

(19) 日本国特許庁 (JP)

(12) 特 許 公 報 (B2)

(11) 特許番号

特許第4123937号
(P4123937)

(45) 発行日 平成20年7月23日 (2008. 7. 23)

(24) 登録日 平成20年5月16日 (2008. 5. 16)

(51) Int. Cl.	F I
C 2 2 C 14/00 (2006. 01)	C 2 2 C 14/00 Z
B 2 2 F 3/24 (2006. 01)	B 2 2 F 3/24 F
C 2 2 C 1/04 (2006. 01)	C 2 2 C 1/04 E
C 2 2 F 1/18 (2006. 01)	C 2 2 F 1/18 H
C 2 2 F 1/00 (2006. 01)	C 2 2 F 1/00 6 O 2
請求項の数 12 (全 21 頁) 最終頁に続く	

(21) 出願番号	特願2002-575342 (P2002-575342)	(73) 特許権者	000003609
(86) (22) 出願日	平成14年3月25日 (2002. 3. 25)		株式会社豊田中央研究所
(86) 国際出願番号	PCT/JP2002/002874		愛知県愛知郡長久手町大字長湫字横道4 1
(87) 国際公開番号	W02002/077305		番地の1
(87) 国際公開日	平成14年10月3日 (2002. 10. 3)	(74) 代理人	100081776
審査請求日	平成15年10月21日 (2003. 10. 21)		弁理士 大川 宏
(31) 優先権主張番号	特願2001-88914 (P2001-88914)	(72) 発明者	古田 忠彦
(32) 優先日	平成13年3月26日 (2001. 3. 26)		日本国愛知県愛知郡長久手町大字長湫字横
(33) 優先権主張国	日本国 (JP)		道4 1 番地の1 株式会社豊田中央研究所
		(72) 発明者	西野 和彰
			日本国愛知県愛知郡長久手町大字長湫字横
			道4 1 番地の1 株式会社豊田中央研究所
			内
			内
			最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 高強度チタン合金およびその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

全体を 1 0 0 原子% (a t %) としたときに、

1 5 ~ 3 0 a t % の V a 族元素と、

2 . 4 ~ 7 a t % の酸素 (O) を含み、

ジルコニウム (Z r) 、ハフニウム (H f) およびスカンジウム (S c) のいずれか 1 種以上の金属元素を合計で 0 . 3 a t % 以上かつ Z r は 1 5 a t % 以下、H f は 1 0 a t % 以下、S c は 3 0 a t % 以下となるように含み、残部が主成分であるチタン (T i) であって、

引張強さが 1 0 0 0 M P a 以上であることを特徴とする高強度チタン合金。

10

【請求項 2】

さらに、冷間加工を施すことにより得られる断層状の変形組織を有し、

引張強さが 1 1 0 0 M P a 以上である請求項 1 に記載の高強度チタン合金。

【請求項 3】

伸びが 3 % 以上である請求項 1 または 2 に記載の高強度チタン合金。

【請求項 4】

前記 O は、2 . 6 ~ 6 . 5 a t % である請求項 1 に記載の高強度チタン合金。

【請求項 5】

前記 V a 族元素は、ニオブ (N b) と、バナジウム (V) およびタンタル (T a) のいずれか 1 種以上とである請求項 1 に記載の高強度チタン合金。

20

【請求項 6】

前記 V a 族元素は、合計で 18 ~ 27 at % である請求項 1 に記載の高強度チタン合金。

【請求項 7】

さらに、処理温度を 200 ~ 500 とする時効処理を施して得られた請求項 1 に記載の高強度チタン合金。

【請求項 8】

粉末全体を 100 原子% (at %) としたときに、15 ~ 30 at % の V a 族元素と、2 . 4 ~ 7 at % の O を含み、Z r、H f および S c のいずれか 1 種以上の金属元素を合計で 0 . 3 at % 以上かつ Z r は 15 at % 以下、H f は 10 at % 以下、S c は 30 at % 以下となるように含み、残部が主成分である T i からなる原料粉末を加圧成形する成形工程と、

10

該成形工程で得られた成形体を加熱して焼結させる焼結工程と、

該焼結工程で得られた焼結体を熱間加工して緻密化する熱間加工工程とからなり、請求項 1 に記載の高強度チタン合金が得られることを特徴とする高強度チタン合金の製造方法。

【請求項 9】

さらに、前記熱間加工工程後の焼結体に冷間加工を施す冷間加工工程を備える請求項 8 に記載の高強度チタン合金の製造方法。

【請求項 10】

さらに、前記冷間加工工程後に得られた冷間加工材に、処理温度を 200 ~ 500 とする時効処理を施す時効処理工程を備える請求項 9 に記載の高強度チタン合金の製造方法。

20

【請求項 11】

前記原料粉末は、T i 粉末を酸化雰囲気中で加熱する酸化工程を経て得られた酸化 T i 粉末と V a 族元素と Z r、H f および S c のいずれか 1 種以上の金属元素とを含む合金元素粉末とを混合した混合粉末である請求項 8 に記載の高強度チタン合金の製造方法。

【請求項 12】

前記成形工程は、前記原料粉末を冷間静水圧プレス (C I P) 成形する工程である請求項 8 に記載の高強度チタン合金の製造方法。

【発明の詳細な説明】

30

【0001】**【発明の属する技術分野】**

本発明は、チタン合金の利用拡大を図れる高強度チタン合金およびその製造方法に関するものである。

【0002】**【従来の技術】**

チタン合金は比強度や耐蝕性に優れるため、航空、軍事、宇宙、深海探査、化学プラントなどの分野で使用されてきた。最近では β 合金等が注目され、チタン合金の使用分野がさらに広がりつつある。例えば、生体適合品 (例えば、人工骨等)、装身具 (例えば、眼鏡のフレーム等)、スポーツ用品 (例えば、ゴルフクラブ等)、スプリングなどに低ヤング率のチタン合金が使用されつつある。

40

【0003】

とわいえ、チタン合金の利用をより一層拡大させる上で、やはり、その高強度化は欠かせない。チタン合金の強度等の力学的性質は、酸素 (O)、窒素 (N)、炭素 (C) のような侵入型 (固溶) 元素の含有量によって大きな影響を受ける。例えば、チタン合金に O が固溶すると、その強度が向上することはよく知られている。しかし、これまでのチタン合金は、その強度向上の一方で、その延性が著しく損われるものであった。

【0004】

このため、従来のチタン合金では、O 等の侵入型元素の許容含有量が所定以下に厳しく規制されてきた。例えば、A S T M (A m e r i c a n S o c i e t y f o r T e

50

string and Materials) 規格によると、純チタンの場合、O含有量によって第1種から第4種までに種別されている。そして、もっともO含有量の多い第4種でさえ、その量は高々1.2 at% (0.4 質量%) 以下に制限されている。

【0005】

市販のチタン合金においても事情は同じである。例えば、汎用の $\alpha + \beta$ 型合金であるTi-6Al-4V合金(質量%)では、Oが0.6 at% (0.2 質量%) 以下、Nが0.1 at% (0.03 質量%) 以下に制限されている。また、 β 型合金であるTi-10V-2Fe-3Al合金(質量%)では、Oが0.5 at% (0.16 質量%) 以下、Nが0.17 at% (0.05 質量%) 以下に制限されている。さらに、 β -C合金であるTi-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zrでは、Oが0.4 at% (0.12 質量%) 以下、Nが0.11 at% (0.03 質量%) 以下に制限されている。

10

【0006】

【発明が解決しようとする課題】

このように、これまでのチタン合金や純チタンは、O等の侵入型元素の含有量を非常に少なくしており、多くても、高々1.2 at%程度に過ぎないものであった。従来のチタン合金は、そうすることで、トレードオフの関係にある強度と延性とのバランスをとるようにしていたが、これではその強度や延性が未だに不十分であり、チタン合金のさらなる利用拡大を図ることはできない。

【0007】

【課題を解決するための手段】

20

本発明は、このような事情に鑑みて為されたものである。つまり、上述したようなチタン合金に関する従来の技術常識を覆し、より高次元で、高強度と延性とをバランスさせることができるチタン合金およびそれに適した製造方法を提供することを目的とする。

本発明者はこの課題を解決すべく鋭意研究し試行錯誤を重ねた結果、例えば、従来の技術常識に反するような、Oが1.5 at%以上という、高酸素量であるにも拘らず、高強度と共に高延性が得られることを見出し、本発明を完成させるに至った。

