

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第5110199号  
(P5110199)

(45) 発行日 平成24年12月26日(2012.12.26)

(24) 登録日 平成24年10月19日(2012.10.19)

(51) Int.Cl.

F I

C 2 2 C 14/00 (2006.01)

C 2 2 F 1/18 (2006.01)

B 2 2 D 21/06 (2006.01)

B 2 2 D 27/04 (2006.01)

C 2 2 F 1/00 (2006.01)

C 2 2 C 14/00 Z

C 2 2 F 1/18 H

B 2 2 D 21/06

B 2 2 D 27/04 E

C 2 2 F 1/00 6 O 4

請求項の数 2 (全 15 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2011-274547 (P2011-274547)

(22) 出願日 平成23年12月15日(2011.12.15)

(62) 分割の表示 特願2001-232229 (P2001-232229)  
の分割

原出願日 平成13年7月31日(2001.7.31)

(65) 公開番号 特開2012-97358 (P2012-97358A)

(43) 公開日 平成24年5月24日(2012.5.24)

審査請求日 平成23年12月15日(2011.12.15)

(73) 特許権者 000000099

株式会社 I H I

東京都江東区豊洲三丁目1番1号

(74) 代理人 100068021

弁理士 絹谷 信雄

(72) 発明者 錦織 貞郎

東京都江東区豊洲三丁目1番1号 株式会  
社 I H I 内

審査官 河野 一夫

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 チタンアルミナイド鑄造品及びその結晶粒微細化方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

F e 及び V の双方を含有するチタンアルミナイド鑄造品において、化学組成が、

A l : 4 6 ~ 5 0 原子%、

F e、V の両元素を総量で5原子%以下(但し、F e の含有量は  $17.5 - 0.3 \times$  原子%以下( $x$ : A l の含有量))、

C : 0.1 ~ 0.4 原子%、

残部: T i 及び不可避免的不純物であり、

金属組織の平均結晶粒径が  $50 \sim 300 \mu m$ 、金属組織中に析出するC基析出物の平均粒径が  $1 \mu m$  以下であることを特徴とするチタンアルミナイド鑄造品。

【請求項2】

請求項1に記載のチタンアルミナイド鑄造品と同じ化学組成の合金溶湯を金型内に鑄込んだ後、その鑄造体を冷却する際に、 $1500 \sim 1100$  の温度域で、 $150 \sim 250 / min$  の冷却速度で冷却することを特徴とするチタンアルミナイド鑄造品の結晶粒微細化方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、チタンアルミナイド鑄造品及びその結晶粒微細化方法に係り、特に、トラックのディーゼルエンジン等に搭載されるターボチャージャーや、高温下で連続使用される

回転部材等に用いられるチタンアルミナイド鑄造品及びその結晶粒微細化方法に関するものである。

【背景技術】

【0002】

AlとTiとの金属間化合物であるチタンアルミナイド(TiAl)は、軽量で、高強度である等といった特性を有していることから、航空機や自動車用エンジンの回転部材等に有望とされている。

【0003】

これらの部材にチタンアルミナイドを用いるには、チタンアルミナイドがクリープ強度(特に高温クリープ強度)及び疲労強度を高いレベルで満足すること、即ち、チタンアルミナイドのクリープ特性(特に高温クリープ特性)及び疲労特性が良好であることが要求される。

10

【0004】

チタンアルミナイドの金属組織形態の1つに全面ラメラ組織があるが、この組織のチタンアルミナイドは、クリープ特性に優れていることが知られている。また、相安定化型元素(W、Nb、Ta、Cr等)を添加したチタンアルミナイドは、クリープ特性に優れたものが多いことが知られている。これは、これらの元素を添加すると、Al成分量との兼ね合いから、初晶が相で凝固を開始した場合、結晶粒の粗大化が生じ、即ち、金属組織が粗大組織となるためであり、これによって、クリープ強度が向上する。

20

【先行技術文献】

【特許文献】

【0005】

【特許文献1】特開平01-298127号公報

【特許文献2】特開昭56-041344号公報

【特許文献3】特開平04-088140号公報

【特許文献4】特開平08-311585号公報

【特許文献5】特開2000-345260号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0006】

30

ところが、疲労特性の向上という観点では、金属組織の結晶粒はできるだけ微細であることが好ましい。つまり、クリープ特性の向上と疲労特性の向上は相反する要求であり、その両立は困難であった。

【0007】

以上の事情を考慮して創案された本発明の目的は、金属組織の結晶粒が微細であり、クリープ特性及び疲労特性がいずれも良好なチタンアルミナイド鑄造品及びその結晶粒微細化方法を提供することにある。

【課題を解決するための手段】

【0008】

上記目的を達成すべく本発明のチタンアルミナイド鑄造品は、Fe及びVの双方を含有するチタンアルミナイド鑄造品において、化学組成が、

40

Al: 46~50原子%、

Fe、Vの両元素を総量で5原子%以下(但し、Feの含有量は17.5-0.3x原子%以下(x: Alの含有量))、

C: 0.1~0.4原子%、

残部: Ti及び不可避免的不純物であり、

金属組織の平均結晶粒径が50~300μm、金属組織中に析出するC基析出物の平均粒径が1μm以下であるものである。

【0009】

以上の構成によれば、疲労特性を向上させるべく金属組織の結晶粒の微細化を図っても

50

、クリープ特性の著しい低下のおそれがないチタンアルミナイド鑄造品を得ることができる。

【 0 0 1 0 】

一方、本発明に係るチタンアルミナイド鑄造品の結晶粒微細化方法は、上記のチタンアルミナイド鑄造品と同じ化学組成の合金溶湯を金型内に鑄込んだ後、その鑄造体を冷却する際に、1500～1100 の温度域で、150～250 /minの冷却速度で冷却するものである。

