(19)日本国特許庁(JP)　(12)公開特許公報(A)　(11)特許出願公開番号
特開2020-26568
(P2020-26568A)
(43)公開日　令和2年2月20日(2020.2.20)

(51)Int.Cl.		F I		テーマコード（参考）
C22C 14/00	(2006.01)	C22C 14/00	Z	
C22F 1/18	(2006.01)	C22F 1/18	H	
F01L 3/02	(2006.01)	F01L 3/02	G	
F01D 25/00	(2006.01)	F01D 25/00	L	
F02C 7/00	(2006.01)	F02C 7/00	C	

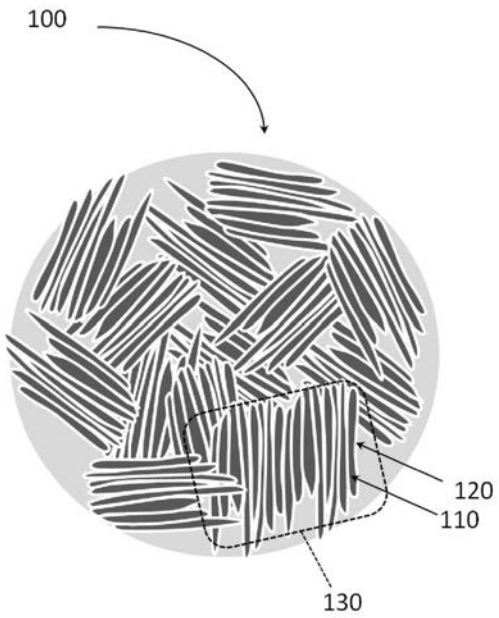
審査請求 未請求　請求項の数 20　ＯＬ　（全 17 頁）　最終頁に続く

(21)出願番号　特願2018-153475 (P2018-153475)
(22)出願日　平成30年8月17日 (2018.8.17)

(71)出願人　301023238
国立研究開発法人物質・材料研究機構
茨城県つくば市千現一丁目２番地１
(72)発明者　御手洗　容子
茨城県つくば市千現一丁目２番地１　国立研究開発法人物質・材料研究機構内
(72)発明者　島上　渓
茨城県つくば市千現一丁目２番地１　国立研究開発法人物質・材料研究機構内

(54)【発明の名称】チタン合金、その製造方法およびそれを用いたエンジン部品

(57)【要約】
【課題】　耐酸化特性とクリープ特性とのバランスが取れたチタン合金、その製造方法およびそれを用いたエンジン部品を提供すること。
【解決手段】　本発明のチタン合金は、質量%で、Ａｌ：５%以上８%以下、Ｎｂ：１%以上１０%以下、Ｚｒ：１%以上８%以下、Ｍｏ：０%以上８%以下、Ｓｎ：０%以上２%以下、および、Ｓｉ：０%以上１%以下を含有し、残部がＴｉおよび不可避不純物からなり、α－Ｔｉ相とβ－Ｔｉ相とが交互に積層した針状組織を有する。
【選択図】図１



【特許請求の範囲】
【請求項１】
質量％で、
Ａｌ：５％以上８％以下、
Ｎｂ：１％以上１０％以下、
Ｚｒ：１％以上８％以下、
Ｍｏ：０％以上８％以下、
Ｓｎ：０％以上２％以下、および、
Ｓｉ：０％以上１％以下
を含有し、残部がＴｉおよび不可避不純物からなり、
α－Ｔｉ相とβ－Ｔｉ相とが交互に積層した針状組織を有する、チタン合金。
【請求項２】
質量％で、
Ａｌ：５％以上８％以下、
Ｎｂ：１％以上１０％以下、
Ｚｒ：１％以上８％以下、
Ｍｏ：１％以上８％以下、
Ｓｎ：０．５％以上２％以下、および、
Ｓｉ：０．１％以上１％以下
を含有し、残部がＴｉおよび不可避不純物からなる、請求項１に記載のチタン合金。
【請求項３】
質量％で、
Ａｌ：５％以上７％以下、
Ｎｂ：１％以上５％以下、
Ｚｒ：１．５％以上６％以下、
Ｍｏ：０％以上４％以下、
Ｓｎ：０％以上２％以下、および、
Ｓｉ：０％以上１％以下
を含有し、残部がＴｉおよび不可避不純物からなる、請求項１に記載のチタン合金。
【請求項４】
前記α－Ｔｉ相は、前記β－Ｔｉ相よりも多い、請求項１～３のいずれかに記載のチタン合金。
【請求項５】
前記β－Ｔｉ相は、前記α－Ｔｉ相に対して、体積％で、０.５％以上３０％以下の範囲である、請求項４に記載のチタン合金。
【請求項６】
前記α－Ｔｉ相の層の厚さは、１００ｎｍ以上１０μｍ以下の範囲であり、
前記β－Ｔｉ相の層の厚さは、５０ｎｍ以上５μｍ以下の範囲であり、
前記α－Ｔｉ相の層の厚さは、前記β－Ｔｉ相の層の厚さよりも大きい、請求項１～５のいずれかに記載のチタン合金。
【請求項７】
前記針状組織は、ランダムに位置する、請求項１～６のいずれかに記載のチタン合金。
【請求項８】
α_2－Ti_3Al相をさらに含有する、請求項１～７のいずれかに記載のチタン合金。
【請求項９】
シリサイドをさらに含有する、請求項１～８のいずれかに記載のチタン合金。
【請求項１０】
前記シリサイドは、Ti_5Si_3相である、請求項９に記載のチタン合金。
【請求項１１】
質量％で、Ａｌ：５％以上８％以下、Ｎｂ：１％以上１０％以下、Ｚｒ：１％以上８％

