

(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2005-298970

(P2005-298970A)

(43) 公開日 平成17年10月27日(2005.10.27)

(51) Int. Cl.⁷

C22C 14/00
 C22F 1/18
 // C22F 1/00

F I

C22C 14/00 Z
 C22F 1/18 H
 C22F 1/00 602
 C22F 1/00 623
 C22F 1/00 630K

テーマコード (参考)

審査請求 未請求 請求項の数 4 O L (全 18 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2005-67175 (P2005-67175)
 (22) 出願日 平成17年3月10日 (2005.3.10)
 (31) 優先権主張番号 特願2004-80280 (P2004-80280)
 (32) 優先日 平成16年3月19日 (2004.3.19)
 (33) 優先権主張国 日本国 (JP)

(71) 出願人 000006655
 新日本製鐵株式会社
 東京都千代田区大手町2丁目6番3号
 (74) 代理人 100099759
 弁理士 青木 篤
 (74) 代理人 100077517
 弁理士 石田 敬
 (74) 代理人 100087413
 弁理士 古賀 哲次
 (74) 代理人 100113918
 弁理士 亀松 宏
 (74) 代理人 100082898
 弁理士 西山 雅也

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 冷間加工性に優れる耐熱チタン合金板およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 J I S 2 種純チタンより優れた高温強度特性を有し、かつ J I S 2 種純チタンと同等ないしこれ以上の冷間加工性および耐高温酸化性を有する、冷間加工性に優れる耐熱チタン合金板およびその製造方法を提供する。

【解決手段】 質量%で、0.3~1.8%のCu、0.18%以下の酸素、0.30%以下のFe、必要に応じて、さらに、Sn、Zr、Mo、Nb、Crの少なくとも1種または2種以上を、合計で0.3~1.5%含有し、残部Tiおよび0.3%未満の不純物元素からなることを特徴とする冷間加工性に優れる耐熱チタン合金板。また、最終焼鈍を、650~830の温度域にて行う、あるいは、熱延板焼または中間焼鈍を、650~830の温度域にて行い、冷間圧延後の最終焼鈍を600~650の温度で行うことを特徴とする該チタン合金板の製造方法。

【選択図】 なし

【特許請求の範囲】**【請求項 1】**

質量%で、0.3～1.8%のCu、0.18%以下の酸素、0.30%以下のFe、残部Tiおよび0.3%未満の不純物元素からなることを特徴とする冷間加工性に優れた耐熱チタン合金板。

【請求項 2】

前記チタン合金板が、さらに、Sn、Zr、Mo、Nb、Crの少なくとも1種または2種以上を、合計で0.3質量%以上1.5質量%以下含有することを特徴とする請求項1に記載の冷間加工性に優れた耐熱チタン合金板。

【請求項 3】

溶解、熱延、熱延板焼鈍、冷延、中間焼鈍、最終焼鈍等の工程を経て製造されるチタン合金板の製造方法において、前記溶解での成分調整を請求項1または2に記載の成分組成に調整するとともに、前記最終焼鈍を650～830の温度域にて行うことを特徴とする冷間加工性に優れた耐熱チタン合金板の製造方法。

【請求項 4】

溶解、熱延、熱延板焼鈍、冷延、中間焼鈍、最終焼鈍等の工程を経て製造されるチタン合金板の製造方法において、前記溶解での成分調整を請求項1または2に記載の成分組成に調整するとともに、前記熱延板焼鈍または前記中間焼鈍を650～830の温度域にて行い、さらに、前記最終焼鈍を600～650の温度で行うことを特徴とする冷間加工性に優れた耐熱チタン合金板の製造方法。

【発明の詳細な説明】**【技術分野】****【0001】**

本発明は、冷間加工性に優れた耐熱チタン合金板およびその製造方法に関し、特に、二輪自動車および四輪自動車などの排気系部品など、高温域での特性と冷間での加工性の要求される用途に適した、冷間加工性に優れた耐熱チタン合金板およびその製造方法に関するものである。

【背景技術】**【0002】**

二輪および四輪自動車（以下、自動車）の排気系は、エキゾーストマニフォールド、排気管、消音器（マフラー）等の部品によって構成されており、高温の排気ガスに耐えるべく、また複雑な形状に対応すべく、耐食性、高温強度、加工性等に優れたステンレス鋼が多用されてきた。

【0003】

しかし、近年ではステンレス鋼を凌ぐ耐食性を有し、軽量で加工性にも優れ、熱膨張率が小さく熱疲労特性にも優れ、さらに独特の色や肌合いなどの意匠性に優れた純チタンが、一部自動車の排気系、特にマフラーに使用され始め、その使用量は急激に増加している。

【0004】

マフラーは排気系の最終部分であり、そこでの排気ガスはある程度冷却されていること、また、意匠性の観点から外気に曝される外管に使用されることが多いことなどから、高温強度のあまり高くない純チタンでもマフラー用途に使用可能であり、むしろ、純チタンの優れた冷間加工性を活用し、複雑な形状への加工がなされている。

