

(19) 日本国特許庁 (JP)

(12) 特 許 公 報 (B2)

(11) 特許番号

特許第6430103号
(P6430103)

(45) 発行日 平成30年11月28日 (2018.11.28)

(24) 登録日 平成30年11月9日 (2018.11.9)

(51) Int. Cl.	F I
C 2 2 C 14/00 (2006.01)	C 2 2 C 14/00 Z
F O 1 D 25/00 (2006.01)	F O 1 D 25/00 L
F O 1 D 25/24 (2006.01)	F O 1 D 25/24 D
F O 1 D 5/28 (2006.01)	F O 1 D 25/24 N
F O 2 C 7/00 (2006.01)	F O 1 D 5/28

請求項の数 20 外国語出願 (全 29 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号	特願2013-141841 (P2013-141841)	(73) 特許権者	508334203
(22) 出願日	平成25年7月5日 (2013.7.5)		アールティーアイ・インターナショナル・
(65) 公開番号	特開2014-58740 (P2014-58740A)		メタルズ、インコーポレイテッド
(43) 公開日	平成26年4月3日 (2014.4.3)		アメリカ合衆国、44446 オハイオ州
審査請求日	平成28年5月20日 (2016.5.20)		、ナイルズ、ウォレン・アベニュー、100
(31) 優先権主張番号	61/673, 313		O
(32) 優先日	平成24年7月19日 (2012.7.19)	(74) 代理人	100140109
(33) 優先権主張国	米国 (US)		弁理士 小野 新次郎
(31) 優先権主張番号	13/840, 265	(74) 代理人	100075270
(32) 優先日	平成25年3月15日 (2013.3.15)		弁理士 小林 泰
(33) 優先権主張国	米国 (US)	(74) 代理人	100101373
			弁理士 竹内 茂雄
		(74) 代理人	100118902
			弁理士 山本 修

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 高温において良好な耐酸化性と高い強度を有するチタン合金

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

4 . 5 ~ 7 . 5 重量 % のアルミニウム、
 2 . 0 ~ 8 . 0 重量 % のスズ、
 1 . 5 ~ 6 . 5 重量 % のニオブ、
 0 . 1 ~ 2 . 5 重量 % のモリブデン、
 0 . 1 ~ 0 . 6 重量 % のケイ素、および
 残部のチタン、
 から成る、650 以上の温度に晒されることに耐えうると同時に良好な耐酸化性および
 高い強度を示すチタン合金。

【請求項 2】

アルミニウムは 5 . 5 ~ 6 . 5 重量 % であり、スズは 3 . 5 ~ 4 . 5 重量 % であり、ニ
 オブは 2 . 7 5 ~ 3 . 2 5 重量 % であり、モリブデンは 0 . 5 ~ 0 . 8 重量 % であり、ケ
 イ素は 0 . 3 0 ~ 0 . 4 5 重量 % であり、酸素は 0 . 0 8 ~ 0 . 1 2 重量 % であり、炭素
 は 0 . 0 2 ~ 0 . 0 4 重量 % であり、そしてジルコニウム、鉄、ニッケルおよびクロムは
 それぞれ 0 . 1 重量 % 未満である、請求項 1 に記載の合金。

【請求項 3】

合金は 0 . 2 0 重量 % 以下の酸素および 0 . 1 0 重量 % 以下の炭素を含む、請求項 1 に
 記載の合金。

【請求項 4】

合金はジルコニウムとバナジウムを合計で 0.0 ~ 0.5 重量% の範囲で含む、請求項 1 に記載の合金。

【請求項 5】

合金はニッケル、鉄、クロム、銅およびマンガンをそれぞれ 0.10 重量% 以下含む、請求項 1 に記載の合金。

【請求項 6】

合金はハフニウムとレニウムを合計で 0.0 ~ 0.3 重量% の範囲で含む、請求項 1 に記載の合金。

【請求項 7】

合金は 750 の温度において少なくとも 260 MPa の引張り強さを有する、請求項 1 に記載の合金。 10

【請求項 8】

合金は 750 の温度において少なくとも 150 MPa の降伏強さを有する、請求項 1 に記載の合金。

【請求項 9】

合金は、この合金を 750 の温度において 208 時間にわたって空気中に連続して置いた後に 2.00 mg/cm² 以下の重量増加を有する、請求項 1 に記載の合金。

【請求項 10】

合金は、この合金を 750 の温度において 208 時間にわたって空気中に連続して置いた後に 100 ミクロン以下のアルファ相のケースの深さを有する、請求項 1 に記載の合金。 20

【請求項 11】

合金は、空気中で 100 時間にわたって 750 の温度に晒した後に、25 の温度において少なくとも 2% の伸び率を有する、請求項 1 に記載の合金。

【請求項 12】

合金は航空機のエンジンの構成部品として形成される、請求項 1 に記載の合金。

【請求項 13】

航空機のエンジンの構成部品は、航空機のエンジンのナセル、航空機のエンジンのケーシング、航空機のエンジンの回転圧縮機のブレード、航空機のエンジンの固定子ベーン、航空機のエンジンの回転タービンのブレード、航空機のエンジンの排気ノズル、航空機のエンジンの排気プラグ、および航空機のエンジンの締結具のうちの一つの少なくとも一部を含む、請求項 12 に記載の合金。 30

【請求項 14】

合金は航空機のエンジンのパイロンの遮熱材の少なくとも一部として形成される、請求項 1 に記載の合金。

【請求項 15】

合金は内燃機関の構成部品として形成される、請求項 1 に記載の合金。

【請求項 16】

内燃機関の構成部品はバルブである、請求項 15 に記載の合金。

【請求項 17】

合金はガスタービンエンジンの構成部品として形成される、請求項 1 に記載の合金。 40

【請求項 18】

合金は少なくとも 600 の使用温度を有する構成部品として形成される、請求項 1 に記載の合金。

【請求項 19】

4.5 ~ 7.5 重量% のアルミニウム、
2.0 ~ 8.0 重量% のスズ、
1.5 ~ 6.5 重量% のニオブ、
0.1 ~ 2.5 重量% のモリブデン、
0.1 ~ 0.6 重量% のケイ素、

合計で 0.0 ~ 0.5 重量 % の範囲のジルコニウムとバナジウム、および残部のチタン、から成る、650 以上の温度に晒されることに耐えると同時に良好な耐酸化性および高い強度を示すチタン合金。

【請求項 20】

重量で 4.5 ~ 7.5 % のアルミニウム、2.0 ~ 8.0 % のスズ、1.5 ~ 6.5 % のニオブ、0.1 ~ 2.5 % のモリブデン、0.1 ~ 0.6 % のケイ素、および残部のチタンから成る、650 以上の温度に晒されることに耐えうると同時に良好な耐酸化性および高い強度を示すチタン合金で形成された構成部品を用意する工程、およびこの構成部品が少なくとも 600 の温度において少なくとも 1/2 時間にわたって加熱される工程、を含む方法。

10

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

関連出願についてのクロス・リファレンス

本出願は米国仮出願 61/673313 号 (2012 年 7 月 19 日提出) の優先権を主張し、その開示は参考文献として本明細書に取り込まれる。

【背景技術】

【0002】

チタン合金は航空宇宙産業およびその他の用途において広範囲にわたって用いられてきたが、高温において用いるための比較的軽量の合金に対する必要性が増している。例えば、航空機および航空機エンジンのより高い性能とより高い燃料効率、高温および小さな重量において機能する航空機エンジンと機体の開発につながっている。その結果、エンジンのナセルの高温部分、あるいは尾部のパイロン部品のような高い作用温度を受ける機体部品において用いるために、チタン合金が検討されている。これらの開発は、重いニッケル基合金 (およびその他のもの) を、例えば 650、700 または 750 あるいはもっと高い温度のような高温において優れた耐酸化性と高い強度を有するチタン合金で置き換える必要性につながった。

20

【0003】

Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si や Ti-15Mo-3Al-3Nb-0.2Si のようなチタン合金は、耐酸化性、耐熱性および軽量性が求められる機体または航空機エンジン部品を形成するために用いられてきたが、これらの合金の耐酸化性温度は通常 650 以下に限られている。長時間にわたって 700 ~ 750 の温度に晒されると、これらの二つの合金で形成された部品のひどいフレーキング (うろこ状の剥離) が生じる。さらに、後者の合金は、準ベータ型チタン合金であるため、使用温度が 700 ~ 750 に達すると強度が著しく低下する。

30

【0004】

様々な望ましい特性を示すが、しかし上記の目的には適していない幾つかのチタン合金が知られている。米国特許 4980127 号に開示された市販のチタン合金である Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si および Ti-15Mo-3Nb-3Al-0.3Si は、モリブデンの含有量が極めて高い準ベータ型チタン合金である。米国特許 4738822 号はニオブを含まない準アルファ型チタン合金である Ti-6Al-2.7Sn-4Zr-0.4Mo-0.4Si を開示していて、これは、かなり高い温度において良好な強度と抗クリープ性を有する。米国特許 4906436 号と米国特許 5431874 号はハフニウムとタンタルを含む高温チタン合金を開示している。

40

【0005】

米国特許 4087292 号と米国特許 4770726 号はそれぞれ、二つのニオブ含有チタン合金である Ti-5.5Al-3.5Sn-3Zr-1Nb-0.25Mo-0.3Si (IMI 829 として知られる) および Ti-5.8Al-4Sn-3.5Zr-0.7Nb-0.5Mo-0.35Si-0.06C (IMI 834 として知られる) を開示してい

50

て、これらは高温において良好な抗クリープ性を示す。米国特許 6 2 8 4 0 7 1 号は高温チタン合金を開示していて、これは通常 3 . 5 % のジルコニウムを含み、また選択的に 2 . 0 % 以下のニオブを含む。上記の三つの特許のチタン合金はそれぞれ、1 . 2 5 % 以下、1 . 5 % 以下および 2 . 0 % 以下のニオブ、およびそれぞれ少なくとも 2 . 0 % 、 3 . 2 5 % および 2 . 5 % のジルコニウムを含む。

【先行技術文献】

【特許文献】

【 0 0 0 6 】

【特許文献 1】米国特許 4 9 8 0 1 2 7 号

【特許文献 2】米国特許 4 7 3 8 8 2 2 号

【特許文献 3】米国特許 4 9 0 6 4 3 6 号

【特許文献 4】米国特許 5 4 3 1 8 7 4 号

【特許文献 5】米国特許 4 0 8 7 2 9 2 号

【特許文献 6】米国特許 4 7 7 0 7 2 6 号

【特許文献 7】米国特許 6 2 8 4 0 7 1 号

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【 0 0 0 7 】

このような高い使用温度（特に、約 7 0 0 、 7 5 0 あるいはもっと高い温度）において優れた耐酸化性を有するチタン合金を製造することは極めて困難であると認識される。従って、例えば、6 5 0 において機能しうるチタン合金から良好な耐酸化性と高い強度を伴って 7 5 0 において機能しうるチタン合金へ前進することは、重要な飛躍的進歩である。