以下、Ｍｏ：０％以上８％以下、Ｓｎ：０％以上２％以下、および、Ｓｉ：０％以上１％以下を含有し、残部がＴｉおよび不可避不純物である材料を用いて溶解法によりインゴットを溶製するステップと、
前記インゴットを、α＋β２相域またはβ相域の温度において溶体化処理するステップと、
前記溶体化処理されたインゴットをα＋β２相域またはβ相域の温度において鍛造および／または圧延するステップと、
鍛造または圧延された加工材料をβ相域の温度において熱処理するステップと、
前記熱処理後の加工材料を０．００１℃／秒以上１００℃／秒以下の範囲の冷却速度で室温まで冷却するステップと
を包含する、請求項１～１０のいずれかに記載のチタン合金の製造方法。
【請求項１２】
前記溶体化処理するステップは、前記インゴットを８００℃以上１１００℃以下の温度範囲で溶体化処理する、請求項１１に記載の方法。
【請求項１３】
前記溶体化処理するステップは、前記インゴットを３０分以上２４時間以下の時間範囲で、溶体化処理する、請求項１１または１２に記載の方法。
【請求項１４】
前記鍛造および／または圧延するステップは、前記インゴットを８００℃以上１１００℃以下の温度範囲で、変形量が５０％以上となるように鍛造および／または圧延する、請求項１１～１３のいずれかに記載の方法。
【請求項１５】
前記熱処理するステップは、前記加工材料を９５０℃より大きく１１５０℃以下の温度範囲で熱処理する、請求項１１～１４のいずれかに記載の方法。
【請求項１６】
前記熱処理するステップは、前記加工材料を３０分以上１０時間以下の時間範囲で熱処理する、請求項１１～１５のいずれかに記載の方法。
【請求項１７】
前記冷却するステップは、前記加工材料を０．１℃／秒以上３０℃／秒以下の範囲の冷却速度で冷却する、請求項１１～１６のいずれかに記載の方法。
【請求項１８】
前記冷却するステップに続いて、時効処理をするステップをさらに包含する、請求項１１～１７のいずれかに記載の方法。
【請求項１９】
前記時効処理するステップは、前記加工材料を３００℃以上８００℃以下の温度範囲で３０分以上１０時間以下の時間時効処理する、請求項１８に記載の方法。
【請求項２０】
請求項１～１０のいずれかに記載のチタン合金からなるエンジン部品。

【発明の詳細な説明】
【技術分野】
【０００１】
本発明は、従来材よりも優れた耐酸化特性を示し、６００℃で優れたクリープ寿命を有する耐熱チタン合金、その製造方法およびそれを用いたエンジン部品に関するものである。
【背景技術】
【０００２】
チタン合金は、合金の中でも特に耐腐食性が優れ、比強度も高いため、この６０年間、構造材料として急速に開発が進められてきた。近年、軽量化により高効率化された輸送手段が期待されており、構造材料の重量軽減や性能改善への要求が増している。そのため、

航空機分野において、航空機エンジンの重量を軽減し、燃料消費量を抑えるために、より高性能、より軽い材料をエンジンに搭載する必要があり、チタン合金は航空機エンジン圧縮機のディスクやブレードとして使われている。

【０００３】

これまで、耐熱チタン合金は主に英国、アメリカ、ロシア、中国で開発されており、高温６００℃以下に曝される航空機エンジン内部やエアフレームなど重要部材の必要不可欠な構造材料となっている。従来、航空機エンジンなどに用いられた耐熱チタン合金として、Ｔｉ－６２４２（Ｔｉ－６Ａｌ－２Ｓｎ－４Ｚｒ－２Ｍｏ－０.１Ｓｉ，ｍａｓｓ％）、Ｔｉ－１１００（Ｔｉ－６Ａｌ－２．８Ｓｎ－４Ｚｒ－０．４Ｍｏ－０．４５Ｓｉ）、ＴＩＭＥＴＡＬ　８３４（Ｔｉ－５．８Ａｌ－４Ｓｎ－３．５Ｚｒ－０，３Ｍｏ－１Ｎｂ－０．３Ｓｉ－０．０６Ｃ）が知られている。しかし、これらの合金も６００℃以上では、酸化やクリープ変形が進み、長時間の使用に耐えられないため、６００℃以上で安定に長時間使用に耐えられるチタン合金の開発が求められている。

【０００４】

特許文献１には熱間加工性が良好で、高温強度および高温クリープ特性に優れ、しかも高温における耐スケール剥離性に優れた耐熱チタン合金として、ｍａｓｓ％で、Ａｌ：６．０～８．０％、Ｍｏ：１．０～３．０％、Ｓｉ：０．０５～３．０％、Ｃ：０．０８～０．２５％を含み、残部Ｔｉおよび不可避不純物からなる合金が開示されている。７６０℃２８ＭＰａ下で１００時間後のひずみが２％以下であり、７５０℃酸化試験で１００時間後に酸化皮膜が剥離しない合金組成を見出した。しかし、この場合、実際にどの程度酸化が進んでいるかが示されておらず、酸化が進んで厚い酸化膜が生成した場合でも剥離しなければ、耐酸化特性が優れていると評価される可能性がある。

【０００５】

特許文献２には冷間圧延により薄板を製造可能であり、かつ十分な耐高温酸化性および加工性を有する耐熱チタン合金として、ｍａｓｓ％で、Ｚｒ：０．１以上５．０％以下、Ｎｂ：０．１以上５．０％以下、Ｆｅ：０．１％以下および酸素：０．１％以下残部Ｔｉおよび不純物からなる合金が開示されている。これらの合金は冷間加工性が良く、６００℃における酸化増量が０．５ｍｇ／ｃｍ^{2}であることが示されているが、クリープ特性については触れられておらず、高温力学特性に優れているかどうかは判断できない。

【０００６】

特許文献３には高温での使用に対応できる高強度で室温延性に優れた耐鉄チタン合金として、ｍａｓｓ％で、Ａｌを５から１０％，Ｓｎ、Ｚｒのうちの１種以上を０．１から１０％、Ｍｏ、Ｖのうちの１種以上を０．１から５％、Ｓｃを０．０１から５％、及び、ＯをＳｃとのモル比でＳｃ：Ｏ＝２：３の割合以下に含有し、残部がＴｉと不可避不純物からなる合金が開示されている。特許文献３は、固溶強化により優れた高温強度を有するα相をメインとし、Sc_2O_3とα$_2$－Ti_3Al化合物により更に強化し、加工性に優れたβ相を５％以下導入することにより、室温延性と高温強度のバランスに優れることを報告する。しかしながら、クリープ特性については触れられていないため、クリープ特性が優れているかどうかは不明である。

【０００７】

特許文献４には耐酸化特性に優れたチタン合金として、Ａｌ：０．１－１２質量％、Ｓｎ：０－７質量％、Ｇａ：０．１－１０質量％、Ｚｒ：０．１－７質量％、Ｍｏ：０－５質量％、Ｗ：０－４質量％、Ｎｂ：０－３質量％、Ｔａ：０－４質量％、Ｓｉ：０－２質量％を含有し、残部がＴｉと不可避的不純物からなる組成を有する合金が開示されている。特に、特許文献４の表１を参照すると、上記組成を満たし、Ｓｎを含有しないが、Ｇａを含有する実施例１～３の合金は、Ｓｎを含有するが、Ｇａを含有しない比較合金１および２の合金に比べて、試験温度７５０℃での耐酸化特性が優れていることを報告する。

