

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第5992398号
(P5992398)

(45) 発行日 平成28年9月14日(2016.9.14)

(24) 登録日 平成28年8月26日(2016.8.26)

(51) Int.Cl.

F I

C 2 2 F 1/18 (2006.01)

C 2 2 F 1/18 H

C 2 2 C 14/00 (2006.01)

C 2 2 C 14/00 Z

B 2 2 D 21/06 (2006.01)

B 2 2 D 21/06

B 2 2 D 29/00 (2006.01)

B 2 2 D 29/00 G

C 2 2 F 1/00 (2006.01)

C 2 2 F 1/00 6 0 4

請求項の数 9 (全 19 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2013-508287 (P2013-508287)
 (86) (22) 出願日 平成23年4月29日 (2011.4.29)
 (65) 公表番号 特表2013-534964 (P2013-534964A)
 (43) 公表日 平成25年9月9日 (2013.9.9)
 (86) 国際出願番号 PCT/US2011/034608
 (87) 国際公開番号 W02012/021186
 (87) 国際公開日 平成24年2月16日 (2012.2.16)
 審査請求日 平成26年4月2日 (2014.4.2)
 (31) 優先権主張番号 61/330,081
 (32) 優先日 平成22年4月30日 (2010.4.30)
 (33) 優先権主張国 米国 (US)

(73) 特許権者 503287823
 ケステック イノベーションズ エルエル
 シー
 アメリカ合衆国 イリノイ州 60201
 エヴァンストン リッジ アベニュー
 1820
 (74) 代理人 100083806
 弁理士 三好 秀和
 (74) 代理人 100095500
 弁理士 伊藤 正和
 (74) 代理人 100111235
 弁理士 原 裕子

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 チタン合金製品の鑄造方法、チタン合金及び物品

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

チタン合金製品を鑄造する方法であって、

(a) 4.0 から 5.5 重量%のアルミニウム、0 から 1.0 重量%のスズ、2.5 から 3.5 重量%のバナジウム、1.0 から 2.0 重量%のモリブデン、1.0 から 2.0 重量%のクロム、0.30 から 0.55 重量%の鉄、0.25 から 0.3 重量%の酸素、0 から 0.005 重量%のホウ素、並びに 0 から 0.2 重量%の他の偶発的元素及び不純物を含んで残りの重量パーセントはチタンからなる溶融物を形成することと、

(b) 前記溶融物を鑄造することと、

(c) ステップ (b) から得られた合金を前記合金の変態温度を超える温度において焼き鈍しして 相の単相微細構造を形成することと、

(d) 六方最密晶微細構造を有する 相を含むかご織り 相ラス構造を形成するべく、ステップ (c) から得られた合金を 相から 相まで 0.03 / 秒から 10 / 秒の冷却速度で冷却することと

を含む方法。

【請求項 2】

ステップ (d) は、ステップ (c) から得られた合金を 2 気圧まで加圧されたガスにより冷却することを含む、請求項 1 に記載の方法。

【請求項 3】

前記焼き鈍しは 950 までの温度において行われる、請求項 1 又は 2 に記載の方法。

10

20

【請求項 4】

チタン合金であって、

4.0 から 5.5 重量 % のアルミニウム、0 から 1.0 重量 % のスズ、2.5 から 3.5 重量 % のバナジウム、1.0 から 2.0 重量 % のモリブデン、1.0 から 2.0 重量 % のクロム、0.15 から 0.35 重量 % の酸素、0 から 0.007 重量 % のホウ素、0 から 0.20 重量 % の他の偶発的元素及び不純物、0.30 から 0.55 重量 % の鉄、並びにチタンからなる残りの重量パーセントからなり、

前記合金は、六方最密晶微細構造を有する 相を含むかご織り 相ラス構造、少なくとも 10 % の引張伸び、及び 960 MPa よりも大きい引張強さを特徴とするチタン合金。

【請求項 5】

前記かご織り 相ラス構造のラスは、最長寸法で 100 ミクロン以下のサイズである、請求項 4 に記載のチタン合金。

【請求項 6】

請求項 4 又は 5 に記載のチタン合金から形成された物品。

【請求項 7】

熱間静水圧圧縮成形によって鋳造物の空隙率を最小化することを、ステップ (c) による焼き鈍しの前に含む、請求項 1 に記載の方法。

【請求項 8】

前記溶融物はスクラップのチタン合金を含む、請求項 1 に記載の方法。

【請求項 9】

前記スクラップのチタン合金は Ti-6-4 を含む、請求項 8 に記載の方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明はチタン合金に関する。

【0002】

関連出願の相互参照

本願は、2010 年 4 月 30 日に出願された米国仮特許出願第 61/330,081 号の利益を主張する。そのすべては本明細書に参照として組み入れられる。

【0003】

連邦政府後援研究開発

本発明の主題の開発に関する活動は、少なくとも一部が米国政府陸軍契約第 W15QKN-09-C-0144 号及び第 W15QKN-09-C-0026 号による資金提供を受けている。すなわち、米国は本発明に所定の権利を有する。

【背景技術】

【0004】

チタン合金は、軽量の耐腐食性構造を与え得るので、様々な用途に使用されている。例えば、重量パーセントで Ti-6Al-4V は、航空宇宙及び医療用途に広く使用される商用合金である。防衛、エネルギー、化学処理、海洋、及び輸送のような様々な産業部門にも、産業チタン合金の使用から利益を受ける他の用途が存在する。しかしながら、かかる用途に対しては、チタンの材料及び処理コストが著しい負担となり得る。

【0005】

チタン合金の材料コストが一般に高い理由の少なくとも一部は、鉄及び酸素のような微量元素の、当該溶融素材における含有量を厳しく制御しなければならないことにある。鉄及び酸素のような元素は、当該溶融物が凝固するときに偏析し、不均一な機械的特性につながる。この効果を排除するべく、超低侵入型不純物 (ELI) グレード合金が開発されている。例えば、ELI グレード Ti-6Al-4V の航空宇宙材料仕様は、鉄を 0.25 重量パーセントまで、酸素を 0.13 重量パーセントまで制限する。

【0006】

チタンの処理コストが一般に高い理由の少なくとも一部は、チタン合金が鍛造されるの

10

20

30

40

50

が典型的であることにある。チタン合金を加工処理によってニアネットシェイプに形成することは、コストのかかるマシニングを含み得る。さらに、加工及びマシニングには著しい材料廃棄が生じ得る。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0007】

【特許文献1】国際公開第2005/123976(A2)号パンフレット

【発明の概要】

【0008】

一側面において、本開示は、約3.0から約6.0重量%のアルミニウム、0から約1.5重量%のスズ、約2.0から約4.0重量%のバナジウム、約0.5から約4.5重量%のモリブデン、約1.0から約2.5重量%のクロム、約0.20から約0.55重量%の鉄、0から約0.35重量%の酸素、0から約0.007重量%のホウ素、並びに0から約0.60重量%の他の偶発的元素及び不純物を含んで残りの重量パーセントはチタンを含む合金に関する。

10

【0009】

一側面において、本開示は、約6重量%のアルミニウム及び約4重量%のバナジウムを含んで残りの重量パーセントはチタンを含む少なくとも50重量%のチタン系合金に基づく材料であって、0から約0.35重量%の酸素、0から約0.55重量%の鉄、並びに他の偶発的元素及び不純物をさらに含む材料を与えることと、当該材料を溶融して、約3.0から約6.0重量%のアルミニウム、0から約1.5重量%のスズ、約2.0から約4.0重量%のバナジウム、約0.5から約4.5重量%のモリブデン、約1.0から約2.5重量%のクロム、約0.20から約0.55重量%の鉄、0から約0.35重量%の酸素、0から約0.007重量%のホウ素、並びに0から約0.60重量%の他の偶発的元素及び不純物を含んで残りの重量パーセントはチタンを含む合金を与えることと、当該合金を約2気圧まで加圧されたガスで冷却することを含む方法に関する。

