(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2017-2373
(P2017-2373A)
(43)公開日　平成29年1月5日(2017.1.5)

(51)Int.Cl.			F I			テーマコード（参考）
C22C	***14/00***	***(2006.01)***	C22C	14/00	Z	
C22F	*1/00*	*(2006.01)*	C22F	1/00	602	
C22F	*1/18*	*(2006.01)*	C22F	1/00	630A	
			C22F	1/00	630B	
			C22F	1/00	630K	

審査請求 未請求　請求項の数 3　OL　（全 13 頁）　最終頁に続く

(21)出願番号　特願2015-119501 (P2015-119501)
(22)出願日　平成27年6月12日 (2015.6.12)

(71)出願人　000001199
株式会社神戸製鋼所
兵庫県神戸市中央区脇浜海岸通二丁目２番４号
(74)代理人　110001807
特許業務法人磯野国際特許商標事務所
(72)発明者　山下　浩司
兵庫県神戸市西区高塚台１丁目５番５号　株式会社神戸製鋼所　神戸総合技術研究所内
(72)発明者　伊藤　良規
兵庫県神戸市西区高塚台１丁目５番５号　株式会社神戸製鋼所　神戸総合技術研究所内

最終頁に続く

(54)【発明の名称】チタン合金鍛造材

(57)【要約】
【課題】強度、延性および靱性に優れたチタン合金鍛造材を提供する。
【解決手段】元素Ｘの含有量（質量％）を[Ｘ]としたときに、下式で表されるＭｏ当量［Ｍｏ］$_{eq}$が１０以上１３未満であるチタン合金からなるチタン合金鍛造材であって、[Ｍｏ]$_{eq}$＝[Ｍｏ]＋[Ｔａ]/５＋[Ｎｂ]/３．６＋[Ｗ]/２．５＋[Ｖ]/１．５＋１．２５[Ｃｒ]＋１．２５[Ｎｉ]＋１．７[Ｍｎ]＋１．７[Ｃｏ]＋２．５[Ｆｅ]、粒径５μｍ以上で、アスペクト比２以上の一次α相の面積率が１％以下であり、粒径０．５μｍ以上の一次α相の面積率が０％を超えて２０％以下であり、二次α相間のβ相のアスペクト比が２．０以上であることを特徴とする。
【選択図】なし

【特許請求の範囲】
【請求項１】
元素Ｘの含有量（質量％）を[Ｘ]としたときに、下式（１）で表されるＭｏ当量［Ｍｏ］$_{eq}$が１０以上１３未満であるチタン合金からなるチタン合金鍛造材であって、
$[Mo]_{eq}=[Mo]+[Ta]/5+[Nb]/3.6+[W]/2.5+[V]/1.5+1.25[Cr]+1.25[Ni]+1.7[Mn]+1.7[Co]+2.5[Fe]$・・・（１）
粒径５μｍ以上で、アスペクト比２以上の一次α相の面積率が１％以下であり、
粒径０．５μｍ以上の一次α相の面積率が０％を超えて２０％以下であり、
二次α相間のβ相のアスペクト比が２．０以上であることを特徴とするチタン合金鍛造材。
【請求項２】
前記二次α相の平均間隔が２５０ｎｍ以下であることを特徴とする請求項１に記載のチタン合金鍛造材。
【請求項３】
前記チタン合金が、Ｖ：９．０～１１．０質量％、Ａｌ：２．６～３．４質量％、Ｆｅ：１．６～２．２２質量％を含有し、残部はＴｉおよび不可避的不純物であることを特徴とする請求項１または請求項２に記載のチタン合金鍛造材。
【発明の詳細な説明】
【技術分野】
【０００１】
本発明は、チタン合金鍛造材に関し、特に、ニア（ｎｅａｒ）β型チタン合金鍛造材に関する。
【背景技術】
【０００２】
航空機用部品等には、軽量で高強度であることに加えて、高延性、高靭性等であることが要求されることから、α＋β型チタン合金やニアβ型チタン合金が多く使用されている。α＋β型チタン合金は、主相である稠密六方晶（ｈｃｐ構造）のα相と体心立方晶（ｂｃｃ構造）のβ相とが室温で安定に共存して、強度と延性等のバランスに優れており、また、β変態点（Ｔβ）以上の温度域でβ相単相となる。ニアβ型チタン合金は、α＋β型チタン合金と高強度なβ型チタン合金との中間的な金属組織を有しており、α＋β型チタン合金と同様にα相とβ相とが共存する。これらのチタン合金の鍛造材には、Ｔβ以上の温度に到達しないようにＴβ未満の温度域（α＋β二相域）に加熱して鍛造するα＋β鍛造によるものと、Ｔβ以上の温度域（β単相域）に加熱して鍛造するβ鍛造によるものとがある。α＋β鍛造材とβ鍛造材では、形成される材料組織は全く異なり、それに伴い材料特性が異なることが知られている。
【０００３】
チタン合金の中でも、高強度なニアβ型チタン合金として、Ti-10V-2Fe-3Al合金などが知られている。Ti-10V-2Fe-3Al合金は、その特性をさらに改良するために、いくつかの改良技術が開発されている。例えば、特許文献１には、ニアβ型チタン合金の高強度化特性を維持しつつ冷間加工性を改善する加工前処理方法が開示されている。また、特許文献２には、強度・靭性に優れたニアβ型チタン合金を得るための処理方法が開示されている。
【先行技術文献】
【特許文献】
【０００４】
【特許文献１】特開平１－９６３６１号公報
【特許文献２】特許第３３４３９５４号公報
【発明の概要】
【発明が解決しようとする課題】
【０００５】
しかしながら、航空機用部品には、更なる強度、延性および靱性の向上が要求されてい