【０００８】

さらに、特許文献４は、上記組成を満たすチタン合金が、Ｖ：４質量％以下、Ｈｆ：２

質量％以下、Ｃｕ：１質量％以下、Ｂ＋Ｃ：０．２質量％以下、Ｙ：０．２質量％以下、Ｌａ：０．２質量％以下、Ｃｅ：０．２質量％以下の元素のいずれかを単独あるいは複合的に含有してもよいことを開示する。ここでは７５０℃における酸化試験で２４０時間後に重量増加が２ｍｇ／ｃｍ^{2}以下であることが示されているが、クリープ強度については開示されておらず、クリープ特性が優れているかどうかは判断できない。また、提案されている合金は溶解が難しいＧａやＷを含んでおり、特に、Ｗは溶解中に介在物を生成するため、製造現場では持ち込みが禁止されている元素である。

【０００９】

非特許文献１は、関連する組成の合金（ｎｅａｒ　α型チタン合金）におけるＧａとＳｎとの添加の効果を報告する。詳細には、等軸α相とα相とβ相の２相層状組織で形成されるバイモダル組織を有する試料の６００℃３１０ＭＰａ下におけるクリープ特性が示されており、クリープ寿命はＧａのみ添加合金は２２時間、ＧａとＳｎとの同時添加合金は２７時間、Ｓｎのみ添加合金は４５時間と、Ｓｎ添加がクリープ特性改善には必須であることが示されている。

【００１０】

非特許文献２には、Ｔｉ－５．７Ａｌ－３．９Ｎｂ－３．８Ｚｒ（質量％）合金の等軸組織およびバイモダル組織のクリープ特性が示されている。６００℃１３７ＭＰａ下において、２５０時間以下で５０％以上の大きな変形後破断し、これらの組織はクリープ寿命が短いことを報告する。

【先行技術文献】

【特許文献】

【００１１】

【特許文献１】特開２００６－２８３０６２号公報
【特許文献２】特開２０１３－０８７３０６号公報
【特許文献３】特開２０１２－２５１２１９号公報
【特許文献４】特開２０１４－２０８８７３号公報

【非特許文献】

【００１２】

【非特許文献１】Ｔ．　Ｋｉｔａｓｈｉｍａ，　Ｙ．　Ｙａｍａｂｅ－Ｍｉｔａｒａｉ，　Ｓ．　Ｉｗａｓａｋｉ，　Ｓ．　Ｋｕｒｏｄａ，　Ｍｅｔａｌｌ．　Ｍａｔｅｒ．　Ｔｒａｎｓ．　Ａ，　４７Ａ，　（２０１６）　６３９４－６４０３
【非特許文献２】島上渓、伊藤勉、戸田佳明、湯本敦史、御手洗容子、「Ｔｉ－Ａｌ－Ｎｂ－Ｚｒ合金の熱処理条件による組織変化とクリープ特性」日本金属学会　２０１８年春期第１６２回講演大会

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【００１３】

本発明の課題は、耐酸化特性とクリープ特性とのバランスが取れたチタン合金、その製造方法およびそれを用いたエンジン部品を提供することである。

【課題を解決するための手段】

【００１４】

本発明によるチタン合金は、質量％で、
Ａｌ：５％以上８％以下、
Ｎｂ：１％以上１０％以下、
Ｚｒ：１％以上８％以下、
Ｍｏ：０％以上８％以下、
Ｓｎ：０％以上２％以下、および、
Ｓｉ：０％以上１％以下
を含有し、残部がＴｉおよび不可避不純物からなり、α－Ｔｉ相とβ－Ｔｉ相とが交互に積層した針状組織を有し、これにより上記課題を解決する。

本発明のチタン合金は、質量％で、
Ａｌ：５％以上８％以下、
Ｎｂ：１％以上１０％以下、
Ｚｒ：１％以上８％以下、
Ｍｏ：１％以上８％以下、
Ｓｎ：０．５％以上２％以下、および、
Ｓｉ：０．１％以上１％以下
を含有し、残部がＴｉおよび不可避不純物からなってもよい。
本発明のチタン合金は、質量％で、
Ａｌ：５％以上７％以下、
Ｎｂ：１％以上５％以下、
Ｚｒ：１．５％以上６％以下、
Ｍｏ：０％以上４％以下、
Ｓｎ：０％以上２％以下、および、
Ｓｉ：０％以上１％以下
を含有し、残部がＴｉおよび不可避不純物からなってもよい。
前記α－Ｔｉ相は、前記β－Ｔｉ相よりも多くてもよい。
前記β－Ｔｉ相は、前記α－Ｔｉ相に対して、体積％で、０．５％以上３０％以下の範囲であってもよい。
前記α－Ｔｉ相の層の厚さは、１００ｎｍ以上１０μｍ以下の範囲であり、前記β－Ｔｉ相の層の厚さは、５０ｎｍ以上５μｍ以下の範囲であり、前記α－Ｔｉ相の層の厚さは、前記β－Ｔｉ相の層の厚さよりも大きくてもよい。
前記針状組織は、ランダムに位置してもよい。
α_2－Ti_3Al相をさらに含有してもよい。
シリサイドをさらに含有してもよい。
前記シリサイドは、Ti_5Si_3相であってもよい。
本発明のチタン合金の製造方法は、質量％で、Ａｌ：５％以上８％以下、Ｎｂ：１％以上１０％以下、Ｚｒ：１％以上８％以下、Ｍｏ：０％以上８％以下、Ｓｎ：０％以上２％以下、および、Ｓｉ：０％以上１％以下を含有し、残部がＴｉおよび不可避不純物である材料を用いて溶解法によりインゴットを溶製するステップと、前記インゴットを、α＋β２相域またはβ相域の温度において溶体化処理するステップと、前記溶体化処理されたインゴットをα＋β２相域またはβ相域の温度において鍛造および／または圧延するステップと、鍛造または圧延された加工材料をβ相域の温度において熱処理するステップと、前記熱処理後の加工材料を０．００１℃／秒以上１００℃／秒以下の範囲の冷却速度で室温まで冷却するステップとを包含し、これにより上記課題を解決する。
前記溶体化処理するステップは、前記インゴットを８００℃以上１１００℃以下の温度範囲で溶体化処理してもよい。
前記溶体化処理するステップは、前記インゴットを３０分以上２４時間以下の時間範囲で、溶体化処理してもよい。
前記鍛造および／または圧延するステップは、前記インゴットを８００℃以上１１００℃以下の温度範囲で、変形量が５０％以上となるように鍛造および／または圧延してもよい。
前記熱処理するステップは、前記加工材料を９５０℃より大きく１１５０℃以下の温度範囲で熱処理してもよい。
前記熱処理するステップは、前記加工材料を３０分以上１０時間以下の時間範囲で熱処理してもよい。
前記冷却するステップは、前記加工材料を０．１℃／秒以上３０℃／秒以下の範囲の冷却速度で冷却してもよい。
前記冷却するステップに続いて、時効処理をするステップをさらに包含してもよい。
前記時効処理するステップは、前記加工材料を３００℃以上８００℃以下の温度範囲で