【0008】

(高強度チタン合金)

すなわち、本発明の高強度チタン合金は、全体を100原子%(at%)としたときに、15~30 at%のVa族元素と、2.4~7 at%のOを含み、Zr、HfおよびScのいずれか1種以上の金属元素を合計で0.3 at%以上かつZrは1.5 at%以下、Hfは1.0 at%以下、Scは3.0 at%以下となるように含み、残部が主成分であるTiであって、引張強さが1000 MPa以上であることを特徴とする。

30

【0009】

このように、原子比率で、適量のVa族元素に従来よりも多量のOを含有させることで、著しく高強度であり、かつ、延性の低下が小さい(つまり、高延性)のチタン合金が得られた。

この優れた特性が得られる詳細なメカニズム等は、現状、必ずしも明らかではない。しかし、この優れた特性が、Va族元素のみで得られるものではなく、従来の技術常識からすると非常識なレベルまでOの含有許容量を高めたことに起因していることは、明らかである。この発見は、チタン合金の業界では画期的であり、学術的にも非常に有意義を有するものである。そして、本発明の高強度チタン合金は、その優れた特性故に、各種製品に幅広く利用することができ、各種製品の機能向上や設計自由度拡大に大きな威力を発揮する。

40

【0010】

次に、その特性をより具体的にいうなら、引張強さが1000 MPa以上もの高強度が得られる。そして、引張強さが1100 MPa以上、1200 MPa以上、1300 MPa以上、1400 MPa以上、1500 MPa以上、1600 MPa以上、さらには2000 MPa以上となるような非常に高強度のチタン合金も得られる。引張強さが2000 MPa~2100 MPaといった高強度は、これまで現存するチタン合金中で最強のもで

50

あり、正に、驚異的な高強度であるといえる。

【 0 0 1 1 】

しかも、本発明のチタン合金が優れているのは、このような高強度であるにもかかわらず、十分な延性を有していることである。勿論、本発明のチタン合金といえども、従来のチタン合金と同様、高強度になれる程、延性が多少低下することはあり得る。しかし、延性の低下する傾向が従来よりも遙かに小さく、その強度と延性との相関関係は、従来のレベルを遙かに凌ぐ高次元にある。

【 0 0 1 2 】

例えば、前述の 2 0 0 0 M P a を越えるような高強度であっても、3 % 以上もの伸びを有する。従来の高強度のチタン合金 (1 9 0 0 M P a 程度) の伸びがほとんど 0 % かまたはそれに近かったことからすると、本発明のチタン合金が、如何に高強度で高延性であるかが解る。

10

【 0 0 1 3 】

また、高強度が要求される場合であっても、用途によっては、2 0 0 0 M P a 超もの高強度を必要としない場合もある。そのような場合、さらに高い伸びを有するチタン合金を得ることもできる。具体的には、伸びが 4 % 以上、5 % 以上、7 % 以上、9 % 以上、1 1 % 以上、1 3 % 以上、1 5 % 以上、1 8 % 以上、さらには 2 0 % 以上ものチタン合金が得られる。

【 0 0 1 4 】

そして、これらの強度と伸びとは、適宜、組合わせることができる。例えば、引張強さが 1 2 0 0 M P a 以上のとき、3 ~ 2 1 % 内にある任意の伸びと組合わせ得る。また、引張強さが 1 4 0 0 M P a 以上のとき、3 ~ 1 2 % 内にある任意の伸びと組合わせ得る。また、引張強さを 1 6 0 0 M P a 以上のとき、3 ~ 8 % 内にある任意の伸びと組合わせ得る。より具体的にいうなら、例えば、引張強さが 2 0 0 0 M P a のときに伸びを 3 % 以上、引張強さが 1 8 0 0 M P a のときに伸びを 5 % 以上、引張強さが 1 5 0 0 M P a のときに伸びを 1 0 % 以上、引張強さが 1 3 0 0 M P a のときに伸びを 1 5 % 以上等とすることもできる。なお、本明細書で「伸び」は、引張変形後の破断伸びを意味する。

20

【 0 0 1 5 】

ところで、従来のチタン合金は、T i と非常に結合し易い O 量を制限しようとしていたため、その製造には多くの工数、コスト、特殊な設備等を必要としていた。

30

この点、本発明のチタン合金は、その O 量を逆に利用しているため、従来に比べて、酸素の管理が比較的容易となり、工数や製造コストの削減等を図れるといったメリットもある。

これまでは、本発明のチタン合金が、主に、多量の O を含有する場合について説明してきたが、侵入型元素である他の N や C も、O と同様の作用をすることは周知であり、理論的にも明らかであるところである。この観点からすると、前述した O の全部または一部を N や C で置換することも有効であることは言うまでもない。

【 0 0 1 6 】

そこで、本発明は、全体を 1 0 0 a t % としたときに、主成分である T i と、1 5 ~ 3 0 a t % の V a 族元素と、1 . 5 ~ 7 a t % の N とを含み、引張強さが 1 0 0 0 M P a 以上であることを特徴とする高強度チタン合金としても良い。

40

また、本発明は、全体を 1 0 0 a t % としたときに、主成分である T i と、1 5 ~ 3 0 a t % の V a 族元素と、1 . 5 ~ 7 a t % の C とを含み、引張強さが 1 0 0 0 M P a 以上であることを特徴とする高強度チタン合金としても良い。

【 0 0 1 7 】

さらに、本発明は、全体を 1 0 0 a t % としたときに、主成分である T i と、1 5 ~ 3 0 a t % の V a 族元素と、合計で 1 . 5 ~ 7 a t % の N および C とを含み、引張強さが 1 0 0 0 M P a 以上であることを特徴とする高強度チタン合金としても良い。

【 0 0 1 8 】

なお、O 量等の下限値は、所望する強度から定り、その上限値は、チタン合金の実用的

50

な延性や靱性等を確保する観点から定る。そして上記組成範囲以外に、Oは、さらには、その下限値を1.8at%、2.0at%、2.4at%、2.6at%、2.8at%、3at%さらには4at%等とすることができる。また、その上限値は、6.5at%、6at%、5.5at%、5at%、4.5at%等とすることができる。そして、これらの下限値および上限値は適宜組合わせることができ、例えば、Oを1.8~6.5at%、2.0~6.0at%等とすることもできる。

【0019】

もっとも、O等の侵入型元素は、合計で2.0~5.0at%であれば、強度と延性のバランスが良い。特に、強度の点から3.0~5.0at%が好ましく、延性の点から2.0~4.0at%が好ましい。

また、侵入型元素としてOを主に含有する場合、そのOの一部を置換、補足する観点から、同様の侵入型元素であるNを0.2~5.0at%、望ましくは0.7~4.0at%含んでも良い。同様に、Cを0.2~5.0at%、望ましくは0.2~4.0at%含んでも良い。

【0020】

Va族元素には、バナジウム(V)、ニオブ(Nb)、タンタル(Ta)およびプロトアクチニウム(Pa)がある。しかし、高強度または高延性を発現させる観点および取扱性の観点等から、現実には、V、NbおよびTaのいずれか1種以上が用いられる。中でも、本発明のチタン合金の場合、特に、NbおよびTaが好適である。

この理由は定かではないが、現状、次のように考えられる。すなわち、NbあるいはTaを主要構成元素とするβ相中では、多くのO等を含有したとしても、粒界にO等が偏析して脆化するといったこれまでの脆化メカニズムとは異なる、何らかの作用が働いているものと推察される。

【0021】

Va族元素量の下限値も、十分な高強度を確保する観点から定め、その上限値を超えてVa族元素を含有させると、材料偏析が生じ易くなり、やはり十分な高強度を得ることができない。そこで、Va族元素量を上記組成範囲としたが、これに限らず、その下限値を20at%、23at%等としても良い。また、その上限値を27at%、26at%としても良い。そして、それらを任意に組合わせて、例えば、Va族元素の合計が、18~27at%、さらには20~25at%となるようにすると良い。

以下では、便宜上、高O含有量の高強度チタン合金について説明することが多いが、高N含有量等からなる高強度チタン合金を本発明から除く主旨ではない。

【0022】

(高強度チタン合金の製造方法)