る。一般に高強度化を図ると、靱性や延性は低下する傾向にある。特許文献１および特許文献２に開示された処理方法は、強度、延性および靱性にまだ改良の余地を有するものであった。

【０００６】

本発明は、前記問題点に鑑みてなされたものであり、強度、延性および靱性に優れたチタン合金鍛造材を提供することを課題とする。

【課題を解決するための手段】

【０００７】

本発明者らは鋭意研究の結果、粗大な一次α相を極力減らし、さらに一次α相の面積率も減らした上で、二次α相に隣接するβ相のアスペクト比を大きくすることによって、強度を保持した上で延性および破壊靭性を向上させることができることを見出して、本発明に到達することができた。

【０００８】

すなわち、本発明に係るチタン合金鍛造材は、元素Ｘの含有量（質量％）を[Ｘ]としたときに、下式（１）で表されるＭｏ当量［Ｍｏ］$_{eq}$が１０以上１３未満であるチタン合金からなるチタン合金鍛造材であって、

$[Mo]_{eq}=[Mo]+[Ta]/5+[Nb]/3.6+[W]/2.5+[V]/1.5+1.25[Cr]+1.25[Ni]+1.7[Mn]+1.7[Co]+2.5[Fe]$・・・（１）

粒径５μｍ以上で、アスペクト比２以上の一次α相の面積率が１％以下であり、粒径０．５μｍ以上の一次α相の面積率が０％を超えて２０％以下であり、二次α相間のβ相のアスペクト比が２．０以上であることとしている。

【０００９】

かかる構成のチタン合金鍛造材は、α相およびβ相が特定の存在様式で存在するものであり、強度、延性および靱性に優れたものとなっている。

【００１０】

また、本発明に係るチタン合金鍛造材は、前記二次α相の平均間隔が２５０ｎｍ以下であることが好ましい。かかる構成のチタン合金鍛造材は、さらに、強度に優れたものである。

【００１１】

また、本発明に係るチタン合金鍛造材は、前記チタン合金が、Ｖ：９．０～１１．０質量％、Ａｌ：２．６～３．４質量％、Ｆｅ：１．６～２．２２質量％を含有し、残部はＴｉおよび不可避的不純物であることが好ましい。かかる構成のチタン合金鍛造材は、さらに、強度、延性および靱性に優れたものである。