【 0 0 1 1 】

以上の方法によれば、上記化学組成のチタンアルミナイド鑄造品を、完全2相（ + 相）の層状組織に、かつ、結晶粒微細に形成することができる。

10

【発明の効果】

【 0 0 1 2 】

以上要するに本発明によれば、次のような優れた効果を発揮する。

（１）疲労特性を向上させるべく金属組織の結晶粒の微細化を図っても、クリープ特性の著しい低下のおそれがないチタンアルミナイド鑄造品を得ることができる。

（２）（１）のチタンアルミナイド鑄造品を、完全2相（ + 相）の層状組織に、かつ、結晶粒微細に形成することができる。

【図面の簡単な説明】

【 0 0 1 3 】

【図１】チタンアルミナイド鑄造品（１）の金属組織の光学顕微鏡観察図である。

20

【図２】図１の部分拡大図である。

【図３】チタンアルミナイド鑄造品（２）の金属組織の光学顕微鏡観察図である。

【図４】図３の部分拡大図である。

【図５】金属組織の結晶粒度とクリープ強度及び結晶粒度と疲労強度の関係を示す図である。

【図６】クリープ特性とLCF特性の関係を示す図である。

【図７】高温クリープ特性に優れたチタンアルミナイド鑄造品の金属組織の光学顕微鏡観察図である。

【図８】図７の部分拡大図である。

【図９】実施例、比較例、従来例における各鑄造体の化学組成を表１にした図である。

30

【図１０】図９に示した各鑄造体の各評価結果を表２にした図である。

【発明を実施するための形態】

【 0 0 1 4 】

以下、本発明の好適一実施の形態を添付図面に基いて説明する。

【 0 0 1 5 】

高温クリープ特性及び鑄造性が良好なチタンアルミナイドとして、本発明者は、Ti - Al - Fe - V系合金又はTi - Al - Fe - V - B系合金（特願平10 - 95172号（特開平11 - 269584号公報）参照）、及びTi - Al - Mo - V系合金又はTi - Al - Mo - V - Si系合金（特願平11 - 161073号（特開2000 - 345260号公報）参照）を先行出願した。

40

【 0 0 1 6 】

上述したTi - Al - Fe - V系合金又はTi - Al - Fe - V - B系合金は、鑄造のままでも優れた高温クリープ特性を有するチタンアルミナイドである。また、Ti - Al - Mo - V系合金又はTi - Al - Mo - V - Si系合金は、Ti - Al - Fe - V系合金又はTi - Al - Fe - V - B系合金よりもAl含有量を増やすことで、機械的特性の向上、即ち高温クリープ強度の更なる向上を図ったチタンアルミナイドである。一般に、Al含有量が少ないと結晶粒は微細であり、Al含有量が多いと結晶粒は粗大となる。

【 0 0 1 7 】

先行出願の両チタンアルミナイドは、クリープ特性に主眼をおいたものであったため、その金属組織を、図7、図8に示すように、凝固による粗大なラメラ組織とすることで

50

、クリープ強度の向上を図っていた。しかし、金属組織の結晶粒が粗大であれば高クリープ強度が得られるものの、疲労特性が低下することから、これらのチタンアルミナイドは、疲労特性についてはあまり十分ではなかった。

【0018】

そこで、本願発明のチタンアルミナイド鑄造品においては、C又はBを規定範囲内で含有させることで、金属組織の結晶粒の微細化を図り、先行出願の両チタンアルミナイドの良好な高温クリープ特性を維持しつつ、疲労特性の改善を図ったものである。

【0019】

良好な高温クリープ特性を維持しつつ、疲労特性の改善を図ったチタンアルミナイド鑄造品(1)は、Mo、V、Siを含有し、化学組成が、

Al: 46 ~ 50 原子%、

Mo、V、及びSiの全元素が総量で5原子%以下(但し、Siの含有量は0.7原子%以下、Moの含有量は $17.5 - 0.3 \times$ 原子%以下( $x$ : Alの含有量))、

C: 0.1 ~ 0.4 原子%、より好ましくは0.2 ~ 0.4 原子%、

残部: Ti及び不可避免的不純物で構成されるチタンアルミナイド鑄造品(1)である。

【0020】

また、他のチタンアルミナイド鑄造品(2)は、Mo、V、及びSiを含有し、化学組成が、

Al: 46 ~ 50 原子%、

Mo、V、及びSiの全元素が総量で5原子%以下(但し、Siの含有量は0.7原子%以下、Moの含有量は $17.5 - 0.3 \times$ 原子%以下( $x$ : Alの含有量))、

B: 0.2 ~ 1.20 原子%、より好ましくは0.3 ~ 1.20 原子%、

残部: Ti及び不可避免的不純物で構成されるチタンアルミナイド鑄造品(2)である。

【0021】

ここで、上記のチタンアルミナイド鑄造品(1)、(2)において、Vの含有量は、1.8原子%以下の任意の値であるが、好ましくは1原子%以下、特に好ましくは0.5原子%前後である。

【0022】

次に、チタンアルミナイド鑄造品(1)、(2)の結晶粒微細化方法を以下に説明する。

【0023】

先ず、化学組成が、

Al: 46 ~ 50 原子%、

Mo、V、及びSiの全元素が総量で5原子%以下(但し、Siの含有量は0.7原子%以下、Moの含有量は $17.5 - 0.3 \times$ 原子%以下( $x$ : Alの含有量))、

C: 0.1 ~ 0.4 原子%又はB: 0.2 ~ 1.20 原子%、

残部: Ti及び不可避免的不純物となるように金属元素の添加量を調整した後、溶解を行う。

【0024】

次に、溶解した合金溶湯を金型内に鑄込んで鑄造体を形成する。この鑄造体を冷却する際、1500 ~ 1100 の温度域で、150 ~ 250 /minの冷却速度で冷却する。これによって、鑄放し材の金属組織において、相の単相が析出することなく、完全2相( + 相)の層状組織が結晶粒微細に形成されると共に、結晶粒界に微細なC基又はB基析出物が析出した本実施の形態に係るチタンアルミナイド鑄造品が得られる。