上記高強度チタン合金は種々の製造方法により製造可能であるが、本発明者はその製造に適した方法をも併せて開発した。

すなわち、本発明の高強度チタン合金の製造方法は、粉末全体を100原子%(at%)としたときに、15~30at%のVa族元素と、2.4~7at%のOを含み、Zr、HfおよびScのいずれか1種以上の金属元素を合計で0.3at%以上かつZrは15at%以下、Hfは10at%以下、Scは30at%以下となるように含み、残部が主成分であるTiからなる原料粉末を加圧成形する成形工程と、成形工程で得られた成形体を加熱して焼結させる焼結工程と、焼結工程で得られた焼結体を熱間加工して緻密化する熱間加工工程とからなり、本発明の高強度チタン合金が得られることを特徴とする。

【0023】

いわゆる溶解法ではなく焼結法を用いることにより、多量のVa族元素やOを含む場合でも、マクロ的な偏析を避けて安定した品質(高強度、高延性)のチタン合金が得られる。そして、焼結法を用いるため、チタンの溶解に際して多くの工数やコスト、特殊な装置等を必要とすることもない。こうして、本発明の製造方法によれば、上記の高強度チタン合金を効率良く製造することができる。

【0024】

なお、本発明の製造方法で使用する原料粉末の組成は、必ずしも、得られたチタン合金の組成と一致している必要はない。例えば、〇等は、焼結を行う雰囲気によって変動するからである。

さらに、本発明の製造方法は、熱間加工工程後の焼結体に冷間加工を施す冷間加工工程を備えると好適である。

冷間加工を加えることで、本発明のチタン合金の強度がさらに向上する。しかも、本発明の製造方法によって得られたチタン合金は、従来のチタン合金のような加工硬化をほとんど生じず、非常に優れた冷間加工性（超塑性）を発現する。そして、上記冷間加工工程によって強度が向上するにもかかわらず、延性（伸び等）の低下は非常に小さい。

なお、本明細書で、前記各元素の組成範囲を「 $x \sim y$ 原子%」と示した場合、特に断らない限り、下限値（ x ）および上限値（ y ）も含む。これは、「 $x \sim y$ 重量%」と表示した場合も同様である。

【0025】

また、本願でいう「高強度」とは、引張強度（引張強さ）が大きいことを意味する。「引張強度」は、引張試験において、試験片の最終的な破断直前の荷重を、その試験片の平行部における試験前の断面積で除して求めた応力である。

また、本発明でいう「高強度チタン合金」は、種々の形態を含むものであり、素材（例えば、スラブ、ピレット、焼結体、圧延品、鍛造品、線材、板材、棒材等）に限らず、それを加工したチタン合金部材（例えば、中間加工品、最終製品、それらの一部等）なども意味する（以下同様）。

【0026】

【発明の実施の形態】

次に、実施形態を挙げ、本発明をより詳細に説明する。

（高強度チタン合金）

（1）組成

1 本発明の高強度チタン合金は、さらに、ジルコニウム（ Zr ）、ハフニウム（ Hf ）およびスカンジウム（ Sc ）のいずれか1種以上の金属元素を合計で0.3at%以上含み、 Zr は15at%以下、 Hf は10at%以下、 Sc は30at%以下であると好適である。

Zr と Hf と Sc は、いずれもチタン合金の耐力を向上させ得る元素である。但し、これらの合計が15at%を超えると、材料偏析が生じ易くなり強度や延性の向上が望めず、また、チタン合金の密度増大（比強度の低下）を招くため好ましくない。

ところで、 Zr または Hf を単独でチタン合金に含める場合、それぞれ1～10at%、さらには5～10at%とし、 Sc の場合は1～20at%、さらには5～10at%、とするとより好ましい。

【0027】

2 本発明の高強度チタン合金は、さらに、 Sn を1～13at%以下を含むと好適である。 Sn は、チタン合金の強度を向上させる元素である。1at%未満では Sn の効果がなく、13at%を超えるとチタン合金の延性の低下を招くため、好ましくない。

3 本発明の高強度チタン合金は、さらに、その高強度を維持または向上させることができる範囲で、 Zr 、 Hf 、 Sc および Sn の他に、 Cr 、 Mo 、 Mn 、 Fe 、 Co 、 Ni 、 Al 、 B のいずれか1種以上を、合計で0.1at%以上含むものでも良い。

そして例えば、 Cr と Mn と Fe とはそれぞれ30at%以下、 Mo は20at%以下、 Co と Ni はそれぞれ13at%以下とすると好適である。

また、 Al は0.5～12at%、 B は0.2～6.0at%とすると好適である。

なお、これらの組成に関しては、本発明の製造方法で使用する原料粉末についても同様に言えることである。

【0028】

（2）冷間加工時の変形組織

本発明の高強度チタン合金は、冷間加工によって、その機械的特性（力学的性質）が向

10

20

30

40

50

上する。しかも、本発明の高強度チタン合金は、全くといって良い程、加工硬化を生じず、従来のチタン合金では考えられない程の優れた冷間加工性を示す。このような現象が発現する理由を本発明者は次のように考えた。

すなわち、本発明の高強度チタン合金は、冷間加工が施されると、その内部に加工弾性歪みが与えられる。この導入された加工弾性歪みがチタン合金のさらなる高強度化を促進し得る。この加工弾性歪みを十分にチタン合金の構成組織内に導入する上で、上述した適量のV a族元素とO等の侵入型元素が重要となる。

特に、O等の侵入型元素が加工弾性歪みの導入に重要な役割を果たしている。逆にいえば、多量のV a族元素を単独で添加しただけのチタン合金では、その構成組織内に加工弾性歪みを十分に導入させることは困難である。そのV a族元素に加えて、適量のO等の侵入型元素をチタン合金に含めることで、十分な加工弾性歪みのチタン合金への導入が可能となり、その蓄積によってチタン合金のさらなる高強度化が可能となる。

【0029】

さらに、本発明者が発明の完成後も鋭意研究を重ねた結果、その変形メカニズムがより詳細に明らかとなってきた。この内容を以下に説明する。

本発明の高強度チタン合金は、従来のチタン合金を含め、一般的な金属材料とは全く異なる変形機構により、塑性変形を生じていた。すなわち、これまでの金属材料は、転位の運動が関与した「すべり変形」や「双晶変形」、さらには、形状記憶合金のような「マルテンサイト変態」が関与した変形によって、塑性変形を生じていた。

これに対し、本発明の高強度チタン合金は、そのような変形機構とは全く異なる新規で、ユニークな塑性変形機構によって、塑性変形を生じていることが明らかとなった。この塑性変形機構の様子をTEM（透過電子顕微鏡）写真である図1に示す。

図1から、試験片が塑性変形を生じる際、すべり面上における転位の活動ではなく、最大剪断面に沿った巨大な「断層」が関与していることが解る。つまり、本発明のチタン合金に冷間加工（特に、強加工）を加えると、合金内の至るところで、最大剪断面に沿って、その巨大断層が断続的に発生すると共に直ぐに再結合する。この繰返しによって本発明のチタン合金は、マクロ的な塑性変形を進行させる。そして、冷間加工率（後述）を上昇させるに従って、本発明のチタン合金内部には、次々と断続的な断層が多数発生し、破壊することなく塑性変形が進行していく。冷間加工率を順次変更した場合に発生する断層の様子を図2A～図2Dに示す。ちなみに、この断層による段差は、図1の場合で200～300nm程度であったが、冷間加工率や素材（試験片）等によって変化し、一定ではない。

【0030】

なお、図1および図2A～Dに示した試験片は、Ti-20Nb-3.5Ta-3.5Zr（at%）の組成をもつ焼結材に、1100℃で熱間加工を施した後、900℃×30分間の熱処理を行ったものである。また、塑性変形は、引張試験によって生じさせた。

また、図2A～Dは、その試験片（測定部の幅40μm×長さ150μm）に機械加工およびイオン研磨を施した表面を、光学顕微鏡で観察したものである。写真の横に記載した数値は引張変形率を示す。そして、図1は、図2Dの断面をTEM観察した写真である。

さらに、本発明のチタン合金に冷間加工を加えたときに発生する断層と、その再結合の様子を示すマクロ写真を図3A、Bおよび図4A～Cに示す。

図3A、Bは、Ti-20Nb-3.5Ta-3.5Zr（at%）の組成をもつ焼結材に、1100℃で熱間加工を施した後、900℃×30分間（その後、水冷却）の熱処理を施したものの（サイズ：φ12×18mm）である。そして、図3Aは、その試験片に、冷間加工率20%の据え込み圧縮（スエーピング：冷間加工）を施したものである。また、図3Bは、冷間加工率50%の据え込み圧縮を施したものである。冷間加工率が20%では、試験片表面上で目視確認できるような大きな断層は生じていない。しかし、冷間加工率が50%になると、最大剪断面（45°面）に、目視でも十分に確認できる大きな断層が生じていることが分かる。