20

【0010】

さらなる側面において、本開示は、強度と延性との良好な組み合わせを実現する熱間加工の必要性を回避できるニアネットシェイプ又はインベストメント鑄造として当該合金を処理する方法に関する。対照的に、熱間加工は、チタン-6重量%アルミニウム-4重量%バナジウムのような、変態温度未満からの鍛造及び冷却に起因する結晶粒微細化に依存する多くの従来型チタン合金の本質的側面である。鉄含有量の制御は、過剰な鉄含有量から生じ得る熱間割れなしで鑄放し粒径を最小限にするための、開示された側面の本質的側面である。さらに、本発明に係る合金及び方法によれば、変態温度より上からの冷却に際し、粒内微細構造のラスかご織りモルフォロジ(alpha lath basketweave morphology)が達成される。相互に組み合うかご織りモルフォロジは、本発明の一側面として達成され、Ti-6-4合金の平行又はラメラのラスとは対照的である。

30

【0011】

他の側面及び実施例が本開示の範囲内に包括され、以下の記載及び添付図面に照らして明らかとなる。

40

【図面の簡単な説明】

【0012】

【図1】本開示の範囲内にある非限定的実施例に係る合金の、処理・構造・特性関係を示すシステム設計チャートである。

【図2】本明細書に記載の、例えば図1を含む本開示の範囲内にある合金設計に適した一セットの統合計算モデルを規定するチャートである。

【図3】本明細書に記載の、例えば図1を含む本開示の範囲内にある非限定的実施例に係る合金の相の粗大化速度定数を、変態温度に対してプロットするグラフである。

【図4】本明細書に記載の、本開示の範囲内にある非限定的実施例に係る合金の相の粗大化速度定数を、変態温度に対してプロットする図3に類似する拡大グラフである。

50

【図 5】本明細書に記載の、例えば図 1 を含む本開示の範囲内にある非限定的実施例に係る合金の、相の 603 における粗大化速度定数を、モリブデン含有量に対してプロットするグラフである。

【図 6】本明細書に記載の、例えば図 1 を含む本開示の範囲内にある非限定的実施例に係る合金の、相の粗大化速度定数の等高線を、603 におけるモリブデン含有量とクロム含有量との関数としてプロットするグラフである。

【図 7】本明細書に記載の、例えば図 1 を含む本開示の範囲内にある非限定的実施例に係る合金の、S c h e i l 凝固温度範囲及び成長制限パラメータの等高線を、鉄含有量とホウ素含有量との関数としてプロットするグラフである。

【図 8】本明細書に記載の、例えば図 1 を含む本開示の範囲内にある非限定的実施例に係る合金の、かご織りモルフォロジにある相ラスを示す走査型電子顕微鏡画像である。

10

【図 9】950 における焼き鈍しの後に約 0.03 / 秒の冷却速度で冷却された非限定的実施例に対する、かご織りモルフォロジにある相ラスを示す図 8 に類似する光学顕微鏡写真である。

【図 10】950 における焼き鈍しの後に約 0.5 / 秒の冷却速度で冷却された非限定的実施例に対する、かご織りモルフォロジにある相ラスを示す図 9 に類似する光学顕微鏡写真である。

【図 11】950 における焼き鈍しの後に約 7.5 / 秒の冷却速度で冷却された非限定的実施例に対する、かご織りモルフォロジにある相ラスを示す図 9 に類似する光学顕微鏡写真である。

20

【図 12】950 における焼き鈍しの後に約 150 / 秒の冷却速度で冷却された非限定的実施例に対する、マルテンサイト微細構造の高アスペクト比にある相プレートを示す光学顕微鏡写真である。

【図 13】本明細書に記載の、例えば図 8 から 11 を含む本開示の範囲内にある非限定的実施例に係る合金の様々な焼き鈍し温度におけるピッカース硬さを、冷却速度に対してプロットするグラフである。

【図 14】本明細書に記載の、例えば図 8 から 11 を含む本開示の範囲内にある非限定的実施例に係る合金のピッカース硬さを、相の粗大化速度定数に対してプロットするグラフである。

【図 15】本明細書に記載の、例えば図 8 から 11 を含む本開示の範囲内にある非限定的実施例に係る合金の強度及び延性をプロットするグラフである。

30

【発明を実施するための形態】

【0013】

特許請求の範囲が、以下の記載に規定されるか又は本開示の非限定的実施例に示され及び図面に図示されるコンポーネントの詳細な構成及び配列への適用に限定されないことを理解されたい。以下の詳細な説明に照らし、他の側面及び実施例が明らかとなる。

【0014】

本明細書に記載される任意の例示範囲は、明示的に記載する必要性なしに当該範囲内にあるすべての値を包括しかつ含むものと理解されたい。

【0015】

40

一般的意味において、本発明者は意外にも、適切な処理、コスト、及び微細構造を有する組成物を選択することにより、低コストで高強度と高靱性との組み合わせを達成することができるチタン合金を発見した。本開示の合金は、かご織りモルフォロジにある相ラスを含む。かご織りモルフォロジにある相ラスは、高強度と高靱性との組み合わせを達成することができる。本開示の合金はコストが低くなり得る。これは、低コスト原料をニアネットシェイプ鑄造に使用した後、耐性かつ産業上実現可能性のある冷却速度で冷却できるからである。

【0016】

低コスト原料の一つのソースはスクラップのチタン合金である。Ti6-4 として周知のチタン合金は、再溶融を目的として最も広く入手可能な合金の一つである。Ti6-4

50

は、約 6 重量 % のアルミニウム及び約 4 重量 % のバナジウムを含んで残りの重量パーセントはチタンを含む。本開示の合金に対する原料インプットは少なくとも 50 重量 % 又は少なくとも 70 重量 % の Ti 6 - 4 であり得る。本開示の合金はコストも低くなり得る。これは、当該合金が 0 から約 0.35 重量 % の酸素、0 から約 0.55 重量 % の鉄、並びに他の偶発的元素及び不純物を許容することができるからである。鉄は、スポンジ処理中の汚染からもたらされ得る、チタン合金において普通の不純物元素である。鉄、酸素、並びに他の偶発的元素及び不純物を許容することにより、本開示の合金は、再利用の及びマシニングの削りくずのような低品質のスクラップを原料として使用することを可能とする。

【0017】

本開示の合金はまた、製造コストが低くなり得る。これは、鍛造が不要であって、マシニングコストが低減され得るからである。鍛造及びマシニングのコストは、チタンコンポーネントのコストに対し、当該コンポーネントの幾何形状によっては約半分を占める。したがって、ニアネットシェイプ鑄造に適切な一方で良好な機械的特性を保持する合金を得ることが有利となり得る。本開示の合金の実施例には、鑄造されるものがある一方、鍛造及びマシニングされるものもある。本開示の合金はまた、処理コストも低くなり得る。これは、当該合金が、耐性かつ産業上実現可能性のある冷却速度で冷却できるからである。鑄造物の厚いセクションを薄いセクションよりも遅く冷却すると、当該冷却速度に極めて耐性があるというわけでなければ、当該微細構造はセクションごとに変化する。本開示の合金は、安価ではあるが耐性のある方法で処理することができる。

【0018】

一側面において、本開示は、約 3.0 から約 6.0 重量 % のアルミニウム、0 から約 1.5 重量 % のスズ、約 2.0 から約 4.0 重量 % のバナジウム、約 0.5 から約 4.5 重量 % のモリブデン、約 1.0 から約 2.5 重量 % のクロム、約 0.20 から約 0.55 重量 % の鉄、0 から約 0.35 重量 % の酸素、0 から約 0.007 重量 % のホウ素、0 から約 0.60 重量 % の他の偶発的元素及び不純物、並びにチタンを含む残りの重量パーセントを含む合金に関する。なお、本明細書に開示される実施例は、各成分において、例示される単数又は複数の値のプラス又はマイナス 10 パーセントの差異を含む。また、本明細書に開示される合金は、上述の成分のみから構成されるか、又は当該成分から本質的に構成され若しくは他実施例において付加的成分を含み得る。