【0025】

次に、上記のチタンアルミナイド鑄造品(1)、(2)の作用について説明する。

【0026】

上記のチタンアルミナイド鑄造品(1)の金属組織の光学顕微鏡観察図を図1に示し、図1の部分拡大図を図2に示し、チタンアルミナイド鑄造品(2)の金属組織の光学顕微

10

20

30

40

50

鏡観察図を図 3 に示し、図 3 の部分拡大図を図 4 に示す。

【 0 0 2 7 】

チタンアルミナイド鑄造品の母材中に、C を 0 . 1 ~ 0 . 4 原子% ( 又は B を 0 . 2 ~ 1 . 2 0 原子% ) の範囲で含有させることで、最初にマトリックス ( + 相の完全 2 相 ) 中に C 基 ( 又は B 基 ) 析出物が析出し、これらの析出物が核となって結晶粒が微細化し、図 1 , 図 2 ( 又は図 3 , 図 4 ) に示すように、図 7 , 図 8 と比較して金属組織の結晶粒が微細なチタンアルミナイド鑄造品が得られる。

【 0 0 2 8 】

この時、C ( 又は B ) の含有量が規定範囲よりも多いと、C 基 ( 又は B 基 ) 析出物が過剰に析出すると共に、過剰に析出したこれらの析出物が結晶粒を必要以上に微細化し、クリープ強度の低下を招いてしまう。また、結晶の凝固終了時における C 基 ( 又は B 基 ) 析出物が粗大になってしまい、これらの析出物が後に破壊の起点となってしてしまう。逆に、C ( 又は B ) の含有量が規定範囲よりも少ないと、結晶粒の微細化に全く寄与しない。よって、結晶粒の凝固終了時における C 基 ( 又は B 基 ) 析出物は、その量はできるだけ少なく、かつ、そのサイズはできるだけ微細であることが好ましいことから、C ( 又は B ) の含有量は上記範囲に規定される。

【 0 0 2 9 】

これらのチタンアルミナイド鑄造品 ( 1 )、( 2 ) においては、上記規定範囲内で C を添加することで、図 2 に示すように、結晶粒界に、平均粒径が 1  $\mu$ m 以下、好ましくは 0 . 5  $\mu$ m 以下の粒状の C 基析出物が析出する。又は、上記規定範囲内で B を添加することで、図 4 に示すように、結晶粒界に、平均長さが 1 5  $\mu$ m 以下、好ましくは 1 0  $\mu$ m 以下のフレーク状の B 基析出物 ( 図 4 中の多数の黒点 ) が析出する。この微細な C 基 ( 又は B 基 ) 析出物が結晶核として析出することで、金属組織における結晶粒の平均粒径が 5 0 ~ 3 0 0  $\mu$ m、好ましくは 5 0 ~ 1 5 0  $\mu$ m に微細化する。

【 0 0 3 0 】

金属組織の結晶粒度とクリープ強度及び結晶粒度と疲労強度の関係を図 5 に示す。ここで、図 5 中の、破線 A 1 は C 又は B 添加無しのチタンアルミナイド鑄造品のクリープ強度特性を、実線 A 2 は本発明に係るチタンアルミナイド鑄造品のクリープ強度特性を、実線 B はチタンアルミナイド鑄造品の疲労強度特性を示している。

【 0 0 3 1 】

図 5 に示すように、一般に、結晶粒の微細化に伴って、クリープ強度は著しく低下し、疲労強度は著しく向上する ( 破線 A 1、実線 B 参照 )。これは、金属が変形する時は、結晶粒が微細であると、粒界すべり、結晶拡散クリープ変形が容易となり、その結果、金属の変形が容易となるためである。しかし、チタンアルミナイド鑄造品においては、結晶粒内に析出する微細な C 基 ( 又は B 基 ) 析出物が結晶粒の微細化に寄与すると共に、転位のピン止めとして作用する ( ピン止め効果 )。このため、疲労強度は著しく向上し、かつ、クリープ強度は大幅に低下することなく ( 実線 A 2 参照 )、即ちクリープ強度の著しい低下を防ぐことができ、チタンアルミナイド鑄造品の機械的特性が改善される。尚、析出した C 基 ( 又は B 基 ) 析出物が粗大であれば、チタンアルミナイド鑄造品の機械的特性改善に寄与しないことは言うまでもない。

【 0 0 3 2 】

ここで、C 及び B を両方添加してもよいが、その場合、C , B の内、特に C の添加量を極微量に制御しなければならなくなる。C の添加量があまりにも少ないと、合金の溶製時に C が全量揮発してしまうおそれがあり、C の制御が著しく困難となるので、合金設計上、あまり好ましくない。

【 0 0 3 3 】

上記のチタンアルミナイド鑄造品 ( 1 )、( 2 ) を、自動車やトラックのターボチャージャーや、高温下で連続使用される回転部材等に対して適用した場合、機械的特性、特に高温クリープ特性及び疲労特性に全く問題がなく、また、製造コストも前述した先行出願の両チタンアルミナイドと同等であることから、コストの大幅な上昇のおそれもない。つ