３０分以上１０時間以下の時間時効処理してもよい。
本発明によるエンジン部品は、上述のチタン合金からなり、これにより上記課題を解決する。
【発明の効果】
【００１５】
本発明のチタン合金は、質量％で、Ａｌ：５％以上８％以下、Ｎｂ：１％以上１０％以下、Ｚｒ：１％以上８％以下、Ｍｏ：０％以上８％以下、Ｓｎ：０％以上２％以下、および、Ｓｉ：０％以上１％以下を含有し、残部がＴｉおよび不可避不純物からなる。これらの元素はＳｎを除いていずれも耐酸化特性を向上させる元素であるため、耐酸化特性に優れる。さらに本発明のチタン合金の組織は、α－Ｔｉ相とβ－Ｔｉ相とが交互に積層した針状組織を有する。本発明のチタン合金は、このような特異な組織によってクリープ特性に優れる。耐酸化特性およびクリープ特性に優れる本発明のチタン合金は、エンジン部品に好適である。
【００１６】
本発明のチタン合金の製造方法は、上述の組成を満たす材料を用いて溶解法によりインゴットを溶製するステップと、それをα＋β２相域またはβ相域の温度において溶体化処理するステップと、それをα＋β２相域またはβ相域の温度において鍛造および／または圧延するステップと、鍛造および／または圧延された加工材料をβ相域の温度において熱処理するステップと、それを室温まで０．００１℃／秒以上１００℃／秒以下の範囲の冷却速度で冷却するステップとを包含する。熱処理するステップにおける温度をβ相域の温度とし、冷却するステップにおいて冷却速度を制御することにより、上述の特異な組織が形成される。
【図面の簡単な説明】
【００１７】
【図１】本発明のチタン合金の組織を模式的に示す図
【図２】本発明のチタン合金の製造工程を示すフローチャート
【図３】例１の試料の組織を示すＳＥＭ像
【図４】例４の試料の組織を示すＳＥＭ像
【図５】例５の試料の組織を示すＳＥＭ像
【図６】例６の試料の組織を示すＳＥＭ像
【図７】例１、例２、例７および例８の試料の２００時間酸化後の重量変化を示す図
【発明を実施するための形態】
【００１８】
以下、図面を参照しながら本発明の実施の形態を説明する。
本願発明者らは、耐酸化特性を向上させる元素のみを添加したチタン合金に着目し、チタン合金の組成ならびに組織制御により耐酸化特性およびクリープ特性の両方を向上させることに成功した。
【００１９】
図１は、本発明のチタン合金の組織を模式的に示す図である。
【００２０】
本発明のチタン合金１００は、質量％で、
アルミニウム（Ａｌ）：５％以上８％以下、
ニオブ（Ｎｂ）：１％以上１０％以下、
ジルコニウム（Ｚｒ）：１％以上８％以下、
モリブデン（Ｍｏ）：０％以上８％以下、
スズ（Ｓｎ）：０％以上２％以下、および、
ケイ素（Ｓｉ）：０％以上１％以下
を含有し、残部がチタン（Ｔｉ）および不可避不純物からなる。ここで、Ｍｏ、ＳｎおよびＳｉを含まない場合も本発明の範囲内である。なお、不可避不純物の例としては、窒素（Ｎ）、イットリウム（Ｙ）、ホウ素（Ｂ）、マグネシウム（Ｍｇ）、塩素（Ｃｌ）、

銅（Ｃｕ）、水素（Ｈ）、炭素（Ｃ）等を挙げられ、原料中に含有する不可避不純物である。

【００２１】

図１に模式的に示すように、本発明のチタン合金１００は、板状のα－Ｔｉ相１１０と板状のβ－Ｔｉ相１２０とが交互に積層した針状組織１３０を有する。本願発明者らは、上述の組成を満たし、このような特異な組織を有することによって、高い耐酸化特性を維持しつつ、とりわけ６００℃以上の高温におけるクリープ特性が向上することを実験的に見いだした。なお、本発明のチタン合金１００における針状組織１３０を、板状（層状とも呼んでもよい）のα－Ｔｉ相１１０と板状（層状）のβ－Ｔｉ相１２０とが交互に積層した様態から層状組織とも解釈できる。

【００２２】

Ａｌ：Ａｌは、耐酸化特性を向上させるとともに、α－Ｔｉ相を安定化させる。５質量％以上であれば、α－Ｔｉ相の固溶強化できる。さらに、α_2－Ti_3Al相が析出し、クリープ特性の向上が期待される。また、８質量％以下であれば、脆性のTi_3Alなどの化合物の析出を抑制し、加工性に優れる。好ましくは、Ａｌは、５質量％以上７質量％以下の範囲である。

【００２３】

Ｎｂ：Ｎｂは、耐酸化特性を向上させる。１質量％以上１０質量％以下であれば、耐酸化特性の向上に有利である。１０質量％を超えると、耐酸化特性の効果は変わらず、α－Ｔｉ相を不安定にする恐れがある。好ましくは、Ｎｂは、１質量％以上５質量％以下の範囲である。より好ましくは、Ｎｂは、１．５質量％以上４．５質量％以下の範囲である。

【００２４】

Ｚｒ：Ｚｒは、耐酸化特性を向上させるとともに、α－Ｔｉ相を安定化させ、強化させる。１質量％以上であれば、耐酸化特性を向上し、α－Ｔｉ相の安定化および強化に有利である。また、８質量％以下であれば、優れた耐酸化特性とともに加工性に優れる。８質量％を超えると加工性が悪くなる恐れがある。好ましくは、Ｚｒは、１．５質量％以上６質量％以下の範囲である。

【００２５】

Ｍｏ：Ｍｏは、必須ではないが、耐酸化特性を向上させるとともに、β－Ｔｉ相を強化させるため好ましい。このことから、８質量％以下であれば、耐酸化特性を向上し、β－Ｔｉ相の強化に有利である。８質量％を超えるとα－Ｔｉ相を不安定にする恐れがある。好ましくは、４質量％以下である。これにより少ないＭｏの添加にてβ－Ｔｉ相を強化できる。なお、Ｍｏを添加する場合は、１質量％以上であると特にβ－Ｔｉ相の強化の効果が大きい。

【００２６】

Ｓｎ：Ｓｎは、必須ではないが、α－Ｔｉ相を安定させ、強化させるため好ましい。このことから、２質量％以下であれば、α－Ｔｉ相の安定化および強化に有利である。２質量％を超えると耐酸化特性を低下させる恐れがある。なお、Ｓｎを添加する場合は、０．５質量％以上であると特にα－Ｔｉ相の安定化および強化の効果が大きい。