【0005】

このような純チタン製部品は、ステンレス鋼部品と同様に、主として冷延焼鈍薄板を、曲げ加工、プレス成形、絞り加工、穴抜き加工したり、板を曲げた後に溶接した溶接管としたり、あるいはさらに、各種冷間加工により所望の形状に成型した後に使用される。

【0006】

また、このような純チタン薄板は、一般に次のような工程で製造される。すなわち、VAR（真空アーク溶解）やEBR（電子ビーム溶解）などの溶解工程によりインゴットと

10

20

30

40

50

し、これを熱間鍛造や分塊圧延によりスラブとし、さらに、熱間で圧延し、熱延ストリップとし、さらに、脱スケール後に冷間圧延を行い、冷延ストリップとされる。あるいはこれを切断することにより、切り板製品が製造される。

【0007】

なお、これら工程にて、冷延の前（熱延の後）や冷延の途中では、適宜必要に応じて焼鈍が施され、また、最終の冷延ストリップも焼鈍が施されるのが一般的である。

【0008】

一方、エンジンにより近い排気管やエキゾーストマニフォールドは、高温に曝される機会が多く、また、排気温度の高い自動車のマフラー内外管にチタン材を適用しようとする、厚肉の純チタンを使用し強度を補うか、高温強度に優れたTi-3Al-2.5V合金などの合金を適用する必要があった。

10

【0009】

しかし、純チタンの厚肉化は、せっかくの軽量というチタンの特長が損なわれるという問題点があり、またTi-3Al-2.5V合金のようなAlを3%程度含有する合金は冷間加工性が悪く、排気系部品用管を製造する際の素材である薄板への冷間圧延性が損なわれたり、あるいは管を曲げるなどの冷間成形性が低下するなどの問題点があった。

【0010】

このような課題を解決すべく、特許文献1には、0.5~2.3質量%のAlを添加したマフラー用チタン合金、すなわち、純チタンよりも耐熱性、耐酸化性に優れ、純チタンと同等の冷間圧延性を有する排気系部品用チタン合金に関する発明が開示されている。

20

【0011】

【特許文献1】特開2001-234266号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0012】

しかし、上記特許文献1に記載の発明は、確かにマフラーで多用されるJIS2種純チタンと同等の優れた冷間圧延性を有するが、同文献中の表1や図2~4に示されているように、JIS2種純チタンに比べると、耐力が高くかつ延性が低いことから、管を曲げたり、拡管、縮管したり、穴広げするなどの二次加工においては、さらに高い冷間加工性が求められている。

30

【0013】

また、船舶などにおいても排気系部品の軽量化のニーズは強く、加工性と高温強度の両方に優れたチタン材料が強く求められていた。

【0014】

本発明は、上述した事情に着目してなされたもので、JIS2種純チタンより優れた高温強度特性を有し、かつJIS2種純チタンと同等ないしこれ以上の冷間加工性と耐高温酸化特性を有する、冷間加工性に優れた耐熱チタン合金板およびその製造方法を提供することを目的とするものである。

【課題を解決するための手段】

【0015】

40

上記課題を解決するために、本発明は以下の手段を骨子とする。

(1) 質量%で、0.3~1.8%のCu、0.18%以下の酸素、0.30%以下のFe、残部Tiおよび0.3%未満の不純物元素からなることを特徴とする冷間加工性に優れた耐熱チタン合金板。

(2) 前記チタン合金板が、さらに、Sn、Zr、Mo、Nb、Crの少なくとも1種または2種以上を、合計で0.3質量%以上1.5質量%以下含有することを特徴とする上記(1)に記載の冷間加工性に優れた耐熱チタン合金板。

(3) 溶解、熱延、熱延板焼鈍、冷延、中間焼鈍、最終焼鈍等の工程を経て製造されるチタン合金板の製造方法において、前記溶解での成分調整を上記(1)または(2)に記載の成分組成に調整するとともに、前記最終焼鈍を650~830の温度域にて行うこ

50

とを特徴とする冷間加工性に優れた耐熱チタン合金板の製造方法。

(4) 溶解、熱延、熱延板焼鈍、冷延、中間焼鈍、最終焼鈍等の工程を経て製造されるチタン合金板の製造方法において、前記溶解での成分調整を上記(1)または(2)に記載の成分組成に調整するとともに、前記熱延板焼鈍または前記中間焼鈍を650~830の温度域にて行い、さらに、前記最終焼鈍を600~650の温度で行うことを特徴とする冷間加工性に優れた耐熱チタン合金板の製造方法。

【発明の効果】

【0016】

本発明を適用することにより、JIS2種純チタンより優れた高温強度特性を有し、かつJIS2種純チタンと同等ないしこれ以上の冷間加工性および耐高温酸化性を有する、冷間加工性に優れた耐熱チタン合金板およびその製造方法を提供することができ、工業的に極めて有益な効果を得ることができる。

10

【発明を実施するための最良の形態】

【0017】

本発明者らは上記課題を解決すべく、チタンに対する高温強度、耐酸化性、冷間加工性におよぼす成分元素の影響を詳細に調べた結果、チタンに一定量のCuを添加すると、冷間加工性や耐酸化性を損なわずに、自動車排気系部材などが使用される温度域の約500~約700において高温強度を著しく向上させることが可能であることを見いだした。本発明は、この画期的知見に基づいてなされたものである。