【発明の効果】

【００１２】

本発明に係るチタン合金鍛造材は、強度、延性および靱性のいずれの特性においても優れている。

【図面の簡単な説明】

【００１３】

【図１】二次α相の平均間隔を算出する方法を示す模式図である。

【発明を実施するための形態】

【００１４】

以下、本発明の実施の形態について詳細に説明する。

〔チタン合金鍛造材〕

本発明に係るチタン合金鍛造材は、航空機用部品等に用いられ得るチタン合金鍛造材であって、鍛造や熱処理によって金属組織を制御することで、強度、延性および靱性に優れた性能を有する構成としている。

【００１５】

本発明に係るチタン合金鍛造材は、元素Ｘの含有量（質量％）を[Ｘ]としたときに、下式（１）で表されるＭｏ（モリブデン）当量［Ｍｏ］$_{eq}$が１０以上１３未満であるチタン

合金からなるチタン合金鍛造材である。

$[Mo]_{eq}=[Mo]+[Ta]/5+[Nb]/3.6+[W]/2.5+[V]/1.5+1.25[Cr]+1.25[Ni]+1.7[Mn]+1.7[Co]+2.5[Fe]$・・・（１）

Ｍｏ当量は、チタン合金の各相の安定性を示す指標として、一般的に使用されているものである。Ｍｏ当量の詳細については、G. Lutjering & J. C. Williams, "Titanium", Second Edition, Springer-Verlag, Berlin, 2010, p30または古原、牧，金属，vol.66（1996），No.4，p289 等において説明がなされている。

Ｍｏ当量は、強度を確保するために１０以上の値は必要であり、より好ましくは１０．５以上である。一方、熱間鍛造性や延性を良好なものとするために１３未満に制御することが必要であり、より好ましくは１２．５以下である。

【００１６】

〔チタン合金〕

上記のＭｏ当量の規定を満足するチタン合金として、ＡＭＳ４９８４に定められたTi-10V-2Fe-3Al合金がある。Ti-10V-2Fe-3Al合金の合金組成は、Ｖ：９．０～１１．０質量％、Ａｌ：２．６～３．４質量％、Ｆｅ：１．６～２．２２質量％を含有し、残部はＴｉおよび不可避的不純物である。不可避的不純物としては、例えば、Ｃ：０．０５質量％以下、Ｎ：０．０５質量％以下、Ｏ：０．１３質量％以下、Ｈ：０．０１５質量％以下、Ｙ：０．００５質量％以下を含有する。ここで、Ｍｏ当量は、式（１）中でTi-10V-2Fe-3Al合金が含有しない元素については、含有量０として計算される。

【００１７】

Ti-10V-2Fe-3Al合金の場合、β相の固溶強化やβ相を安定化させるために、Ｖ：９．０質量％以上、Ｆｅ：１．６質量％以上が必要であり、α相の固溶強化やα相を安定化させるためにＡｌ：２．６質量％以上が必要である。また、過剰な添加は熱間鍛造性や延性を損なう恐れがあるため、Ｖ：１１．０質量％以下、Ａｌ：３．４質量％以下、Ｆｅ：２．２２質量％以下に制御する。また、不可避不純物が増えると素材が脆化する恐れがあるため、上述の通り上限値以下に制御する。

【００１８】

Ｍｏ当量が１０以上１３未満であるチタン合金としては、その他に、Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr合金等を例示することができる。

【００１９】

〔金属組織〕

チタン合金の金属組織は、一般にα相及びβ相からなり、更にα相は一次α相と二次α相に分類される。本発明のチタン合金鍛造材の金属組織は、粒径５μｍ以上で、アスペクト比２以上の一次α相の面積率が１％以下であり、粒径０．５μｍ以上の一次α相の面積率が０％を超えて２０％以下であり、二次α相間のβ相のアスペクト比が２．０以上である。また、二次α相の平均間隔が２５０ｎｍ以下であることが好ましい。以下、各特性について順次説明する。