【００２７】

Ｓｉ：Ｓｉは、必須ではないが、耐酸化特性を向上させ、α－Ｔｉ相を強化させ、シリサイドが析出するため好ましい。このことから、１質量％以下であれば、耐酸化特性の向上、α－Ｔｉ相の強化およびシリサイド析出による強化に有利である。１質量％を超えると、粗大なシリサイドが生成し、強化に有効でない。なお、シリサイドはTi_5Si_3相であり、チタン合金を強化する。Ｓｉを添加する場合は、０．１質量％以上であるとよい。

【００２８】

なお、それぞれの元素の組成の組み合わせは上述した範囲から任意に選択できるが、例示的には以下のような組成がある。

本発明のチタン合金１００は、好ましくは、質量％で、

Ａｌ：５％以上８％以下、
Ｎｂ：１％以上１０％以下、
Ｚｒ：１％以上８％以下、
Ｍｏ：１％以上８％以下、
Ｓｎ：０．５％以上２％以下、および、
Ｓｉ：０．１％以上１％以下
を含有し、残部がＴｉおよび不可避不純物からなってもよい。この場合も、上述した針状組織１３０を有する。

【００２９】
あるいは、本発明のチタン合金１００は、好ましくは、質量％で、
Ａｌ：５％以上７％以下、
Ｎｂ：１％以上５％以下、
Ｚｒ：１．５％以上６％以下、
Ｍｏ：０％以上４％以下、
Ｓｎ：０％以上２％以下、および、
Ｓｉ：０％以上１％以下
を含有し、残部がＴｉおよび不可避不純物からなってもよい。この場合も、上述した針状組織１３０を有する。

【００３０】
あるいは、本発明のチタン合金１００は、好ましくは、質量％で、
Ａｌ：５％以上６．５％以下、
Ｎｂ：１．５％以上４．５％以下、
Ｚｒ：１．５％以上４．５％以下、
Ｍｏ：０％以上４％以下、より好ましくは、１％以上４％以下、
Ｓｎ：０％以上２％以下、および、
Ｓｉ：０％以上１％以下
を含有し、残部がＴｉおよび不可避不純物からなってもよい。この場合も、上述した針状組織１３０を有する。

【００３１】
本発明のチタン合金１００は、α－Ｔｉ相１１０とβ－Ｔｉ相１２０とを含有するが、α－Ｔｉ相１１０がβ－Ｔｉ相１２０よりも多い。これにより、本発明のチタン合金１００は、優れた耐酸化特性およびクリープ特性を示す。好ましくは、β－Ｔｉ相１２０は、α－Ｔｉ相１１０に対して、体積％で０.５％以上３０％以下の範囲を満たす。これにより、本発明のチタン合金１００は、優れたクリープ特性を示す。より好ましくは、β－Ｔｉ相１２０は、α－Ｔｉ相１１０に対して、体積％で０．５％以上２５％以下の範囲、なお好ましくは、１％以上２５％以下の範囲、なお好ましくは、１％以上５％以下の範囲を満たす。なお、α－Ｔｉ相１１０およびβ－Ｔｉ相１２０の割合は、例えば、Ｘ線回折測定によるＸＲＤパターンのピーク強度比や、走査型電子顕微鏡等の顕微鏡観察による画像診断によって算出できる。

【００３２】
本発明のチタン合金１００において、針状組織１３０におけるα－Ｔｉ相１１０の厚さは、１００ｎｍ以上１０μｍ以下の範囲であり、β－Ｔｉ相１２０の厚さは、５０ｎｍ以上５μｍ以下の範囲である。ただし、α－Ｔｉ相１１０の厚さは、β－Ｔｉ相１２０のそれよりも大きい。これにより、本発明のチタン合金１００は、優れたクリープ特性を示す。なお、α－Ｔｉ相１１０およびβ－Ｔｉ相１２０の厚さとは、それぞれ、板状（層状）のα－Ｔｉ相の板（層）厚であり、板状（層状）のβ－Ｔｉ相の板（層）厚を意図する。

【００３３】
さらに好ましくは、α－Ｔｉ相１１０の厚さは、４００ｎｍ以上８μｍ以下の範囲であり、β－Ｔｉ相１２０の厚さは、２００ｎｍ以上２μｍ以下の範囲である。なおさらに好ましくは、α－Ｔｉ相１１０の厚さは、１μｍ以上６μｍ以下の範囲であり、β－Ｔｉ相

１２０の厚さは、５００ｎｍ以上１．５μｍ以下の範囲である。なお、板（層）の厚さは、走査型電子顕微鏡等の顕微鏡観察による画像中の複数の針状組織に対して、例えば、３００層分の厚さを測定し、平均を求めればよい。

【００３４】

本発明のチタン合金１００において、針状組織１３０の針の向きはランダムに位置してよい。針状組織１３０の針の向きが一定となるよう配向している必要はない。これにより、本発明のチタン合金１００は、優れたクリープ特性を示す。

【００３５】

本発明のチタン合金１００は、上述したように、耐酸化特性およびクリープ特性（特に６００℃以上における）のバランスに優れるため、コンプレッサブレードやコンプレッサディスクなどの航空機エンジン部品や火力発電所のタービン部材、内燃機関の耐熱性部材に用いられる。

【００３６】

図２は、本発明のチタン合金の製造工程を示すフローチャートである。

【００３７】

ステップＳ２１０：質量％で、Ａｌ：５％以上８％以下、Ｎｂ：１％以上１０％以下、Ｚｒ：１％以上８％以下、Ｍｏ：０％以上８％以下、Ｓｎ：０％以上２％以下、および、Ｓｉ：０％以上１％以下を含有し、残部がＴｉおよび不可避不純物である材料を用いて溶解法によりインゴットを溶製する。材料は、上述の組成を満たす限り、スポンジチタンのような単体金属であってもよいし、合金であってもよいし、化合物であってもよい。なお、上述の材料の組成は、図１を参照して説明した本発明のチタン合金１００の組成と同様に選択できる。溶解法は任意の溶解法を採用できるが、例示的には、アーク溶解、電子ビーム溶解、高周波溶解などがある。

【００３８】

ステップＳ２２０：ステップＳ２１０で得られたインゴットを、α＋β２相域またはβ相域の温度において溶体化処理する。これにより添加元素が固溶する。好ましくは、インゴットを８００℃以上１１００℃以下の温度範囲で溶体化処理する。また、溶体化処理の時間は、特に制限はないが、例示的には、３０分以上２４時間以下の時間である。

【００３９】

ステップＳ２３０：ステップＳ２２０で得られた溶体化処理されたインゴットをα＋β２相域またはβ相域の温度において鍛造および／または圧延する。なお、以降では、鍛造および／または圧延加工されたものを意図して加工材料と称する。