【0018】

さて、請求項1に記載の本発明(以下、本発明(1))では、質量%で、0.3~1.8%のCu、0.18%以下の酸素、0.30%以下のFe、残部Tiおよび0.3%未満の不純物元素からなることとした。

20

【0019】

Cuをチタンに添加すると、最大1.5%相中に固溶する。この固溶Cuは、Alと同様に固溶強化により高温強度を高める効果がある。一方、Al添加したチタンとCu添加したチタンでは冷間加工性に著しい差が生じる。

【0020】

すなわち、Al添加したチタンを冷間で加工すると、変形を担う「すべり」変形が起こりにくくなるばかりか、チタンの高加工性の主要因である「双晶」変形の発生も抑制され、耐力が高くなるとともに延性が低くなり、その結果、冷間加工性が低下する。

30

【0021】

ところが、Cuを添加したチタンでは、「すべり」変形は固溶強化により抑制されるものの、「双晶」変形の発生はまったく損なわれず、純チタンと同様であり、その結果、2種純チタンなみの低い耐力と延性が維持される。もちろんこの効果は、双晶変形が主たる変形機構である場合に発現する効果であり、Alと同様に双晶発生を抑制する効果のある酸素は、活発な双晶発生のための上限值である0.18%以下に限定する必要がある。

【0022】

ここで、Cuの添加量の上限を1.8%としたのは、これを超えてCuを添加すると、Ti₂Cu相が多量に生成し冷間加工性が損なわれるためである。また、Cuの添加量の下限を0.3%としたのは、高温強度を十分に向上させるには、Cuは0.3%以上添加することが必要であるからである。

40

【0023】

なお、Feの含有量は0.30%以下であることが必要である。Feは相安定化元素であり、室温から高温域にかけて相を発現させる。Fe含有量が0.30%以下であれば、相の発生量はわずかであるが、これを越えて添加されると、相の量が増え、相に濃化しやすい元素であるCuがそこに集中的に濃化し、高温強度向上に必要な相中への固溶量が低下する。

【0024】

したがって、過度の相の出現を抑制するためにFeは0.30%以下にすることが必

50

要である。

【0025】

ただし、不純物元素として、窒素、炭素、Ni、Cr、Al、Sn、Si、水素など、通常のチタン材に含まれる各元素や、その他の元素でも、これらの総和が加工性を損なわない0.3%未満であれば、これらを含しても差し支えない。

【0026】

また、高温強度と同様に耐熱材料の具備すべき重要特性である耐高温酸化特性は、Cuを添加してもまったく損なわれない。

【0027】

本発明(1)の合金において、加工性の観点からは、酸素含有量が0.10%以下であることが好ましい。これは、この範囲の酸素量では、双晶発生がさらに促進され、加工性がさらに向上するからである。酸素は高温強度にはほとんど影響しないため、酸素を0.10%以下に限定しても、高温特性はまったく損なわれない。

【0028】

このような効果は、酸素含有量を0.06%以下に限定することによりさらに発揮できる。すなわち、本発明(1)の合金において、酸素含有量が0.06%以下であると、最も本発明の効果が強く発揮される。

【0029】

次に、請求項2に記載の本発明(以下、本発明(2))について説明する。本発明(2)では、本発明(1)の合金に、さらに、Sn、Zr、Mo、Nb、Crの少なくとも1種または2種以上を、合計で0.3質量%以上1.5質量%以下含有することとした。

【0030】

これは、本発明(1)の合金の高温強度をさらに向上させ、高温耐酸化特性をもさらに向上させようとするものである。Sn、Zr、Mo、Nb、Crは、いずれも相にある程度固溶し、Cuと重畳して高温強度を高める。また同時に耐高温酸化特性も向上する。

【0031】

ただし、その添加量は、総計で0.3%以上であることが必要である。それは、これ以上の添加量でないと、高温強度の向上や高温耐酸化特性の向上は得られないからである。また、その添加量は、総計で1.5%以下であることが必要である。それは、これら元素はTi₂Cuの析出を促進する効果があり、多量に添加するとTi₂Cuの生成量が増え、加工性が損なわれるからである。ただし総計が1.5%以下であれば、その影響は小さい。

【0032】

さて、請求項3または4に記載の本発明(以下、本発明(3)、(4))は、特に自動車の排気系で多用される薄板の製造方法に関するものである。すなわち、本発明(3)は、溶解、熱延、冷延の工程を経て製造される、本発明(1)または(2)のチタン合金成分を有する薄板の製造方法において、最終焼鈍を、650~830の温度域にて行うことを特徴とする、本発明(1)または(2)のチタン合金板の製造方法である。

【0033】

これは、加工性と高温強度の観点から、固溶Cu量をできるだけ増やすことを狙った条件である。もちろん、この温度範囲外で焼鈍等の熱処理を行っても、本発明(1)または(2)の成分であれば、本発明の効果は十分に発揮されるが、この温度範囲で焼鈍を行うと、本発明の効果をさらに高めることができる。

【0034】

すなわち、650~830はTi₂Cuの生成量が少なく、相中への固溶Cu量が大きくなる温度範囲であり、この温度域で焼鈍することにより、特に高温強度を高めることができる。