10

20

30

40

50

まり、高性能、高信頼性のターボチャージャー又は高温回転部材を安価に大量生産することが可能となる。

【0034】

また、これらのチタンアルミナイド鑄造品は、そのまま金属部品として利用することが可能であるが、これらの鑄造品は鑄放し材であるため、鑄造欠陥を有しているおそれもある。このため、必要に応じて、これらの鑄造品に対して、HIP処理や均質化処理等の熱処理を施し、鑄造欠陥を除去するようにしてもよい。この時の熱処理条件は、800～1100の温度範囲又は $\{1220 + 25(A1 \text{ 原子}\% - 44)\} + 10$ 以上の温度で熱処理を施すと共に、100/min以上の速度で冷却する。

【0035】

次に、本発明の実施の形態について説明する。

【0036】

前述したチタンアルミナイド鑄造品(1)、(2)は、Ti-Al-Mo-V系の合金であった。これに対して、本発明の実施の形態に係るチタンアルミナイド鑄造品は、チタンアルミナイド鑄造品(1)、(2)の化学組成の内、Moの少なくとも一部をFeで置き換え、Ti-Al-Fe-V系としたものである。

【0037】

具体的には、本発明の実施の形態に係るチタンアルミナイド鑄造品は、Fe及びVを含有し、

化学組成が、

Al：46～50原子%、

Fe、Vの両元素を総量で5原子%以下(但し、Siの含有量は0.7原子%以下、Feの含有量は $17.5 - 0.3 \times \text{原子}\%$ 以下( $x$ : Alの含有量))、

C：0.1～0.4原子%、より好ましくは0.2～0.4原子%、

残部：Ti及び不可避免的不純物で構成されるTi-Al-Fe-V系合金である。

【0038】

本実施の形態に係るチタンアルミナイド鑄造品は、チタンアルミナイド鑄造品(1)、(2)と同様の効果が得られることは言うまでもない。また、本実施の形態に係るチタンアルミナイド鑄造品は、チタンアルミナイド鑄造品(1)、(2)と比較して、Moを含有していないため、製造コストの低減を図ることができる。

【実施例】

【0039】

以下に、チタンアルミナイド鑄造品(1)、(2)と本発明のチタンアルミナイド鑄造品を、実施例1～19として、比較例1～6と先行例1、2と併せて説明する。

【0040】

Al、Mo又はFe、V、Si、C又はB、残部Ti+不可避免的不純物からなる合金溶湯を溶解製造した後、1500～1100の温度域において150～250/minの冷却速度を保ちながら冷却し、化学組成の異なる28種類の鑄造体を作製した(実施例1～19、比較例1～7、先行例1、2)。

【0041】

各鑄造体の化学組成を図9の表1に示す。

【0042】

次に、各鑄造体について、組織観察、クリープ特性、及び疲労特性の評価を行った。また、これらの評価を基に総合評価を行った。各評価結果を図10の表2に示す。

(組織観察)

組織観察方法としては、各鑄造体を切断し、その切断面を光学顕微鏡及び反射電子像によりミクロ組織解析を行い、C基又はB基析出物のサイズ、結晶粒微細化の効果の有無を観察した。ここで、結晶粒微細化の効果が著しかったものは、有ったものは、無かったものは×とした。

(クリープ特性評価)

10

20

30

40

50

クリープ特性の評価方法としては、各鑄造体を平行部 6 × 30 mm の試験片に加工し、大気中で荷重 240 MPa、温度 760 の条件でクリープラプチャ試験を行い、クリープ破断寿命 (hr) を測定した。

(疲労特性評価)

疲労特性の評価方法としては、周波数 60 Hz の三角波を用い、各鑄造体に対して、室温で、応力振幅 R (最小応力 / 最大応力) が 0.1、平均応力が 192.5 MPa の疲労試験を行い、破断に至るまでのサイクル数 (回) を測定した。この時、疲労特性が良好なものを、先行例 1, 2 と同等又は同等以上のものとした。

【0043】

図10の表2に示すように、C又はBの添加の無い先行例1, 2の鑄造体においては、クリープ破断寿命は500 hr以上と長く、高温クリープ特性に優れているものの、結晶粒が粗大であることから、疲労特性が良好でなかった。これらを踏まえた総合評価がにとどまった。

10

【0044】

これに対して、Cを規定範囲内で添加したチタンアルミナイド鑄造品(1)の実施例1~4、11~13、チタンアルミナイド鑄造品(2)の実施例5~7、14~16、本発明の実施例5~7、17~19鑄造体においては、C基析出物のサイズは微細又はやや大であり、全ての鑄造体で結晶粒の微細化効果が観察され、疲労特性はいずれも良好であった。また、クリープ破断寿命は300~500 hr程度であり、先行例1, 2と比較してクリープ破断寿命の著しい低下はなかった。これらを踏まえた総合評価がと良好であった。他方、Bを規定範囲内で添加した実施例8~10、14~16の鑄造体においては、B基析出物のサイズは粗大であり、全ての鑄造体で結晶粒の微細化効果が観察され、疲労特性はいずれも良好であった。また、クリープ破断寿命は400 hr以上であり、先行例1, 2と比較してクリープ破断寿命の著しい低下はなかった。これらを踏まえた総合評価がと良好であった。ここで、実施例1, 11, 17又は実施例8, 14の鑄造体においては、結晶粒微細化の効果は得られるものの、C又はBの含有量がやや少ないため、疲労特性が先行例1, 2と同等又は同等以上のとなり、これらを踏まえた総合評価はにとどまった。

20

【0045】

尚、B基析出物のサイズが「粗大」であるというのは、C基析出物のサイズと比較してのことであり、B基析出物のサイズ基準では「微細」である。

30

【0046】

比較例3, 7又は比較例2, 5, 6の鑄造体においては、結晶粒微細化の効果は得られるものの、C又はBの含有量が規定範囲よりも多いため、C又はBの含有量が規定範囲内のものと比較して、C基又はB基析出物のサイズが大きい(大又は極粗大である)ことから、クリープ破断寿命が低下した。これらを踏まえた総合評価はにとどまった。