【００４０】

鍛造および／または圧延は、好ましくは、インゴットを８００℃以上１１００℃以下の温度範囲で、変形量が５０％以上となるように鍛造および／または圧延する。上限は特にないが、例示的には、変形量は、３００％以下であればよい。鍛造や圧延には特に制限はないが、例示的には、鍛造には、熱間鍛造、冷間鍛造、油圧鍛造等を、圧延には、溝ロール圧延、ひずみ速度制御圧延、冷間圧延等を採用できる。

【００４１】

ステップＳ２４０：ステップＳ２３０で鍛造および／または圧延された加工材料をβ相域の温度において熱処理する。これにより、加工により導入されたひずみや転位を駆動力としてβ相が成長し、これを冷却することで板状のα相が生成し、上述したα－Ｔｉ相とβ－Ｔｉ相とが交互に積層した針状組織を促進する。好ましくは、加工材料を９５０℃より大きく１１５０℃以下の温度範囲で熱処理する。９５０℃以下の場合、組織は等軸組織となり得、１１５０℃を超えると、β粒が必要以上に大きくなる虞がある。また、熱処理の時間は、特に制限はないが、例示的には、３０分以上１０時間以下の時間である。熱処理には、雰囲気炉、電気炉、管状炉等の任意の炉を用いてよい。

【００４２】

ステップＳ２５０：ステップＳ２４０で得られた熱処理後の加工材料を０．００１℃／秒以上１００℃／秒以下の範囲の冷却速度で室温まで冷却する。この範囲の冷却速度で冷

却することにより、α－Ｔｉ相とβ－Ｔｉ相とが交互に積層した針状組織が形成され、本発明のチタン合金が得られる。好ましくは、加工材料を０．１℃／秒以上３０℃／秒以下の範囲の冷却速度で冷却する。この範囲であれば、上述の針状組織の形成が促進される。さらに好ましくは、加工材料を０．５℃／秒以上３０℃／秒以下の範囲、なお好ましくは、１５℃／秒以上２５℃／秒以下の範囲の冷却速度で冷却する。なお、熱処理の雰囲気は、大気、不活性ガス、真空等である。

【００４３】

図示しないが、ステップＳ２５０に続いて、時効処理を行ってもよい。具体的には、ステップＳ２５０で得られた加工材料（または本発明のチタン合金）を３００℃以上８００℃以下の温度範囲で３０分以上１０時間以下の時間時効処理する。これにより、α_2－Ti_3Al相および／またはシリサイド（例えば、Ti_5Si_3相）を析出させ、α－Ｔｉ相が強化し得る。

【００４４】

次に具体的な実施例を用いて本発明を詳述するが、本発明がこれら実施例に限定されないことに留意されたい。

【実施例】

【００４５】

［例１～例８］

例１～例６の試料は、次のようにして調製された。表１の組成を満たすよう、スポンジＴｉ、Ａｌペレット、Ｎｂ粒状原料、Ｚｒ粒状原料、Ｓｉ粒状原料、および、Ｍｏ粒状原料を秤量し、高周波溶解によって溶解し、インゴットを溶製した（図２のステップＳ２１０）。次いで、得られたインゴットを１０００℃で３０分間、溶体化処理した（図２のステップＳ２２０）。その後、溶体化処理したインゴットを、９００℃で鍛造および溝ロール圧延した（図２のステップＳ２３０）。このようにして、１５ｍｍ角の棒状の加工材料を得た。加工材料を表１に示す温度で３時間、大気雰囲気中、熱処理した（図２のステップＳ２４０）。例１～例５については、熱処理後の加工材料を０．２℃／秒または２０℃／秒の冷却速度で室温まで冷却した（図２のステップＳ２５０）。例６については、熱処理後の加工材料を水冷した。なお、水冷を冷却速度に換算すると、１００℃／秒をはるかに超える。このようにして得た材料を、４ｍｍ×４ｍｍ×１ｍｍのサイズに切断し、測定用の試料とした。例５および例６の試料の条件は、非特許文献２のそれと同一である。

【００４６】

また、例７および例８の試料は、それぞれ、実用合金である、ＴＩＭＥＴＡＬ８３４（ＴＩＭＥＴＡＬ株式会社製）およびＴｉ６２４２（ＴＩＭＥＴＡＬ株式会社製）であった。これらの試料も、４ｍｍ×４ｍｍ×１ｍｍのサイズを有した。表１には、例７および例８の組成として購入元のデータシートの値を示す。

【００４７】

【表１】

例	Al	Nb	Zr	Si	Sn	Mo	C	鍛造後の熱処理温度(℃)	冷却速度(℃／秒)
1	5.7	3.9	3.8					1000	20
2	8.7	4.0	3.9					1000	20
3	5.7	3.9	3.8	0.3				950	0.2
4	5.7	1.9	2.0			2.0		1000	20
5	5.7	3.9	3.8					920	0.2
6	5.7	3.9	3.8					920	水冷
7(TIMETAL834)	5.7	0.7	4.0	0.4	4.0	0.5	0.06	—	—
8(Ti6242)	6.0		4.0		2.0	2.0		—	—

（Ti:Bal 質量%）

表1:例1～例8の合金試料の組成および製造条件

【００４８】

例１～例６の試料の組成を、走査型電子顕微鏡（ＳＥＭ）に付属のエネルギー分散型Ｘ線分光器（ＥＤＳ）による元素分析によって確認したところ、表１の組成となっていることを確認した。例１～例６の試料の粉末Ｘ線回折測定を行ったところ、ＸＲＤパターンからα－Ｔｉ相のピークが確認された。さらに、例１～例６の試料をＳＥＭにより観察した。観察結果を図３～図６および表２に示す。

【００４９】

図３は、例１の試料の組織を示すＳＥＭ像である。

図４は、例４の試料の組織を示すＳＥＭ像である。

図５は、例５の試料の組織を示すＳＥＭ像である。

図６は、例６の試料の組織を示すＳＥＭ像である。

【００５０】

図３および図４によれば、例１および例４の試料は、いずれも、針状組織を示した。一方、図５によれば、例５の試料は、等軸組織を示した。図６によれば、例６の試料は、バイモダル組織を示した。図示しないが、図２の試料は針状組織を示し、例３の試料は等軸組織を示した。

【００５１】

さらに、例１、例２および例４の試料において、針状組織の組成をＥＤＳにより調べた。その結果、針状組織において、黒く示される板状（層状）の領域がα－Ｔｉ相であり、白く示される板状（層状）の領域がβ－Ｔｉ相であり、α－Ｔｉ相とβ－Ｔｉ相とが交互に積層した針状組織をなしていることを確認した。