【0035】

なお、焼鈍後の冷却中にTi₂Cuが生成するとせっかくの焼鈍効果が損なわれてしまう恐れが指摘されるが、Ti₂Cuの析出はきわめて遅く、空冷や炉冷程度の冷却速度で

は、焼鈍効果が損なわれてしまうほどの Ti_2Cu が生成することはない。

【0036】

また、いったん650～830の温度範囲で焼鈍を行っておくと、その後冷間加工し、650未満の温度で再度焼鈍を行っても、 Ti_2Cu の析出が遅いことから、実際的な熱処理時間内では Ti_2Cu はほとんど生成せず、相中に多量に固溶したCuを維持することができる。

【0037】

すなわち、最終の冷間圧延前の焼鈍（熱延板焼鈍または中間焼鈍）を650～830の温度範囲で行っておけば、冷間圧延後の最終焼鈍は、650未満の温度で行っても、相中に多量に固溶したCuを維持することができる。この製造方法を適用したのが、請求項4に記載の本発明である。ただし、600未満の温度では、歪みが除去しにくく軟化しにくいいため、十分な冷間加工性を得ることができないため避けるべきである。

【実施例】

【0038】

<実施例1>

VAR（真空アーク溶解）にて表1に示す組成のチタン材を溶解し、これを熱間鍛造によりスラブとし、860に加熱した後、熱間連続圧延ミルにて板厚3.5mmの熱間圧延ストリップとした。

【0039】

この熱延ストリップを、720×2分、空冷の連続焼鈍（熱延板焼鈍）し、さらに酸化スケールをショットブラスト及び酸洗により除去し、続いて、1mm厚の冷延ストリップとした。その後、680×4時間、炉冷の真空焼鈍（最終焼鈍）を行い、引張試験片を圧延方向と平行に採取し、室温、550、625、700にて引張試験を行った。

【0040】

強度特性は0.2%耐力により評価し、加工性は室温における伸び値で評価した。また、30mm×30mmの矩形試験片を用いて、700×200時間の熱処理を大気中で行い、酸化増量を測定した。

【0041】

これら評価結果も表1に併せて示す。

【0042】

10

20

30

【表 1】

試験 番号	Cu (質量%)	Al (質量%)	Fe (質量%)	酸素 (質量%)	室温の 0.2%耐力 (MPa)	室温の 伸び (%)	550°Cの 0.2%耐力 (MPa)	625°Cの 0.2%耐力 (MPa)	700°Cの 0.2%耐力 (MPa)	700°C, 200h の酸化増量 (mg/cm ²)	備考
1	—	—	0.05	0.18	275	39.5	60	21	8	3.02	従来材
2	—	1.1	0.05	0.13	310	28.9	105	62	20	2.98	従来材
3	—	2.1	0.05	0.08	403	25.2	126	81	37	2.94	従来材
4	0.2	—	0.05	0.08	205	40.6	65	28	11	2.97	比較例
5	0.4	—	0.05	0.08	203	41.8	101	80	31	3.01	本発明(1), (3)
6	0.8	—	0.05	0.08	207	41.0	116	87	35	2.96	本発明(1), (3)
7	1.6	—	0.05	0.08	211	40.3	133	95	41	3.02	本発明(1), (3)
8	2.0	—	0.05	0.08	220	31.8	135	97	44	3.00	比較例
9	0.8	—	0.15	0.08	202	40.5	118	89	36	3.03	本発明(1), (3)
10	0.8	—	0.26	0.08	225	40.1	116	88	40	2.99	本発明(1), (3)
11	0.8	—	0.33	0.08	232	37.2	103	75	18	3.05	比較例
12	1.1	—	0.06	0.12	251	38.3	118	90	38	2.99	本発明(1), (3)
13	1.1	—	0.05	0.16	279	36.2	120	88	37	2.96	本発明(1), (3)
14	1.1	—	0.05	0.20	301	30.5	120	87	37	2.98	比較例
15	1.5	—	0.05	0.16	280	35.8	130	97	41	3.08	本発明(1), (3)
16	1.0	—	0.04	0.07	207	42.5	115	88	36	3.01	本発明(1), (3)
17	1.0	—	0.04	0.04	195	47.5	114	86	35	2.96	本発明(1), (3)
18	1.0	—	0.03	0.02	189	48.3	115	87	34	3.00	本発明(1), (3)

【表 1】

10

20

30

40

50

【0043】

さて、表 1 において、試験番号 1 は J I S 2 種工業用純チタンの例であり、試験番号 2 および 3 は、Al を 1 ~ 2 % 程度添加した合金の例である。試験番号 1 は室温の伸びが 39.5 % もあり、十分な冷間加工性を有しているが、一方、高温における 0.2 % 耐力は

、550 で60MPa、625 で21MPa、700 で8MPaしかなく、高温強度は不十分である。

【0044】

これに対し、Alを添加した試験番号2および3は、550、625、700における0.2%耐力は、いずれも試験番号1の純チタンを大きく上回り、高い高温強度が達成されているが、室温の伸びが30%以下であり、冷間加工性が不十分である。