【 0 0 0 8 】

本発明のチタン合金はこの目的およびその他の目的のために有用であり、そして上で説明したこと以外の様々な望ましい物理的特性を与えるであろう。

【課題を解決するための手段】

【 0 0 0 9 】

一つの態様において、本発明は、4 . 5 ~ 7 . 5 重量 % のアルミニウム、2 . 0 ~ 8 . 0 重量 % のスズ、1 . 5 ~ 6 . 5 重量 % のニオブ、0 . 1 ~ 2 . 5 重量 % のモリブデン、0 . 1 ~ 0 . 6 重量 % のケイ素、および残部のチタンから本質的に成る高温チタン合金を提供するであろう。

【 0 0 1 0 】

別の態様において、本発明は、4 . 5 ~ 7 . 5 重量 % のアルミニウム、2 . 0 ~ 8 . 0 重量 % のスズ、1 . 5 ~ 6 . 5 重量 % のニオブ、0 . 1 ~ 2 . 5 重量 % のモリブデン、0 . 1 ~ 0 . 6 重量 % のケイ素、合計で 0 . 0 ~ 0 . 5 重量 % の範囲のジルコニウムとバナジウム、および残部のチタンを含む高温チタン合金を提供するであろう。

【 0 0 1 1 】

別の態様において、本発明は、重量で 4 . 5 ~ 7 . 5 % のアルミニウム、2 . 0 ~ 8 . 0 % のスズ、1 . 5 ~ 6 . 5 % のニオブ、0 . 1 ~ 2 . 5 % のモリブデン、0 . 1 ~ 0 . 6 % のケイ素、および残部のチタンから本質的に成るチタン合金で形成された構成部品を用意する工程、およびこの構成部品が少なくとも 6 0 0 の温度において少なくとも 1 / 2 時間にわたって連続的に維持されるように、この構成部品を含む機械を運転する工程、を含む方法を提供するであろう。

【図面の簡単な説明】

【 0 0 1 2 】

【図 1】図 1 は空気中で 7 5 0 において 2 0 8 時間の酸化試験を行った後の酸化のサンプルの画像（拡大していないもの）を示し、（ a ）は本発明のサンプルとしてのチタン合金である T i - 6 A l - 4 S n - 3 N b - 0 . 5 M o - 0 . 3 S i の画像、（ b ）は先行技術のチタン合金である T i - 6 A l - 2 S n - 4 Z r - 2 M o - 0 . 1 S i の画像、そして（ c

10

20

30

40

50

)は先行技術のチタン合金であるTi-15Mo-3Nb-3Al-0.3Siの画像である。

【図2】図2は空气中で750℃において208時間の酸化試験を行った後の酸化のサンプルの表面の走査型電子顕微鏡(SEM)画像(100倍に拡大したもの)を示し、(a)はサンプルとしての本発明のチタン合金であるTi-6Al-4Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Siの画像、(b)は先行技術のチタン合金であるTi-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Siの画像(ひどいフレーキングを示している)、そして(c)は先行技術のチタン合金であるTi-15Mo-3Nb-3Al-0.3Siの画像(部分的なフレーキングを示している)である。

【図3】図3は空气中で750℃において208時間の酸化試験を行った後の酸化のサンプルの酸化層を示すSEM画像(10000倍に拡大したもの)を示し、(a)はサンプルとしての本発明のチタン合金であるTi-6Al-6Sn-6Nb-0.5Mo-0.3Siの画像(極めて密集していて薄い、連続した多角形の酸化スケールを示している)、(b)は先行技術のチタン合金であるTi-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Siの画像(極めて多孔質で厚くてゆるい、フレーキング状および棒状の酸化スケールを示している)、そして(c)は先行技術のチタン合金であるTi-15Mo-3Nb-3Al-0.3Siの画像(極めて多孔質で厚くてゆるい、繊維状の酸化スケールを示している)である。

【図4】図4はアルファ相のケースの深さを示す顕微鏡写真を示し、(a)は先行技術のチタン合金であるTi-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Siのもの、(b)は先行技術のチタン合金であるTi-6Al-6Zr-6Nb-0.5Mo-0.3Siのもの、(c)は先行技術のチタン合金であるTi-6Al-2Sn-4Zr-6Nb-0.5Mo-0.3Siのもの、(d)は本発明のサンプルとしてのチタン合金であるTi-6Al-6Sn-6Nb-0.5Mo-0.3Siのもの、そして(e)は本発明のサンプルとしてのチタン合金であるTi-6Al-6Sn-4Nb-0.5Mo-0.3Siのものである。

【図5】図5は航空機の翼に取り付けられたエンジンを示す航空機の透視図である。

【図6】図6は図5の線6-6に沿う拡大断面図であり、航空機のエンジン、パイロンおよび翼の様々な部品を示している。

【図7】図7は様々な締結具または締結具の構成部品を示す透視図である。

【図8】図8は自動車エンジンのバルブの正面図である。

【発明を実施するための形態】

【0013】

概して言えば、本発明のサンプルとしての合金は、約4.5~7.5重量パーセントのアルミニウム(Al)、約2.0~8.0重量パーセントのスズ(Sn)、約1.5~6.5重量パーセントのニオブ(Nb)、約0.1~2.5重量パーセントのモリブデン(Mo)、約0.1~0.6重量パーセントのケイ素(Si)、および残部のチタンと不可避不純物を含むか、あるいはこれらの元素から本質的に成るであろう。この合金に含まれているかもしれない様々な他の元素のパーセンテージについては、後にもっと詳しく説明する。六方晶構造のチタンへの上で挙げたアルミニウム、スズ、ニオブ、モリブデン、およびケイ素の添加により、750℃以下またはそれ以上の高温において大いに改善された耐酸化性と著しく増大した強度の両方がもたらされることが見いだされた。

【0014】

チタン合金の著しく改善された耐酸化性は、主としてニオブとスズを組み合わせることで達成される。このことは、図3aにおいて10000倍に拡大して示すように、合金中でニオブとスズを用いることにより、極めて密集していて薄い、連続した多角形の酸化スケールを形成することができるという事実によるものである。保護性の酸化スケールはチタンの母相(マトリックス)の中への酸素の拡散を減少させるバリアーを与え、また酸化スケールとチタンの間の熱応力が最小限となり、それにより酸化スケールのフレーキング(うろこ状の剥離)が解消する。それに対して、図3bで示すTi-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Siおよび図3cで示すTi-15Mo-3Nb-3Al-

0.3Siについては、多孔質で厚くてゆい、フレーキング状および不規則な形の(棒状または繊維状の)酸化スケールが観察された(両者はそれぞれ10000倍に拡大している)。

【0015】

チタン合金の耐酸化性は、アルファ相のケース(case:硬くなった外層部)の深さ、重量増加、およびスケールのフレーキングによって表すことができる。アルファ相のケース(これは、酸化スケールの下にある酸素富化層である)は極めて脆い層であり、延性や疲れ強さのようなチタン合金の機械的特性を著しく低下させる可能性がある。従って、アルファ相のケースの形成に対する耐性は、チタン合金のより良好な耐酸化性を表す。従って、比較的小さなアルファ相のケースの深さは、チタン合金の比較的良好な耐酸化性を表す。

10

【0016】

試験を行った様々なチタン合金について表4と図4で示すように、本発明のサンプルとしての合金(例えば、Ti-6Al-6Sn-6Nb-0.5Mo-0.3Si(図4d)およびTi-6Al-6Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Si(図4e))は、最も少ない重量増加のみならず、最も小さなアルファ相のケースの深さも示す。本発明のサンプルとしての合金のアルファ相のケースの深さは、同じ実験条件においてTi-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si(図4a)のケースの深さのほんの約50%である。ジルコニウム含有チタン合金(例えば、図4bに示すTi-6Al-6Zr-6Nb-0.5Mo-0.3Siおよび図4cに示すTi-6Al-2Sn-4Zr-6Nb-0.5Mo-0.3Si)は、本発明のサンプルとしての合金(例えば、Ti-6Al-6Sn-6Nb-0.5Mo-0.3Si(図4d)およびTi-6Al-6Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Si(図4e))と比較して重量増加のわずかな増大を生じるが、前者の合金(ZrとNbを含むもの)は本発明のサンプルとしての合金(SnとNbを含むもの)のアルファ相のケース深さの二倍のケース深さを示す。ジルコニウム含有チタン合金においてはひどいフレーキングが観察されたことが、調査によって確認された。

20

【0017】

ジルコニウムはチタン合金の耐酸化性にかなり有害な影響を及ぼすことが見いだされた。従って、本発明の合金の優れた耐酸化性は、実質的にジルコニウムを含まないか、あるいは最少限の量のジルコニウムを含むチタン合金の組成を提供することによって、ある程度達成されるのであり、これについては後にさらに詳述する。従って、ジルコニウムは一般的に合金組成の一部として故意には添加されず、そのことにより、合金中に存在するいかなるジルコニウムも通常は不純物としてのものである。

30

【0018】

本発明の合金は、本明細書の背景技術の項において説明したもののような公知で現行の市販の高温チタン合金とは異なるものである。耐酸化性、高温強度および抗クリープ性に関して、本発明の合金は市販のTi-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1SiおよびTi-15Mo-3Nb-3Al-0.3Siの特性よりもずっと優れている。後者の合金はモリブデンの含有量が極めて高い準ベータ型チタン合金であり、従って、NbとSnを組み合わせる添加した準アルファ型チタン合金である本発明の合金とは全く異なるものである。

40

【0019】

Ti-6Al-2.7Sn-4Zr-0.4Mo-0.4Siは高温強度と抗クリープ性の良好な組み合わせを有する準アルファ型チタン合金であるが、この合金はニオブを含まず、本発明の合金よりも耐酸化性が劣っている。また本発明の合金は米国特許4906436号および米国特許5431874号の合金とも異なっていて、これらの特許はハフニウムとタンタルを含む高温チタン合金を開示している。

【0020】

本発明の合金はまた、次のニオブ含有高温チタン合金とも異なっている。すなわち、本明細書の背景技術の項において言及した米国特許4087292号、米国特許47707

50

26号および米国特許6284071号であり、これらはそれぞれ、ジルコニウムおよび比較的低いレベルのニオブを含むチタン合金を開示している。上で指摘したように、ジルコニウムは高温においてチタンの耐酸化性を著しく劣化させることが見いだされた。さらに、低含有量のニオブと高含有量のジルコニウムを組み合わせると、高温において非常に深いアルファ相のケースとひどいフレーキングが生じる。

【0021】

従って、本発明の合金は、スズと高含有量のニオブ（好ましくは3.0～6.0%）を組み合わせると添加した、ジルコニウムを含まないか、あるいは本質的にジルコニウムを含まないチタン合金として設計される。加えて、本発明の合金は上記の三つの特許の合金よりも良好な耐酸化性を示す。