【 0 0 3 1 】

次に、図 3 B に示した試験片を圧縮方向（据え込み方向）に平行に切断した縦断面を研磨して、その断層部分を、SEM で拡大して観察した様子を図 4 A ～ C に示した。図 4 A は、その断層を 1 5 倍に拡大したものであり、図 4 B は図 4 A 中に示した断層の一部分を 5 0 倍に、図 4 C は図 4 A 中に示した断層の一部分を 2 0 0 倍に拡大したものである。

図 4 B や図 4 C から明らかなように、多数の断層（線状の縞模様）が現れているが、図 4 A およびその拡大写真である図 4 B、C のいずれを観ても、その断層が切断されているところはどこにも見あたらない。つまり、発生した断層は、確実に再結合をしている。従って、図 3 B に出現した断層が破壊によるものでないことが明らかである。

【 0 0 3 2 】

次に、この断層による特異な変形機構が、本発明のチタン合金の高延性や高延性に、どのように関連しているかを説明する。

先ず、従来の金属材料の一般的な変形機構は、前述したとおり、転位の運動と増殖によって塑性変形を進行させるものである。その金属材料中に侵入した侵入型元素は、その転位の運動を妨げる働きをする。この結果、その侵入型元素が増加する程、従来の金属材料は塑性変形が妨げられて高強度となる。しかし、侵入型元素の増加によって転位の運動が頻繁に妨げられると、転位密度の極めて高い領域が生じるようになる。そしてその部分が、破壊の起点や経路となる。このため、侵入型元素を多量に含有する金属材料は、十分な塑性変形を生じることができずに破壊に至る。すなわち、従来の金属材料の場合、侵入型元素の増加は、強度を向上させるものの、延性を急激に低下させる原因ともなる。

【 0 0 3 3 】

これに対し、本発明のチタン合金は、冷間加工後でも、内部に転位等がほとんど存在せず、前述した断層の発生、再結合によって塑性変形が進行する。そして、その断層の境界面近傍にある結晶格子は、大きく湾曲していることがTEM 観察によって明らかとなった。この結晶格子の湾曲は、ナノサイズからミクロンサイズ、さらにはミリサイズにわたる、階層構造をもった離散的な弾性ひずみ場を形成している。そして、冷間加工によって加えられる加工エネルギーを弾性ひずみエネルギーとして合金内部に蓄積する。本発明のチタン合金では、侵入型元素の含有量の増加とともに、この内部に蓄積可能な弾性ひずみエネルギーも増加し、断層の発生に必要な応力も上昇する。つまり、塑性変形を進行させるために必要となる応力が増加する。こうして、本発明のチタン合金は、侵入型元素の含有量の増加に伴って、その強度が著しく向上したと考えられる。

【 0 0 3 4 】

次に、本発明のチタン合金に、その断層の発生に足る応力（加工エネルギー）が加えられたとき、断層が新たに生じて塑性変形が進行するが、その断層は瞬時に再結合する。そのため本発明のチタン合金は、塑性変形を生じて破壊には至らず、優れた延性を発現するようになる。

上述のことから分るように、本発明のチタン合金は、塑性変形機構が従来の変形機構とは根本的に異なる、全く新規なものである。そして、従来の技術常識等に反して侵入型元素を増加させることによって、従来の金属材料では実現不可能であった、高強度と高延性との両立を実現させることに成功したものである。

【 0 0 3 5 】

これらのことを踏まえて再考すると、本発明は、先ず、冷間加工を施すことにより得られる断層状の変形組織を有し、引張強さが 1 1 0 0 M P a 以上であることを特徴とする高強度チタン合金としても把握できる。この高強度チタン合金は、従来の変形機構とは全く異なる新規な、断層による変形組織（断層状の変形組織）を有すれば足る。このため、侵入型元素の含有量が前述したように必ずしも高くなくても良い。もっとも、侵入型元素を前述したように比較的多く含有する方が、より高強度のチタン合金を得ることができる。そこで、本発明の高強度チタン合金が、例えば、全体を 1 0 0 a t % としたときに、主成分である T i と、1 5 ～ 3 0 a t % の V a 族元素と、1 . 5 ～ 7 a t % の O とからなると好適である。勿論、O を N、C で代替させても良い。

【 0 0 3 6 】

なお、「断層状の変形組織」とは、図 1 に示したような断層からなる組織である。それは、従来のような転位の関与したすべり変形組織でも、双晶変形組織でも、マルテンサイト変態の関与した変形組織でもない。

また、前述した本発明の高強度チタン合金では、引張強さの下限値を 1 0 0 0 M P a としたが、ここでは、冷間加工によって一層高強度となっていることから、その下限値を 1 1 0 0 M P a とした。

また、引張強さ、伸びおよび両数値の組合わせについては、前述した内容が、この断層状の変形組織を有する高強度チタン合金にも該当する。

【 0 0 3 7 】

(高強度チタン合金の製造方法)

(1) 原料粉末

原料粉末は、例えば、1 5 ~ 3 0 a t % の V a 族元素と、O、N または C の侵入型元素と、T i とを含むものである。最終的に得られたチタン合金の組成が、全体を 1 0 0 a t % としたときに、V a 族元素が 1 5 ~ 3 0 a t % 、O が 1 . 5 ~ 7 a t % となるように調製すれば良い。

【 0 0 3 8 】

また、組成に拘らずに、少なくとも T i と V a 族元素とを含む原料粉末を用いて、断層状の変形組織を有する高強度チタン合金を得るようにしても良い。すなわち、本発明の製造方法を、少なくとも T i と V a 族元素とを含む原料粉末を加圧成形する成形工程と、該成形工程で得られた成形体を加熱して焼結させる焼結工程と、該焼結工程で得られた焼結体を熱間加工して緻密化する熱間加工工程と、該熱間加工工程後の焼結体に冷間加工を施す冷間加工工程とからなり、断層状の変形組織を有する高強度チタン合金が得られることを特徴とするものとしても良い。

【 0 0 3 9 】

T i 、V a 族元素および O 等の侵入型元素以外に、原料粉末が含有する組成は、前述したチタン合金の組成に応じて決定される。例えば、Z r 、H f 、S c 、さらには、S n 、C r 、M o 、M n 、F e 、C o 、N i 、C および B のいずれか 1 種以上の元素を、原料粉末が含んでも良い。

原料粉末に Z r 、H f および S c のいずれか 1 種以上の金属元素を含める場合、得られる高強度チタン合金が、全体を 1 0 0 a t % としたときに、その金属元素を合計で 0 . 3 a t % 以上含み、かつ、Z r は 1 5 a t % 以下、H f は 1 0 a t % 以下、S c は 3 0 a t % 以下となるように、原料粉末を調製すると良い。

原料粉末として、例えばスポンジ粉末、水素化脱水素粉末、水素化粉末、アトマイズ粉末などを使用できる。粉末の粒子形状や粒径 (粒径分布) などには特に限定されるものではなく、市販の粉末を用いることもできる。もっとも、その平均粒径が 1 0 0 μ m 以下、さらには 4 5 μ m (# 3 2 5) 以下であると緻密な焼結体を得られて好ましい。また、原料粉末は、素粉末を混合した混合粉末でも、所望の組成をもつ合金粉末からなるものでも良い。

【 0 0 4 0 】

さらに、原料粉末は、高酸素 T i 粉末や高窒素 T i 粉末と、前記 V a 族元素を含む合金元素粉末とを混合した混合粉末でも良い。そして、高酸素 T i 粉末を用いると、O 量の管理が容易となり、本発明に係るチタン合金の生産性が向上する。高窒素 T i 粉末についても同様である。このような高酸素 T i 粉末は、例えば、T i 粉末を酸化雰囲気中で加熱する酸化工程により得られる。