【0045】

このように、Alを少量添加すると、高温強度は改善されるものの冷間加工性が低下しており、両者を満足するチタン合金への市場の要求は達成されていない。

【0046】

これに対し、本発明(3)に記載の方法で製造された、本発明(1)の実施例である試験番号5, 6, 7, 9, 10, 12, 13, 15, 16, 17, 18は、いずれも35%以上の高い室温の伸びを有するとともに、550、625、700における0.2%耐力が、いずれも、各々の温度にて100MPa以上、80MPa以上、30MPa以上の高い値となっており、優れた冷間加工性と高い高温強度が両立され、本発明の効果が十分に発揮されている。

10

【0047】

特に、酸素含有量が0.10%以下の、試験番号5, 6, 7, 9, 10, 16, 17, 18では、40%以上の高い室温伸びが得られており、本発明(1)の効果が十分に発揮されている。とりわけ、酸素含有量が0.06%以下の試験番号17および18では、45%以上のきわめて高い室温伸びが得られており、本発明(1)の効果が最も強く発揮されている。

20

【0048】

なお、700、200時間の大気熱処理中の酸化増量は、本発明の実施例では、いずれも試験番号1の純チタンや試験番号2および3のAl添加チタン合金と同水準であった。

【0049】

しかし、試験番号4では、40.6%の高い室温伸びが得られているものの、550、625、700における0.2%耐力が、それぞれ100MPa、80MPa、30MPa以下であり、高温強度の向上が十分達成されていない。また、試験番号11も、37.2%の高い室温伸びを示したものの、625、700における0.2%耐力が、それぞれ80MPa、30MPa以下であり、高温強度の向上が不十分であった。

30

【0050】

その理由は、試験番号4では、Cuの添加量が本発明の下限値である0.3%に未達で、高温強度の向上に必要な固溶Cuの量が不十分であったためであり、試験番号11では、相安定化元素のFeの含有量が、本発明の上限値である0.30%を越えて添加されたため、相の量が増え、Cuがそこに集中的に濃化し、高温強度向上に必要な相中への固溶量が低下したためである。

【0051】

また、試験番号8および14では、高温強度は十分高いが、室温伸びが、いずれも35%以下となっており、JIS2種純チタンに比べ、かなり低い値となってしまった。それは、試験番号8では、Cuが本発明の上限値の1.8%を越えて添加されたため、Ti₂Cu相が多量に生成し冷間での延性が損なわれたためであり、試験番号14では、酸素含有量が本発明の上限値である0.18%を越えて添加されたため、双晶変形を抑制し、冷間での変形能が低下してしまっただけである。

40

【0052】

以上のように、本発明に規定された元素からなるチタン合金板は、優れた冷間加工性と高温強度を具備し、さらに純チタン並の耐高温酸化特性も有しているが、本発明に規定された合金元素量から逸脱すると、冷間加工性と高温強度の両立は達成されない。

<実施例2>

50

V A R (真空アーク溶解)にて表 2 に示す組成のチタン材を溶解し、これを熱間鍛造によりスラブとし、860 に加熱した後、熱間連続圧延ミルにて板厚 3.5 mm の熱間圧延ストリップとした。

【0053】

この熱延ストリップを、720 × 2 分、空冷の連続焼鈍(熱延板焼鈍)し、さらに酸化スケールをショットブラスト及び酸洗により除去し、続いて、1 mm 厚の冷延ストリップとした。その後、680 × 4 時間、炉冷の真空焼鈍(最終焼鈍)を行い、引張試験片を圧延方向と平行に採取し、室温および700 にて引張試験を行った。

【0054】

強度特性は0.2%耐力により評価し、加工性は室温における伸び値で評価した。また、30 mm × 30 mm の矩形試験片を用いて、700 × 200 時間の熱処理を大気中で

