

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第4442004号
(P4442004)

(45) 発行日 平成22年3月31日(2010.3.31)

(24) 登録日 平成22年1月22日(2010.1.22)

(51) Int.Cl.	F I	
C 2 2 F 1/18 (2006.01)	C 2 2 F 1/18	H
C 2 2 C 14/00 (2006.01)	C 2 2 C 14/00	Z
F O 1 L 3/02 (2006.01)	F O 1 L 3/02	J
F O 4 D 29/02 (2006.01)	F O 4 D 29/02	
C 2 2 F 1/00 (2006.01)	C 2 2 F 1/00	6 3 O G
請求項の数 4 (全 8 頁) 最終頁に続く		

(21) 出願番号 特願2000-240779 (P2000-240779)
 (22) 出願日 平成12年8月9日(2000.8.9)
 (65) 公開番号 特開2002-60873 (P2002-60873A)
 (43) 公開日 平成14年2月28日(2002.2.28)
 審査請求日 平成19年6月29日(2007.6.29)

(73) 特許権者 000003713
 大同特殊鋼株式会社
 愛知県名古屋市東区東桜一丁目1番10号
 (74) 代理人 100070161
 弁理士 須賀 総夫
 (72) 発明者 鈴木 昭弘
 愛知県名古屋市緑区滝の水4-316
 (72) 発明者 野田 俊治
 岐阜県多治見市脇之島町4丁目26-11
 (72) 発明者 岡部 道生
 愛知県知多市旭桃台137

審査官 河野 一夫

(56) 参考文献 特開平06-184683 (JP, A)
 最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 耐熱Ti合金の製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

重量%で、Al: 5.5~6.5%、Sn: 1.8~2.2%、Zr: 3.6~4.4%、Mo: 1.8~2.2%、Si: 0~0.1%、Fe: 0.25%以下、C: 0.05%以下、O: 0.3%以下およびN: 0.15%以下を含有し、残部がTiおよび不可避の不純物である合金組成を有する耐熱Ti合金を所望の部品形状に成形することからなり、仕上げ熱間加工の工程において、トランザス超過~[トランザス+150]以下の温度に加熱した後、最低鍛錬比1.2の熱間成形を施し、トランザス未満~[トランザス-200]以上の温度において仕上げ成形を行ない、さらに50/hr以上の冷却速度で冷却することを特徴とする耐熱Ti合金部品の製造方法。

【請求項2】

仕上げ熱間加工の工程における加熱温度を、トランザス超過~[トランザス+100]以下の温度とし、成形仕上げ温度をトランザス未満~[トランザス-150]以上の温度として実施する請求項1の耐熱Ti合金部品の製造方法。

【請求項3】

重量%で、Al: 5.5~6.5%、Sn: 1.8~2.2%、Zr: 3.6~4.4%、Mo: 1.8~2.2%、Si: 0~0.1%、Fe: 0.25%以下、C: 0.05%以下、O: 0.3%以下およびN: 0.15%以下を含有し、残部がTiおよび不可避の不純物である合金組成を有する耐熱Ti合金を所望の部品形状に成形することからなり、仕上げ成形に続いて、トランザス超過~[トランザス+50]以下の温度に加熱

保持したのち、50 /hr以上の冷却速度で冷却することを特徴とする耐熱Ti合金部品の製造方法。

【請求項4】

請求項1ないし3のいずれかの方法により得た耐熱Ti合金部品に対し、さらに、700 ~ [トランザス - 50]以下の温度における熱処理を追加して実施する耐熱Ti合金部品の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は、耐熱Ti合金部品と、その製造方法の改良に関する。本発明は、軽量であるとともに耐熱性の要求される部品、代表的には自動車エンジン用排気バルブや、航空機用エンジン部品たとえばコンプレッサーディスク、ブレードなどの製造に適用したとき、とくに有用である。

10

【0002】

この明細書で、「 トランザス」とは、与えられた合金組成において、高温で安定な相から低温で安定な + 相に移行する温度をいう。「鍛錬比」とは、鍛造による成形操作において、(成形前断面積) / (成形後断面積)として定義される。

【0003】

【従来の技術】

上記したような、軽量で耐熱性の要求される部品に対しては、耐用温度の一層の向上が求められている。耐熱Ti合金の代表としてはTi - 6Al - 2Sn - 4Zr - 2Mo - 0.1Si合金(以下「Ti - 6242S合金」と略記する)があるが、その耐熱性はなお十分満足できる水準には達していない。