【0019】

複数実施例において、アルミニウム含有量は、約 4.0 から約 5.5 重量 % であり、スズ含有量は 0 から約 1.0 重量 % であり、バナジウム含有量は約 2.5 から約 3.5 重量 % であり、モリブデン含有量は約 1.0 から約 2.0 重量 % であり、クロム含有量は約 1.0 から約 2.0 重量 % であり、鉄含有量は約 0.30 から約 0.55 重量 % であり、酸素含有量は 0 から約 0.20 重量 % であり、ホウ素含有量は 0 から約 0.005 重量 % であり、他の偶発的元素及び不純物の含有量は 0 から約 0.20 重量 % であり得る。

【0020】

複数実施例において、当該合金は、かご織りモルフォロジにある 相ラスを形成するべく所定冷却速度で 相から 相に冷却される。高温において、チタン合金は、体心立方晶構造を有する 相を形成し得る。約 10 / 秒よりも高い冷却速度で冷却されると、所定チタン合金にある 相は、マルテンサイト 相に変態し、強度は増すが同時に延性が低下する結果となる。しかしながら、約 0.03 / 秒から約 10 / 秒の冷却速度で冷却されると、所定チタン合金にある 相は、六方最密晶構造を有する 相を含む微細構造に変態し得る。これは、かご織りモルフォロジにあるラスを形成する。かご織り微細構造は、12 個の結晶方位までの 結晶粒に成長する粒内 バリエーションの、向上した均一核形成に起因して生成される。対照的に、Ti 6 - 4 が、約 10 / 秒までの産業上関連する冷却速度で 相から 相まで冷却されると、粗いコロニーすなわち高度に平行な ラメラを有する微細構造を表すことが多い。一般に、鑄造処理を介して生成されるコンポーネントは、再結晶化を目的として引き続き、及び 相の二相場において鍛造又は焼き鈍しがされることがない。その結果、粗いラメラ微細構造を有するチタン合金から作られたコンポ

ーメントは、最良の強度と延性との組み合わせを示すことがない。しかしながら、本開示の合金にあるようなかご織りモルフォロジの実質的 相ラスは、高強度と高靱性との組み合わせを達成することができる。すなわち、かご織りモルフォロジは典型的に、本開示の合金微細構造の約 4 分の 3 以上を占める。

【 0 0 2 1 】

複数実施例において、当該ラスは、最長寸法が約 1 0 0 ミクロン以下、約 8 0 ミクロン以下、約 2 5 ミクロン以下、又は約 6 ミクロン以下である。

【 0 0 2 2 】

複数実施例において、当該合金は、少なくとも約 1 0 % の引張伸びを有し、及び約 9 6 0 M P a を超える引張強さを有する。ここで、当該合金は鑄造され、9 0 0 及び約 1 0 0 M P a の A r において 2 時間の熱間静水圧圧縮成形 (H I P) を受け、並びに焼き鈍しがされる。他実施例において、当該合金は、少なくとも約 4 % の引張伸びを有し、及び約 1 1 7 0 M P a を超える引張強さを有する。ここで、当該合金は鑄造され、9 0 0 及び約 1 0 0 M P a の A r において 2 時間の熱間静水圧圧縮成形を受け、並びに焼き鈍しがされる。

【 0 0 2 3 】

一側面において、本明細書に記載される複数実施例に係る合金は、低コスト原料を使用する鑄造が可能であり、熱間加工又は急な冷却速度を必要としない商業上実現可能性のある熱間処理によってかご織り微細構造を形成することができる。対照的に、表 1 は、不十分な鑄造性を示すか又は高コスト原料を利用するいくつかのチタン合金の組成を示す。かご織り微細構造を達成し得る複数のチタン合金は一般に不十分な鑄造性を有する。これは、その流動性が T i 6 - 4 よりも低いからである。これらのチタン合金は、鉄のような安定剤として知られる合金元素を含む。安定剤は、かご織り微細構造の達成に役立つが、当該鑄造物が凝固中に熱間割れ欠陥を受けやすくなり得る。熱間割れは、液体と固体との著しい体積差に起因する。バナジウム、ニオブ、及びモリブデンのような他の安定剤は原料としては高価となり得る。例えば、B e t a - C E Z (登録商標) 及び T i - 1 7 のような合金は高コストなジルコニウムを使用する。表 1 にある合金のうち、S P - 7 0 0 のみが鑄造スクラップとして普通の T i 6 - 4 を利用することができる。これは、S P - 7 0 0 が T i 6 - 4 と同じアルミニウム対バナジウム重量比を有するからである。しかしながら S P - 7 0 0 は、2 重量 % の鉄を有する。この鉄含有量により、当該鑄造物が熱間割れを受けやすくなり得るので、S P - 7 0 0 は鑄造に不適合となり得る。対照的に、本開示の合金は、低コスト原料を使用する鑄造が可能であり、商業上実現可能性のある冷却速度においてかご織り微細構造を形成し、強度と延性との、T i 6 - 4 よりも良好な組み合わせを達成することができる。

【表 1】

TABLE 1

	wt%, 残部Ti									
	Al	Sn	V	Mo	Cr	Fe	Zr	Y	B	O
Corona-5	4.5			5	1.5					
Beta-CEZ	5	2		4	2	1	4			
SP-700	4.5		3	2		2				
Ti-17	5	2		4	4		2			
Ti-10-2-3	3		10			2				

【 0 0 2 4 】

図 1 のシステム設計チャートを参照すると、適切な処理及び構造により、当該合金は、T i 6 - 4 鑄造物よりも優れた、強度及び靱性又は伸びのような複数の特性の組み合わせを達成することができる。このシステム設計チャートに基づいて 1 セットの計算モデルが開発され、合金組成選択が可能となる。これは図 2 に示されている。コストを低減するべく当該合金は、T i 6 - 4 に類似するアルミニウム対バナジウム重量比を有するので、そ

の出発原料の少なくとも50重量%としてTi6-4の鑄造スクラップを再溶融することによって製造することができる。スクラップ材料由来の合金には、ニオブ及びジルコニウムのような高価な元素が少量存在し得るが、合金添加物として実質的に回避されるのが適切である。

【0025】

適切な微細構造を有する組成を選択するべく、変態温度が決定される。これは、Thermo-Calcソフトウェア社により提供されるThermo-Calc(登録商標)ソフトウェア・バージョンNのような熱力学計算パッケージを使用する熱力学平衡計算を介して行われる。Thermo-Calcは、Thermotech株式会社が提供するTi-Dataversion3熱力学データベース及びQuestek Innovations有限責任会社が公表文献データに基づいて開発した移動度データベースとともに使用することができる。

10

【0026】

凝固温度範囲を決定して熱間割れを回避するべく、Thermo-CalcのScheil凝固計算を使用することができる。大きな成長制限パラメータを有する組成を選択するべく、T.E. Quested, A.T. Dinsdale & A.L. Greer, Thermodynamic Modeling of Growth-Restriction Effects in Aluminum Alloys, 53 Acta Materialia 1323 (2005)(本明細書に参照として組み入れられる)に開示されている成長制限モデルを使用することができる。成長制限パラメータはまた、互換的に成長制限因子とも称する。大きな成長制限パラメータを有する組成は凝固中、溶質原子を排斥するので微細な鑄放し粒径を得ることができる。拡張された凝固温度範囲は、成長制限パラメータを増大させることにより当該結晶粒を微細化する一方、熱間割れももたらし得る。したがって、結晶粒微細化と熱間割れ耐性との適切なバランスを達成するべく、鉄のような合金元素が約0.55重量%未満まで最適化される。

20

【0027】

合金組成を選択するには、Suresh Neelakantana, Prediction of the Martensite Start Temperature for Titanium alloys as a Function of Composition, 60 Scripta Materialia 611 (2009)(本明細書に参照として組み入れられる)に開示されているマルテンサイト開始温度モデルを使用することができる。無拡散変態を介して形成されるマルテンサイトは延性が低くなり得る。すなわち、合金組成は、産業上関連する冷却速度でマルテンサイト変態を実質的に回避するように選択される。