10

【0022】

本発明の合金は準アルファ型チタン合金として設計される。その大部分の母相はチタンの稠密六方アルファ相である。それは元素としてのアルミニウム、スズ、ニオブ、モリブデンおよびケイ素によって強化され、そしてその耐酸化性はニオブとスズを組み合わせると添加することによって改善される。

【0023】

アルミニウムの含有量は一般に、アルファ相の最大限の強化を得るためと、金属間化合物（ Ti_3Al ）の形成を避けるために、できるだけ高くするべきである。アルミニウムの添加は高温強度と抗クリープ性を改善するのに有効である。この効果を実現するために、少なくとも4.5%のアルミニウムの添加が必要であり、一方、アルミニウムが多すぎると脆い Ti_3Al 相の形成を招く。従って、アルミニウムの含有量は7.5%以下に制限すべきである。

20

【0024】

スズは、ニオブと組み合わせると、耐酸化性を改善するのに極めて有効な元素である。一般的に言って、スズの含有量が高いほど、耐酸化性は良好になる。スズはまた、アルファ相とベータ相の両方を強化するので、高温強度を改善するのに有効である。耐酸化性と強度を改善するためにはスズを2.0%以上添加するのが好ましい。しかし、スズの含有量が過剰であると脆い Ti_3Al 相の形成を招く場合があり、また延性と溶接性を低下させる。従って、最大限のスズの含有量は8.0%以下で制御すべきである。

【0025】

ニオブは、スズと組み合わせると、耐酸化性を顕著に改善するのに非常に重要な元素である。ニオブとスズを組み合わせると、合金が高温に加熱されるときに、極めて密集して薄く、連続した多角形の酸化スケールが生じうる。またニオブを添加すると酸化スケールとチタンの母相の間の熱応力を最小限にすることができ、それにより、高温に長期間晒した後の酸化スケールのフレーキングが解消される。耐酸化性を改善するために1.5%以上のニオブを添加することが好ましいが、しかし、ニオブは弱いベータ相安定剤であり、主にベータ相を強化する。ニオブを大量に添加すると多くのベータ相が導入され、そのため高温強度と抗クリープ性を低下させる。従って、ニオブの上限は6.5%とするべきであり、これにより本発明の合金は1.5～6.5%のニオブを含み、例えば、2.0、2.5または3.0%から4.5、5.0、5.5、6.0または6.5%までのニオブを含んでいてもよい。一つのサンプルとしての態様において、この合金は2.5～3.5%または2.75～3.25%のニオブを含んでいてもよい。

30

40

【0026】

耐酸化性と高温強度を改善するために、この合金にタンタルを添加してもよい。タンタルの上限は1.0%とするべきであり、従って、0.0～1.0重量%の範囲内とする。

モリブデンは強いベータ相安定剤であり、主にベータ相を強化する。少量のモリブデン（0.5%）は、この合金の引張り強さを増大させるだろう。大量のモリブデンは抗クリープ性を低下させるだろう。従って、モリブデンの添加は0.1～2.5%の範囲内とするべきである。

【0027】

50

ケイ素は通常、結晶粒界と母相において微細なケイ化チタンを形成する。抗クリープ性を改善するために、この合金にケイ素を添加してもよい。0.1～0.6%のケイ素の添加は、抗クリープ性に及ぼすケイ素の効果が顕著になる範囲である。

【0028】

このチタン合金においては酸素の含有量が制御されるのが好ましい。酸素は強いアルファ相安定剤だからである。酸素の含有量が過剰であると、熱に晒した後の延性と破壊靱性が低下する傾向がある。酸素の上限は0.20%とし、好ましくは0.12%である。酸素は一般的に0.08～0.20重量%または0.08～0.12重量%の範囲である。この合金における炭素も一般的に0.10%以下に制御され、通常は0.02～0.10重量%または0.02～0.04重量%の範囲である。

10

【0029】

この合金において排除されるのが好ましいか、あるいは強く制限される二つの元素は、ジルコニウムとバナジウムである。これらは耐酸化性を低下させるからである。これらを合わせた上限は0.5重量%以下に制御されるべきである。従って、ジルコニウムとバナジウムのそれぞれの量は好ましくは0.0～0.5重量%の範囲であるが、しかしまた、ジルコニウムとバナジウムの合計も好ましくは0.0～0.5重量%の範囲である。

【0030】

高温強度と抗クリープ性を改善するためには、元素のニッケル、鉄、クロム、銅およびマンガンはこのチタン合金において排除されるか、あるいは強く制限されるべきであり、これらの元素の各々は0.10重量%以下に制御されるべきであり、そして除去できない元素を全て合わせた含有量は0.30重量%以下に制御されるべきである。従って、これら五つの元素の各々はこの合金において0.0～0.10重量%の範囲であってもよく、好ましくはこれら五つの元素の合計は0.0～0.30重量%の範囲である。

20

【0031】

元素のハフニウムとレニウムも、このチタン合金において排除されるか、あるいは強く制限される。これらを合わせた上限は0.3重量%以下に制御されるべきである。従って、この合金においてハフニウムとレニウムの各々の量は好ましくは0.0～0.3重量%の範囲であるが、しかしまた、ハフニウムとレニウムの合計も0.0～0.3重量%の範囲である。

【0032】

このチタン合金は一般に、ここでさらに詳しく説明する高温における耐酸化性、強度および抗クリープ性を有するチタン合金を提供するという目的に影響しないか、あるいは最小限にしか影響しない場合を除いて、ここで説明しているもの以外の元素は何も含有しない。

30

【0033】

実験用の合金は、最初に250グラムのボタンとして溶解され、0.100インチの厚さの薄板に熱間圧延され、そして熱処理された。チタン合金の耐酸化性と機械的特性に及ぼすAl、Sn、Zr、Nb、MoおよびSiの影響について検討した。その実験結果に基づいて、拡大される研究のためにTi-6Al-4Sn-3Nb-0.5Mo-0.3SiおよびTi-6Al-6Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Siの公称組成を有する二つの合金が選択された。プラズマアーク溶解法を用いて四つの70kgのインゴットが溶解され、次いで、ベータ相の領域において板材に熱間圧延され、次いで、アルファ+ベータ相の領域において0.135×31.5×100インチの薄板に熱間圧延された。これらの薄板は様々な温度で熱処理され、それにより次の三つのタイプの微細組織（ミクロ組織）が生成した：二形態（bimodal）I（15%の一次アルファ相）、二形態II（35%の一次アルファ相）、および等軸微細組織（60%の一次アルファ相）。これらの薄板について、耐酸化性、引張り特性、クリープ破断抵抗性、加熱後の引張り特性、冷間/熱間成形試験、超塑性成形試験、および溶接性の評価を行った。

40

【0034】

表1および表5は、チタン合金の様々なサンプルについて、サンプルを実質的に一定の

50

所定の温度において所定の時間にわたって空気に連続して曝露したときに生じた重量増加を mg/cm^2 で示す。従って、表 1 および表 5 は様々なチタン合金の耐酸化性を示すある測定値を与える。表 1 は、所定の温度がそれぞれ 650、700 および 750 (それぞれ 1202、1292 および 1382 °F) であった場合の 24、48、72、96、160 および 208 時間のそれぞれの時間についての、本発明の合金とその他のチタン合金のサンプル間のそのような重量増加の比較を示す。特に、表 1 におけるその他のチタン合金は、市販の合金である Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si および Ti-15Mo-3Nb-3Al-0.3Si であり、一方、表 1 における本発明のチタン合金は Ti-6Al-4Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Si および Ti-6Al-6Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Si である。

10

【0035】

表 5 は、上に挙げた三つのタイプの微細組織の Ti-6Al-4Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Si 合金についての同様のそれぞれの温度と時間での重量増加をさらに詳細に示す。表 1 に示すように、サンプルの本発明の合金は、市販の合金である Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si および Ti-15Mo-3Nb-3Al-0.3Si よりもずっと大きな耐酸化性を示した。本発明のサンプルの合金の三つのタイプの微細組織のものは、同じ条件において他の合金と比較して比較的わずかな重量増加しか示さなかった。このことは、優れた耐酸化性と様々な機械的特性のレベルの良好な組み合わせを得るための、様々な微細組織の選択を与えるだろう。特定の微細組織とは別に、サンプルの本発明の合金は、当該市販のサンプルの合金よりもずっと良好な耐酸化性を示した。

20

【0036】

本発明のチタン合金について試験を行った実施態様において、 mg/cm^2 での重量増加は、例えば、合金を約 650 の温度において 24 時間にわたって空気中に連続して置いた後に 0.08、0.09、0.10、0.11、0.12、0.13、0.14 または 0.15 以下であり、合金を約 650 の温度において 48 時間にわたって空気中に連続して置いた後に 0.11、0.12、0.13、0.14、0.15、0.16、0.17、0.18、0.19 または 0.20 以下であり、合金を約 650 の温度において 72 時間にわたって空気中に連続して置いた後に 0.13、0.14、0.15、0.16、0.17、0.18、0.19、0.20、0.21 または 0.22 以下であり、合金を約 650 の温度において 96 時間にわたって空気中に連続して置いた後に 0.14、0.15、0.16、0.17、0.18、0.19、0.20、0.21、0.22、0.23、0.24 または 0.25 以下であり、合金を約 650 の温度において 160 時間にわたって空気中に連続して置いた後に 0.18、0.19、0.20、0.21、0.22、0.23、0.24、0.25、0.26、0.27、0.28、0.29 または 0.30 以下であり、合金を約 650 の温度において 208 時間にわたって空気中に連続して置いた後に 0.20、0.21、0.22、0.23、0.24、0.25、0.26、0.27、0.28、0.29、0.30、0.31、0.32、0.33、0.34 または 0.35 以下であり、合金を約 700 の温度において 24 時間にわたって空気中に連続して置いた後に 0.17、0.18、0.19、0.20、0.21、0.22、0.23、0.24、0.25、0.26 または 0.27 以下であり、合金を約 700 の温度において 48 時間にわたって空気中に連続して置いた後に 0.23、0.24、0.25、0.26、0.27、0.28、0.29、0.30、0.31、0.32、0.33、0.34 または 0.35 以下であり、合金を約 700 の温度において 72 時間にわたって空気中に連続して置いた後に 0.28、0.29、0.30、0.31、0.32、0.33、0.34、0.35、0.36、0.37、0.38、0.39、0.40、0.41、0.42、0.43、0.44 または 0.45 以下であり、合金を約 700 の温度において 96 時間にわたって空気中に連続して置いた後に 0.32、0.33、0.34、0.35、0.36、0.37、0.38、0.39、0.40、0.41、0.42、0.43、0.44、0.45、0.46、0.47、0.48、0.49 または 0.50 以下であり、合金を約 700 の温度において 160 時間に