10

を行い、酸化増量を測定した。

【0055】

これら評価結果も表 2 に併せて示す。

【0056】

【表 2】

試験番号	Cu (質量%)	Sn (質量%)	Zr (質量%)	Mo (質量%)	Nb (質量%)	Cr (質量%)	Fe (質量%)	酸素 (質量%)	室温の 0.2%耐力 (MPa)	室温の伸び (%)	700°Cの 0.2%耐力 (MPa)	700°C, 200h の酸化増量 (mg/cm ²)	備考
19	0.8	1.3	—	—	—	—	0.05	0.08	303	38.0	42	2.84	本発明(2), (3)
20	0.8	1.7	—	—	—	—	0.05	0.08	310	37.0	45	2.82	比較例
21	0.8	—	1.3	—	—	—	0.05	0.08	302	39.2	48	2.85	本発明(2), (3)
22	0.8	—	1.8	—	—	—	0.05	0.08	318	33.0	45	2.79	比較例
23	0.8	—	—	1.4	—	—	0.05	0.08	301	39.3	48	2.84	本発明(2), (3)
24	0.8	—	—	1.7	—	—	0.05	0.08	318	32.8	48	2.80	比較例
25	0.8	—	—	—	1.4	—	0.05	0.08	299	38.7	46	2.81	本発明(2), (3)
26	0.8	—	—	—	1.8	—	0.05	0.08	321	31.5	45	2.74	比較例
27	0.8	—	—	—	—	1.2	0.05	0.08	298	36.8	49	2.86	本発明(2), (3)
28	0.8	—	—	—	—	1.6	0.05	0.08	320	31.2	50	2.86	比較例
29	0.8	0.5	0.7	—	—	—	0.05	0.08	299	38.8	44	2.79	本発明(2), (3)
30	0.8	0.5	—	0.7	—	—	0.05	0.08	297	37.7	46	2.79	本発明(2), (3)
31	0.8	0.5	—	—	0.6	—	0.05	0.08	295	36.6	44	2.74	本発明(2), (3)
32	0.8	0.5	—	—	—	0.5	0.05	0.08	290	37.9	45	2.81	本発明(2), (3)
33	0.8	—	0.5	0.5	0.3	—	0.05	0.08	302	36.0	44	2.77	本発明(2), (3)
34	0.8	—	—	0.5	0.3	0.5	0.05	0.08	305	37.5	47	2.77	本発明(2), (3)
35	0.8	—	—	0.2	1.0	—	0.05	0.08	310	37.7	42	2.74	本発明(2), (3)
36	0.8	0.5	—	0.8	—	0.5	0.05	0.08	325	29.8	50	2.76	比較例
37	0.8	0.8	—	—	—	0.8	0.05	0.08	327	30.5	49	2.80	比較例
38	1.1	—	—	—	—	0.8	0.06	0.12	293	38.2	43	2.87	本発明(2), (3)
39	1.1	—	—	—	0.5	—	0.06	0.12	272	37.8	45	2.84	本発明(2), (3)
40	1.1	—	—	1.0	—	—	0.06	0.12	290	39.3	47	2.81	本発明(2), (3)
41	1.1	—	0.9	—	—	—	0.06	0.12	292	40.1	44	2.80	本発明(2), (3)
42	1.1	0.9	—	—	—	—	0.06	0.12	288	37.5	46	2.79	本発明(2), (3)
43	1.0	—	—	—	—	0.33	0.04	0.07	285	37.9	44	2.89	本発明(2), (3)
44	1.0	—	—	—	0.4	—	0.04	0.07	271	37.5	46	2.88	本発明(2), (3)
45	1.0	—	—	0.4	—	—	0.04	0.07	288	39.5	48	2.87	本発明(2), (3)
46	1.0	—	0.4	—	—	—	0.04	0.07	295	40.2	45	2.87	本発明(2), (3)
47	1.0	0.5	—	—	—	—	0.04	0.07	289	37.3	47	2.89	本発明(2), (3)
48	1.0	—	—	—	—	0.2	0.04	0.07	283	37.7	37	2.95	本発明(1), (3)
49	1.0	—	—	—	0.2	—	0.04	0.07	270	38.0	38	2.96	本発明(1), (3)
50	1.0	—	—	0.2	—	—	0.04	0.07	286	39.3	38	2.94	本発明(1), (3)
51	1.0	—	0.2	—	—	—	0.04	0.07	292	41.0	39	2.95	本発明(1), (3)
52	1.0	0.2	—	—	—	—	0.04	0.07	285	38.1	39	2.94	本発明(1), (3)

10

20

30

40

50

【0057】

さて、表 2 において、本発明(3)に記載の方法で製造された、本発明(2)の実施例である試験番号 19, 21, 23, 25, 27, 29, 30, 31, 32, 33, 34, 35 は、いずれも 35% を越える高い室温伸びを有しており、また、同量の Cu の、Fe

、酸素含有量からなる試験番号6に比べて、700 における0.2%耐力が7MPa以上高くなっており、Sn、Zr、Mo、Nb、Crの単独あるいは複合添加効果が発揮されている。

【0058】

また、700 , 200時間の大気熱処理中の酸化増量も、試験番号6にくらべて小さくなっており、いずれも2.90mg/cm²以下であり、耐高温酸化性の向上も達成されている。これも、Sn、Zr、Mo、Nb、Crの単独あるいは複合添加効果によるものである。

【0059】

これに対し、試験番号20, 22, 24, 26, 28, 36, 37は、700 における0.2%耐力は、試験番号6よりも高く、700 , 200時間の大気熱処理中の酸化増量も試験番号6より少なくなっており、高温強度と耐高温酸化特性は向上しているが、室温伸びがいずれも35%以下であり、加工性が損なわれてしまった。

【0060】

これは、Sn、Zr、Mo、Nb、Crの1種または2種以上の添加量の合計が、本発明の上限値である1.5%を越えてしまったため、Ti₂Cuの析出が促進され、加工性が損なわれてしまったものである。

【0061】

試験番号38~42は、試験番号12の合金にさらに、Sn、Zr、Mo、Nb、Crを添加した本発明(2)の実施例であり、適切な添加量であったため、35%以上の高い室温伸びと、試験番号12以上の700 における0.2%耐力および700 , 200時間の大気熱処理中の耐高温酸化特性が達成されている。