30

【0028】

変態温度未満の260における粒内ラスに対する粗大化速度定数を計算するには、J.E. Morral & G.R. Purdy, Particle Coarsening in Binary and Multicomponent Alloys, 30 Scripta Metallurgica et Materialia 905 (1994)(本明細書に参照として組み入れられる)に開示されている多成分粗大化速度モデルを使用することができる。この温度は、時間・温度変態図におけるC曲線の鼻先の温度に近似する。粗大化速度定数は、拡散係数、モルGibbs自由エネルギーの二次偏導関数、及び溶質原子の分配比のような熱力学パラメータにより導出できる。これらの熱力学パラメータは次に、双方ともThermo-Calcソフトウェア社が提供するThermo-Calcソフトウェア・バージョンN及び動力学ソフトウェアDICTRA(登録商標)(Diffusion Controlled Transformations)バージョン24のような熱力学データベース及びソフトウェアパッケージにより計算できる。表面エネルギー及びモル体積により正規化された粗大化速度定数を、以下Kと称する。適切な低Kを有する合金組成は、本明細書に開示される実施例に係る合金から選択される。ラスの成長速度を制限することにより、多方位の微細なラスを核形成するべく多くの時間を利用することができようになる。これにより、高い強度及び靱性を有する微細構造が可能となる。モリブデンは低拡散性であり、ラス成長速度を低減するのに極めて有効となり得るが、モリブデンを添加することは高コストともなり得る。クロムは、結晶粒と比べ、ラスへ分配される傾向がほとんどないので、モリブデンよりも低コストでラス成長を遅延させることができる。すなわち、クロムとモリブデ

40

50

ンとの組み合わせにより、相対的に低コストで K を有効に低下させることができる。

【0029】

粒内 ラスの核形成速度を予測するべく、H.-J. Jou, P. Voorhees & G.B. Olson, Computer Simulations for the Prediction of Microstructure/Property Variation in Aeroturbine Disks, in Superalloys 2004, 877 (K.A. Green, T.M. Pollock, H. Harada, T.E. Howson, R.C. Reed, J.J. Schirra & S. Walston eds., 2006) (本明細書に参照として組み入れられる)に開示されている時間・温度変態モデルを使用することができる。多方位にある ラスの高い核形成速度は、粒内かご織り微細構造を達成するのに役立つ。

【0030】

望ましくなくかつ安定した金属間相のソルバス温度は、Thermo - Calcソフトウェア社が提供するThermo - Calc (登録商標)ソフトウェア・バージョンN、Thermotech株式会社が提供するTi - Dataバージョン3熱力学データベース、及びQuestek Innovations有限責任会社が公表文献データに基づいて開発した移動度データベースのような熱力学データベース及び計算パッケージによる熱力学平衡計算を介して適切に決定される。また、高強度を達成する組成の選択を導くべく、実験モデル合金クーポン又はボタンに基づく固溶強化モデルが適切に使用される。

【0031】

図3も参照すると、産業上実現可能性のある冷却速度でかご織り微細構造を達成するべく、 K 及び 変態温度が、本明細書に記載される複数実施例に係る合金に対して最適化される。図3の水平軸は 変態温度である。これは、かご織り微細構造が生じ得る温度範囲及び冷却速度を制御する。適切な微細構造を達成するべく、 変態温度は900 未満に選択される。約900 を超える 変態をとまなうTi6 - 4のような 及び 相の二相合金は、かご織りラスではなくラメラ プレートのコロニーを形成する。ラメラ微細構造は、かご織り微細構造と比べ、低い強度及び靱性を与える。したがって、適切な合金組成は、約900 未満の 変態を有し得る。

【0032】

図3の垂直軸は、時間・温度変態図におけるC曲線の鼻先の温度付近にある正規化された粗大化速度定数 K である。本明細書に開示される実施例に係る合金は、粒界上の有害な 相の形成を制限するべく K を制限することができるので、溶体化処理後のゆっくりとした冷却速度に対して固有の耐性を有する。制限される K により、多方位の微細な ラスを核形成するべく多くの時間を利用することもできる。したがって、 相の粗大化速度定数は、約 $4 \times 10^{-19} \text{ m}^2 \cdot \text{mol} / \text{J} \cdot \text{s}$ 未満、約 $2 \times 10^{-19} \text{ m}^2 \cdot \text{mol} / \text{J} \cdot \text{s}$ 未満、又は約 $1.5 \times 10^{-19} \text{ m}^2 \cdot \text{mol} / \text{J} \cdot \text{s}$ 未満に制限することができる。図3及び4に示されるように、 K は 変態温度にほぼ正比例する。したがって、

変態温度を制限することによって K を低減することができる。しかしながら、所定の 変態温度における K の差異は依然著しいままであり得る。 K は、 相における固溶性が低い、例えばモリブデン及びクロムのような遅い拡散剤を添加することによりさらに低減することができる。しかしながら、低下された K の利点は、約0.5重量%のモリブデンを添加した後に弱められ得る。例えば図5は、非限定的実施例の、603 におけるモリブデン含有量に対する K を示す。この実施例に対しては、温度603 は、 変態温度よりも約260 低く、時間・温度変態図におけるC曲線の鼻先の温度に近似する図5は、 K が約0.5重量%までのモリブデン含有量に強く依存することを示す。しかしながら、0.5重量%のモリブデンを添加した後は、付加的なモリブデンは著しく K を低下させるわけではない。少なくともこの理由により、本明細書に開示される実施例の合金は、モリブデンをクロムと組み合わせて使用する。

【0033】

図6も参照すると、クロムとモリブデンとの組み合わせが K を有効に低下させ得る。クロムはモリブデンと比べ、 結晶粒へよりも ラスへ分配されない傾向があるので、ラス成長速度も低下させる。加えて、クロムは、モリブデンと比べて低密度かつ低コストである。したがって、本明細書に開示される実施例に係る合金は、クロムをモリブデンと

10

20

30

40

50

組み合わせて使用する。しかしながら、過剰量のクロムは、望ましくない脆化 Ti_2Cr ラーベス相の析出を促す。すなわちクロム含有量は、K とラーベス相析出との適切なバランスを達成するべく最適化される。

【0034】

図7も参照すると、本明細書に開示される実施例に係る合金は、成長制限パラメータ及び $Scheil$ 凝固温度範囲を低減することによっても、さらなる熱間変形を受けない鋳造物と矛盾しない。 $Scheil$ 凝固温度範囲はまた、互換的に凝固温度 T 又は凝固温度範囲と称する。図7は、成長制限パラメータ及び $Scheil$ 凝固温度範囲の算出等高線を、合金中の鉄含有量及びホウ素含有量の関数として示す。垂直軸は、本明細書に開示されている実施例に係る合金中の鉄含有量であり、水平軸は、本明細書に開示されている実施例に係る合金中のホウ素含有量である。実線は、凝固の $Scheil$ 近似により計算された凝固温度範囲の等高線を示す。いくつかの実施例において、約200未満の $Scheil$ 凝固温度範囲は、鋳造コンポーネントの熱間割れ欠陥を回避するのに役立つ。他実施例において、鋳造合金は、引き続いての熱間加工を受けて熱間割れ欠陥が治癒し得る。点線は、成長制限パラメータの等高線を示す。成長制限パラメータが大きな値であれば微細な結晶粒が促進される。大きな凝固温度範囲は一般に成長制限パラメータを増加させることにより結晶粒を微細化するが、大きな凝固温度範囲はまた、当該鋳造物を凝固中の熱間割れ欠陥を受けやすくし得る。すなわち、鉄及びホウ素のような合金元素は、本明細書に開示される実施例に係る合金において、熱間割れ耐性と結晶粒微細化との適切なバランスを達成するように最適化される。具体的には、鉄を約0.55重量%以下に制限し、ホウ素を約0.007重量% (70重量ppm) 以下に制限することで、熱間割れ欠陥と、靱性を低減し得るホウ化物粒子とを回避することができる。

【0035】

一側面において、本開示は、約6重量%のアルミニウム及び約4重量%のバナジウムを含んで残りの重量パーセントはチタンを含む25重量%、及び好ましくは少なくとも50重量%、のチタン系合金に基づく材料であって、0から約0.35重量%の酸素、0から約0.55重量%の鉄、並びに他の偶発的元素及び不純物をさらに含む材料を与えることと、当該材料を溶融して、約3.0から約6.0重量%のアルミニウム、0から約1.5重量%のスズ、約2.0から約4.0重量%のバナジウム、約0.5から約4.5重量%のモリブデン、約1.0重量%から約2.5重量%のクロム、約0.20重量%から約0.55重量%の鉄、0から約0.35重量%の酸素、0から約0.007重量%のホウ素、並びに0から約0.60重量%の他の偶発的元素及び不純物を含んで残りの重量パーセントはチタンを含む合金を与えることと、当該合金を約2気圧まで加圧されたガスで冷却することを含む方法に関する。