30

40

50

わたって空気中に連続して置いた後に 0.42、0.43、0.44、0.45、0.46、0.47、0.48、0.49、0.50、0.51、0.52、0.53、0.54、0.55、0.56、0.57、0.58、0.59 または 0.60 以下であり、合金を約 700 の温度において 208 時間にわたって空気中に連続して置いた後に 0.47、0.48、0.49、0.50、0.51、0.52、0.53、0.54、0.55、0.56、0.57、0.58、0.59、0.60、0.61、0.62、0.63、0.64、0.65、0.66、0.67、0.68、0.69、0.70、0.71、0.72、0.73、0.74、0.75、0.76、0.77、0.78、0.79 または 0.80 以下であり、合金を約 750 の温度において 24 時間にわたって空気中に連続して置いた後に 0.35、0.36、0.37、0.38、0.39、0.40、0.41、0.42、0.43、0.44、0.45、0.46、0.47、0.48、0.49、0.50、0.51、0.52、0.53、0.54、0.55、0.56、0.57、0.58、0.59 または 0.60 以下であり、合金を約 750 の温度において 48 時間にわたって空気中に連続して置いた後に 0.49、0.50、0.51、0.52、0.53、0.54、0.55、0.56、0.57、0.58、0.59、0.60、0.61、0.62、0.63、0.64、0.65、0.66、0.67、0.68、0.69 または 0.70、0.71、0.72、0.73、0.74、0.75、0.76、0.77、0.78、0.79 または 0.80 以下であり、合金を約 750 の温度において 96 時間にわたって空気中に連続して置いた後に 0.72、0.73、0.74、0.75、0.76、0.77、0.78、0.79、0.80、0.81、0.82、0.83、0.84、0.85、0.86、0.87、0.88、0.89、0.90、0.91、0.92、0.93、0.94、0.95、0.96、0.97、0.98、0.99、1.00、1.01、1.02、1.03、1.04、1.05、1.06、1.07、1.08、1.09、1.10、1.11、1.12、1.13、1.14、1.15、1.16、1.17、1.18、1.19 または 1.20 以下であり、合金を約 750 の温度において 160 時間にわたって空気中に連続して置いた後に 0.95、0.96、0.97、0.98、0.99、1.00、1.01、1.02、1.03、1.04、1.05、1.06、1.07、1.08、1.09、1.10、1.11、1.12、1.13、1.14、1.15、1.16、1.17、1.18、1.19、1.20、1.21、1.22、1.23、1.24、1.25、1.26、1.27、1.28、1.29、1.30、1.31、1.32、1.33、1.34、1.35、1.36、1.37、1.38、1.39、1.40、1.41、1.42、1.43、1.44、1.45、1.46、1.47、1.48、1.49 または 1.50 以下であり、そして合金を約 750 の温度において 208 時間にわたって空気中に連続して置いた後に 1.12、1.13、1.14、1.15、1.16、1.17、1.18、1.19、1.20、1.21、1.22、1.23、1.24、1.25、1.26、1.27、1.28、1.29、1.30、1.31、1.32、1.33、1.34、1.35、1.36、1.37、1.38、1.39、1.40、1.41、1.42、1.43、1.44、1.45、1.46、1.47、1.48、1.49、1.50、1.51、1.52、1.53、1.54、1.55、1.56、1.57、1.58、1.59、1.60、1.61、1.62、1.63、1.64、1.65、1.66、1.67、1.68、1.69、1.70 または 2.00 以下であった。

【0037】

表 4 は様々な合金について特定の酸化試験を行った後の重量増加とアルファ相のケースの深さを示す。より詳細には、本発明のサンプルとしての合金である Ti-6Al-6Sn-6Nb-0.5Mo-0.3Si (図 4d) は、この合金を約 750 の温度において 208 時間にわたって空気中に連続して置いた後にミクロンすなわちマイクロメートル (μm) で約 80、85、90、95 または 100 以下のアルファ相のケースの深さを有し、そしてこの合金を約 650 の温度において 208 時間にわたって空気中に連続して置いた後に約 40、45、50 または 55 以下のアルファ相のケースの深さを有する。さらに

、本発明のサンプルとしての合金である $Ti-6Al-6Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Si$ (図4e) は、この合金を約750 の温度において208時間にわたって空气中に連続して置いた後に約70、75、80、85、90、95または100以下のアルファ相のケースの深さを有し、そしてこの合金を約650 の温度において208時間にわたって空气中に連続して置いた後に約20、25、30、35、40、45、50または55以下のアルファ相のケースの深さを有する。

【0038】

表2と表6はチタン合金の様々なサンプルの引張り特性、すなわち、引張り強さ、降伏強さおよび伸び率(伸び率パーセント)を示す。表2は約25、200、400、600、650、700および750 (それぞれ約77、392、752、1112、1202、1292および1382 °F)における本発明の合金のサンプルとその他のチタン合金のサンプルとの間の引張り特性の比較を与える。特に、表2におけるその他のチタン合金とは、市販の合金である $Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si$ および $Ti-15Mo-3Nb-3Al-0.3Si$ であり、一方、表2における本発明のチタン合金は $Ti-6Al-4Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Si$ および $Ti-6Al-6Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Si$ である。表6は、本発明のサンプルの合金である $Ti-6Al-4Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Si$ の上に挙げた三つの微細組織のものについての、同じ温度での縦方向と横方向の両方における引張り特性を示す。

【0039】

本発明のチタン合金の試験を行った実施態様のものは、メガパスカル(MPa)で測定して、約25 の温度において少なくとも1100、1110、1120、1130、1140、1150、1160、1170、1180、1190、1200、1210、1220または1230の引張り強さ(UTS)を有し、約200 の温度において少なくとも880、890、900、910、920、930、940、950、960、970、980、990、1000、1010、1020、1030または1040の引張り強さを有し、約400 の温度において少なくとも760、770、780、790、800、810、820、830、840、850、860、870、880、890、900または910の引張り強さを有し、約600 の温度において少なくとも590、600、610、620、630、640、650、660、670、680、690、700または710の引張り強さを有し、約650 の温度において少なくとも480、490、500、510、520、530、540、550、560、570、580、590、600、610または620の引張り強さを有し、約700 の温度において少なくとも380、390、400、410、420、430、440、450、460、470、480、490、500、510または520の引張り強さを有し、そして約750 の温度において少なくとも260、270、280、290、300、310、320、330、340、350、360、370、380、390または400の引張り強さを有する。

【0040】

本発明のチタン合金の試験を行った実施態様のものは、MPaで測定して、約25 の温度において少なくとも1000、1010、1020、1030、1040、1050、1060、1070、1080、1090、1100、1110、1120、1130、1140、1150、1160または1170の降伏強さ(YS)を有し、約200 の温度において少なくとも750、760、770、780、790、800、810、820、830、840、850、860、870、880、890または900の降伏強さを有し、約400 の温度において少なくとも600、610、620、630、640、650、660、670、680、690、700、710、720、730、740、750、760または770または780の降伏強さを有し、約600 の温度において少なくとも460、470、480、490、500、510、520、530、540または550の降伏強さを有し、約650 の温度において少なくとも370、380、390、400、410、420、430、440、450、460、470また

は480の降伏強さを有し、約700の温度において少なくとも250、260、270、280、290、300、310、320、330、340、350または360の降伏強さを有し、そして約750の温度において少なくとも150、160、170、180、190、200、210、220、230、240、250、260または270の降伏強さを有する。

【0041】

表3と表7は様々なチタン合金のクリープ破断特性を示す。表3は、本発明のサンプルとしてのチタン合金であるTi-6Al-4Sn-3Nb-0.5Mo-0.3SiおよびTi-6Al-6Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Siの650および138MPaにおけるクリープ破断までの時間は、市販の合金であるTi-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1SiおよびTi-15Mo-3Nb-3Al-0.3Siよりもずっと大きいことを示している。表7は、本発明のサンプルとしてのチタン合金であるTi-6Al-4Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Siについて、縦方向において、上で言及した二形態Iの微細組織についてのクリープ破断までの時間は600および173MPaにおいて少なくとも約90、95または100時間であり、650および138MPaにおいて少なくとも約90、95または100時間であり、700および104MPaにおいて少なくとも約30、35、40または45時間であり、そして750および69MPaにおいて少なくとも10、15、20または25時間であることを示している。表7はまた、本発明のサンプルとしてのチタン合金であるTi-6Al-4Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Siについて、縦方向において、上で言及した二形態IIの微細組織についてのクリープ破断までの時間は600および173MPaにおいて少なくとも約90、95または100時間であり、650および138MPaにおいて少なくとも約50、55、60、65、70または75時間であり、700および104MPaにおいて少なくとも約5または10時間であり、そして750および69MPaにおいて少なくとも5、10または15時間であることを示している。表7はさらに、本発明のサンプルとしてのチタン合金であるTi-6Al-4Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Siについて、縦方向において、上で言及した等軸微細組織についてのクリープ破断までの時間は650および138MPaにおいて少なくとも約5、10、15または20時間であることを示している。

【0042】

本発明の合金は目標とする微細組織を得るために熱処理して、それにより少なくとも750までの高温において高強度と良好なクリープ破断特性を最適にし、また良好な延性を保持することができる。溶体化処理温度を高めると、一次アルファ相の体積分率は低下し、それにより高温での高強度と高い抗クリープ性がもたらされる。

【0043】

特定の用途において、本発明の合金は高温において長い使用期間にわたって変形に対する抵抗性を保持することが重要であろうし、またこの合金は持続的に熱に晒した後に室温での十分な延性を保持することも重要であろう。これは、熱曝露後安定性と呼ばれる。表8は、650、700および750において100時間にわたって熱に晒した後のTi-6Al-4Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Siの室温(約25)での引張り特性を証明している。サンプルが引張り試験に供される前に酸化スケールは除去された。本発明の合金は優れた室温での延性と強度を示し、この合金は有害で脆い相を析出することなく良好な熱曝露後安定性を有することを示す。

【0044】

室温(約25)での引張り特性に及ぼす酸化スケールの影響について、表9に示す。650、700および750において100時間にわたって熱に晒した後の、全てが酸化スケールを伴う引張りサンプルを試験に供した。明らかに、この合金は良好な室温強度と十分な延性すなわち2~4%の伸び率を示す。特に注目すべきことは、750という高温において100時間にわたって熱に晒した後の本発明のサンプルとしてのチタン合金の室温引張り延性すなわち伸び率である。それに対して、市販のTi-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1SiおよびTi-15Mo-3Nb-3Al-0.3Siの合金は、75