混合工程は、V 型混合機、ボールミル及び振動ミル、高エネルギーボールミル (例えば、アトライター) 等を使用して行える。

【 0 0 4 1 】

(2) 成形工程

成形工程には、例えば、金型成形、C I P 成形 (冷間静水圧プレス成形) 、R I P 成形

10

20

30

40

50

(ゴム静水圧プレス成形)等を用いて行える。もっとも、この成形工程が、前記原料粉末をCIP成形する工程であると、緻密な成形体が比較的容易に得られるので好ましい。

なお、成形体の形状は、製品の最終的形狀またはそれに近い形状でも良いし、中間材であるピレット形状等でもよい。

【0042】

(3) 焼結工程

成形体を焼結させる場合、真空又は不活性ガスの雰囲気中でなされることが好ましい。また、焼結温度は、チタン合金の融点以下で、しかも成分元素が十分に拡散する温度域で行われることが好ましい。例えば、その温度範囲は1200 ~ 1600、さらには1200 ~ 1500 であると好ましい。その焼結時間は2 ~ 50時間、さらには、4 ~ 16 10

【0043】

(4) 熱間加工工程

熱間加工を行うことにより、焼結合金の空孔等を低減して組織を緻密化させることができる。熱間加工工程は、例えば、熱間鍛造、熱間スエージ、熱間押出し等により行える。熱間加工は、大気中、不活性ガス中などのような雰囲気中で行っても良い。設備の管理上、大気中で行うのが経済的である。本発明の製造方法でいう熱間加工は、焼結体の緻密化のために行うものであるが、製品形状を考慮してその成形と兼ねて行っても良い。

【0044】

(5) 冷間加工工程

前述したように、本発明に係る高強度チタン合金は、優れた冷間加工性を有し、冷間加工が施されることで、その機械的特性が向上する。そこで、本発明の製造方法は、前記熱間加工工程後に冷間加工を行う冷間加工工程を備えることが好ましい。

ここで、「冷間」とは、チタン合金の再結晶温度(再結晶を起す最低の温度)よりも低い温度を意味する。再結晶温度は、組成により変化するが、本発明に係るチタン合金の場合、概ね600 程度である。そして、通常、本発明の高強度チタン合金は、常温 ~ 300 の範囲で冷間加工される。

また、その冷間加工の程度を指標する冷間加工率X%は、次式により定義される。

$$X = (\text{加工前後の断面積の変化量} : S_0 - S) / (\text{加工前の初期断面積} : S_0) \times 100 \% ,$$
 (S₀:冷間加工前の断面積、S:冷間加工後の断面積) 30

【0045】

本発明のチタン合金の場合、この冷間加工率を10%以上、30%以上、50%以上、70%以上、90%以上、さらには99%以上とすることもできる。そして、その冷間加工率の上昇に応じて、チタン合金の強度も向上する。

この冷間加工工程は、冷間鍛造、冷間スエージ、ダイス伸線、引き抜き等により行える。また、この冷間加工を製品成形と兼ねて行っても良い。すなわち、この冷間加工工程後に得られたチタン合金は、圧延材、鍛造材、板材、線材、棒材等の素材材形状でも良いし、目的とする最終製品形状またはそれに近い形状のものでも良い。さらに、この冷間加工は、素材段階で施されるものであると好ましいが、それに限らず、素材として出荷された後に、各メーカー等で最終製品に加工する段階で行われるものでも良い。 40

【0046】

(6) 熱処理(時効処理工程)

本発明のチタン合金またはその製造方法は、熱処理を必ずしも必要としないが、適当な熱処理を行うことにより、一層の高強度を達成することができる。その熱処理として、例えば、時効処理がある。具体的には、例えば、200 ~ 600 で10分 ~ 100時間(加熱時間は、この範囲以外にも適当に選定可能)の加熱処理を行うと好適である。

この時効処理以前に冷間加工が施されていると、時効により出現する析出サイトが増加する。微細な析出相が多く分散することで、チタン合金の一層の高強度化が図られる。この時効処理を行うことで、引張強さが1400MPa以上、16000MPa、1800MPaさらには2000MPa以上の超強力なチタン合金が容易に得られる。 50

【 0 0 4 7 】

(高強度チタン合金の用途)

本発明のチタン合金は、従来以上に高強度であるため、その特性にマッチする幅広い製品に利用できる。しかも、高延性で優れた冷間加工性も備えるため、冷間加工製品に本発明のチタン合金を利用すると、加工割れ等が著しく低減され、歩留り等も向上する。そのため、従来のチタン合金では、形状的に切削加工を必要とする製品でも、本発明のチタン合金によれば、冷間鍛造等により成形可能となり、チタン製品の量産化、低コスト化を図る上でも非常に有効である。

具体的には例えば、産業機械、自動車、バイク、自転車、家電品、航空宇宙機器、船舶、装身具、スポーツ・レジャー用品、生体関連品、医療器材、玩具等に、本発明の高強度チタン合金は利用される。

10

【 0 0 4 8 】

また、装身具として眼鏡フレームを例にとると、高強度で高延性であるため、細線材から眼鏡フレーム等への成形も容易であり、歩留りの向上も図れる。また、その細線材から眼鏡フレームによれば、眼鏡のフィット性、軽量性、装着感等がより一層向上する。

また、スポーツ・レジャー用品への適用例として、ゴルフクラブを挙げることができる。例えば、ゴルフクラブのヘッド、特にフェース部分が本発明の高強度チタン合金からなる場合、その高強度を利用した薄肉化によって、ヘッドの固有振動数を従来のチタン合金よりも著しく低減させることができる。その結果、ゴルフボールの飛距離を相当伸ばせるゴルフクラブが得られる。その他、本発明の高強度チタン合金をゴルフクラブに用いると、ゴルフクラブの打感向上等も図れ、いずれにしても、ゴルフクラブの設計自由度を著しく拡大させることができる。勿論、ゴルフクラブのヘッドに限らず、そのシャフト等にも本発明のチタン合金を適用しても同様である。

20

【 0 0 4 9 】

これ以外にも、例えば、素材（線材、棒材、角材、板材、箔材、繊維、織物等）、携帯品（時計（腕時計）、パレッタ（髪飾り）、ネックレス、ブレスレット、イヤリング、ピアス、指輪、ネクタイピン、ブローチ、カフスボタン、バックル付きベルト、ライター、万年筆のペン先、万年筆用クリップ、キーホルダー、鍵、ボールペン、シャープペンシル等）、携帯情報端末（携帯電話、携帯レコーダ、モバイルパソコン等のケース等）、エンジンバルブ用のスプリング、サスペンションスプリング、バンパー、ガasket、ダイアフラム、ベローズ、ホース、ホースバンド、ピンセット、釣り竿、釣り針、縫い針、ミシン針、注射針、スパイク、金属ブラシ、椅子、ソファ、ベッド、クラッチ、バット、各種ワイヤ類、各種バインダ類、書類等クリップ、クッション材、各種メタルシール、エキスパンダー、トランポリン、各種健康運動機器、車椅子、介護機器、リハビリ機器、ブラジャー、コルセット、カメラボディー、シャッター部品、暗幕、カーテン、ブラインド、気球、飛行船、テント、各種メンブラン、ヘルメット、魚網、茶濾し、傘、消防服、防弾チョッキ、燃料タンク等の各種容器類、タイヤの内張り、タイヤの補強材、自転車のシャシー、ボルト、定規、各種トーションバー、ゼンマイ、動力伝動ベルト（C V Tのフープ等）等の各種分野の各種製品に、本発明の高強度チタン合金は利用され得る。

30

【 0 0 5 0 】

40

【 実施例 】

次に、実施例を挙げて、本発明をより具体的に説明する。

(第 1 実施例)

本発明の製造方法を用いて、第 1 実施例であるチタン合金を製造した。本実施例は、次に述べる試料 No. 1 - 1 ~ 1 - 10 よりなる。これらの試料では、V a 族元素の割合を一定として O 量のみ変更した。つまり、 $Ti - 24.5Nb - 0.7Ta - 1.3Zr - xO$ (a t % : x は変数) とした。なお、本実施例は、熱間加工工程後に本発明でいう冷間加工工程を行わなかった場合である。

先ず、原料粉末として、市販の水素化・脱水素 Ti 粉末 (- # 3 2 5) と Nb 粉末 (- # 3 2 5) と Ta 粉末 (- # 3 2 5) と Zr 粉末 (- # 3 2 5) とを用意した。Nb 粉末

50

、T a 粉末およびZ r 粉末が合金元素粉末に相当する。

【0051】

次に、そのT i 粉末を大気中で熱処理して所定のO量を含有した高酸素T i 粉末を製造した（酸化工程）。このときの熱処理条件は、200 および400 にて30分～128時間の大気中加熱である。この高酸素T i 粉末とNb 粉末、T a 粉末およびZ r 粉末とを、前記組成割合（at%）および表1に示す酸素割合（at%）となるように配合し、混合して所望の混合粉末を得た（混合工程）。

