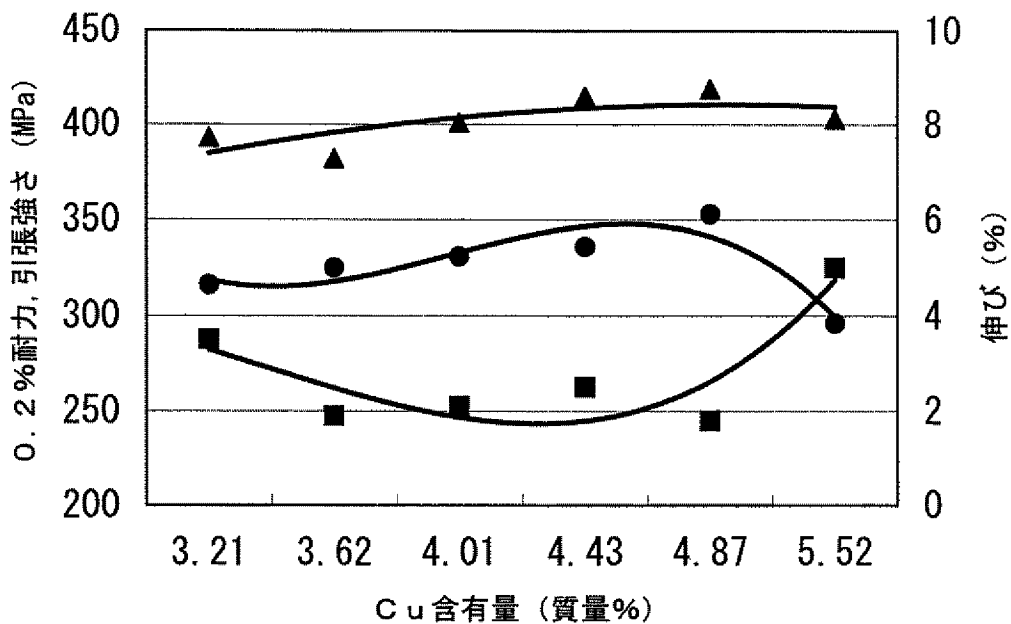
[図1A]



[図1B]

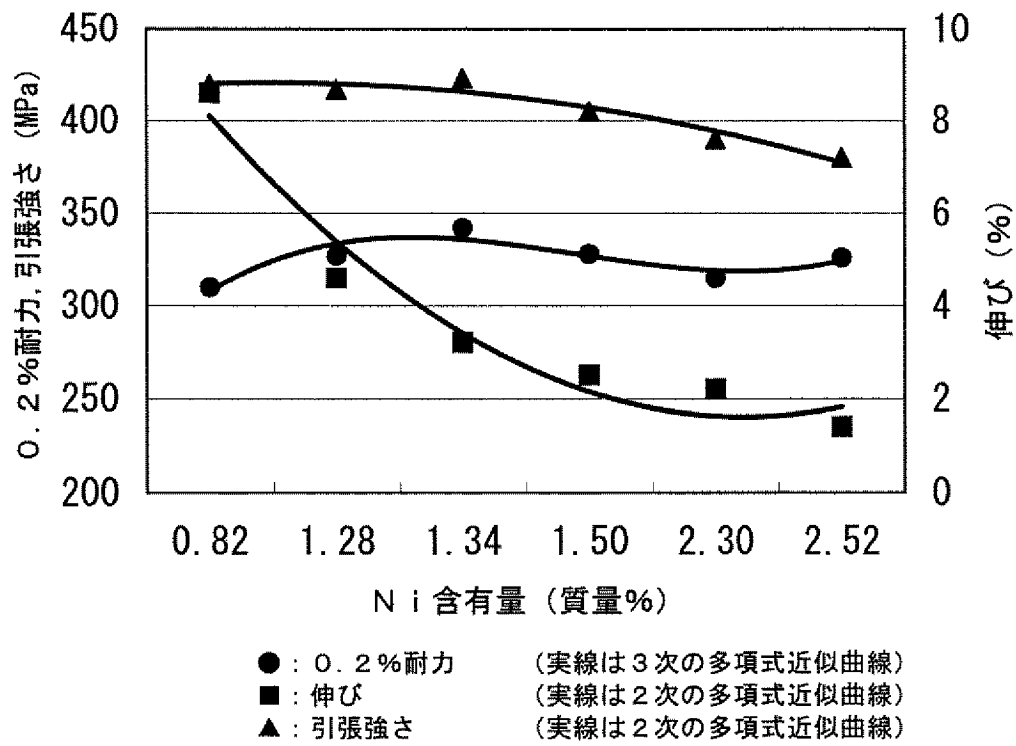


[図2]