【0062】

試験番号43~52は、試験番号16の合金にさらに、Sn、Zr、Mo、Nb、Crを添加した例であり、本発明(2)記載の適切な添加量を添加した試験番号38~47は、35%以上の高い室温伸びと、試験番号16を5MPa以上上回る高い高温強度(700 における0.2%耐力)および高い耐高温酸化特性(700 , 200時間の大気熱処理中の耐高温酸化特性)が達成されている。一方、Sn、Zr、Mo、Nb、Crの添加量が、本発明(2)で規定された0.3%未満であった、試験番号48, 49, 50, 51, 52は、高温強度の向上代は高々3MPaで、耐高温酸化特性の向上代もわずかしかなかった。

<実施例3>

表1の試験番号6、表2の試験番号29、34および44の素材を製造する際の間接品である厚さ3.5mmの熱間圧延ストリップから平板を採取し、おのおの表3~6に示した条件で熱延板焼鈍を行い、さらに酸化スケールをショットブラスト及び酸洗により除去し、続いて、1mm厚の冷延板とした。その後、表3~6に記した条件で冷延板焼鈍(最終焼鈍)を行い、引張試験片を圧延方向と平行に採取し、室温および700 にて引張試験を行った。

【0063】

強度特性は0.2%耐力により評価し、加工性は室温における伸び値で評価した。また、30mm×30mmの矩形試験片を用いて、700 ×200時間の熱処理を大気中で行い、酸化増量を測定した。

【0064】

これら評価結果も表3~6に併せて示す。

【0065】

【表 3】

【表 3】

試験番号	熱延板焼鈍条件	冷延板焼鈍条件	室温の0.2%耐力 (MPa)	室温の伸び (%)	700°Cの0.2%耐力 (MPa)	700°C, 200hの酸化増量 (mg/cm ²)	備考
53	720°C、2分、空冷	580°C、6時間、炉冷	218	40.0	31	2.98	本発明(1)
54	"	630°C、4時間、炉冷	209	40.3	35	2.98	本発明(1)、(4)
55	"	680°C、4時間、炉冷	207	41.0	35	2.96	本発明(1)、(3)
56	"	780°C、30分、炉冷	205	42.0	34	2.98	本発明(1)、(3)
57	"	810°C、5分、空冷	200	42.3	34	2.95	本発明(1)、(3)
58	"	850°C、3分、空冷	198	42.5	31	2.96	本発明(1)
59	630°C、10分、空冷	630°C、4時間、炉冷	207	40.8	32	2.99	本発明(1)
60	"	680°C、4時間、炉冷	209	40.5	35	2.95	本発明(1)、(3)
61	"	780°C、30分、炉冷	207	41.0	36	3.00	本発明(1)、(3)
62	"	810°C、5分、空冷	201	41.0	34	2.99	本発明(1)、(3)
63	"	850°C、3分、空冷	197	42.8	31	3.01	本発明(1)
64	850°C、2分、空冷	630°C、4時間、炉冷	207	42.2	31	2.95	本発明(1)
65	"	680°C、4時間、炉冷	208	40.5	36	2.93	本発明(1)、(3)
66	"	780°C、30分、炉冷	208	41.2	36	2.98	本発明(1)、(3)
67	"	810°C、5分、空冷	201	42.3	35	2.98	本発明(1)、(3)
68	"	850°C、3分、空冷	190	43.3	32	3.00	本発明(1)

10

20

30

40

【表 4】

試験番号	熱延板焼鈍条件	冷延板焼鈍条件	室温の0.2%耐力 (MPa)	室温の伸び (%)	700°Cの0.2%耐力 (MPa)	700°C, 200 hの酸化増量 (mg/cm ²)	備考
69	720°C、2分、空冷	630°C、4時間、炉冷	302	37.7	46	2.82	本発明(2)、(4)
70	"	680°C、4時間、炉冷	299	38.8	44	2.80	本発明(2)、(3)
71	"	780°C、30分、炉冷	290	38.7	47	2.82	本発明(2)、(3)
72	"	810°C、5分、空冷	285	39.5	46	2.80	本発明(2)、(3)
73	"	850°C、3分、空冷	281	39.6	40	2.79	本発明(2)

[表 4]

10

20

30

40

【表 5】

試験番号	熱延板焼鈍条件	冷延板焼鈍条件	室温の0.2%耐力 (MPa)	室温の伸び (%)	700°Cの0.2%耐力 (MPa)	700°C, 200hの酸化増量 (mg/cm ²)	備考
74	630°C、10分、空冷	630°C、4時間、炉冷	311	36.5	40	2.84	本発明(2)
75	680°C、5分、空冷	"	308	37.4	46	2.81	本発明(2)、(4)
76	720°C、2分、空冷	"	305	37.5	47	2.78	本発明(2)、(4)
77	810°C、2分、空冷	"	298	38.1	46	2.79	本発明(2)、(4)
78	850°C、2分、空冷	"	290	38.3	41	2.81	本発明(2)

[表 5]

10

20

30

40

【0068】

みて、表3は、試験番号6と同じ組成の素材に関する試験結果である。熱延板焼鈍の条件にかかわらず、最終焼鈍である冷延板焼鈍を650～830の温度域で実施した、試験番号55、56、57、60、61、62、65、66、67は、いずれも40%以上の