【0036】

複数実施例において、チタン系溶融物は、約4.0重量%から約5.5重量%のアルミニウム、0から約1.0重量%のスズ、約2.5重量%から約3.5重量%のバナジウム、約1.0重量%から約2.0重量%のモリブデン、約1.0重量%から約2.0重量%のクロム、約0.30重量%から約0.55重量%の鉄、0から約0.2重量%の酸素、0から約0.005重量%のホウ素、並びに0から約0.2重量%の他の偶発的元素及び不純物を含んで残りの重量パーセントはチタンを含み得る。

【0037】

複数実施例において、本方法はさらに、当該合金に、900及び約100MPaのArにおいて2時間の熱間静水圧圧縮成形を受けさせることと、当該合金を焼き鈍しして相の単相微細構造を形成することと、当該合金を、かご織りモルフォロジにある相ラスを形成する冷却速度で当該相から相まで冷却することを含む。当該焼き鈍しは、合金の変態温度付近から約950までの温度範囲で行われ得る。当該冷却速度は、約0.03/秒から約10/秒であり得る。

【0038】

一側面において、本明細書に開示される実施例に係る合金は、原料インプットの50重

10

20

30

40

50

量%超過としてTi6-4の鑄造スクラップを再利用又は再溶融することにより実現可能に製造できるように選択される。本開示の合金はまた、従来型真空炉におけるガス焼き入れにより達成される典型的な冷却速度(約10 /秒まで)とも矛盾しない。さらに、当該合金は、冷却速度の差異に対して耐性のある応答を示す。前述のようにK 及び 変態温度を低減することにより、当該合金は、ゆっくりとした冷却速度においてかご織り微細構造を維持することができる。

【0039】

本明細書に記載される合金の複数実施例のいくつかの例示的試料が調製され、物理的特性が試験された。本開示の一部として評価された合金プロトタイプの測定組成を、表2において、B72からB76、B78、QTTi-1A、QTTi-2A、及びQTTi-2Bとして示す。加えて、対照のため、反例も調製かつ試験された。反例は表2において、B77、Ti-64、QTTi-1B、及びQTTi-1Cとして示す。当該実施例及び反例は以下に詳細に記載される。調製かつ試験されたすべての合金は、普通のTi6-4を鑄造スクラップとして利用して材料コストを低減させるべく、6対4のアルミニウム対バナジウム重量比を保持する。コストをさらに最小化するべく、すべての合金は、インブットスクラップ材料からの約0.6重量%までの偶発的元素及び不純物を除き、合金元素ニオブ及びジルコニウムを実質的に回避する。鉄は、鑄造中の熱間割れ耐性を支援するべく約0.55重量%未満に維持される。当該合金は、約0.15重量%から約0.30重量%の酸素を許容する。

【表2】

TABLE 2

		wt%, 残部Ti									
		Al	Sn	V	Mo	Cr	Fe	Zr	Y	B	O
クーパー試料	B72	4.58	0.98	2.93	1.95	1.52	0.53				0.18
	B73	4.78	0.02	2.99	2.02	1.53	0.52				0.197
	B74	3.83	0.03	2.97	1.40	1.49	0.50				0.16
	B75	5.24	0.94	2.92	0.96	2.47	0.51				0.17
	B76	4.82	0.90	3.04	1.98	1.46	0.53				0.165
	B77	4.86	0	3.03	0.02	2.97	0.53				0.15
	B78	5.98	0.02	2.98	1.45	1.89	0.49				0.17
鑄造	Ti-64	5.9	-	4.3	-	-	0.21				0.15
	QTTi-1A	4.5	0.8	3.0	1.5	2.0	0.31				0.25
	QTTi-1B	4.4	1.0	2.9	1.5	1.8	0.35			0.01	0.14
	QTTi-1C	4.5	0.7	3.2	1.5	1.7	0.33		0.11		0.15
	QTTi-2A	4.30		2.82	1.49	1.63	0.40	0.13			0.15
	QTTi-2B	5.69		3.62	4.00	1.90	0.38	0.51			0.15

【0040】

一側面において、本開示は、本明細書に記載されるいずれかの方法により製造される合金を与える。本方法は、約6重量%のアルミニウム及び約4重量%のバナジウムを含んで残りの重量パーセントはチタンを含む少なくとも50重量%のチタン系合金に基づく材料であって、0から約0.35重量%の酸素、0から約0.55重量%の鉄、並びに他の偶発的元素及び不純物をさらに含む材料を与えることと、当該材料を溶融して、約3.0から約6.0重量%のアルミニウム、0から約1.5重量%のスズ、約2.0から約4.0重量%のバナジウム、約0.5から約4.5重量%のモリブデン、約1.0から約2.5重量%のクロム、約0.20から約0.55重量%の鉄、0から約0.35重量%の酸素、0から約0.007重量%のホウ素、並びに0から約0.60重量%の他の偶発的元素及び不純物を含んで残りの重量パーセントはチタンを含む合金を与えることと、当該合金を約2気圧まで加圧されたガスで冷却することを含む。

【0041】

複数実施例において、当該合金は、当該合金に、900 及び約100 MPaのArにおいて2時間の熱間静水圧圧縮成形を受けさせることと、当該合金を焼き鈍しして 相の単相微細構造を形成することと、当該合金を、かご織りモルフォロジにある 相ラスを形成する冷却速度で当該 相から 相まで冷却することとをさらに含む方法により製造される。当該焼き鈍しは、合金の 変態温度付近から約950 までの温度範囲で行われ得る。当該冷却速度は、約0.03 /秒から約10 /秒であり得る。

【0042】

複数実施例において、当該合金、適切にはチタン合金は、本明細書に開示される物理的特性の少なくとも一つを含む。

【実施例1】

【0043】

実施例1：QT Ti - 1A合金

公称組成が重量%で4.5Al、3.0V、2.0Cr、1.5Mo、1.0Sn、0.40Fe、0.15O、及び残部Tiである溶融物が調製された。上述のように、この例示的合金は、成分に平均（公称）値プラス又はマイナス10パーセントの範囲のばらつきを含む。当該合金は、Ti6-4の鑄造スクラップを適切な合金添加物とともに再溶融することにより部分的に鑄造された。鑄造スクラップは、当該鑄造物の少なくとも約75%を占めていた。当該鑄造物は、重さが約13kgであり、高さ約15cm、幅約15cm、及び深さ約15cmが測定された。当該合金は、アルゴン雰囲気において900 及び約100 MPaの熱間静水圧圧縮成形を2時間受け、室温までゆっくり冷却され、その後950 において1時間溶体化され、及び、約1 /秒から約2 /秒の推定冷却速度において加圧ガスにより室温まで焼き入れされた。ガスの圧力は約2気圧であった。Kは、 $9.3 \times 10^{-20} \text{ m}^2 \cdot \text{mol} / \text{J} \cdot \text{s}$ として計算された。様々な焼き戻し条件に対し、各条件ごとに2つの試料を使用して引張強さ及びKQ破壊靱性が測定された。合金Aと鑄造Ti6-4との測定された特性の比較は以下の表3に示されている。