0 という高温においてひどい酸化スケールのフレーキングを示し、従って、引張り延性は得られなかった、すなわち、これらの材料は非常に脆くて降伏強度は得られなかった。

【0045】

表8を全体として参照すると、上で言及した二形態Ⅰの微細組織を有するTi-6Al-4Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Siの室温(約25℃)での引張り強さ(UTS)は、約650 MPaにおいて100時間にわたって連続して熱に晒した後に、酸化スケールを除去した状態で少なくとも約1100、1110、1120、1130、1140または1150 MPaであり、約700 MPaにおいて100時間にわたって連続して熱に晒した後に、酸化スケールを除去した状態で少なくとも約1100、1110、1120、1130または1140 MPaであり、そして約750 MPaにおいて100時間にわたって連続して熱に晒した後に、酸化スケールを除去した状態で少なくとも約1050、1060、1070、1080または1090 MPaである。上で言及した二形態Ⅱの微細組織を有するTi-6Al-4Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Siの室温でのUTSは、約650 MPaにおいて100時間にわたって連続して熱に晒した後に、酸化スケールを除去した状態で少なくとも約1070、1080、1090、1100、1110または1120 MPaであり、約700 MPaにおいて100時間にわたって連続して熱に晒した後に、酸化スケールを除去した状態で少なくとも約1080、1090、1100、1110または1120 MPaであり、そして約750 MPaにおいて100時間にわたって連続して熱に晒した後に、酸化スケールを除去した状態で少なくとも約1050、1060、1070、1080または1090 MPaである。上で言及した等軸微細組織を有するTi-6Al-4Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Siの室温でのUTSは、約650 MPaにおいて100時間にわたって連続して熱に晒した後に、酸化スケールを除去した状態で少なくとも約1170、1180、1190、1200、1210または1220 MPaであり、約700 MPaにおいて100時間にわたって連続して熱に晒した後に、酸化スケールを除去した状態で少なくとも約1100、1110、1120、1130、1140または1150 MPaであり、そして約750 MPaにおいて100時間にわたって連続して熱に晒した後に、酸化スケールを除去した状態で少なくとも約1100、1110、1120、1130、1140、1150、1160または1170 MPaである。

【0046】

続けて表8を全体として参照すると、上で言及した二形態Ⅰの微細組織を有するTi-6Al-4Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Siの室温での降伏強さ(YS)は、約650 MPaにおいて100時間にわたって連続して熱に晒した後に、酸化スケールを除去した状態で少なくとも約1040、1050、1060、1070または1080 MPaであり、約700 MPaにおいて100時間にわたって連続して熱に晒した後に、酸化スケールを除去した状態で少なくとも約1000、1010、1020、1030、1040、1050、1060または1070 MPaであり、そして約750 MPaにおいて100時間にわたって連続して熱に晒した後に、酸化スケールを除去した状態で少なくとも約970、980、990、1000または1010 MPaである。上で言及した二形態Ⅱの微細組織を有するTi-6Al-4Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Siの室温でのYSは、約650 MPaにおいて100時間にわたって連続して熱に晒した後に、酸化スケールを除去した状態で少なくとも約1040、1050、1060、1070または1080 MPaであり、約700 MPaにおいて100時間にわたって連続して熱に晒した後に、酸化スケールを除去した状態で少なくとも約1000、1010、1020、1030、1040、1050または1060 MPaであり、そして約750 MPaにおいて100時間にわたって連続して熱に晒した後に、酸化スケールを除去した状態で少なくとも約980、990、1000、1010または1020 MPaである。上で言及した等軸微細組織を有するTi-6Al-4Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Siの室温でのYSは、約650 MPaにおいて100時間にわたって連続して熱に晒した後に、酸化スケールを除去した状態で少なくとも約1130、1140、1150、1160、1170または1180 MPaであり、約700 MPaにおいて100時間にわたって連続して熱に晒した後に、酸化スケールを除去した状態で

で少なくとも約1040、1050、1060、1070、1080、1090または1100MPaであり、そして約750 において100時間にわたって連続して熱に晒した後に、酸化スケールを除去した状態で少なくとも約1050、1060、1070、1080、1090、1100または1110MPaである。

【0047】

続けて表8を全体として参照すると、上で言及した二形態Iの微細組織を有するTi-6Al-4Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Siの室温での伸び率(E1、%)は、約650 において100時間にわたって連続して熱に晒した後に、酸化スケールを除去した状態で少なくとも約10、11、12、13または14であり、約700 において100時間にわたって連続して熱に晒した後に、酸化スケールを除去した状態で少なくとも約10、11、12、13または14であり、そして約750 において100時間にわたって連続して熱に晒した後に、酸化スケールを除去した状態で少なくとも約10、11、12、13または14である。上で言及した二形態IIの微細組織を有するTi-6Al-4Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Siの室温での伸び率は、約650 において100時間にわたって連続して熱に晒した後に、酸化スケールを除去した状態で少なくとも約10、11、12、13、14または15であり、約700 において100時間にわたって連続して熱に晒した後に、酸化スケールを除去した状態で少なくとも約10、11、12、13または14であり、そして約750 において100時間にわたって連続して熱に晒した後に、酸化スケールを除去した状態で少なくとも約10、11、12、13、14または15である。上で言及した等軸微細組織を有するTi-6Al-4Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Siの室温での伸び率は、約650 において100時間にわたって連続して熱に晒した後に、酸化スケールを除去した状態で少なくとも約7、8、9、10または11であり、約700 において100時間にわたって連続して熱に晒した後に、酸化スケールを除去した状態で少なくとも約7、8、9、10または11であり、そして約750 において100時間にわたって連続して熱に晒した後に、酸化スケールを除去した状態で少なくとも約7、8、9、10、11または12である。

【0048】

表9を全体として参照すると、上で言及した二形態Iの微細組織を有するTi-6Al-4Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Siの室温(約25)での引張り強さ(UTS)は、約650 において100時間にわたって連続して熱に晒した後に、試験サンプル上に酸化スケールが残った状態で少なくとも約1090、1100、1110、1120、1130または1140MPaであり、約700 において100時間にわたって連続して熱に晒した後に、試験サンプル上に酸化スケールが残った状態で少なくとも約1080、1090、1100、1110または1120MPaであり、そして約750 において100時間にわたって連続して熱に晒した後に、試験サンプル上に酸化スケールが残った状態で少なくとも約1020、1030、1040、1050または1060MPaである。上で言及した二形態IIの微細組織を有するTi-6Al-4Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Siの室温でのUTSは、約650 において100時間にわたって連続して熱に晒した後に、試験サンプル上に酸化スケールが残った状態で少なくとも約1070、1080、1090、1100、1110、1120または1130MPaであり、約700 において100時間にわたって連続して熱に晒した後に、試験サンプル上に酸化スケールが残った状態で少なくとも約1040、1050、1060、1070または1080MPaであり、そして約750 において100時間にわたって連続して熱に晒した後に、試験サンプル上に酸化スケールが残った状態で少なくとも約1000、1010、1020、1030、1040または1050MPaである。

【0049】

続けて表9を全体として参照すると、上で言及した二形態Iの微細組織を有するTi-6Al-4Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Siの室温での降伏強さ(YS)は、約650 において100時間にわたって連続して熱に晒した後に、試験サンプル上に酸化スケールが残った状態で少なくとも約1040、1050、1060、1070、1080、1

10

20

30

40

50

090または1100MPaであり、約700 において100時間にわたって連続して熱に晒した後に、試験サンプル上に酸化スケールが残った状態で少なくとも約1000、1010、1020、1030、1040、1050、1060または1070MPaであり、そして約750 において100時間にわたって連続して熱に晒した後に、試験サンプル上に酸化スケールが残った状態で少なくとも約970、980、990、1000または1010MPaである。上で言及した二形態IIの微細組織を有するTi-6Al-4Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Siの室温でのYSは、約650 において100時間にわたって連続して熱に晒した後に、試験サンプル上に酸化スケールが残った状態で少なくとも約1040、1050、1060、1070、1080または1090MPaであり、約700 において100時間にわたって連続して熱に晒した後に、試験サンプル上に酸化スケールが残った状態で少なくとも約990、1000、1010、1020または1030MPaであり、そして約750 において100時間にわたって連続して熱に晒した後に、試験サンプル上に酸化スケールが残った状態で少なくとも約970、980、990、1000または1010MPaである。

【0050】

続けて表9を全体として参照すると、上で言及した二形態Iの微細組織を有するTi-6Al-4Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Siの室温での伸び率(E₁%)は、約650 において100時間にわたって連続して熱に晒した後に、試験サンプル上に酸化スケールが残った状態で少なくとも約1、2または3であり、約700 において100時間にわたって連続して熱に晒した後に、試験サンプル上に酸化スケールが残った状態で少なくとも約1、2、または3であり、そして約750 において100時間にわたって連続して熱に晒した後に、試験サンプル上に酸化スケールが残った状態で少なくとも約1、2または3である。上で言及した二形態IIの微細組織を有するTi-6Al-4Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Siの室温での伸び率は、約650 において100時間にわたって連続して熱に晒した後に、試験サンプル上に酸化スケールが残った状態で少なくとも約1、2または3であり、約700 において100時間にわたって連続して熱に晒した後に、試験サンプル上に酸化スケールが残った状態で少なくとも約1、2、3または4であり、そして約750 において100時間にわたって連続して熱に晒した後に、試験サンプル上に酸化スケールが残った状態で少なくとも約1、2または3である。

【0051】

本発明の合金は室温または高温において高度に成形性である(冷間成形性および熱間成形性)。表10はTi-6Al-4Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Siの二重曲げ試験のデータを示す。準アルファ相合金として、本発明の合金は2.6、2.7、2.8、2.9、3.0、3.1、3.2、3.3、3.4、3.5、3.6、3.7、3.8、3.9または4.0の半径/厚さ比率で冷間成形することができ、これは明らかにTi-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Siで必要となる半径/厚さ比率である4.5よりも小さい。表11は、約780 ~ 約930 の高温におけるTi-6Al-4Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Siの高速ひずみ速度引張りの結果を示す。本発明の合金は良好な熱間成形性、高温における極めて高い延性または伸び率(約90 ~ 230%の伸び)および十分に低い流動応力を示す。

【0052】

本発明の合金はまた、超塑性成形法(SPF)を用いて複雑な形状の部品に形成することもできる。表12は、925 ~ 970 の温度範囲において 3×10^{-4} /秒のひずみ速度におけるTi-6Al-4Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Siの超塑性成形特性を示す。本発明の合金は、SPF成形について340 ~ 460%の伸びと十分に低い流動応力を示す。この試験はまた、本発明の合金は準アルファ相チタン合金であるために溶接可能なチタン合金であることも証明している。

【0053】

上に提示したデータからわかるように、本発明は少なくとも750 までの高温において用いることのできる高温耐酸化性チタン合金を提供する。この合金は、Ti-6Al-2

10

20

30

40

50

Sn-4Zr-2Mo-0.1SiおよびTi-15Mo-3Nb-3Al-0.3Siのような市販の合金と比較して、高温でのより高い強度のみならず、ずっと大きな耐酸化性も有していて、そしてこの合金は、高温での優れた耐酸化性、高強度および抗クリープ性の良好な組み合わせ、および良好な熱曝露後安定性を示す。さらに、この合金は、冷間成形、熱間成形、超塑性成形、および溶接技術を用いて部品に製造することができる。