この混合粉末を圧力392MPa（4ton/cm²）でCIP成形（冷間静水圧成形）して、φ40×80mmの円柱形状の成形体を得た（成形工程）。

【0052】

得られた成形体を1.3×10⁻³Pa（1×10⁻⁵torr）の真空中で1300×16時間加熱して焼結させ、焼結体とした（焼結工程）。

この焼結体を700～1150の大気中で熱間鍛造して（熱間加工工程）、φ10mmの丸棒を得た。こうして得た各試料について後述の各種測定を行い、その結果を表1に併せて示した。

【0053】

（第2実施例）

本実施例は、第1実施例の各試料に、さらに冷間加工率90%の冷間加工を施し、試料No. 2-1～2-10としたものである。従って、Nb、T aおよびZ rの組成割合は前述の通りである。また、本実施例の場合、熱間加工工程以前の工程は第1実施例と同様であるので、熱間加工工程以降について説明する。

熱間加工工程後のφ10mmの丸棒に、冷間スエージ機を用いて冷間スエージ加工を行い（冷間加工工程）、φ4mmの丸棒を製作した。こうして得た各試料について後述の各種測定を行い、その結果を表2に示した。

【0054】

（第3実施例）

本発明の製造方法を用いて、第3実施例であるチタン合金を製造した。本実施例は、次に述べる試料No. 3-1～3-10よりなる。これらの試料では、V a族元素の割合を一定としてO量のみ変更した。つまり、Ti-20Nb-3.5Ta-3.5Zr-xO（at%：xは変数）とした。なお、本実施例は、熱間加工工程後に本発明でいう冷間加工工程を行わなかった場合である。

先ず、原料粉末として、市販の水素化・脱水素Ti粉末（-#325）とNb粉末（-#325）とTa粉末（-#325）とZr粉末（-#325）とを用意した。Nb粉末、Ta粉末およびZr粉末が本発明でいう合金元素粉末に相当する。

【0055】

次に、前記Ti粉末を大気中で熱処理して所定のO量を含有した高酸素Ti粉末を製造した（酸化工程）。このときの熱処理条件は、200 および400 にて30分～128時間の大気中加熱である。この高酸素Ti粉末とNb粉末、Ta粉末およびZr粉末とを、前記組成割合（at%）および表3に示す酸素割合（at%）となるように配合し混合して所望の混合粉末を得た（混合工程）。

この混合粉末を圧力392MPa（4ton/cm²）でCIP成形（冷間静水圧成形）して、φ40×80mmの円柱形状の成形体を得た（成形工程）。

得られた成形体を1.3×10⁻³Pa（1×10⁻⁵torr）の真空中で1300×16時間加熱して焼結させ、焼結体とした（焼結工程）。

この焼結体を700～1150の大気中で熱間鍛造して（熱間加工工程）、φ10mmの丸棒を得た。こうして得た各試料について後述の各種測定を行い、その結果を表3に併せて示した。

【0056】

（第4実施例）

本実施例は、第3実施例の各試料にさらに冷間加工率90%の冷間加工を施し、試料N

10

20

30

40

50

o . 4 - 1 ~ 4 - 10としたものである。従って、Nb、TaおよびZrの組成割合は前述の通りである。また、本実施例の場合、熱間加工工程以前の各工程は第3実施例と同様であり、冷間加工工程は第2実施例と同様である。得られた各試料について後述の各種測定を行い、その結果を表4に示した。

【0057】

(第5実施例)

本実施例は、第2実施例の試料No. 2 - 5に、400 × 24時間の時効処理を施して(時効処理工程)、試料No. 5 - 5としたものである。この試料についても後述の各種測定を行い、その結果を表5に示した。

【0058】

(各試料の測定)

引張特性は、インストロン(メーカ名)試験機を用いて引張試験を行い、応力 - 歪み線図から求めた。

【0059】

【表1】

試験片No.	製造条件		絞り	伸び	引張強さ
	酸素量 at%	加工履歴	ϕ %	δ %	σ MPa
1-1	2.00	熱間加工	42.4	16.9	1002
1-2	2.44	熱間加工	42.4	15.8	1009
1-3	2.48	熱間加工	43.5	15.0	1120
1-4	2.68	熱間加工	35.8	18.2	1201
1-5	2.80	熱間加工	28.5	9.9	1233
1-6	3.32	熱間加工	20.2	8.5	1310
1-7	4.00	熱間加工	18.5	8.8	1350
1-8	4.50	熱間加工	15.0	7.0	1408
1-9	5.20	熱間加工	10.0	6.8	1433
1-10	6.00	熱間加工	11.8	6.1	1465

【0060】

【表2】

試験片No.	製造条件		絞り	伸び	引張強さ
	酸素量 at%	加工履歴	ϕ %	δ %	σ MPa
2-1	2.00	熱間＋冷間加工	47.5	11.2	1125
2-2	2.44	熱間＋冷間加工	46.7	10.9	1196
2-3	2.48	熱間＋冷間加工	49.4	10.6	1389
2-4	2.68	熱間＋冷間加工	41.7	11.1	1439
2-5	2.80	熱間＋冷間加工	28.5	10.7	1475
2-6	3.32	熱間＋冷間加工	21.2	10.0	1510
2-7	4.00	熱間＋冷間加工	20.0	9.5	1558
2-8	4.50	熱間＋冷間加工	14.8	8.0	1610
2-9	5.20	熱間＋冷間加工	9.9	5.0	1655
2-10	6.00	熱間＋冷間加工	8.0	5.5	1672

【 0 0 6 1 】

【 表 3 】

試験片No.	製造条件		絞り	伸び	引張強さ
	酸素量 at%	加工履歴	ϕ %	δ %	σ MPa
3-1	2.10	熱間加工	55.9	18.5	1065
3-2	2.25	熱間加工	46.6	15.6	1096
3-3	2.46	熱間加工	48.6	15.0	1139
3-4	2.72	熱間加工	44.3	14.6	1211
3-5	2.83	熱間加工	40.3	21.0	1236
3-6	3.02	熱間加工	20.2	15.0	1325
3-7	3.87	熱間加工	13.6	8.4	1380
3-8	4.39	熱間加工	14.6	7.5	1408
3-9	5.00	熱間加工	12.2	6.9	1433
3-10	5.69	熱間加工	15.0	7.0	1465

【 0 0 6 2 】

【 表 4 】

試験片No.	製造条件		絞り	伸び	引張強さ
	酸素量 at%	加工履歴	ϕ %	δ %	σ MPa
4-1	2.10	熱間＋冷間加工	58.6	11.2	1178
4-2	2.25	熱間＋冷間加工	50.9	10.9	1193
4-3	2.46	熱間＋冷間加工	49.4	10.6	1389
4-4	2.72	熱間＋冷間加工	48.4	11.1	1476
4-5	2.83	熱間＋冷間加工	41.9	11.8	1463
4-6	3.02	熱間＋冷間加工	29.5	10.7	1569
4-7	3.87	熱間＋冷間加工	18.7	9.8	1549
4-8	4.39	熱間＋冷間加工	15.3	7.6	1603
4-9	5.00	熱間＋冷間加工	10.6	6.1	1688
4-10	5.69	熱間＋冷間加工	13.4	6.3	1685

【 0 0 6 3 】

【 表 5 】

試験片No.	製造条件		絞り	伸び	引張強さ
	酸素量 at%	加工履歴	ϕ %	δ %	σ MPa
5-5	2.80	熱間＋冷間加工 +400°C×24hr	10.0	3.1	2011

【 0 0 6 4 】

(各供試材の評価)

表 1 ～ 5 に示した結果より、次のことが解る。

(1) 強度

本発明の何れのチタン合金も、引張強さが 1 0 0 0 M P a 以上である。特に、冷間加工を施すと、引張強さが 1 1 0 0 M P a 以上に一層高強度化している。

【 0 0 6 5 】

(2) 絞りおよび伸び

本発明の高強度チタン合金は、最低でも約 1 0 % の絞りが得られている。また、何れのチタン合金も、伸びが 3 % は勿論、5 % を超え、高い伸びが得られており、実施例の各試料は非常に高延性である。

【 0 0 6 6 】

(3) 酸素量

1 冷間加工したチタン合金 (第 2 実施例) を例にとり、強度に及ぼす酸素量の影響を

10

20

30

40

50

以下に総括する。

本発明のチタン合金は、強度の向上が著しく、最大で1700MPa程度の高強度材料が得られた。また、高酸素量であっても、約10%以上の絞りが確保されている。伸びは酸素量が4.5at%まで増加してもほとんど低下せず、10%近い値を示している。