20

【0004】

新しい合金として、Ti - 5.8Al - 4Sn - 3.5Zr - 0.7Nb - 0.5Mo - 0.35Si - 0.06C合金(IMI834合金)のように、Nb、Si、Cなどを新たに添加し、または増量した合金が開発されているが、Nbは介在物生成の原因となりやすく、Si、Cは偏析しやすい元素であり、この種の合金は、製造性がよくない。

【0005】

Ti - 6242S合金の典型的な組織としては、粗大な針状の 晶組織と微細な等軸晶組織とがあり、クリープ強度に関しては前者の性能が高く、疲労強度の点からは後者が有利であるから、これまでは、部品の用途に応じた特性のバランスを考慮して、針状 晶と等軸 晶とが混在し、一般に後者が優勢な混合組織が採用されてきた。このような混合組織を得るには、 トランザス以下の温度で熱間成形を行なって等軸晶組織としたものを、 トランザス直下の温度で熱処理して、一部針状組織を顕出させるという手法がとられてきた。

30

【0006】

【発明が解決しようとする課題】

本発明の目的は、製造性のよいTi - 6242S合金を対象に、高温におけるクリープ強度と疲労強度とのバランスを保ったまま改善した、耐熱Ti合金部品を提供することにある。このような耐熱Ti合金部品を製造する方法、すなわち、Ti - 6242S合金の熱間成形の条件を選択することにより、高温におけるクリープ強度と疲労強度とがバランスを保ったまま改善される、耐熱Ti合金部品の製造方法を提供することもまた、本発明の目的に含まれる。

40

【0008】

【課題を解決するための手段】

本発明の耐熱Ti合金部品を製造する方法は、第一の態様においては、重量%で、Al : 5.5 ~ 6.5%、Sn : 1.8 ~ 2.2%、Zr : 3.6 ~ 4.4%、Mo : 1.8 ~ 2.2%、Si : 0 ~ 0.1%、Fe : 0.25%以下、C : 0.05%以下、O : 0.3%以下およびN : 0.15%以下を含有し、残部がTiおよび不可避の不純物である合

50

金組成を有する耐熱Ti合金を所望の部品形状に成形することからなり、基本的な態様としては、仕上げ熱間加工の工程において、トランザス超過～[トランザス+150]以下の温度に加熱した後、最低鍛錬比1.2の熱間成形を施し、トランザス未満～[トランザス-200]以上の温度において仕上げ成形を行ない、さらに50 /hr以上の冷却速度で冷却することを特徴とする。

【0009】

【発明の実施形態】

上記した製造方法の第一の態様においては、仕上げ熱間加工の工程における加熱温度は、トランザス超過～[トランザス+100]以下の温度とし、成形仕上げ温度は、トランザス未満～[トランザス-150]以上の温度となるように、熱間加工を実施

10

【0010】

本発明の耐熱Ti合金部品の製造方法は、その第二の態様として、上記の合金組成を有する耐熱Ti合金を熱間成形し、仕上げ成形に続いて、トランザス超過～[トランザス+50]以下の温度に加熱保持したのち、50 /hr以上の冷却速度で冷却することを特徴とする製造方法を含む。この場合の熱間成形は、上述した第一の態様の工程に従ってもよく、かつそれが好ましいが、従来の比較的低温で行なう加工によってもよい。

【0011】

第一の態様による製品にせよ、第二の態様による製品にせよ、その結果得られた耐熱Ti合金部品に対し、さらに、700～[トランザス-50]の温度における熱処理を

20

【0012】

本発明の耐熱Ti合金部品の製造方法は、はじめに述べたとおり、Ti-6242S合金をその対象として開発されたものであり、前記の合金組成は、AMS4976E規格に基づいて定めたものである。

【0013】

製造方法の第一の態様において規定した、温度条件および加工条件のもつ意義とその限定理由は、それぞれ次のとおりである。

【0014】

加熱温度：トランザス超過～[トランザス+150]以下、好ましくは、トランザス超過～[トランザス+100]以下

30

トランザス(Ti-6242S合金においては1000より僅かに低い温度)以上という、従来は考えられなかった高い温度に加熱することで、まず単相にすることが目的である。ただし、加熱温度を高めることは結晶粒の急速な粗大化を招くので、トランザスを超える上限として+150、好ましくは+100を選んだ。