【0047】

比較例1又は比較例4の鑄造体においては、C又はBの添加自体を行っていないため、クリープ特性及び疲労特性は先行例1, 2の鑄造体と同程度であり、これらを踏まえた総合評価はにとどまった。

40

【0048】

次に、クリープ特性と疲労特性の関係を図6に示す。ここで、横軸はクリープ破断寿命 (hr [760, 240 MPa]) を、縦軸はLCF (Life of Cycles to Failure) 特性を示している。

【0049】

図6に示すように、図中印で示されるTi-Al-Mo-V系合金にSiを添加すると共に、Al含有量を増やすことで、Siによる析出強化及び結晶粒粗大化により、クリープ破断寿命が300 hr程度から500 hr程度に向上し、即ち高温クリープ特性が改善され、図中印で示されるTi-Al-Mo-V-Si系合金が得られる。

【0050】

50

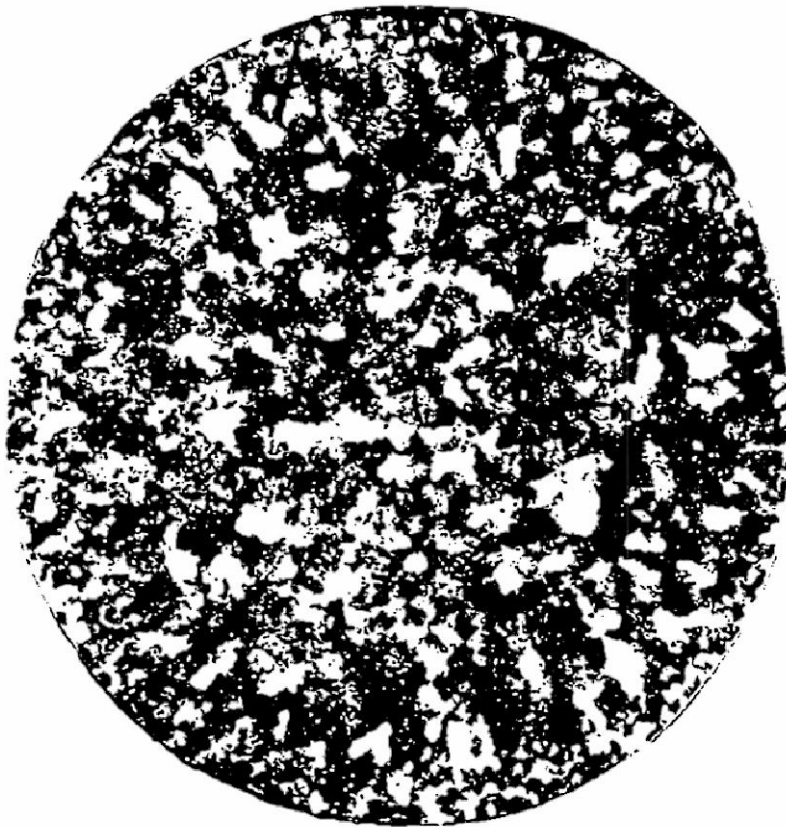
このTi-Al-Mo-V-Si系合金にC又はBを添加することで、結晶粒が微細化してLCF特性が改善され、図中黒丸印で示される本発明に係るチタンアルミナイド鑄造品LCF特性が得られる。この時、C又はBの添加量があまりにも少ないと、図中 印で示すように、結晶粒微細化の効果が無く、LCF特性が改善されることはない。また、C又はBの添加量の多い、少ないによって、析出するC基又はB基析出物のサイズが粗大になったり、微細になったりする。この時、析出したC基又はB基析出物があまりにも粗大であると、高温クリープ特性の著しい低下を防ぐことができない。