【００２０】

本発明のチタン合金鍛造材の金属組織は、実質的にα相およびβ相からなる。α相は、一次α相と二次α相からなる。二次α相とは、時効工程において析出してくるα相のことであり、一次α相とは、二次α相以外のα相のことである。α相およびβ相以外の組織としては、炭化物や介在物等を微量含有することがある。

【００２１】

チタン合金の金属組織は、粒径５μｍ以上で、アスペクト比２以上である一次α相（以下、「粗大α相」と記載することがある。）の面積率が１％を超えて存在すると、延性が低下する。これは、α相の粒径が粗大で、更にアスペクト比が大きい場合には、一次α相に歪みが集中しやすく、延性が低下し易くなるためと考えられる。そのため、本発明のチタン合金鍛造材の金属組織は、粗大α相の面積率を１％以下に制御する。粗大α相の面積率は好ましくは０．９％以下である。なお、ここで、粗大α相とは、一次α相のみを対象としており、二次α相は対象としていない。粗大α相の面積率は、光学顕微鏡写真を画像

解析することによって測定することができる。粗大α相の面積率を１％以下に制御する方法として、鍛造を所定の条件で行う方法があるが、詳細は後記する。

【００２２】

チタン合金の金属組織は、粒径０．５μｍ以上の一次α相の面積率が２０％以下であると、破壊靱性を確保しつつ強度を高めることができる。延性を確保する上で一次α相は一定量必要であるが、面積率で２０％を超えて含有すると破壊靱性や強度が低下する。また、α相が０％の場合は延性を確保することが困難となる。そのため、本発明のチタン合金鍛造材の金属組織は、粒径０．５μｍ以上の一次α相の面積率を０％を超えて２０％以下に制御する。粒径０．５μｍ以上の一次α相の面積率は、好ましくは３％以上で、１５％未満であり、より好ましくは１０％未満である。一次α相の面積率は、光学顕微鏡写真を画像解析することによって測定することができる。一次α相の面積率を制御する方法として、溶体化処理の温度を所定の条件で行う方法があるが、詳細は後記する。また、粒径０．５μｍ以上の一次α相の面積率には、粒径５μｍ以上で、アスペクト比が２以上の一次α相についてもカウントされ、かつ、アスペクト比に関わりなく粒径５μｍの一次α相がカウントされている。

【００２３】

本発明のチタン合金鍛造材の金属組織は、二次α相間のβ相のアスペクト比を２．０以上とする。二次α相間のβ相のアスペクト比を２．０以上とすることによって、チタン合金鍛造材の破壊靭性を向上させることが可能となる。これは、二次α相間のβ相をアスペクト比の大きな形状とすることによって、亀裂の進展が抑制されるものと考えている。二次α相間のβ相のアスペクト比は、好ましくは２．３以上である。二次α相間のβ相のアスペクト比は、光学顕微鏡写真を画像解析することによって測定することができる。二次α相間のβ相のアスペクト比を制御する方法として、溶体化処理や時効処理を所定の条件で行う方法があるが、詳細は後記する。

【００２４】

本発明のチタン合金鍛造材の金属組織は、二次α相の平均間隔を２５０ｎｍ以下とすることが好ましい。二次α相の平均間隔を２５０ｎｍ以下とすることによって、チタン合金鍛造材の延性や破壊靭性を確保しつつ強度を高めることができる。二次α相の平均間隔は、より好ましくは２２０ｎｍ以下である。一方、二次α相の平均間隔が著しく小さいと、素材が脆化する恐れがあるため、１００ｎｍ以上が好ましく１２０ｎｍ以上がより好ましい。二次α相の平均間隔は、SEM写真を参照して後記するように算出することができる。二次α相の平均間隔を制御する方法として、溶体化処理後の冷却速度と時効処理温度を所定の条件で行う方法があるが、詳細は後記する。

【００２５】

〔チタン合金鍛造材の製造方法〕

上記の金属組織を有するチタン合金鍛造材は、以下に記載するチタン合金鍛造材の製造方法を適用することによって、製造することが可能である。本発明のチタン合金鍛造材の製造方法は、鍛造工程、溶体化工程、時効工程の各工程において、以下に記載する特定の加工条件で加工を行うことを特徴としている。