【0054】

本発明の合金のこれらの特性と性能は、合金の化学組成の厳密な制御によって達成される。特に、ニオブとスズを組み合わせた添加量は所定の範囲内に維持されるべきである。特性の良好な組み合わせを得るために、アルミニウム、モリブデン、ケイ素および酸素も所定の範囲内で制御されるべきである。ジルコニウム、鉄、ニッケルおよびクロムのような不純物はかなり低いレベルに維持されるべきである。

【0055】

【表1】

表1 様々なチタン合金の酸化試験の結果

合金	試験温度 °C	重量増加 mg/cm ²						
		0 時間	24 時間	48 時間	72 時間	96 時間	160 時間	208 時間
Ti-6Al-2Sn-4Zr- 2Mo-0.1Si	650	0	0.15	0.21	0.26	0.28	0.38	0.43
	700	0	0.32	0.44	0.52	0.61	0.86	1.08
	750	0	0.70	1.21	1.64	2.20	3.93	7.22
Ti-15Mo-3Nb- 3Al-0.3Si	650	0	0.28	0.38	0.43	0.48	0.57	0.61
	700	0	0.44	0.70	1.03	1.39	2.16	2.66
	750	0	0.99	1.88	3.55	5.85	12.7	19.1
Ti-6Al-4Sn- 3Nb-0.5Mo- 0.3Si	650	0	0.08	0.12	0.15	0.14	0.19	0.20
	700	0	0.17	0.23	0.28	0.32	0.42	0.47
	750	0	0.36	0.50	0.64	0.74	1.00	1.17
Ti-6Al-6Sn- 3Nb-0.5Mo- 0.3Si	650	0	0.09	0.12	0.13	0.15	0.20	0.22
	700	0	0.19	0.26	0.31	0.34	0.45	0.51
	750	0	0.38	0.53	0.66	0.79	1.06	1.25

【0056】

【表 2】

表 2 様々なチタン合金の機械的特性の試験の結果

合金	引張り特性	試験温度 °C						
		25	200	400	600	650	700	750
Ti-6Al-2Sn-4Zr- 2Mo-0.1Si	UTS, MPa	1032	856	776	571	475	389	242
	YS, MPa	949	723	622	439	351	205	131
	El., %	13	14	17	32	72	46	119
Ti-15Mo-3Nb- 3Al-0.3Si	UTS, MPa	934	743	680	423	300	197	119
	YS, MPa	871	641	552	328	213	126	63
	El., %	18	22	26	50	120	200	200
Ti-6Al-4Sn-3Nb- 0.5Mo-0.3Si	UTS, MPa	1152	918	765	601	487	402	314
	YS, MPa	1093	788	758	481	380	314	216
	El., %	17	18	20	36	46	46	73
Ti-6Al-6Sn-3Nb- 0.5Mo-0.3Si	UTS, MPa	1143	934	852	600	544	410	317
	YS, MPa	1079	824	711	491	406	293	188
	El., %	15	16	15	35	36	49	90

【 0 0 5 7 】

【表 3】

表 3 様々なチタン合金のクリープ破断特性の試験

合金	650°Cおよび 138MPa におけるクリープ破断特性
	クリープ破断までの時間, hrs
Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si	25.5
Ti-15Mo-3Nb-3Al-0.3Si	3.4
Ti-6Al-4Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Si	71.9
Ti-6Al-6Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Si	44.0

【 0 0 5 8 】

【表 4】

表 4 様々なチタン合金の重量増加とアルファ相のケースの深さ

合金	750℃/208 時間の酸化試験		650℃/208 時間の酸化試験	
	重量増加 mg/cm ²	アルファ相の ケース μm	重量増加 mg/cm ²	アルファ相の ケース μm
Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si	7.22	141	0.43	64
Ti-6Al-6Zr-6Nb-0.5Mo-0.3Si	1.97	143	0.34	96
Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Nb-0.5Mo- 0.3Si	1.88	145	0.33	70
Ti-6Al-6Sn-6Nb-0.5Mo-0.3Si	1.27	82	0.24	45
Ti-6Al-6Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Si	1.25	75	0.22	24

10

20

【 0 0 5 9 】

【表 5】

表 5 Ti-6Al-4Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Si 合金の酸化試験の結果

微細組織	試験温度 ℃	重量増加, mg/cm ²						
		0 時間	24 時間	48 時間	72 時間	96 時間	160 時間	208 時間
二形態 I	650	0	0.09	0.12	0.14	0.15	0.20	0.21
	700	0	0.18	0.25	0.29	0.34	0.43	0.48
	750	0	0.35	0.49	0.61	0.72	0.95	1.12
二形態 II	650	0	0.08	0.12	0.15	0.14	0.19	0.20
	700	0	0.17	0.23	0.28	0.32	0.42	0.47
	750	0	0.36	0.50	0.64	0.74	1.00	1.17
等軸	650	0	0.08	0.11	0.13	0.14	0.18	0.21
	700	0	0.17	0.24	0.28	0.33	0.43	0.49
	750	0	0.41	0.60	0.73	0.88	1.14	1.33

30

40

【 0 0 6 0 】

【表 6】

表 6 Ti-6Al-4Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Si 合金の機械的特性の試験結果

微細組織	引張り特性	試験温度 °C						
		25	200	400	600	650	700	750
二形態Ⅰ 縦方向	UTS, MPa	1157	914	801	636	522	420	335
	YS, MPa	1090	894	633	487	391	302	219
	El., %	16	18	19	29	40	43	94
二形態Ⅰ 横方向	UTS, MPa	1204	1030	898	698	609	517	387
	YS, MPa	1092	867	735	542	476	359	262
	El., %	15	18	18	19	26	28	53
二形態Ⅱ 縦方向	UTS, MPa	1152	918	765	601	487	402	314
	YS, MPa	1093	788	758	481	380	314	216
	El., %	17	18	20	36	46	46	73
二形態Ⅱ 横方向	UTS, MPa	1183	1019	880	694	604	473	352
	YS, MPa	1090	873	740	515	424	334	240
	El., %	9	14	16	19	11	13	36
等軸 縦方向	UTS, MPa	1221	990	893	638	517	386	264
	YS, MPa	1165	890	777	515	376	270	153
	El., %	14	14	13	28	55	93	179

【 0 0 6 1 】

【表 7】

表 7 Ti-6Al-4Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Si 合金のクリープ破断特性

微細組織	サンプルの 方向	クリープ破断 試験の条件	破断時間 hrs	クリープ変形 %
二形態Ⅰ	縦方向	600°C/173MPa	100*	4.1
	縦方向	650°C/138MPa	100*	23.8
	縦方向	700°C/104MPa	42.8	66.4
	縦方向	750°C/69MPa	23.1	42.7
二形態Ⅱ	縦方向	600°C/173MPa	100*	6.1
	縦方向	650°C/138MPa	71.9	40.9
	縦方向	700°C/104MPa	9.8	6.6
	縦方向	750°C/69MPa	13.9	49.0
等軸	縦方向	650°C/138MPa	16.6	52.1

注：100* は破断時間が 100 時間を超えることを表す

【 0 0 6 2 】

【表 8】

表 8 熱に晒した後の Ti-6Al-4Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Si 合金の室温引張り特性
(酸化スケールが除去されたもの)

熱への曝露	微細組織	引張り特性		
		UTS, MPa	YS, MPa	El., %
650°C/100 時間	二形態Ⅰ	1152	1083	14
	二形態Ⅱ	1120	1073	15
	等軸	1220	1177	11
700°C/100 時間	二形態Ⅰ	1141	1065	14
	二形態Ⅱ	1124	1052	14
	等軸	1153	1092	11
750°C/100 時間	二形態Ⅰ	1090	1008	14
	二形態Ⅱ	1092	1012	15
	等軸	1170	1099	12

【 0 0 6 3 】

【表 9】

表 9 熱に晒した後の Ti-6Al-4Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Si 合金の室温引張り特性
(酸化スケールを有するもの)

熱への曝露	微細組織	引張り特性		
		UTS, MPa	YS, MPa	El., %
650°C/100 時間	二形態Ⅰ	1136	1100	3
	二形態Ⅱ	1124	1086	3
700°C/100 時間	二形態Ⅰ	1112	1070	3
	二形態Ⅱ	1074	1030	4
750°C/100 時間	二形態Ⅰ	1052	1012	2
	二形態Ⅱ	1047	1008	3

10

【 0 0 6 4 】

【表 1 0】

20

表 1 0 Ti-6Al-4Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Si 合金の二重曲げ延性

曲げ半径/シートの厚さ (R/t)	二重曲げの結果	
	一回目の曲げ	二回目の曲げ
2.88	合格	合格
2.61	合格	不合格
Ti-6242 シートの仕様は R/t = 4.5 をパスすることを要する		

30

【 0 0 6 5 】

【表 1 1】

表 1 1 Ti-6Al-4Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Si 合金の熱間成形特性
(高速ひずみ速度引張り特性、0.01/秒)

温度 °C	788	816	843	871	927
0.2 の真ひずみでの真応力 MPa	348	293	236	187	110
伸び %	91	95	190	200	230

40

【 0 0 6 6 】

【表 1 2】

表 1 2 Ti-6Al-4Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Si 合金の超塑性成形特性
(ひずみ速度、 3×10^{-4} /秒)

超塑性成形温度、°C	927	940	954	968
0.2 の真ひずみでの応力 MPa	30	25	20	17
1.1 の真ひずみでの応力 MPa	37	33	26	25
合計の伸び %	400	460	360	340

10

【0 0 6 7】

表 2、6、8 および 9 に示す室温（約 25 °C）での引張り試験は A S T M E 8 - 1 1（金属材料の張力試験のための標準的な試験法）に従って行われ、表 2、6、8 および 9 に示す高温引張り試験は A S T M E 2 1 - 0 9（金属材料の高温張力試験のための標準的な試験法）に従って行われ、表 1 1 に示す熱間成形特性試験は A S T M E 2 1 - 0 9 に従って行われ、表 3 および 7 に示すクリープ破断試験は A S T M 1 3 9 - 1 1（金属材料のクリープ試験、クリープ破断試験および応力破断試験を行うための標準的な試験法）に従って行われ、表 1 0 に示す二重曲げ試験は A S T M E 2 9 0 - 0 9（延性についての材料の曲げ試験のための標準的な試験法）に従って行われ、表 1 2 に示す超塑性成形試験は A S T M E 2 4 4 8 - 0 8（金属の薄片材料の超塑性特性を測定するための標準的な試験法）に従って行われ、重量増加とアルファ相のケース深さに関する酸化試験（表 1、4 および 5）において用いられたサンプルはおおよそ 2 mm × 1 0 mm × 5 0 mm であった。