通常のチタン合金は、酸素量を0.7at%以下、最大でも1.0at%以下に抑えるように製造される。酸素量が増加すると、強度は向上するものの、伸びが低下するからである。特に高強度材の場合には、酸素量がかかり厳しく管理されることが常識であった。

にも拘らず、本発明の高強度チタン合金の場合、酸素量が増加してもその延性がほとんど低下せず、高延性を発現した。これは正に特異な現象であり、本発明のチタン合金が従来のチタン合金とは全く異なるものであることを示す一つである。

10

【0067】

2 次に、酸素量の変化による引張強さおよび伸びへの影響を、本発明のチタン合金と従来のチタン合金とについて具体的に調べた。これをグラフにしたものを図5に示す。

図5に示した冷間加工材（冷間加工率（CW）90%）は、Ti-8.9Nb-11.5Ta-2.7V-0.08Zr（at%）の組成をもつ本発明に係るチタン合金であり、上述した実施例1および実施例2と同様の方法で製造したものである。また、各データの測定方法も前述の通りである。

【0068】

これに対する比較材は、特開2001-140028号公報の実施例1～3に開示された高強度チタン合金をベースにしたものである。つまり、wt%で、Ti-5%Al-2%Sn-2%Zr-4%Mo-4%Cr-x%O（at%で、Ti-8.9%Al-0.8%Sn-1.1%Zr-2.0%Mo-3.7%Cr-y%O）の組成をもつ溶製材からなるものである。言うまでもないが、少なくともV族元素の組成に関して、その比較材と本発明に係るチタン合金と全く相違している。

20

【0069】

図5を観ると、本発明に係るチタン合金も比較材も、O量の増加と共に高強度化していることは明らかである。

しかし、比較材の場合、その高強度化に伴って、伸び（延性）が著しく低下している。

これに対し、本発明に係るチタン合金は、高強度化しているのみならず、O量が増加しても、伸びはほとんど低下していない。例えば、O量が1.5at%を超えるような高酸素領域ですら、10%前後の高い伸びを安定的に持続している。このため、本発明のチタン合金を用いれば、比較材のような従来のチタン合金と異なり、高強度であると共に優れた加工性が得られ、製品の加工、成形等に要するコスト削減や歩留り等の向上を図れる。

30

【0070】

このように、本発明の高強度チタン合金によれば、高強度と高延性との両立により、これまで特殊な分野に使用が限定されていたチタン合金の利用拡大が一層図られる。また、本発明の製造方法によれば、そのような高強度チタン合金を容易に得ることができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明のチタン合金の断層状の変形組織を示すTEM写真である。