【0015】

熱間成形：最低鍛錬比1.2

加熱により生成した相の結晶粒を粗大化させないため、動的再結晶を利用する、この目的には、すくなくとも1.2の鍛錬比の鍛錬が必要である。

40

【0016】

仕上げ温度：トランザス未満-[トランザス-200]以上、好ましくはトランザス未満-[トランザス-150]以上

上記のようにトランザス直上の温度で鍛造することにより、相の動的再結晶化を利用して、微細粒組織を得る。仕上げ温度がトランザス以上であると、その後の冷却過程で結晶粒の粗大化が起こるため、トランザス未満にする。ただし、仕上げ温度があまり低くなると、成形過程で生じる針状相に大きな歪みを与えられ、その後の熱処理により針状相の分断が起こり、クリープ強度が低下するから、あまり低い温度にすべきでない。この観点から、下限として、-200、好ましくは-150を定めた。

【0017】

50

冷却速度：50 /hr以上

加工後の冷却が遅いと、粒界を取り巻くようにフィルム上の粒界相の形成が見られ、これが疲労強度低下の原因となる。また、針状相の粗大化も起こるから、速やかに冷却を進めるべきである。その下限として50 /hrを設けた。

【0018】

本発明の第二の態様において行なう熱処理の意義と、条件の限定理由はつぎのとおりである。

【0019】

加熱保持：トランザス超過～[トランザス+50]以下に加熱保持したのち、50 /hr以上の冷却速度で冷却

基本的態様においては、前記のように、針状相を形成するために、比較的高い温度からの加工を行なうが、同じ効果は、トランザス直上の温度に短時間保持し、そこから遅くない冷却速度で冷却することによっても得られる。これを実現するために満たすべき条件が、上記したトランザス～50上までの温度に加熱保持-50 /hr以上の冷却である。

【0020】

本発明の第一および第二の態様に付加することが好ましい焼鈍操作のもつ意義と、その条件の限定理由は、つぎのとおりである。

【0021】

焼鈍：トランザス超過～[トランザス+50]

熱間成形後の歪み取りとして行なってもよいし、冷却過程での歪み取りとして行なってもよい。とくに熱間成形後は、組織が一部マルテンサイトに変化していることもあるので、それを好ましい組織に戻す上でも、この焼鈍は有用である。

【0022】

【実施例】

Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si合金を溶製した(この合金のトランザス温度は995)。100kgのインゴットを分塊鍛造・皮削りして得た直径D1(mm)の円柱状体を、表に示す条件で加工して、直径D2=22mmの丸棒にした。表中、No.1～5は第一の態様の実施例、No.6は第二の態様の実施例、No.7～9は成形後に焼鈍を行なう態様の実施例である。

【0023】

各Ti合金製品について、800において、 10^7 回回転曲げ疲れ限度を測定した。また、800-39MPaの条件下で1%のクリープを生じるまでの時間を測定した。これらの結果を、表にあわせて示す。

【0024】

10

20

30

表

No.	D 1 φmm	D 2 φmm	仕上げ加工の条件			冷却 方法	熱処理	回転曲げ 疲れ限度 (MPa)	クリー プ伸び 時間(hr)
			加熱 (°C)	終止 (°C)	鍛錬 比				
実施例									
1	75	22	1050	850	11.6	空冷		169	5
2	40	22	1050	870	3.3	空冷		157	5
3	25	22	1050	900	1.3	空冷		147	6
4	40	22	1120	930	3.3	空冷		132	6
5	40	22	1050	880	3.3	油冷		167	5
6	75	22	950	750	11.6	空冷	1005°C/0.5h/空冷	137	7
7	75	22	1050	850	11.6	空冷	800°C/2h/空冷	172	4
8	40	22	1050	870	3.3	空冷	930°C/2h/空冷	167	4
9	75	22	950	750	11.6	空冷	1005°C/0.5h/空冷 +800°C/2h/空冷	142	7
比較例									
1	75	22	950	750	11.6	空冷	800°C/2h/空冷	83	0.1未満
2	75	22	950	750	11.6	空冷	975°C/2h/空冷 +800°C/2h/空冷	98	0.1未満

冷却速度は、空冷が約 3 0 0 /hr、油冷が約 1 0 0 0 /hr。

【 0 0 2 5 】

実施例No.7、比較例No. 1 およびNo. 2 について、Ti合金製品の組織を顕微鏡写真に撮影して、図1（実施例No.7）、図2（比較例No. 1）および図3（比較例No. 2）を得た。本発明に従った実施例No.7の組織は針状晶が支配的であり、低い温度で加工した比較例No. 1の組織は等軸晶であり、比較例No. 1に焼鈍を付加した比較例No. 2の組織は、等軸晶が優勢な、針状晶と等軸晶との混合組織である。