20

【0 0 6 8】

概して言えば、本発明のチタン合金は少なくとも 6 0 0、6 5 0、7 0 0 および 7 5 0 °C の高温での優れた耐酸化性、高強度および抗クリープ性、さらには良好な冷間成形性と熱間成形性、良好な超塑性成形特性および良好な溶接性を有する。これらのチタン合金は耐酸化性、耐食性、高温における高強度および軽量性が要求される構造部品（例えば、航空機の機体部品（遮熱材、プラグノズルなど）、航空機エンジン部品（ケーシング、ブレードおよびベーン）および自動車部品（バルブ））のために用いることができる。

30

【0 0 6 9】

本発明の合金は様々な構成部品、製品またはパーツ、特に高温における高強度が要求されるものを形成するために用いることができる。本発明の合金は 6 5 0、7 0 0 または 7 5 0 °C といった高温において極めて有用であるが、この合金は 6 0 0 °C（1 1 1 2 °F）あるいはもっと低い温度のような、ある程度低い温度においてもかなりの利益を提供するであろう。すなわち、他のチタン合金はそのような低い温度において用いるのに十分に適しているかもしれないが、本発明のチタン合金は、少なくとも一部は上で説明した特性により、これらの温度においてかなりの利益を提供する。

【0 0 7 0】

40

図 5 ~ 8 は本発明のチタン合金で形成することのできる部品の幾つかを例示している。図 5 を参照すると、胴体 2、翼 4 およびそれぞれのパイロン 8 によって航空機の翼 4 に取り付けられたガスタービンエンジン 6 を有する航空機 1 が示されている。図 6 は、パイロン 8 が翼 4 に固定されていて、そしてそこから下方と前方に延びていて、また航空機のエンジン 6 がパイロン 8 に固定されていて、そしてそこから下方に延びていることを示している。より詳細には、パイロン 8 は前方部分 1 0 と後方部分すなわち尾部 1 2 を有し、このとき、後方部分 1 2 の最上部が翼 4 の底部に固定されていて、前方部分 1 0 の底部がエンジン 6 の最上部に固定されている。一般に、エンジン 6 の多くのエンジン部品またはパイロン 8 のパイロン構成要素を、本発明の合金（これには以下で詳説するものが含まれるが、しかしそれらには限定されない）から形成することができる。

50

【 0 0 7 1 】

エンジン 6 に含まれるものは、空気取入れ口 1 6 を画定している前方端を有するナセル 1 4、エンジンケーシング 1 8、圧縮機部分 2 0（これには、低圧回転圧縮機ブレード 2 4 を有する低圧圧縮機 2 2 および高圧回転圧縮機ブレード 2 8 を有する高圧圧縮機 2 6、静止翼（または固定翼）またはベーン 3 0、圧縮室 3 2、回転タービンブレード 3 8 を伴うタービン 3 6 を有するタービン部分 3 4、排気ノズルまたはノズルアセンブリ 4 0 と排気プラグ 4 2 を含む排気系が含まれる）および様々な締結具（例えば、高温締結具）である。ベーン 3 0 は圧縮機部分 2 0 および / またはタービン部分 3 4 に設けることができる。尾部のパイロン 8 は、パイロン 8 の底部に沿う遮熱材 4 4 および様々な締結具を含めた様々な尾部パイロン構成部品を有する。4 4 で示されるタイプの遮熱材の典型としての一つの遮熱材は米国特許 7 9 4 3 2 2 7 号に開示されていて、その開示は参考文献として本明細書に取り込まれる。別のそのような遮熱材（尾部パイロンフェアリングとも称される）は米国特許出願公開 2 0 1 1 / 0 1 5 5 8 4 7 号に開示されていて、その開示も参考文献として本明細書に取り込まれる。

10

【 0 0 7 2 】

エンジン 6 および / またはパイロン 8 の締結具または締結具の構成部品は、図 7 で例示する締結具および / または締結具の構成部品によって代表され、ここでは特に、ボルト 4 6、ねじ込みナット 4 8 および座金 5 0 の形でのねじ込み締結具が示されている。図 7 において示される締結具または締結具の構成部品は単純化されていて一般的なものであり、周知の締結具および締結具の構成部品の多数の他のタイプのものを代表していることが意図されている。このような締結具または構成部品は、例えば、航空機のエンジンにおいて、あるいはさらに一般的には航空機において用いることができる。このような締結具または構成部品は、他のタイプのエンジン（例えば、自動車またはその他の乗り物または他の目的において用いられる内燃機関）のような様々な高温環境において用いることもできる。本発明のチタン合金で形成された締結具または構成部品は、もっと低温の環境の中で用いてもよいが、しかしそれらは、前に説明した温度のような高温の環境において高強度の締結具を提供するのに特に有用である。

20

【 0 0 7 3 】

周知のように、航空機のエンジン 6 は燃料を動力とするエンジンの一形態であり、これは運転中にかなりの量の熱を生み出す。エンジン 6 は航空機のガスタービンエンジンとして例示されているが、それは、何らかの内燃機関（例えば自動車のエンジンのような往復機関）のような他のタイプの燃料動力エンジンを表すものであってもよい。従って、本発明のチタン合金はそのような燃料動力エンジンの構成要素を形成するために用いることができ、そして、より酸化を受けやすい比較的高温の部品または構成要素のために特に有用である。

30

【 0 0 7 4 】

図 8 は自動車のエンジンバルブ 5 2 の形での一つのそのような構成部品を示していて、これは、ステム 5 4、フィレット 5 6 およびバルブヘッド 5 8 を含む。フィレット 5 6 は、バルブヘッド 5 8 からステム 5 4 に向かって内側に凹状になるように先細になっている。ステム 5 4 はヘッド 5 8 の反対側の先端 6 0 において終わっている。先端 6 0 に隣接するステム 5 4 の部分は、エンジンのバルブスプリングのための保持具を収容するための留め溝 6 2 を画定している。ヘッド 5 8 は、エンジンのバルブシートを着座させるように形成したバルブシート面 6 4 を有する。バルブ 5 2 のようなエンジンのボペット弁は米国特許 6 7 1 8 9 3 2 号に開示されていて、その開示は参考文献として本明細書に取り込まれる。

40

【 0 0 7 5 】

上で述べたように、例えばガスタービンエンジンまたは往復エンジンまたは任意の燃料動力エンジンで代表されるエンジン 6 は、本発明の合金のうちの一つから成る部品を含む機械で広く代表されるものであってもよく、その機械を運転するときに熱が生成するとき、その部品は少なくとも 6 0 0、6 5 0、7 0 0 または 7 5 0 の運転温度において、こ

50

の温度が24時間、48時間などの時間維持されることに関して本明細書で提示されている関連する表において言及した時間のような、少なくとも1/2時間、1時間、2時間、3時間、4時間、5時間、6時間、7時間、8時間、9時間、10時間、あるいはそれ以上の時間にわたって、連続して維持される。その機械は、部品が上で述べた時間にわたってこれらの温度に達するように運転され、このとき必ずしも連続したやり方ではなくむしろ断続するやり方で運転され、そしてその断続する時間の合計時間が、例えば上で述べたいずれかの特定の時間と等しくなってもよい。いずれの場合であっても、連続的でも断続的でも、部品は概ね空气中でそれらの温度に晒され、そのような高温において酸化するまでの合計の曝露時間は同様の時間になるであろう。

【0076】

10

出願人は、例えば、（これらには限定されないが）本発明の合金を構成する元素のパーセント、挙げられた温度と時間、重量増加の量、アルファ相のケースの深さ、伸びの程度などを含めた、ここで説明された任意の増大する値において、本発明の合金、その合金で形成された部品、または関連する方法を権利請求することを留保する。

【0077】

以上の説明において、簡潔、明瞭および理解のし易さを求めて特定の用語が用いられた。それらの用語は記述上の目的のために用いられ、そして広く解釈されることが意図されているのであるから、先行技術が要求するものを超えた不必要な限定はそこには含まれるべきでない。

【0078】

20

さらに、本発明の好ましい態様についての記述と例証は例としてのものであり、従って、本発明は提示または記述された詳細そのものだけに限定されない。

【符号の説明】

【0079】

1 航空機、 2 胴体、 4 翼、 6 ガスタービンエンジン、 8 パイロン、
10 パイロンの前方部分、 12 パイロンの後方部分、 14 ナセル、 16
空気取入口、 18 エンジンケーシング、 20 圧縮機部分、 22 低圧圧縮機
、 24 低圧回転圧縮機ブレード、 26 高圧圧縮機、 28 高圧回転圧縮機ブレード、
30 ベーン、 32 圧縮室、 34 タービン部分、 36 タービン、
38 回転タービンブレード、 40 排気ノズル、 42 排気プラグ、 44 遮熱
材、 46 ボルト、 48 ねじ込みナット、 50 座金、 52 エンジンバルブ
、 54 ステム、 56 フィレット、 58 バルブヘッド、 60 先端、 62
留め溝、 64 バルブシート面。

30

出願時の特許請求の範囲の内容を以下に記載する

[1]

4.5～7.5重量%のアルミニウム、
2.0～8.0重量%のスズ、
1.5～6.5重量%のニオブ、
0.1～2.5重量%のモリブデン、
0.1～0.6重量%のケイ素、および
残部のチタン、
から本質的に成る高温チタン合金。

40

[2]

アルミニウムは5.5～6.5重量%であり、スズは3.5～4.5重量%であり、ニオブは2.75～3.25重量%であり、モリブデンは0.5～0.8重量%であり、ケイ素は0.30～0.45重量%であり、酸素は0.08～0.12重量%であり、炭素は0.02～0.04重量%であり、そしてジルコニウム、鉄、ニッケルおよびクロムはそれぞれ0.1重量%未満である、前記1に記載の合金。

[3]

合金は0.20%以下の酸素および0.10%以下の炭素を含む、前記1に記載の合金

50

。

[4]

合金はジルコニウムとバナジウムを合計で 0 . 0 ~ 0 . 5 重量 % の範囲で含む、前記 1 に記載の合金。

[5]

合金はニッケル、鉄、クロム、銅およびマンガンをそれぞれ 0 . 1 0 重量 % 以下含む、前記 1 に記載の合金。

[6]

合金はハフニウムとレニウムを合計で 0 . 0 ~ 0 . 3 重量 % の範囲で含む、前記 1 に記載の合金。

10

[7]

合金は約 7 5 0 の温度において少なくとも 2 6 0 の引張り強さを有する、前記 1 に記載の合金。

[8]

合金は約 7 5 0 の温度において少なくとも 1 5 0 の降伏強さを有する、前記 1 に記載の合金。

[9]

合金は、この合金を約 7 5 0 の温度において 2 0 8 時間にわたって空気中に連続して置いた後に $2 . 0 0 \text{ mg / cm}^2$ 以下の重量増加を有する、前記 1 に記載の合金。