【００２６】

本発明に係るチタン合金鍛造材は、前記組成のチタン合金からなるインゴットを下記の条件でビレットに鍛造し、溶体化処理、時効処理を行って所望の製品形状に製造される。尚、下記に記載した製造条件以外の製造工程、製造条件については、公知の条件を適宜適用して行うことによって、チタン合金鍛造材を得ることができる。

【００２７】

（鍛造工程）

鍛造工程では、β変態域に加熱して鍛造を行い、鍛造材としての形状を整える。その後、α＋β温度域に加熱して、α＋β域での相当歪量が累積で２～１０となるように鍛造する（以下、累積された相当歪量を「累積歪量ε」と記載する。）。累積歪量εを２以上へ増やすことによって、粗大α相の面積率を１％以下に低減させることができる。なお、累

積歪量εを高くするためには、複数回に分けて加熱と鍛造を繰返せばよい。累積歪量εは１０を超えてもよいが、効果が飽和するため２～１０とする。累積歪量εは好ましくは、３～９である。累積歪量εを２とするためには、たとえば、一軸圧縮で、均一変形を仮定した場合、圧下率（加工度）は約８６％とすればよい。同様に、累積歪量εを１０とするためには、ほぼ１００％の圧下率とすれば良い。ここで、累積歪量εの計算は、ε=ln（t0／t）、to：圧縮前の試験片高さ、t：圧縮後の試験片高さ、として行った。

【００２８】

一方で、加熱時間が増えると逆に、粗大α相の面積率が増えるため、トータルの累積加熱時間（７００℃以上での保持時間）は９０ｈｒ以下に制御する。累積加熱時間は好ましくは８０ｈｒ以下である。このように、累積歪量εはできるだけ大きくし、かつ累積加熱時間はできるだけ小さくするという条件にて鍛造を行うこと、すなわち、累積加熱時間を短くしつつ、累積歪量εを増大させることが、粗大α相の面積率を１％以下に抑制して、チタン合金鍛造材としての伸びを確保する上で肝要である。

【００２９】

ここで、相当歪量は、相当塑性ひずみ量ともいう。試験片採取位置におけるα＋β域での相当歪量を市販のFEM解析ソフト（例えば、TRANSVALOR社製解析ソフト「FORGE」）を用いて解析することによって測定することができる。また、累積歪量εについても同様に、鍛造を複数回行った際の累積された相当塑性ひずみ量を、市販のFEM解析ソフトを用いて解析することによって測定することができる。

【００３０】

（溶体化工程）

鍛造後、（Ｔβ－６０）℃～Ｔβ℃の温度範囲に加熱保持して溶体化処理を行う。ここで、Ｔβはβ変態点である。また、溶体化処理温度まで昇温するときの昇温速度は、０．０６℃／secを超える速度に制御する。昇温速度が０．０６℃／sec以下であったり、溶体化処理温度が（Ｔβ－６０）℃未満であると、一次α相の面積率が高くなりやすく、二次α相間のβ相のアスペクト比が低下しやすくなる。一方、溶体化処理温度がＴβ℃を超えると、欠陥（フレッケル）が発生しやすい。溶体化処理温度を（Ｔβ－６０）℃～Ｔβ℃の温度範囲に保持することで、粒径０．５μｍ以上の一次α相の面積率を適切に制御することができる。溶体化処理温度は極力Ｔβに近い温度が好ましい。溶体化処理の保持時間は、好ましくは１～５時間である。このように、溶体化処理を、より早く昇温して、比較的高い温度で、比較的長い時間行うことが好ましい。さらに、溶体化処理の温度をＴ（℃）、処理時間をｔ（分）としたときに、熱処理パラメータＴ×ｌｏｇｔは、１４００以上とすることが好ましく、１５００以上とすることがより好ましい。