【0051】

以上、本発明の実施の形態は、上述した実施の形態に限定されるものではなく、他にも種々のものが想定されることは言うまでもない。

10

【図1】

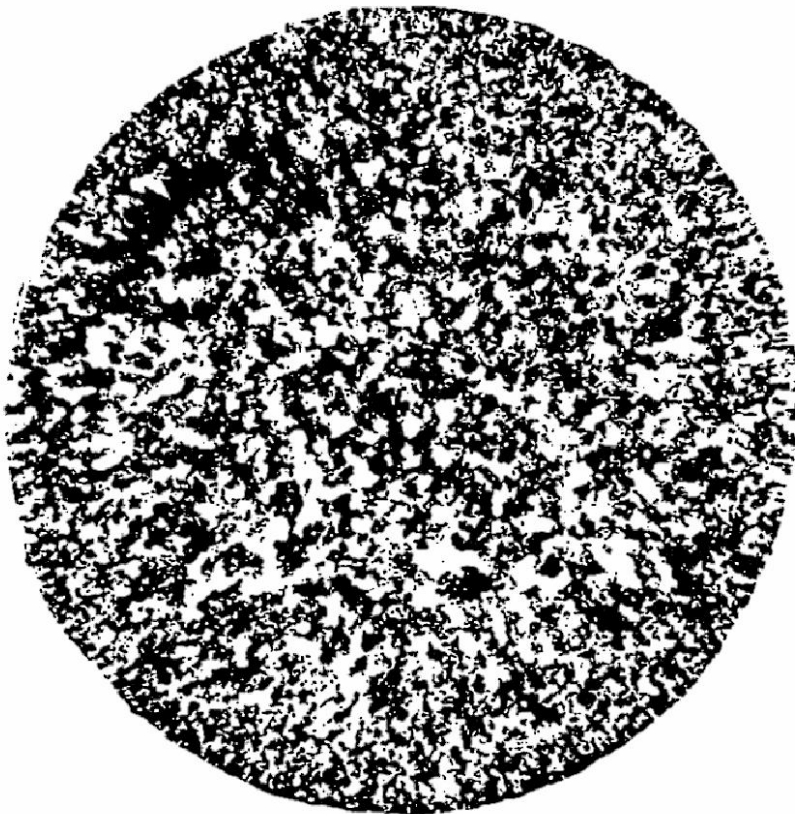




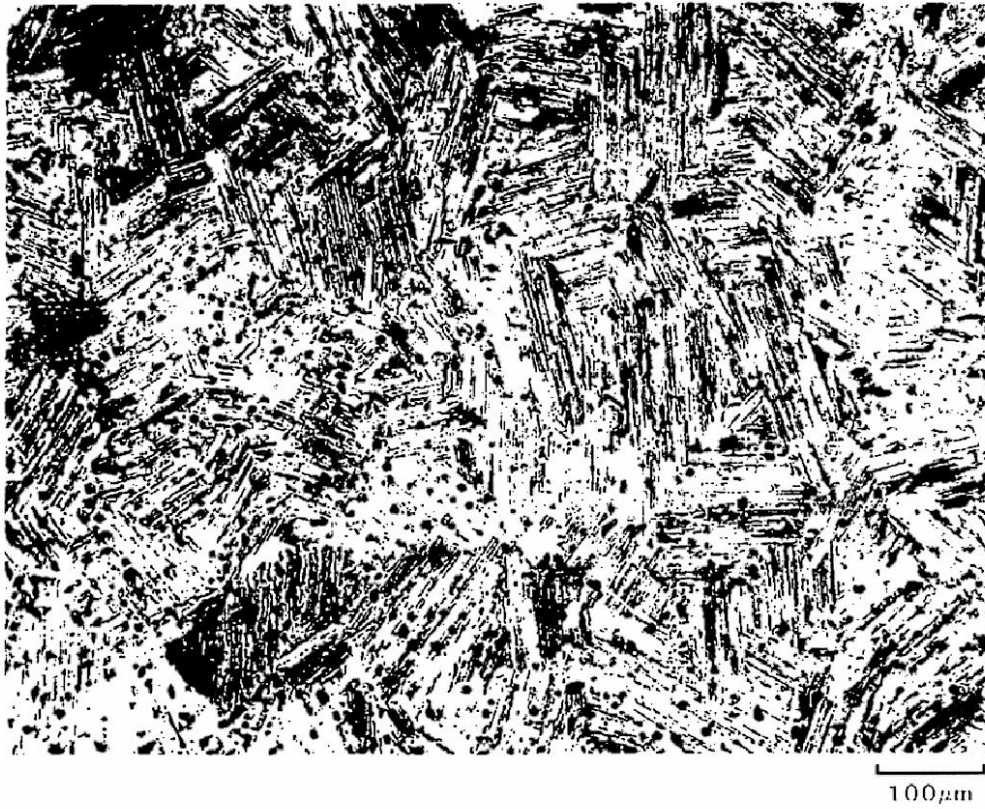
【図 2】



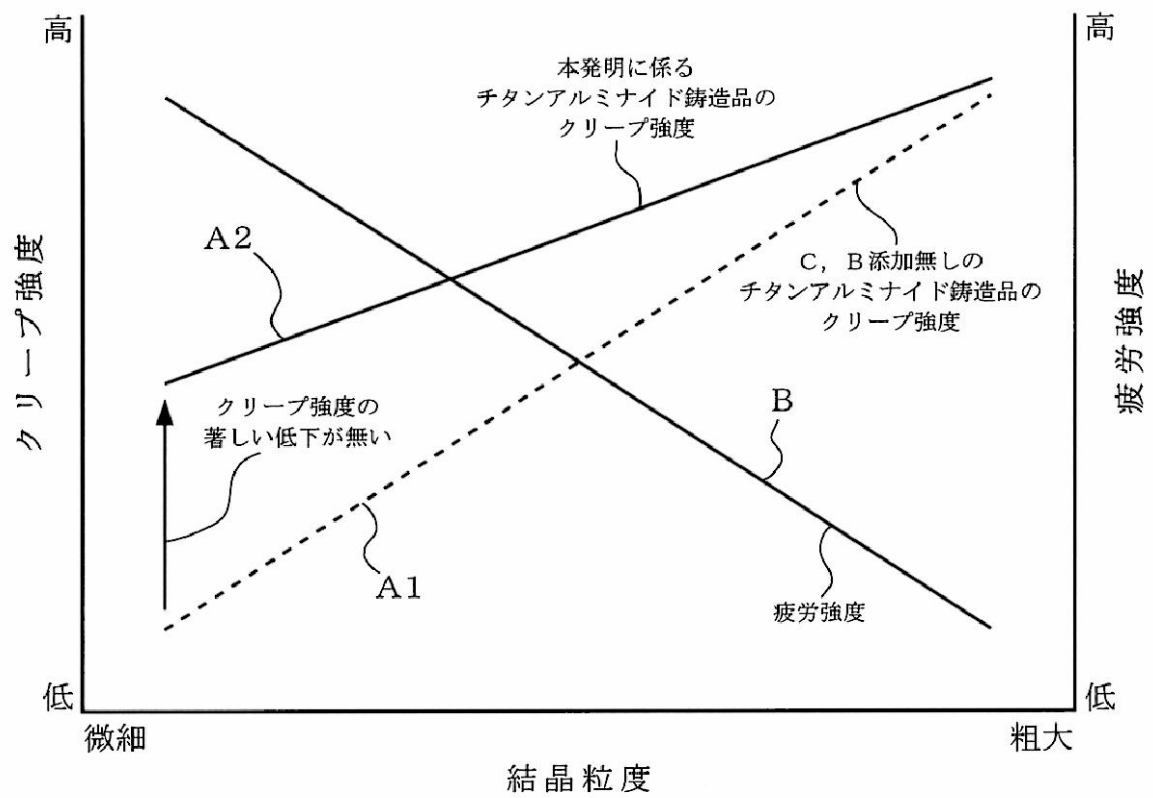
【図 3】



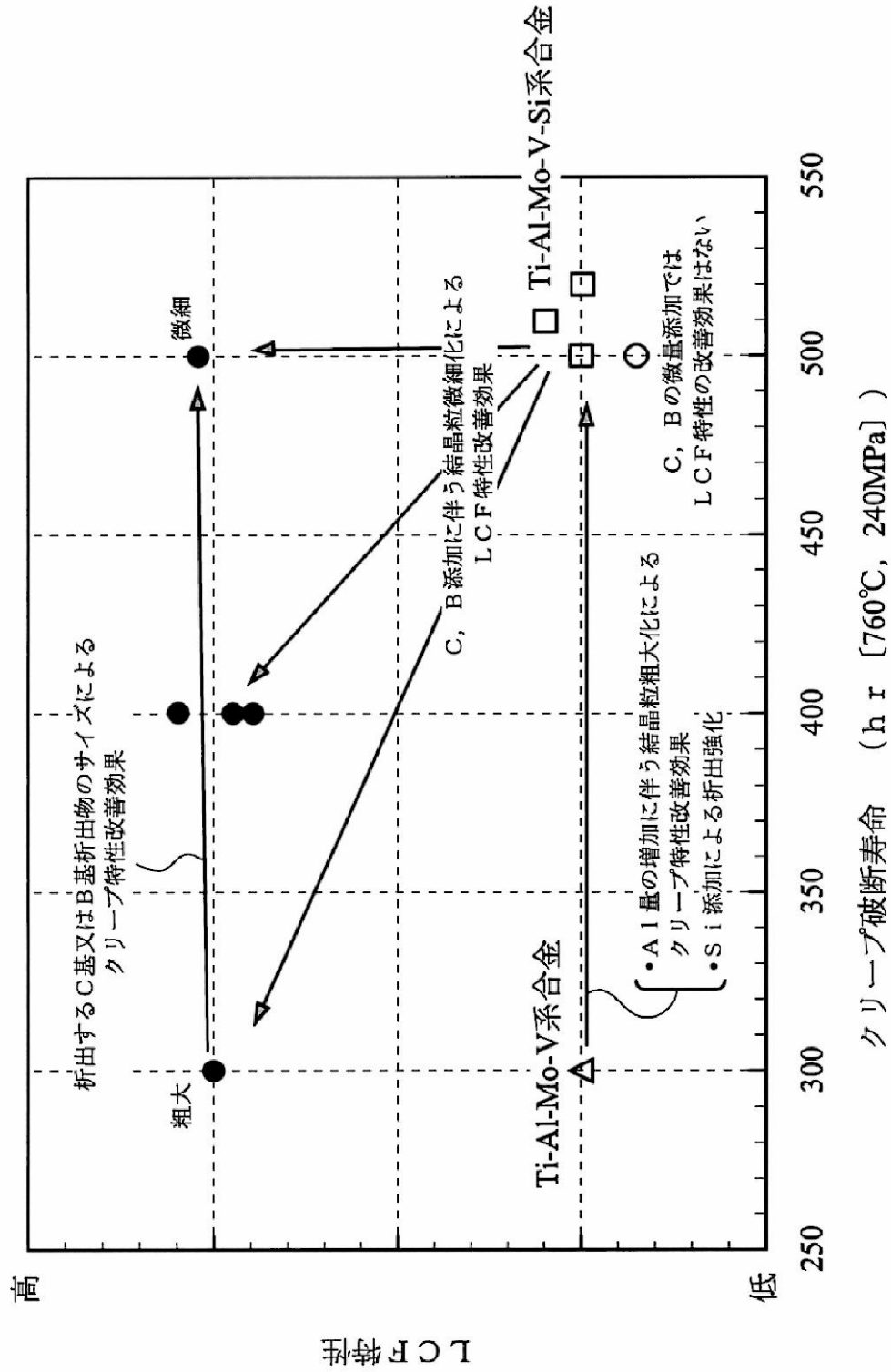
【図 4】



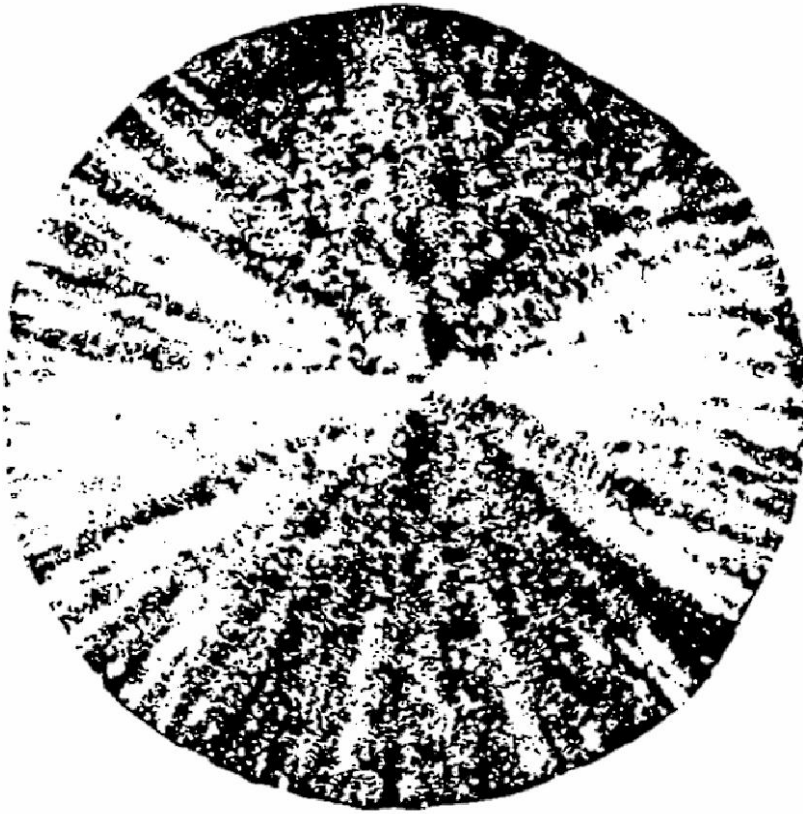
【図 5】



【図 6】



【図 7】



【図 8】



【図 9】

【表 1】

		A l	M o	F e	V	S i	C	B	T i
実施例	1	48.0	0.8	--	0.5	0.2~0.3	0.1	--	残部
	2	48.0	0.8	--	0.5	0.2~0.3	0.2	--	残部
	3	48.0	0.8	--	0.5	0.2~0.3	0.3	--	残部
	4	48.0	0.8	--	0.5	0.2~0.3	0.4	--	残部
	5	48.0	--	0.8	0.5	--	0.2	--	残部
	6	48.0	--	0.8	0.5	--	0.3	--	残部
	7	48.0	--	0.8	0.5	--	0.4	--	残部
比較例	1	48.0	--	0.8	0.5	--	--	--	残部
実施例	8	48.0	0.8	--	0.5	0.2~0.3	--	0.2	残部
	9	48.0	0.8	--	0.5	0.2~0.3	--	0.5	残部
	10	48.0	0.8	--	0.5	0.2~0.3	--	1.2	残部
比較例	2	48.0	0.8	--	0.5	0.2~0.3	--	1.5	残部
実施例	11	47.5	0.8	--	0.5	0.2~0.3	0.1	--	残部