[1 0]

合金は、この合金を約 7 5 0 の温度において 2 0 8 時間にわたって空気中に連続して置いた後に約 1 0 0 ミクロン以下のアルファ相のケースの深さを有する、前記 1 に記載の合金。

20

[1 1]

合金は、空気中で 1 0 0 時間にわたって 7 5 0 の温度に晒した後に、約 2 5 の温度において少なくとも 2 % の伸び率を有する、前記 1 に記載の合金。

[1 2]

合金は航空機のエンジンの構成部品として形成される、前記 1 に記載の合金。

[1 3]

航空機のエンジンの構成部品は、航空機のエンジンのナセル、航空機のエンジンのケーシング、航空機のエンジンの回転圧縮機のブレード、航空機のエンジンの固定子ベーン、航空機のエンジンの回転タービンのブレード、航空機のエンジンの排気ノズル、航空機のエンジンの排気プラグ、および航空機のエンジンの締結具のうちの一つの少なくとも一部を含む、前記 1 2 に記載の合金。

30

[1 4]

合金は航空機のエンジンのパイロンの遮熱材の少なくとも一部として形成される、前記 1 に記載の合金。

[1 5]

合金は内燃機関の構成部品として形成される、前記 1 に記載の合金。

[1 6]

内燃機関の構成部品はバルブである、前記 1 5 に記載の合金。

40

[1 7]

合金はガスタービンエンジンの構成部品として形成される、前記 1 に記載の合金。

[1 8]

合金は少なくとも約 6 0 0 の使用温度を有する構成部品として形成される、前記 1 に記載の合金。

[1 9]

4 . 5 ~ 7 . 5 重量 % のアルミニウム、
2 . 0 ~ 8 . 0 重量 % のスズ、
1 . 5 ~ 6 . 5 重量 % のニオブ、

50

0.1～2.5重量%のモリブデン、
 0.1～0.6重量%のケイ素、
 合計で0.0～0.5重量%の範囲のジルコニウムとバナジウム、および
 残部のチタン、
 を含む高温チタン合金。

[20]

重量で4.5～7.5%のアルミニウム、2.0～8.0%のスズ、1.5～6.5%
 のニオブ、0.1～2.5%のモリブデン、0.1～0.6%のケイ素、および残部のチ
 タンから本質的に成るチタン合金で形成された構成部品を用意する工程、およびこの構成
 部品が少なくとも600の温度において少なくとも1/2時間にわたって連続的に維持
 されるように、この構成部品を含む機械を運転する工程、を含む方法。

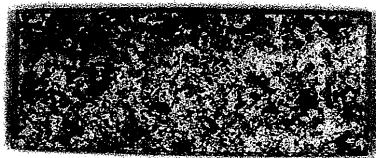
10

【図1】



Ti-6Al-4Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Si

FIG-1a



Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si

FIG-1b

先行技術

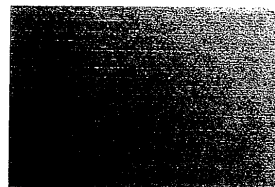


Ti-15Mo-3Nb-3Al-0.3Si

FIG-1c

先行技術

【図2】



Ti-6Al-4Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Si

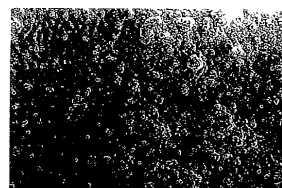
FIG-2a



Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si

FIG-2b

先行技術

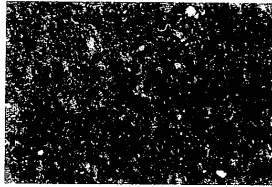


Ti-15Mo-3Nb-3Al-0.3Si

FIG-2c

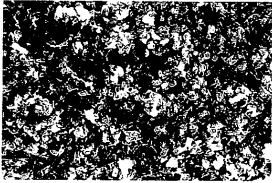
先行技術

【図 3】



Ti-6Al-6Sn-6Nb-0.5Mo-0.3Si

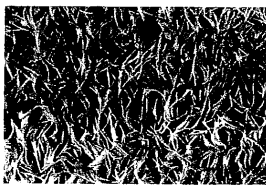
FIG-3a



Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si

FIG-3b

先行技術



Ti-15Mo-3Nb-3Al-0.3Si

FIG-3c

先行技術

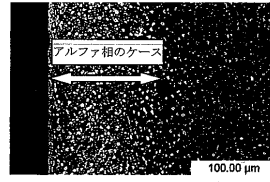
【図 4】



Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si

FIG-4a

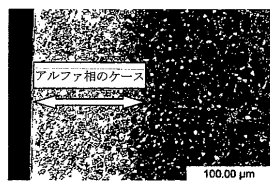
先行技術



Ti-6Al-6Zr-6Nb-0.5Mo-0.3Si

FIG-4b

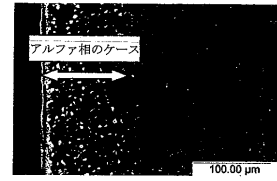
先行技術



Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Nb-0.5Mo-0.3Si

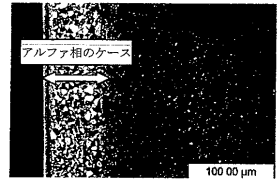
FIG-4c

先行技術



Ti-6Al-6Sn-6Nb-0.5Mo-0.3Si

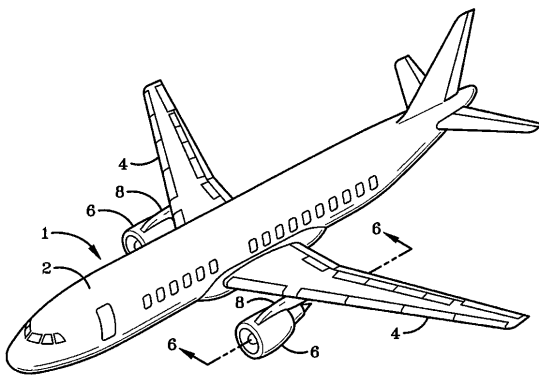
FIG-4d



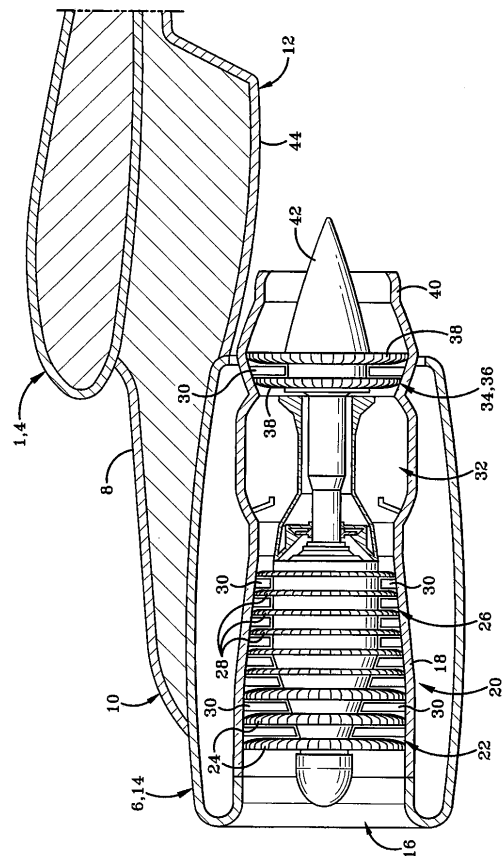
Ti-6Al-6Sn-3Nb-0.5Mo-0.3Si

FIG-4e

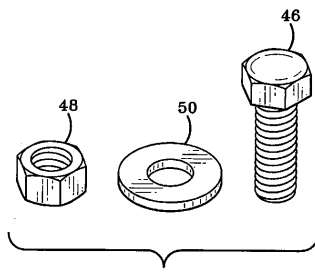
【図 5】



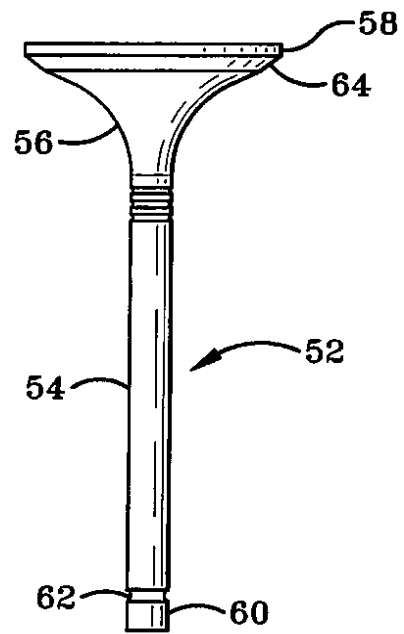
【図 6】



【図 7】



【図 8】



フロントページの続き

(51)Int.Cl.		F I			
<i>F 0 2 C</i>	<i>7/057</i>	<i>(2006.01)</i>	<i>F 0 2 C</i>	<i>7/00</i>	<i>C</i>
<i>F 0 4 D</i>	<i>29/02</i>	<i>(2006.01)</i>	<i>F 0 2 C</i>	<i>7/00</i>	<i>E</i>
<i>F 0 4 D</i>	<i>29/38</i>	<i>(2006.01)</i>	<i>F 0 2 C</i>	<i>7/00</i>	<i>F</i>
			<i>F 0 2 C</i>	<i>7/00</i>	<i>B</i>
			<i>F 0 2 C</i>	<i>7/057</i>	
			<i>F 0 4 D</i>	<i>29/02</i>	
			<i>F 0 4 D</i>	<i>29/38</i>	<i>F</i>

(74)代理人 100161595

弁理士 森下 梓

(72)発明者 フーシェン・スン

アメリカ合衆国オハイオ州 4 4 4 0 6 , キャンフィールド , ウィロー・ベンド・ドライブ 1 3 8

(72)発明者 アーネスト・エム・クリスト

アメリカ合衆国ペンシルバニア州 1 6 1 5 4 , トランスファー , ラトリッジ・ロード 2 0 5 0

(72)発明者 クワーン - オー・ユー

アメリカ合衆国オハイオ州 4 4 1 4 3 , ハイランド・ハイツ , ストランブリー・ドライブ 6 6 7

審査官 相澤 啓祐

(56)参考文献 米国特許第 0 2 8 9 3 8 6 4 (U S , A)

特開平 0 8 - 1 2 0 3 7 3 (J P , A)

米国特許第 0 3 6 1 9 1 8 4 (U S , A)

特開平 0 4 - 2 0 2 7 2 9 (J P , A)

特開平 0 9 - 0 3 1 5 7 2 (J P , A)

特開 2 0 0 9 - 1 6 7 5 1 7 (J P , A)

(58)調査した分野(Int.Cl. , D B 名)

C 2 2 C 1 4 / 0 0

C 2 2 F 1 / 1 8