【0044】

図8も参照すると、QT Ti - 1A合金がかご織りモルフォロジにある 相ラスを形成する。Ti6-4における平行 ラメラのコロニーと比較すると、QT Ti - 1A合金の 相ラスは約10倍小さい。図9、10、及び11は、950 における焼き鈍しの後に、約0.03 /秒、約0.5 /秒、及び約7.5 /秒それぞれの冷却速度で冷却されたQT Ti - 1Aを示す。これらの冷却速度すべてにおいて、かご織り微細構造が見られる。L は、 ラスの最長寸法を表す。 相ラスは、約1 /秒から約2 /秒でガス焼き入れがされたQT Ti - 1Aよりも、約0.03 /秒でゆっくりと冷却されたQT Ti - 1Aの方が粗大である。すなわち、約10 /秒の冷却速度未満において、冷却速度が高ければ高いほど、かご織り微細構造をさらに微細化することができる。しかしながら、約10 /秒の冷却速度を超えると、拡散 変態が大幅に抑制される。その結果、大量の残存 相を残す変位型マルテンサイト変態がもたらされる。図12は、950 での焼き鈍しの後、約150 /秒の冷却速度で急冷されたQT Ti - 1Aに対するマルテンサイト微細構造において、高アスペクト比を有する 相プレートを示す。

【0045】

図13は、異なる焼き鈍し温度及び冷却速度のもとでのQT Ti - 1Aの硬さ応答を示す。菱形の硬さデータが、950 において焼き鈍しがされた 相の単相微細構造にあるQT Ti - 1Aを示す。当該データは、焼き鈍し後の冷却速度に非線形的に依存する。約10 /秒を超える高い冷却速度において、マルテンサイト変態は、硬さを低下させる大量の残存 相を残す。しかしながら、約10 の冷却速度未満では、硬さは、かご織り微細構造の微細化に起因して冷却速度とともに増加する。急冷された試料と比べると、ゆっくり冷却されたQT Ti - 1Aは、低強度だが高延性を示す。しかしながら、ゆっくり冷却されたQT Ti - 1Aに対する強度と延性との組み合わせは、L. Nastac, M.N. Gungor, I. Ucok, K.L. Klug & and W.T. Tack, Advances in Investment Casting of Ti-6Al-4V Alloy: A Review, 19 International Journal of Cast Metals Research 73 (2006) (図

10

20

30

40

50

15 参照)に報告されているTi6-4 鋳造データのそれよりも依然優れている。四角形及び三角形の硬さデータは、875 及び850 それぞれにおける 相及び 相の二相微細構造にある、焼き鈍しがされたQTTi-1Aを示す。これらの温度において、冷却前のマトリクスは、初晶の形成に起因して 安定剤が濃縮されている。安定剤の濃縮は続いて、低冷却速度における拡散性の 形成を抑制する。したがって、これらの温度から冷却されたQTTi-1Aのピーク硬さは、2つの硬さ曲線が示すように、低冷却速度にシフトする。

【実施例2】

【0046】

実施例2: QTTi-1B 合金

反例としてQTTi-1B 合金を調製するに際し、公称組成が重量%で4.5Al、3.0V、2.0Cr、1.5Mo、1.0Sn、0.40Fe、0.15O、0.01B、及び残部Tiである溶融物が調製された。QTTi-1A 合金との唯一の意図的な差異は、合金添加物であるホウ素にある。上述のように、この合金は、成分に平均(公称)値プラス又はマイナス10パーセントの範囲のばらつきを含む。当該合金は、Ti6-4の鋳造スクラップを適切な合金添加物とともに再溶融することにより部分的に鋳造された。鋳造スクラップは、当該鋳造物の少なくとも約75%を占めていた。当該鋳造物は、重さが約13kgであり、高さ約15cm、幅約15cm、及び深さ約15cmが測定された。当該合金は、アルゴン雰囲気において900 及び約100MPaの熱間静水圧圧縮成形を2時間受け、室温までゆっくり冷却され、その後950 において1時間溶体化され、及び、加圧ガスにより室温まで焼き入れされた。ガスの圧力は約2気圧であった。QTTi-1B 合金と鋳造Ti6-4の測定された特性の引張強さとKQ破壊靱性との比較を表3に示す。ホウ素が、鋳造に対する成長制限因子への付加的利益を与え得る一方、凝固温度範囲を急速に増加させる。さらに、ホウ素がチタンにおいて低固溶性を有することと、当該合金の靱性及び延性を低減させ得るホウ化物粒子を形成し得ることがわかった。

【実施例3】

【0047】

実施例3: QTTi-1C 合金

反例としてQTTi-1C 合金を調製するに際し、公称組成が重量%で4.5Al、3.0V、2.0Cr、1.5Mo、1.0Sn、0.40Fe、0.15O、0.10Y、及び残部Tiである溶融物が調製された。QTTi-1A 合金との唯一の意図的な差異は、合金添加物であるイットリウムにある。当該合金は、Ti6-4の鋳造スクラップを適切な合金添加物とともに再溶融することにより部分的に鋳造された。鋳造スクラップは、当該鋳造物の少なくとも約75%を占めていた。当該鋳造物は、重さが約13kgであり、高さ約15cm、幅約15cm、及び深さ約15cmが測定された。当該合金は、アルゴン雰囲気において900 及び約100MPaの熱間静水圧圧縮成形を2時間受け、室温までゆっくり冷却され、その後950 において1時間溶体化され、及び、加圧ガスにより室温まで焼き入れされた。アルゴンガスの圧力は約2気圧であった。QTTi-1C 合金と鋳造Ti6-4の測定された特性の引張強さとKQとの比較を表3に示す。イットリウムは強力な酸化物形成体であり、したがって、これは、靱性及び延性に有害となる過剰な量のイットリア粒子を形成した。このため、イットリウム、スカンジウム、及び希土類元素は、本明細書に開示されている実施例に係る合金において実質的に回避される。

【表 3】

TABLE 3

	0.2% 降伏応力 (MPa)	極限 引張応力 (MPa)	伸び (%)	面積の 減少 (%)	K_Q (MPa \sqrt{m})
QTTi-1A	940	1040	11	16	95
QTTi-1B	920	1010	5	11	77
QTTi-1C	960	1050	4	3	36
鋳造Ti 6-4	770	870	8	15	76

10

【0048】

表3からわかるように、QTTi-1Aのような本明細書に開示される実施例に係る合金は、Ti 6-4を含む既存の鋳造チタン合金と比べて優れた物理的特性を達成することができる。また、既存の鍛造チタン合金のよりも低コストで製造及び処理することができる。加えて、当該合金が達成する物理的特性は、たとえ鉄及び酸素のレベルが高くても、当該合金全体にわたり相対的に均一である。

20

【実施例4】

【0049】

実施例4：B72合金からB78合金

本明細書に開示される実施例に係る合金内の組成の効果を評価するべく、一連の7つのモデル合金が調製された。当該モデル合金の組成は、上述の表2に列挙されている。それぞれ約20グラムの重さである当該モデル合金のボタンが、不活性アルゴン雰囲気内でアーク溶融された。7つのモデル合金はすべて、QTTi-1A合金と同じアルミニウム、バナジウム、酸素、及び鉄の含有量を有し、クロム、モリブデン、及びスズの含有量に差異がある。7つのモデル合金すべてに対し、変態温度、 K 、及びマルテンサイト開始温度はすべて類似する。その結果、これらはすべて、類似する微細スケールの相互に組み合う「かご織り」微細構造を示す。

30

【0050】

図14は、7つのモデル合金のビッカース硬さ(VHN)を K に対してプロットするグラフである。約385VHNから約439VHNにおいて硬さの差異が観測される。図14に示されるように、この差異は K と相関し得る。B77モデル合金は、モリブデンが事実上存在せず、他のモデル合金に比べて硬さに欠ける。B77プロトタイプの微細構造は、かご織り・ラメラモルフォロジ間の遷移を示す。いくつかの相互に組み合うプレートが観察され、その間には平行ラメラコロニーが存在する。図4も参照すると、B77モデル合金は、約865の K の変態を有するが、 K は約 2×10^{-19} よりも大きい。このため、B77又は約0.5重量%以下のモリブデンを含有する合金は、反例とみなされる。

40

【実施例5】

【0051】

実施例5：QTTi-2A合金

公称組成が重量%で4.3Al、2.8V、1.5Mo、1.6Cr、0.4Fe、0.1Zr、0.15O、及び残部Tiである溶融物が調製された。合金添加物であるスズを実質的に排除することにより、当該合金のコストが低減される。表2に列挙される測定組成はさらに、当該合金中にある偶発的量のジルコニウムを示す。当該合金は、Ti 6-4の鋳造スクラップを適切な合金添加物とともに再溶融することにより部分的に鋳造された。鋳造スクラップは、当該鋳造物の少なくとも約70%を占めていた。当該鋳造物は、