	12	47.5	0.8	--	0.5	0.2~0.3	0.3	--	残部
	13	47.5	0.8	--	0.5	0.2~0.3	0.4	--	残部
比較例	3	47.5	0.8	--	0.5	0.2~0.3	0.6	--	残部
実施例	14	47.5	0.8	--	0.5	0.2~0.3	--	0.2	残部
	15	47.5	0.8	--	0.5	0.2~0.3	--	0.5	残部
	16	47.5	0.8	--	0.5	0.2~0.3	--	1.2	残部
比較例	4	47.5	0.8	--	0.5	0.2~0.3	--	--	残部
	5	47.5	0.8	--	0.5	0.2~0.3	--	1.5	残部
	6	47.5	0.8	--	0.5	0.2~0.3	--	2.3	残部
実施例	17	47.5	--	0.8	0.5	--	0.1	--	残部
	18	47.5	--	0.8	0.5	--	0.3	--	残部
	19	47.5	--	0.8	0.5	--	0.4	--	残部
比較例	7	47.5	--	0.8	0.5	--	0.6	--	残部
先行例	1	48.0	0.5	--	1.0	0.2~0.3	--	--	残部
	2	48.0	1.5	--	1.0	0.2~0.3	--	--	残部

(単位 : a t %)

【図 10】

【表 2】

		C基orB基 析出物	結晶粒微細化の 効果	クリープ 破断寿命 (hr) 760℃, 240MPa	疲労特性	総合評価
実施例	1	微細	○	500 程度	△	○
	2	微細	◎	500 程度	○	◎
	3	微細	◎	500 程度	○	◎
	4	やや大	◎	500 程度	○	◎
	5	微細	◎	300 程度	○	◎
	6	微細	◎	300 程度	○	◎
	7	やや大	◎	300 程度	○	◎
比較例	1	—	×粗大粒	300 以上	△	○
実施例	8	粗大	○	500 程度	△	○
	9	粗大	◎	400 以上	○	◎
	10	粗大	◎	400 以上	○	◎
比較例	2	極粗大	◎	400 以下	○	○