50

高い室温伸びと、34MPa以上の高い700 における0.2%耐力が得られており、耐酸化特性も純チタン並である。

【0069】

このように、本発明3記載の方法を適用することにより、室温での加工性、高温強度、耐高温酸化特性を兼ね備えた製品を製造することが可能である。

【0070】

また、試験番号54は、最終焼鈍である冷延焼鈍温度が630 であり、本発明(3)に規定された条件範囲を逸脱していたが、40%以上の高い室温伸び、34MPa以上の高い700 における0.2%耐力、純チタン並の耐酸化特性のいずれもが得られていた。これは、冷間圧延前の焼鈍である熱延板焼鈍を650~830 の温度域で実施していたため、本発明(4)の効果が発揮されたものである。 10

【0071】

なお、試験番号53, 58, 59, 63, 64, 68は、いずれも40%以上の高い室温伸びと、30MPa以上の高い700 における0.2%耐力が得られているが、上記試験番号の実施例に比べると、やや高温強度が低くなっていた。その理由は以下の通りである。

【0072】

試験番号53は、冷間圧延前の焼鈍である熱延板焼鈍が本発明(4)に規定された650~830 の温度域で実施されていたが、最終焼鈍である冷延板焼鈍が本発明(4)に規定された600 未満であったため、高温強度の向上代がやや小さくなってしまった。 20
試験番号58は、最終焼鈍である冷延板焼鈍が本発明(3)または(4)に規定された温度範囲外であったため、高温強度の向上代がやや小さくなってしまった。

【0073】

試験番号59, 63, 64, 68は、冷間圧延前の焼鈍である熱延板焼鈍が本発明(4)に規定された650~830 の温度域外であり、かつ、最終焼鈍である冷延板焼鈍が本発明(3)に規定された温度範囲外であったため、高温強度の向上代がやや小さくなってしまった。

【0074】

さて、表4は、試験番号29と同じ組成の素材に関する試験結果である。本発明(3)または(4)の方法で製造された冷延焼鈍板(試験番号69~72)は、いずれも35% 30
以上の高い室温伸びと、44MPa以上の高い700 における0.2%耐力、優れた耐高温酸化性が得られている。

【0075】

しかし、最終焼鈍である冷延板焼鈍が本発明(3)または(4)に規定された温度範囲外であった試験番号73は、700 における0.2%耐力がやや試験番号69~72の実施例に比べて低くなっていた。

【0076】

また、表5は、試験番号34と同じ組成の素材に関する試験結果である。本発明(4)に記載の方法で製造された試験番号75~77の冷延焼鈍板は、いずれも35%以上の高い室温伸びと、46MPa以上の高い700 における0.2%耐力、優れた耐高温酸化 40
性が得られている。

【0077】

しかし、冷間圧延前の焼鈍である熱延板焼鈍が本発明(4)に規定された650~830 の温度域外であり、かつ、最終焼鈍である冷延板焼鈍が本発明(3)に規定された温度範囲外であった試験番号74および78では、700 における0.2%耐力がやや試験番号75~77の実施例に比べて低くなっていた。

【0078】

また、表6は、試験番号44と同じ組成の素材に関する試験結果である。本発明(3)に記載の方法で製造された試験番号80、本発明(4)に記載の方法で製造された試験番号81とも、試験番号44と同等の高い室温伸び、高い700 における0.2%耐力、 50

優れた耐高温酸化性が得られている。

【0079】

【表6】

[表6]

試験番号	熱延板焼鈍条件	冷延板焼鈍条件	室温の0.2%耐力 (MPa)	室温の伸び (%)	700°Cの0.2%耐力 (MPa)	700°C, 200hの酸化増量 (mg/cm ²)	備考
80	810°C、2分、空冷	700°C、4時間、炉冷	268	39.2	45	2.85	本発明(2)、(3)
81	810°C、2分、空冷	640°C、4時間、炉冷	275	37.0	48	2.88	本発明(2)、(4)

10

20

30

40

【産業上の利用可能性】

【0080】

50

本発明のチタン合金板は、二輪および四輪自動車の排気系部品である、エキゾーストマニフォールド、排気管、消音器（マフラー）など、燃焼排気ガスの放出経路に使用される部品などに特に活用することができる。

フロントページの続き

(51) Int.Cl. ⁷	F I	テーマコード(参考)
	C 2 2 F 1/00	6 4 0 B
	C 2 2 F 1/00	6 5 0 A
	C 2 2 F 1/00	6 5 1 B
	C 2 2 F 1/00	6 8 1
	C 2 2 F 1/00	6 8 3
	C 2 2 F 1/00	6 8 4 C
	C 2 2 F 1/00	6 8 5 Z
	C 2 2 F 1/00	6 9 1 B
	C 2 2 F 1/00	6 9 1 C
(72)発明者 藤井 秀樹		
千葉県富津市新富 2 0 - 1	新日本製鐵株式会社技術開発本部内	
(72)発明者 大塚 広明		
千葉県富津市新富 2 0 - 1	新日本製鐵株式会社技術開発本部内	
(72)発明者 高橋 一浩		
千葉県富津市新富 2 0 - 1	新日本製鐵株式会社技術開発本部内	