50

重さが約 13 kg であり、高さ約 15 cm、幅約 15 cm、及び深さ約 15 cm が測定された。当該合金は、アルゴン雰囲気において 900 及び約 100 MPa の熱間静水圧圧縮成形を 2 時間受け、室温までゆっくり冷却され、その後 950 において 1 時間溶体化され、及び、加圧ガスにより室温まで焼き入れされた。ガスの圧力は約 2 気圧であった。その結果、約 1 / 秒から約 2 / 秒の冷却速度が得られた。Q T T i - 2 A 合金の引張強さ及び伸びを図 15 に示す。Q T T i - 2 A は所定の冷却速度において、Q T T i - 1 A と比較して強度が低下するが延性は増加する。Q T T i - 2 A は、かご織り微細構造を示す。

【実施例 6】

【0052】

実施例 6：Q T T i - 2 B 合金

公称組成が重量 % で 5 . 7 A l、3 . 6 V、4 M o、1 . 9 C r、0 . 4 F e、0 . 5 Z r、0 . 1 5 O、及び残部 T i である溶融物が調製された。表 2 に列挙される測定組成はさらに、当該合金中にある偶発的量のジルコニウムを示す。当該合金は、T i 6 - 4 の鑄造スクラップを適切な合金添加物とともに再溶融することにより部分的に鑄造された。鑄造スクラップは、当該鑄造物の少なくとも約 75 % を占めていた。当該鑄造物は、重さが約 13 kg であり、高さ約 15 cm、幅約 15 cm、及び深さ約 15 cm が測定された。当該合金は、アルゴン雰囲気において 900 及び約 100 MPa の熱間静水圧圧縮成形を 2 時間受け、室温までゆっくり冷却され、その後 950 において 1 時間溶体化され、及び、加圧ガスにより室温まで焼き入れされた。ガスの圧力は約 2 気圧であった。その結果、約 1 / 秒から約 2 / 秒の冷却速度が得られた。Q T T i - 2 B 合金の引張強さ及び伸びを図 15 に示す。Q T T i - 1 A 及び Q T T i - 2 A と比べると、Q T T i - 2 B は高強度及び低延性を示す。当該微細構造はかご織りモルフォロジを示し、当該機械的特性は、Q T T i - 1 A 及び Q T T i - 2 A を含む強度・延性帯域の高強度端上にある。

【0053】

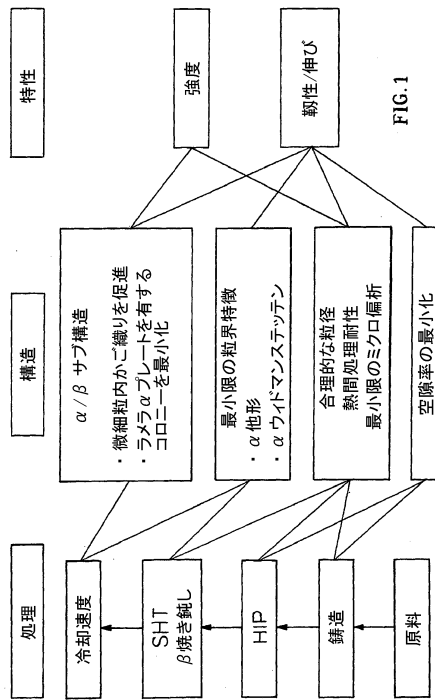
本開示が、本要旨又はこれの中心的特徴から逸脱することなく他の特定の態様を具体化し得ることを理解されたい。このため、複数側面及び複数実施例の本開示は、説明的かつ非限定的とみなすべきであり、特許請求の範囲は本明細書に与えられた詳細に限定されない。したがって、特定の複数実施例が説明かつ記載されてきたが、本発明の要旨を著しく逸脱することなく多くの修正例が想起される。保護範囲は添付の特許請求の範囲によってのみ限定される。そうでない旨の注意書きがない限り、本明細書に列挙されるすべてのパーセンテージは重量パーセントである。