【００５２】

図３の画像診断によれば、α－Ｔｉ相の層の厚さの平均値は、３μｍであり、β－Ｔｉ相の層の厚さの平均値は、１μｍであり、β－Ｔｉ相は、α－Ｔｉ相に対して、体積％で２％であった。同様に、図４の画像診断によれば、α－Ｔｉ相の層の厚さの平均値は、３μｍであり、β－Ｔｉ相の層の厚さの平均値は、１μｍであり、β－Ｔｉ相は、α－Ｔｉ相に対して、体積％で２０％であった。

【００５３】

【表２】

例	組織の様子
1	針状組織
2	針状組織
3	等軸組織
4	針状組織
5	等軸組織
6	バイモダル組織

表2:例1～例6の合金試料の組織の様子の一覧

【００５４】
以上の結果から、図２に示す製造工程によって、質量％で、Ａｌ：５％以上８％以下、Ｎｂ：１％以上１０％以下、Ｚｒ：１％以上８％以下、Ｍｏ：０％以上８％以下、Ｓｎ：０％以上２％以下、および、Ｓｉ：０％以上１％以下を含有し、残部がＴｉおよび不可避不純物からなり、板状のα－Ｔｉ相と板状のβ－Ｔｉ相とが交互に積層した針状組織を有するチタン合金が得られたことが示された。特に、β相域の温度での熱処理（ここでは、９５０℃より大きく１１５０℃以下の温度範囲）と、０．５℃／秒以上３０℃／秒以下の範囲の冷却速度との組み合わせが有効であることが示された。

【００５５】
次に、例１～例８の試料について酸化試験を行った。詳細には、各試料を大気中７５０℃で２００時間、酸化させた。酸化前（０時間）と酸化後（２００時間）との試料の重量変化を測定した。結果を図７に示す。

【００５６】
図７は、例１、例２、例７および例８の試料の２００時間酸化後の重量変化を示す図である。

【００５７】
図７によれば、例１および例２の試料の酸化増量は、実用合金である例７および例８の試料のそれに比べて、顕著に小さく、耐酸化特性に優れることが分かった。図示しないが、例３～例６の試料の酸化増量は、例１および例２のそれと同等であった。

【００５８】
このことから、質量％で、Ａｌ：５％以上８％以下、Ｎｂ：１％以上１０％以下、Ｚｒ：１％以上８％以下、Ｍｏ：０％以上８％以下、Ｓｎ：０％以上２％以下、および、Ｓｉ：０％以上１％以下を含有し、残部がＴｉおよび不可避不純物からなりチタン合金は耐酸化特性に優れることが分かった。

【００５９】
次に、例１～例８の試料についてクリープ試験を行った。詳細には、各試料を、６００℃に加熱しながら１３７ＭＰａで応力を加え、ひずみを測定し、破断時間を測定した。結果を表３に示す。
【００６０】
【表３】

例	クリープ破断時間（時間）
1	4200
3	410
5	240
6	110

表３：例１、例３、例５および例６の合金試料のクリープ破断時間の一覧

【００６１】
表３によれば、例１、例３、例５および例６の試料においてクリープ破断時間（すなわち、クリープ破断寿命）は、いずれも１００時間を超えていた。なお、例２の試料は、脆く、クリープ試験片に加工できなかったため、クリープ試験を実施しなかった。特に注目すべきは、例１の試料のクリープ破断寿命は、例１の試料と同一の組成であるが、組織の異なる例５および例６の試料のクリープ破断寿命よりも劇的に向上した。このことから、クリープ破断寿命の向上は、α－Ｔｉ相とβ－Ｔｉ相とが交互に積層した針状組織に起因することが示唆される。
【００６２】
また、いずれも等軸組織である例３と例５とを比較すると、Ｓｉを添加した例３の試料のクリープ破断寿命は、Ｓｉを添加していない例５の試料のそれよりも長くなっていた。このことは、Ｓｉの添加はクリープ特性の向上に有効であることを示す。すなわち、本発明の上記組成を満たし、針状組織を有するチタン合金において、Ｓｉを添加すれば、なお一層のクリープ特性の向上が示唆される。
【００６３】
以上の結果から、質量％で、Ａｌ：５％以上８％以下、Ｎｂ：１％以上１０％以下、Ｚｒ：１％以上８％以下、Ｍｏ：０％以上８％以下、Ｓｎ：０％以上２％以下、および、Ｓｉ：０％以上１％以下を含有し、残部がＴｉおよび不可避不純物からなり、層状のα－Ｔｉ相と層状のβ－Ｔｉ相とが交互に積層した針状組織を有するチタン合金は、耐酸化特性、および、６００℃以上の温度におけるクリープ特性に優れた材料であることが示された。
【産業上の利用可能性】
【００６４】
本発明のチタン合金は、上述の組成および組織を有することにより、耐酸化特性およびクリープ特性に優れるため、コンプレッサブレードやコンプレッサディスクなどの航空機