【００３１】

また、溶体化処理温度に加熱保持した後の冷却速度を０．５℃／sec～１５℃／secに制御する。冷却速度が遅いと、二次α相の平均間隔が粗大になりやすい。また、冷却速度が速すぎると、二次α相間のβ相のアスペクト比が低下しやすい。したがって、アスペクト比２．０以上である二次α相間のβ相とするためには、加熱保持した後の冷却速度を０．５℃／sec～１５℃／secの範囲内に制御している。

【００３２】

（時効工程）

溶体化工程の冷却後に、４８５℃～５２０℃の温度範囲で加熱保持することによって、時効処理を行う。時効処理温度は、好ましくは４９０～５１５℃である。４８５℃未満の場合、二次α相間のβ相アスペクト比が低下しやすく、二次α相の平均間隔も低下しやすい。５２０℃を超える場合、二次α相の平均間隔が増大しやすい。時効処理の保持時間は、４～１２時間である。したがって、アスペクト比２．０以上である二次α相間のβ相とするためには、時効処理を４８５℃～５２０℃の温度範囲で加熱保持することによって行っている。

【実施例】

【００３３】

以下に、本発明の効果を確認した実施例を、本発明の要件を満たさない比較例と対比して具体的に説明する。なお、本発明は以下の実施例に限定されるものではない。

【００３４】

〔試験材の作製〕

ＡＭＳ４９８４で規定されるTi-10V-2Fe-3Al合金（Ｔβ：８１０℃、Ｍｏ当量１１．７）からなるビレットを用いて、β変態点の８１０℃以上の温度で鍛造後に、表１に記載の各条件で、α＋β域での仕上げ鍛造を想定した加熱保持及び熱間加工を行った。表１には、α＋β域での仕上げ鍛造における累積歪量εを示した。

【００３５】

鍛造後の素材を使って、溶体化処理および時効処理を表１に記載の条件で行った。溶体化の加熱保持後は、冷却方法（水冷、風冷、空冷）や試験片採取位置を調整することで冷却速度を表１の通りに変化させた。昇温速度と冷却速度は、試験片採取位置と同じ深さとなる位置に熱電対を挿入して測定した。一方、時効処理では所定温度に加熱保持後、全て空冷にて室温まで冷却した。溶体化熱処理や時効処理の時間は、表に記載の加熱温度の炉に入れてからの時間とした。

【００３６】

【表１】

試験材No.	鍛造工程			溶体化工程				時効工程	
	加熱温度	累積歪量 ε	累積加熱時間	昇温速度	加熱温度	時間	加熱保持後の冷却速度	加熱温度	時間
	℃	—	hr	℃／sec	℃	min	℃／sec	℃	hr
1	740	5	50	0.42	775	210	5	500	8
2	740	5	50	0.43	770	210	5	505	8
3	740	4	50	0.31	785	210	5	510	8
4	740	4	50	0.35	770	210	5	475	8
5	740	7	50	0.06	770	210	5	490	8
6	760	3	30	0.44	785	120	4	500	8
7	760	1	30	0.48	785	120	5	500	8
8	760	3	30	0.35	785	120	5	530	8
9	760	6	30	0.48	740	120	16	490	8
10	760	7	30	0.35	800	120	6	500	8

【００３７】

〔試験材の評価〕

得られた試験材について、以下に記載する評価条件によって、各種物性を測定・評価した。

（引張試験）

鍛伸方向と引張試験片の荷重軸方向が平行になるよう、試験片を採取した。試験片は、

１条件あたり４本採取した。この際、各試験片位置における歪み量や冷却速度が４本とも同等になるようにするため、鍛造材表面から試験片採取位置までの距離が等価となる位置から各試験片を採取した。引張試験ではASTM規格のE8に準拠して実施した。試験片サイズはASTM E8のSpecimen2とした。試験結果から、０．２％耐力が１０５０ＭＰａ超、伸びが１０％を超であるものを合格とした。

【００３８】

（破壊靭性試験）

ASTMのE399に準拠して実施した。試験片はＳ－Ｌ方向の向きに採取し、試験片の厚みは１９ｍｍとした。得られた結果は、破壊靱性値KIC（MPａ・$m^{1/2}$）として算出した。KICが３０以上のとき合格と判定した。