実施例	11	微細	○	500 程度	△	○
	12	微細	◎	400 以上	○	◎
	13	やや大	◎	400 程度	○	◎
比較例	3	大	◎	300 程度	○	○
実施例	14	粗大	○	400 以上	△	○
	15	粗大	◎	400 以上	○	◎
	16	粗大	◎	400 以上	○	◎
比較例	4	—	×粗大粒	500 以上	△	○
	5	極粗大	◎	400 以下	○	○
	6	極粗大	◎	400 以下	○	○
実施例	17	微細	○	300 程度	△	○
	18	微細	◎	300 程度	○	◎
	19	やや大	◎	300 程度	○	◎
比較例	7	大	◎	300 以下	○	○
先行例	1	—	×粗大粒	500 以上	△	○
	2	—	×粗大粒	500 以上	△	○

---

 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 5 0 A
	C 2 2 F	1/00	6 5 0 D
	C 2 2 F	1/00	6 5 1 B
	C 2 2 F	1/00	6 5 1 Z
	C 2 2 F	1/00	6 8 1
	C 2 2 F	1/00	6 9 2 A
	C 2 2 F	1/00	6 9 2 B

(56)参考文献 特開平 0 1 - 2 9 8 1 2 7 ( J P , A )  
 特開昭 5 6 - 0 4 1 3 4 4 ( J P , A )  
 特開平 0 4 - 0 8 8 1 4 0 ( J P , A )  
 特開平 0 8 - 3 1 1 5 8 5 ( J P , A )  
 特開 2 0 0 0 - 3 4 5 2 6 0 ( J P , A )  
 特開 2 0 0 1 - 2 7 9 3 5 3 ( J P , A )

(58)調査した分野(Int.Cl. , D B 名)

C 2 2 C	1 / 0 0	-	4 9 / 1 4
B 2 2 D	2 1 / 0 6		
B 2 2 D	2 7 / 0 4		
C 2 2 F	1 / 0 0	-	3 / 0 2