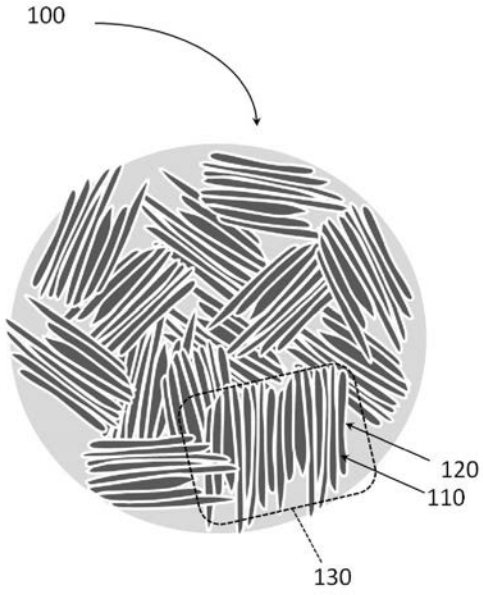
エンジン部品や火力発電所のタービン部材、内燃機関の耐熱性部材に適用される。

【符号の説明】

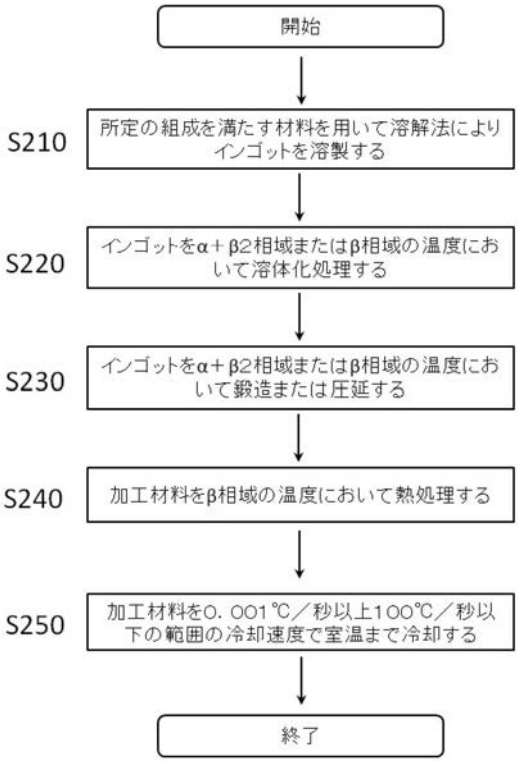
【００６５】

１００　チタン合金
１１０　α－Ｔｉ相
１２０　β－Ｔｉ相
１３０　針状組織

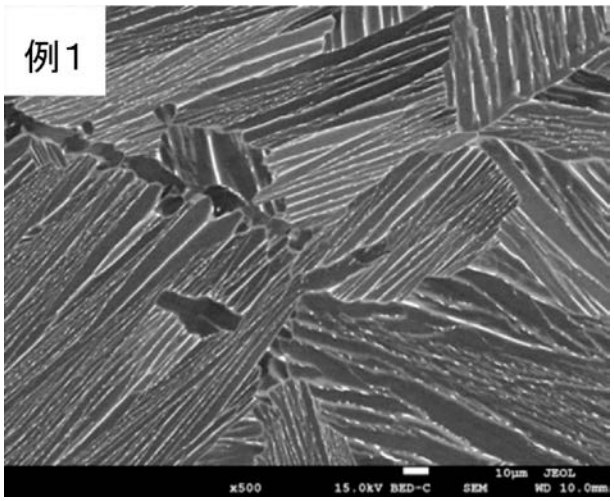
【図１】



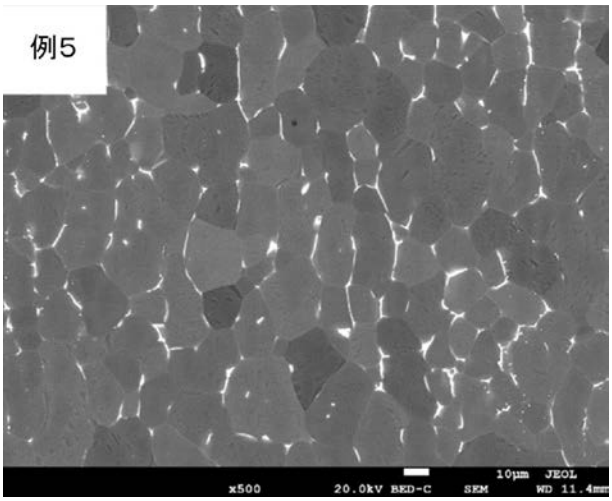
【図２】



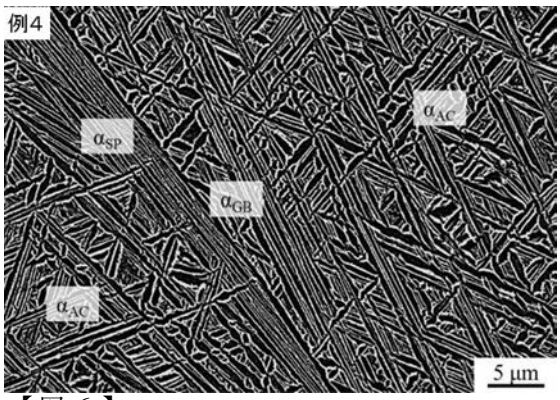
【図３】


例1
x500 15.0kV BED-C SEM WD 10.0mm
10μm JEOL

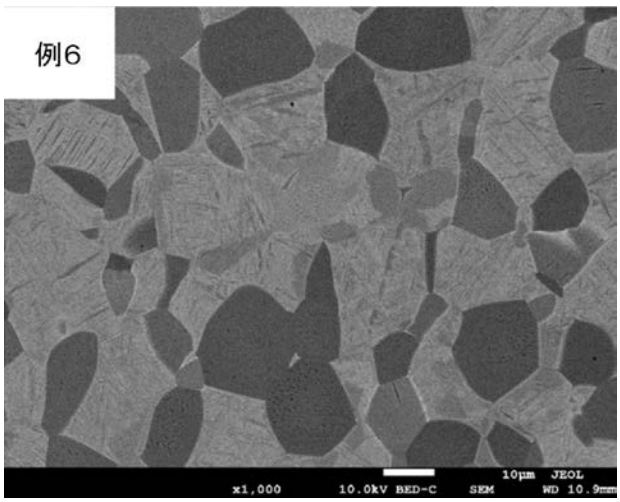
【図５】


例5
x500 20.0kV BED-C SEM WD 11.4mm
10μm JEOL

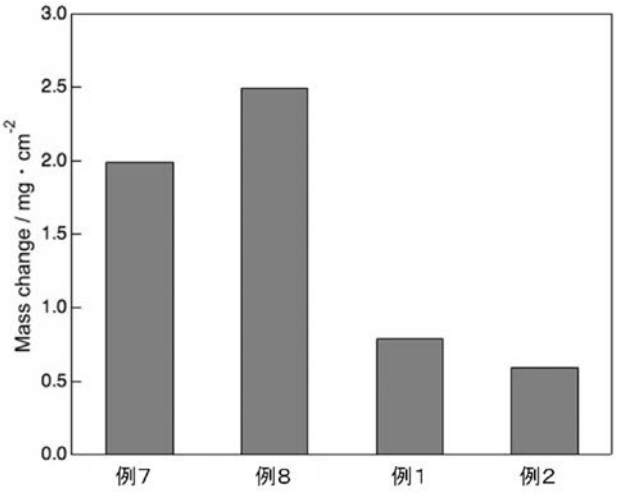
【図４】


例4
α_{AC}
α_{SP}
α_{GB}
α_{AC}
5 μm

【図６】


例6
x1,000 10.0kV BED-C SEM WD 10.9mm
10μm JEOL

【図７】


Mass change / mg・cm^{-2}
3.0
2.5
2.0
1.5
1.0
0.5
0.0
例7
例8
例1
例2

フロントページの続き

(51)Int.Cl.			FI			テーマコード（参考）
C22F 1/00		*(2006.01)*	C22F	1/00	602	
			C22F	1/00	604	
			C22F	1/00	640B	
			C22F	1/00	650A	
			C22F	1/00	651B	
			C22F	1/00	683	
			C22F	1/00	685Z	
			C22F	1/00	691B	
			C22F	1/00	691C	
			C22F	1/00	692A	
			C22F	1/00	694A	
			C22F	1/00	694B	
			C22F	1/00	682	