【００３９】

（組織観察）

（１）二次α相の平均間隔

鍛造材のＬ方向（光学顕微鏡で観察した際にβ結晶粒の伸張方向で判別できる）に平行な断面が観察できるように、引張試験片採取位置のすぐ隣の場所から組織観察用のブロックを切出した。樹脂包埋、研磨および腐食（フッ硝酸溶液）を実施しSEM観察用サンプルとした。その後、倍率400倍で観察し、円相当径で0.5μm以上に判別される粒を一次α相とし、0.5μm未満の領域はそれ以外の二次α相やβ相などの領域とした。β相と二次α相のみが含まれる領域（一次α相を含まない領域）においてFE-SEM（電界放射型走査電子顕微鏡）（日立製作所社製、SU-70）を用いた拡大写真（倍率３万倍）を１条件あたり５枚取得した。写真を元に、水平方向及び垂直方向に写真の端から端まで線分を各５本、等間隔に引き、線分が二次α相と交わる点をカウントした。その後、（線分長さの合算）÷（カウント数の総数）から、二次α相の平均間隔を算出した。図１に二次α相の平均間隔を算出する方法を示す模式図を示した。線分ｌと二次α相Ｐとの交点Ｘ１～Ｘ５をカウントした。なお、図１においては、５本引いた線分のうちの１本についての状態を示している。

【００４０】

なお、測定の際、まれに極端に微細なα相や極端に微細なβ相の領域が存在する場合があるが、画像解析ソフトにて円相当径が５ｎｍ以上とカウントされるα相・β相をカウント対象とした。ここで、円相当径の算出にあたっては、図１の交点Ｘ４、Ｘ５を通る二次α相のような場合、二次α相の中に含まれるβ相（白色）の領域は円相当径を算出する際の計算対象としていない（つまり黒色の領域のみの面積から円相当径を求めた。）

【００４１】

（２）粗大α相の面積率の測定

前記鍛造材試料について、光学顕微鏡（OLYMPUS社製、GX71）観察を実施した。観察では、倍率400倍にて、各条件、ランダムに10枚写真を撮影した。その後10枚の写真に含まれる各一次α相の粒径やアスペクト比を画像解析（画像解析ソフトウェア；日本ローパー社製、Image-Pro Plus）により求めた。なお、一次α相は鍛造や熱処理によって徐々にくびれ（凹み）が生じ更には分断されていくが、くびれが生じていても互いに重なっている一次α相については一つの一次α相としてカウントした。このカウントにより粒径５μｍ以上でアスペクト比２以上の一次α相の面積率が１％以下であるか否かを測定した。

【００４２】

（３）一次α相の面積率の測定

前記400倍の光学顕微鏡写真について、一次α相の面積率を画像解析（画像解析ソフトウェア；日本ローパー社製、Image-Pro Plus）により求めた。なお、一次α相は円相当径が０．５μｍ以上のものを対象とした。この画像解析により粒径０．５μｍ以上の一次α相の面積率が０％を越えて２０％以下であるか否かを測定した。

このように、一次α相は、倍率400倍の光学顕微鏡写真にて、円相当径が０．５μｍ以上のものである。

【００４３】

（４）二次α相間のβ相のアスペクト比

上記SEM写真５枚を用いて、β相の平均アスペクト比を画像解析により求めた。観察視野によっては、極端に微細なβ相や極端に粗大なβ相がまれに観察されるが、円相当径で0.01μm～1.0μmのβ相を解析対象とした。

【００４４】

実際の鍛造材製品では、鍛造品の最も厚みのある場所（すなわち、最大内接円が描かれる場所）において、内接円の表層側（試験片の最表層から10mm～20mm深さの位置）と中心部とを評価し、共に本発明の規定を満たすことが必要である。すなわち、最大内接円の表層側から中心にかけて、機械的特性や材料組織がばらつくことがあるため、その表層側と中心部とを評価して、判断する。