【図2A】本発明のチタン合金の変形機構を示した顕微鏡写真であり、引張変形率が0%の場合である。

40

【図2B】本発明のチタン合金の変形機構を示した顕微鏡写真であり、引張変形率が4.3%の場合である。

【図2C】本発明のチタン合金の変形機構を示した顕微鏡写真であり、引張変形率が6.1%の場合である。

【図2D】本発明のチタン合金の変形機構を示した顕微鏡写真であり、引張変形率が10.3%の場合である。

【図3A】本発明のチタン合金を据え込み圧縮した試験片の様子を示す写真であり、冷間加工率が20%の場合である。

【図3B】本発明のチタン合金を据え込み圧縮した試験片の様子を示す写真であり、冷間

50

加工率が50%の場合である。

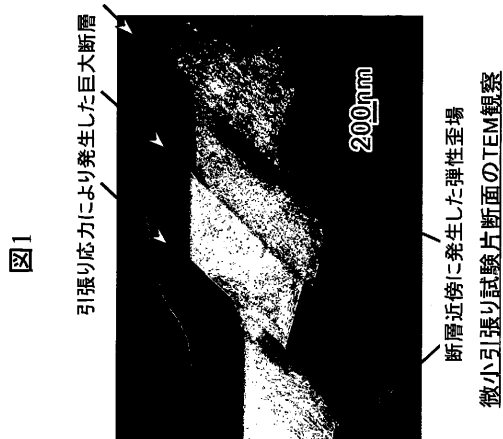
【図4A】図3Bに示した試験片中に現れた断層全体を拡大したSEM写真である。

【図4B】図4A中の一部を拡大したSEM写真である。

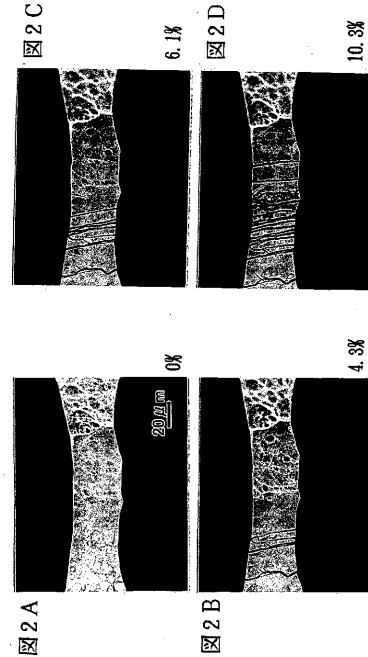
【図4C】図4A中の一部を拡大したSEM写真である。

【図5】酸素量が引張強さおよび伸びへ及ぼす影響を、本発明に係るチタン合金と比較材とについて対比したグラフである。

【図1】

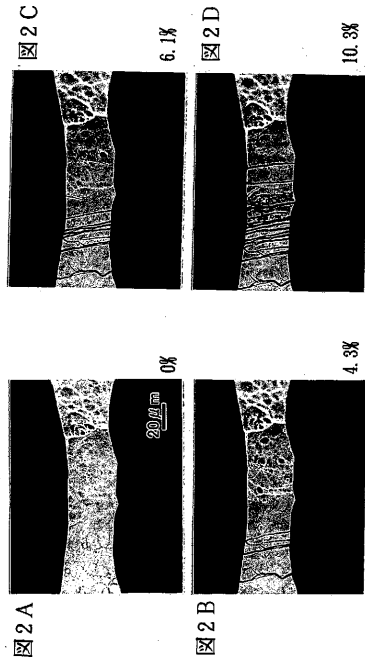


【図2A】



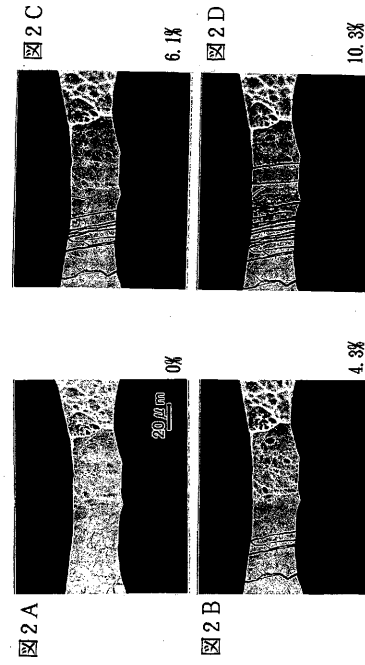
微小引張り試験片表面の光学顕微鏡観察

【図 2 B】



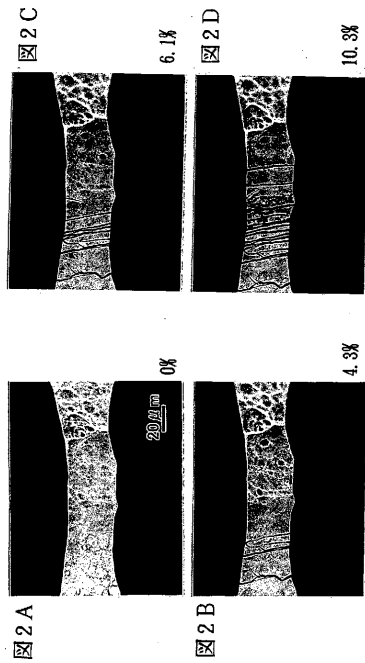
微小引張り試験片表面の光学顕微鏡観察

【図 2 C】



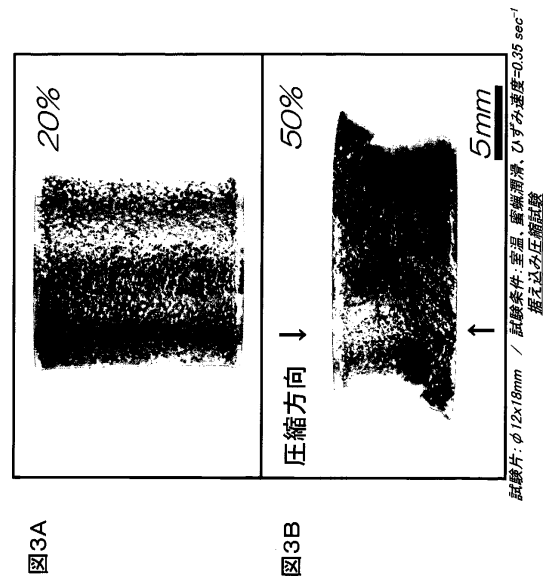
微小引張り試験片表面の光学顕微鏡観察

【図 2 D】



微小引張り試験片表面の光学顕微鏡観察

【図 3 A】



試験片: φ12×18mm / 試験条件: 室温、無油潤滑、ひずみ速度=0.35 sec⁻¹
据え込み圧縮試験

【図 3 B】

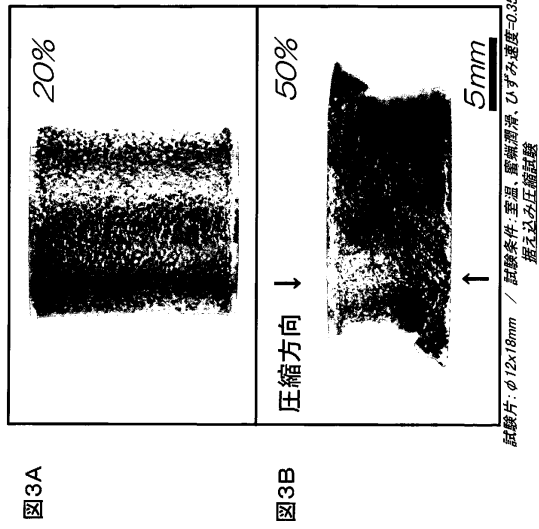


図3A

図3B

【図 4 A】

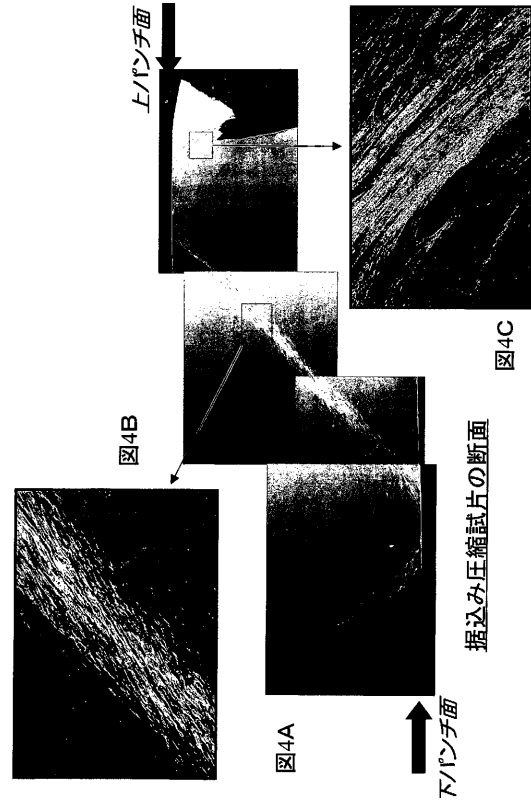


図4B

図4A

図4C

据込み圧縮試験の断面

下パンチ面

【図 4 B】

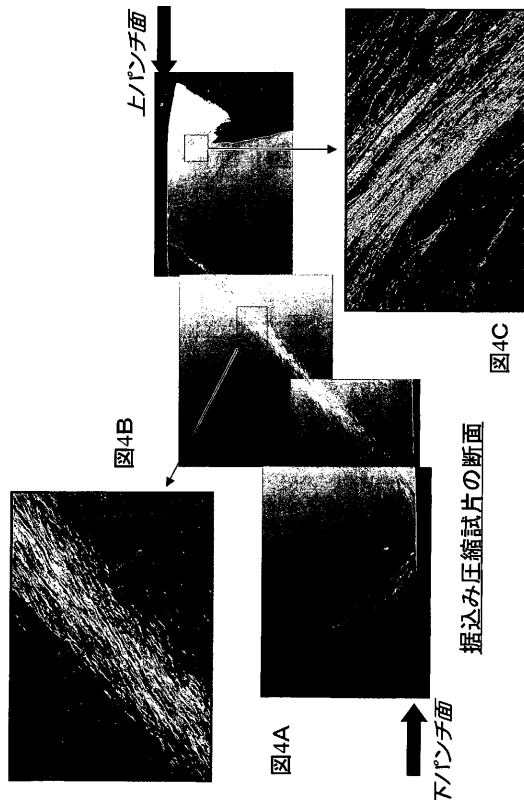


図4B

図4A

図4C

据込み圧縮試験の断面

下パンチ面

【図 4 C】

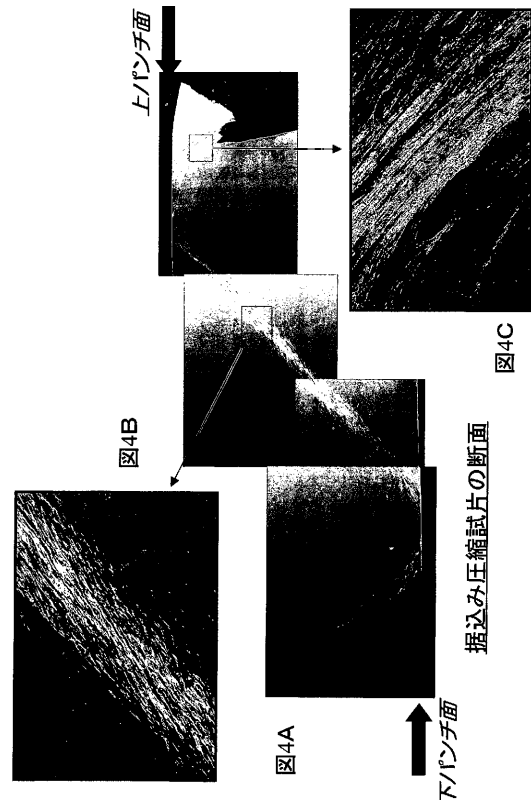


図4B

図4A

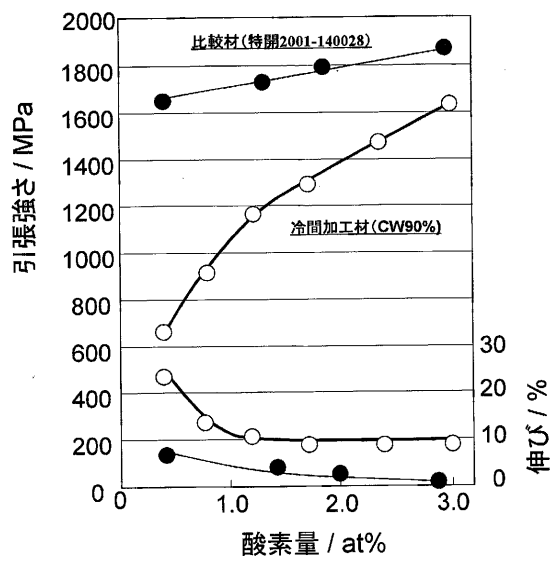
図4C

据込み圧縮試験の断面

下パンチ面

【図 5】

図 5



フロントページの続き

(51)Int.Cl.

F I

C 2 2 F	1/00	6 0 6
C 2 2 F	1/00	6 2 8
C 2 2 F	1/00	6 3 0
C 2 2 F	1/00	6 8 3
C 2 2 F	1/00	6 8 5 Z
C 2 2 F	1/00	6 8 7
C 2 2 F	1/00	6 9 1 B

(72)発明者 齋藤 卓

日本国愛知県愛知郡長久手町大字長湫字横道4 1 番地の1 株式会社豊田中央研究所内

(72)発明者 ファン ジョンハン

日本国愛知県愛知郡長久手町大字長湫字横道4 1 番地の1 株式会社豊田中央研究所内

審査官 河野 一夫

(56)参考文献 特開2 0 0 2 - 2 4 9 8 3 6 (J P , A)

(58)調査した分野(Int.Cl. , D B 名)

C22C	1/00 - 49/14
C22F	1/00 - 3/02
B22F	3/24