10

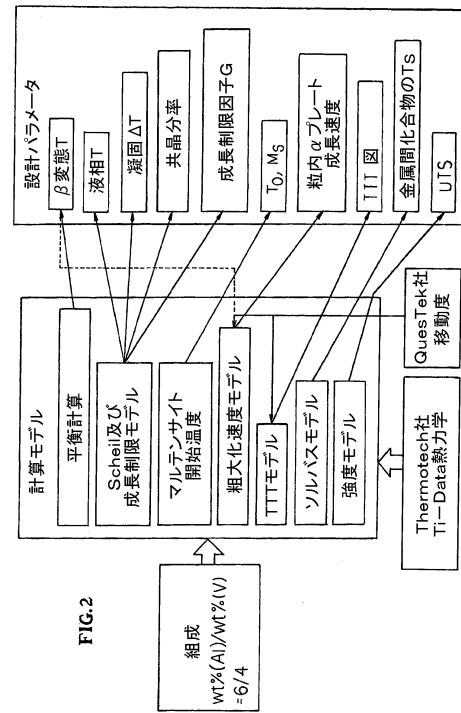
20

30

【図 1】



【図 2】



【図 3】

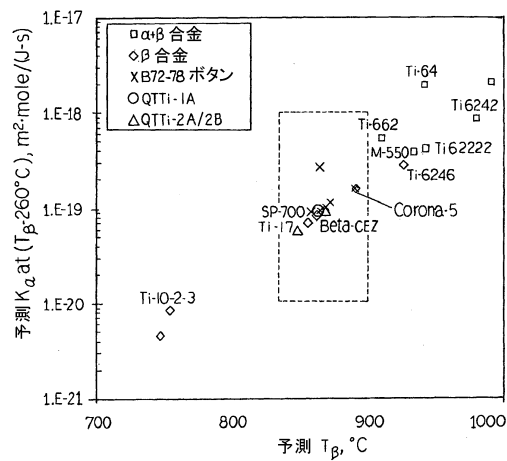


FIG. 3

【図 4】

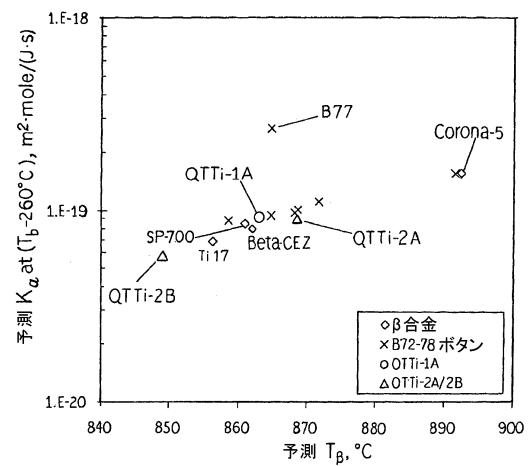


FIG. 4

【図 5】

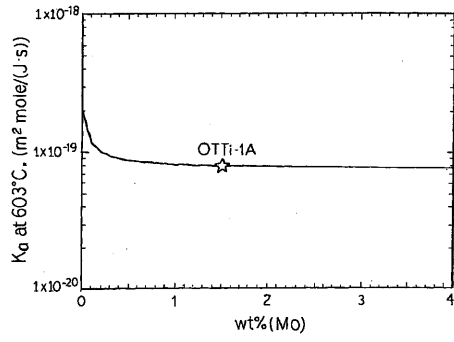


FIG. 5

【図 6】

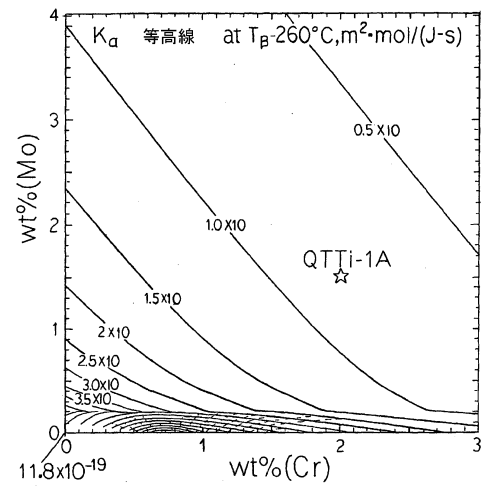


FIG. 6

【図 7】

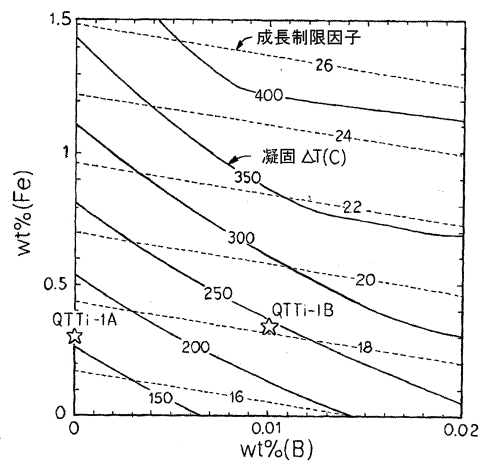


FIG. 7

【図 8】

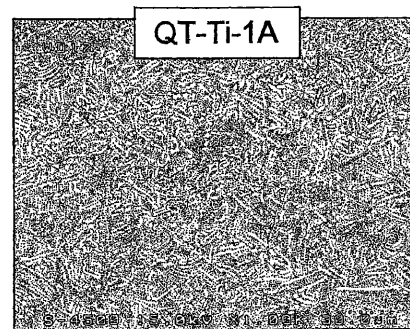


FIG. 8

【図 9】

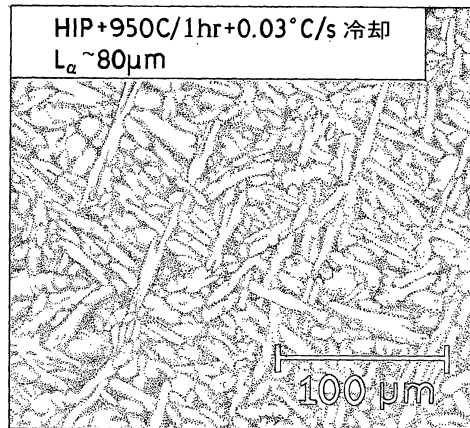


FIG. 9

【図 10】

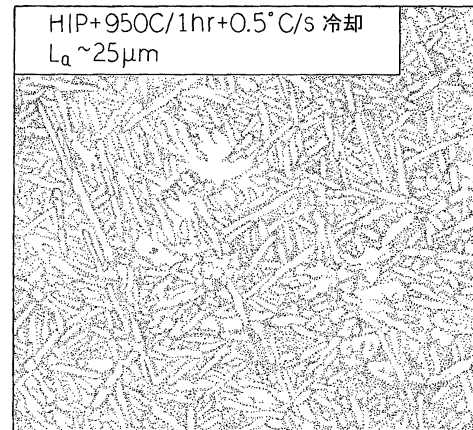


FIG. 10

【図 11】

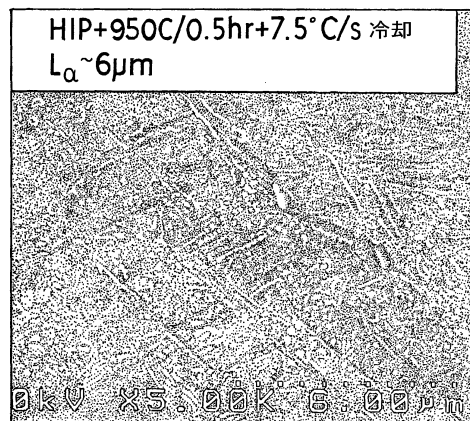


FIG. 11

【図 12】

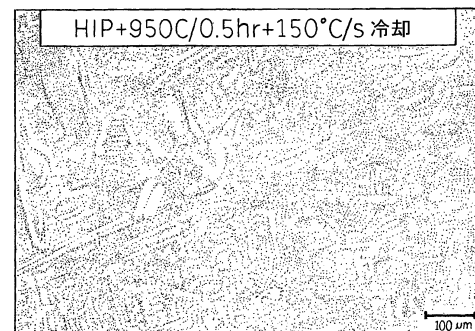


FIG. 12

【図 13】

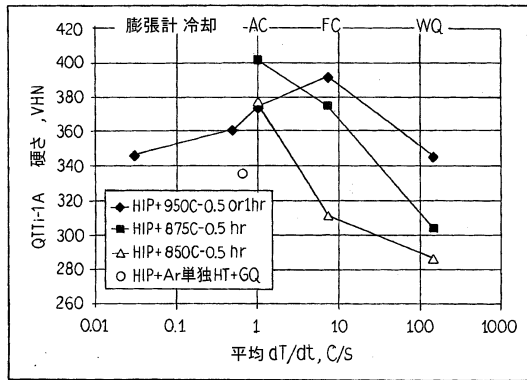


FIG. 13

【図 14】

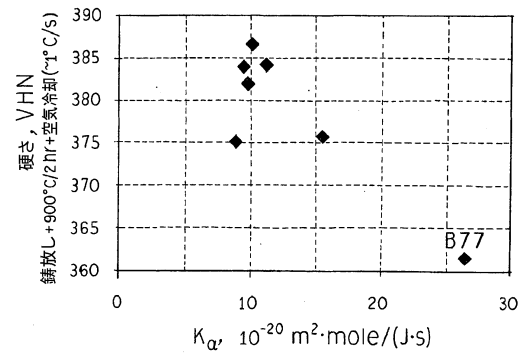


FIG. 14

【図 15】

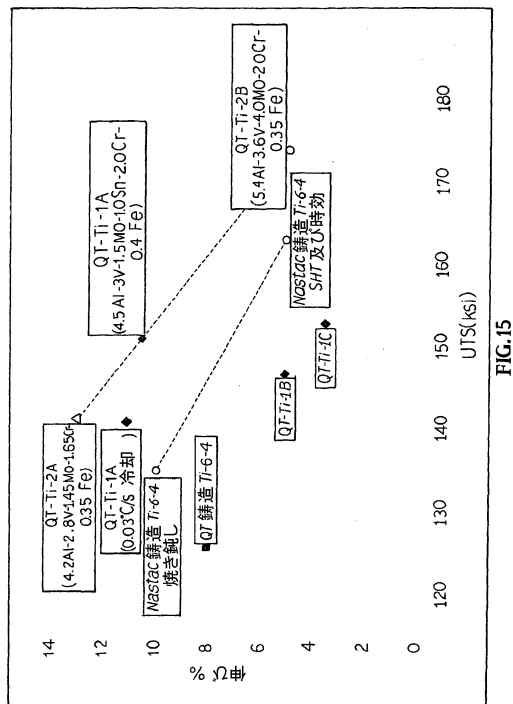


FIG. 15

フロントページの続き

(51)Int.Cl.

F I

C 2 2 F	1/00	6 1 1
C 2 2 F	1/00	6 3 0 A
C 2 2 F	1/00	6 3 0 K
C 2 2 F	1/00	6 4 0 A
C 2 2 F	1/00	6 8 1
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 1 Z
C 2 2 F	1/00	6 9 2 A
C 2 2 F	1/00	6 9 2 B

(72)発明者 ライト、 ジェイムズ エイ .

アメリカ合衆国 6 0 6 4 0 イリノイ州 シカゴ ウェスト ウィネマック アベニュー 1 8
0 7

(72)発明者 セバスチャン、 ジェイソン

アメリカ合衆国 6 0 6 4 7 イリノイ州 シカゴ ノース ソーヤー アベニュー 1 9 2 7
ユニット 2

(72)発明者 ジョウ、 ハーン - ジェン

アメリカ合衆国 6 0 0 9 1 イリノイ州 ウィルメット マナー ドライブ 1 2 1 0

審査官 高木 康晴

(56)参考文献 特開2005 - 076098 (JP, A)

特開2001 - 152268 (JP, A)

特開2003 - 073762 (JP, A)

特開2005 - 002473 (JP, A)

特開昭61 - 012857 (JP, A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C 2 2 F 1 / 1 8

C 2 2 C 1 4 / 0 0