評価結果を表２に示した。

【００４５】

【表２】

試験材No.	組織				特性			備考
	粗大α相面積率（＊１）	一次α相面積率（＊２）	二次α相間のβ相アスペクト比	二次α相平均間隔（＊３）	0.2%耐力	伸び	KIC	
	%	%	―	nm	MPa	%	$MPa \cdot m^{1/2}$	
1	0.1	11	2.2	165	1202	14	33	実施例
2	0.1	12	2.4	199	1181	15	35	実施例
3	0.1	9	2.6	220	1149	15	37	実施例
4	0.1	12	1.8	92	1316	8	27	比較例
5	0.2	19	1.9	115	1153	15	29	比較例
6	0.2	9	2.4	181	1230	11	37	実施例
7	1.1	9	2.5	175	1191	7	35	比較例
8	0.2	10	2.7	255	1085	14	41	実施例
9	0.1	23	1.9	118	1149	13	29	比較例
10	0.2	7	2.7	174	1210	13	35	実施例

＊１：粒径５μｍ以上、アスペクト比２以上の一次α相の面積率

＊２：粒径０．５μｍ以上の一次α相の面積率

＊３：二次α相の平均間隔

【００４６】

試験材Ｎｏ．１～３、６、８、１０は、いずれも本発明のＭｏ当量を満足し、前記の好

ましい製造条件を用いて製造されたものである。本発明の規定を満足するものであり、強度、延性および靱性において優れたものであった。

但し、試験材Ｎｏ．８は、時効処理の加熱温度が好ましい温度範囲に比べて高いため、二次α相の平均間隔が２５０ｎｍを超え、他の試験材に比べて、０．２％耐力がやや低いレベルのものになった。

【００４７】

試験材Ｎｏ．４は、時効処理の加熱温度が好ましい温度範囲に比べて低いため、二次α相間のβ相のアスペクト比が２．０未満となり、伸びおよび破壊靱性が劣るものとなった。

試験材Ｎｏ．５は、溶体化処理における昇温速度が好ましい速度範囲に比べて低いため、二次α相間のβ相のアスペクト比が２．０未満となり、破壊靱性が劣るものとなった。

試験材Ｎｏ．７は、鍛造工程における累積歪量εが小さいため、粗大α相の面積率が１％を超え、伸びが劣るものとなった。

試験材Ｎｏ．９は、溶体化処理の加熱温度が好ましい温度範囲に比べて低く、溶体化処理後の冷却速度が好ましい速度範囲に比べて大きいため、一次α相の面積率が２０％を超え、二次α相間のβ相のアスペクト比が２．０未満となり、破壊靱性が劣るものとなった。

【符号の説明】

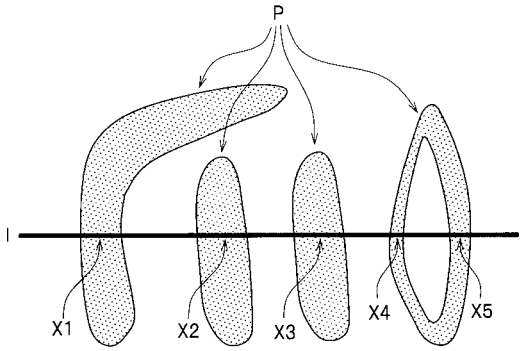
【００４８】

Ｐ　　二次α相

Ｘ１、Ｘ２、Ｘ３、Ｘ４、Ｘ５　　交点

ｌ　　線分

【図１】



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	６８２	
	Ｃ２２Ｆ	1/00	６８３	
	Ｃ２２Ｆ	1/00	６９１Ａ	
	Ｃ２２Ｆ	1/00	６９１Ｂ	
	Ｃ２２Ｆ	1/00	６９１Ｃ	
	Ｃ２２Ｆ	1/00	６９２Ａ	
	Ｃ２２Ｆ	1/00	６９４Ａ	
	Ｃ２２Ｆ	1/00	６９４Ｂ	
	Ｃ２２Ｆ	1/18	Ｈ	

(72)発明者　小野　公輔
兵庫県高砂市荒井町新浜２丁目３番１号　株式会社神戸製鋼所　高砂製作所内