【 0 0 2 6 】

実施例No. 7、比較例No. 1 および比較例No. 2 については、回転曲げ疲れ限度を、前掲の 8 0 0 のほか、常温および 6 0 0 で、さらに実施例No. 7 については 8 5 0 においても測定した。その結果を、図4のグラフに示す。8 0 0 において実施例No. 7 が示した回転曲げ疲れ限度 1 7 2 M P a の値は、自動車用排気バルブ材料として使用されている S U H 3 5 鋼のそれに匹敵する。

【 0 0 2 7 】

同様に、実施例No. 7、比較例No. 1 および比較例No. 2 について、8 0 0 3 9 M P a におけるクリープ特性を測定した。結果を、図5のグラフに示す。針状晶が優勢な本発明の実施例は、そうでない比較例 1 および 2 に比べ、当然に高いクリープ耐性を示している。

【 0 0 2 8 】

【発明の効果】

本発明の方法により製造された耐熱Ti合金部品は、針状の相が優勢であるから、高温クリープ強度が期待どおり高く、しかも、針状組織においては低いとされて来た疲労強度

10

20

30

40

50

が著しく改善され、等軸晶組織または針状晶 - 等軸晶混合組織のそれに、まさるとも劣らないレベルに達している。この効果は、本発明の製造方法において、従来採用されたことのなかった高い温度からの成形をはじめとする、特定の加工条件の選択が可能にしたものである。

【0029】

このようにして本発明は、より軽量であることと、より高い耐熱性とが合わせて要求される、自動車用エンジンや航空機用エンジンの部品の製造において、新たな路を開くものである。

【図面の簡単な説明】

【図1】 本発明の実施例No.7で製造したTi合金部品の微細組織を示す顕微鏡写真。

10

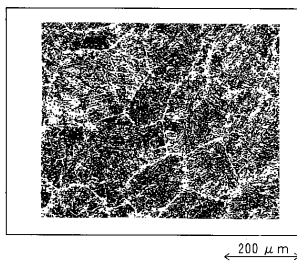
【図2】 本発明の比較例No.1で製造したTi合金部品の微細組織を示す顕微鏡写真。

【図3】 本発明の比較例No.2で製造したTi合金部品の微細組織を示す顕微鏡写真。

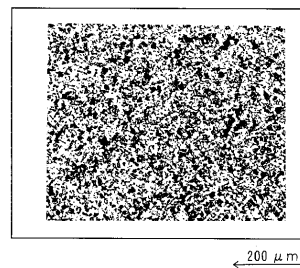
【図4】 本発明の実施例No.7ならびに比較例No.1およびNo.2のTi合金部品が示した、疲れ限度の温度依存性を示すグラフ。

【図5】 本発明の実施例No.7ならびに比較例No.1およびNo.2のTi合金部品が示した、800 - 39 MPaにおけるクリープ特性を示すグラフ。

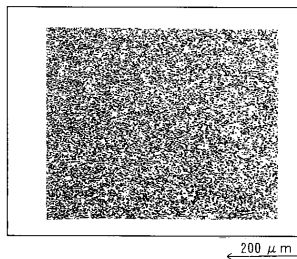
【図1】



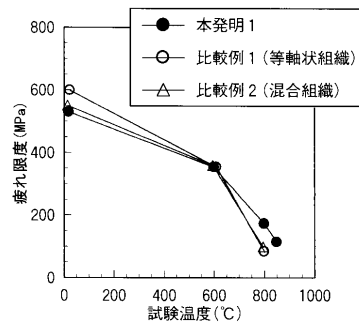
【図3】



【図2】

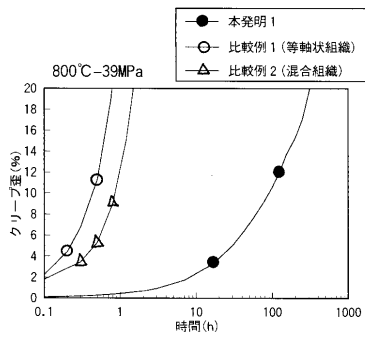


【図4】



10⁷回回転曲げ疲れ限度の温度依存性

【図5】



800°C-39MPa におけるクリープ特性

フロントページの続き

(51)Int.Cl.

F I

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 8 3
C 2 2 F	1/00	6 9 1 B
C 2 2 F	1/00	6 9 2 A
C 2 2 F	1/00	6 9 4 A
C 2 2 F	1/00	6 9 4 B

(58)調査した分野(Int.Cl. , D B 名)

C22F 1/00 - 3/02

C22C 1/00 - 49/14

F01L 3/02

F04D 29/02