● : 0.2%耐力 (実線は3次の多項式近似曲線)
 ■ : 伸び (実線は3次の多項式近似曲線)
 ▲ : 引張強さ (実線は2次の多項式近似曲線)

[図3]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2007/062779

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C21/12(2006.01)i, B22D18/04(2006.01)i, B22D21/04(2006.01)i, C22F1/057(2006.01)i, F04D29/02(2006.01)i, F04D29/28(2006.01)i, C22F1/00(2006.01)n

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C22C21/10-21/18, B22D18/04, B22D21/04, C22F1/04-1/057, F04D29/02, F04D29/28, C22F1/00, F01D13/00-15/12, F01D23/00-25/36

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2007
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2007	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2007

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X A	JP 2005-206927 A (Furukawa-Sky Aluminum Corp.), 04 August, 2005 (04.08.05), Claim 1; Par. Nos. [0012], [0014], [0015]; table 1, No.12; table 2; Fig. 2 & EP 001557567 A2	1-9, 11, 12 10
X A	JP 03-039453 A (Sumitomo Light Metal Industries, Ltd.), 20 February, 1991 (20.02.91), Claims; page 3, lower left column, lines 4 to 7; table 1 (Family: none)	1-7 8

Further documents are listed in the continuation of Box C.

See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
 "E" earlier application or patent but published on or after the international filing date
 "L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
 "O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
 "P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
 "X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
 "Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
 "&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
21 September, 2007 (21.09.07)

Date of mailing of the international search report
09 October, 2007 (09.10.07)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC)) Int.Cl. C22C21/12(2006.01)i, B22D18/04(2006.01)i, B22D21/04(2006.01)i, C22F1/057(2006.01)i, F04D29/02(2006.01)i, F04D29/28(2006.01)i, C22F1/00(2006.01)n			
B. 調査を行った分野 調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC)) Int.Cl. C22C21/10-21/18, B22D18/04, B22D21/04, C22F1/04-1/057, F04D29/02, F04D29/28, C22F1/00, F01D13/00-15/12, F01D23/00-25/36			
最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの 日本国実用新案公報 1922-1996年 日本国公開実用新案公報 1971-2007年 日本国実用新案登録公報 1996-2007年 日本国登録実用新案公報 1994-2007年			
国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)			
C. 関連すると認められる文献			
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号	
X A	J P 2 0 0 5 - 2 0 6 9 2 7 A (古河スカイ株式会社) 2 0 0 5 . 0 8 . 0 4 , 請求項 1 , 【 0 0 1 2 】 , 【 0 0 1 4 】 , 【 0 0 1 5 】 , 表 1 の N o 1 2 , 表 2 , 図 2 & E P 0 0 1 5 5 7 5 6 7 A 2	1 - 9 , 1 1 , 1 2 1 0	
X A	J P 0 3 - 0 3 9 4 5 3 A (住友軽金属工業株式会社) 1 9 9 1 . 0 2 . 2 0 , 特許請求の範囲, 第 3 ページ左下欄第 4 - 7 行, 表 1 (ファミリーなし)	1 - 7 8	
<input type="checkbox"/> C 欄の続きにも文献が列挙されている。		<input type="checkbox"/> パテントファミリーに関する別紙を参照。	
* 引用文献のカテゴリー 「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの 「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの 「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す) 「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献 「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願		の日の後に公表された文献 「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの 「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの 「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の 1 以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの 「&」同一パテントファミリー文献	
国際調査を完了した日 2 1 . 0 9 . 2 0 0 7		国際調査報告の発送日 0 9 . 1 0 . 2 0 0 7	
国際調査機関の名称及びあて先 日本国特許庁 (ISA/J P) 郵便番号 1 0 0 - 8 9 1 5 東京都千代田区霞が関三丁目 4 番 3 号		特許庁審査官 (権限のある職員) 河口 展明	4 K 3 7 7 0 電話番号 0 3 - 3 5 8 1 - 1 1 0 1 内線 3 4 3 5