



(12)发明专利

(10)授权公告号 CN 104018027 B

(45)授权公告日 2016.10.05

(21)申请号 201410195990.9

G22C 1/03(2006.01)

(22)申请日 2014.05.09

G22F 1/18(2006.01)

(65)同一申请的已公布的文献号

申请公布号 CN 104018027 A

(56)对比文件

CN 101967581 A, 2011.02.09, 实施例1-6.

JP 特开平5-163542 A, 1993.06.29, 权利要求2.

(43)申请公布日 2014.09.03

(73)专利权人 中国科学院金属研究所

地址 110016 辽宁省沈阳市沈河区文化路
72号

审查员 张艳艳

(72)发明人 刘建荣 王清江 杨锐 王磊

陈志勇 朱绍祥

(74)专利代理机构 沈阳优普达知识产权代理事

务所(特殊普通合伙) 21234

代理人 张志伟

(51) Int. Cl.

G22C 14/00(2006.01)

权利要求书2页 说明书24页 附图3页

(54)发明名称

一种耐热钛合金及其加工制造方法和应用

(57)摘要

本发明属于钛基合金领域,具体涉及到一种新型耐热钛合金及其加工制造方法和应用,包括合金成分、冶炼、热加工和热处理等组成要素。所说合金的成分(重量百分比)为Al:5.4%~6.3%;Sn:3.0%~5.0%;Zr:2.5%~6.4%,Mo:0.0~0.96%,Si:0.25%~0.5%,Nb:0.2%~0.5%,Ta:0.3%~3.4%,W:0.2%~1.6%,C:0.0~0.07%,O≤0.17%,Fe≤0.03%,余量为Ti和不可避免的杂质元素。本发明合金通过不同的热加工和热处理工艺组合,可获得拉伸强度与塑性、持久和蠕变强度与热稳定性的不同匹配,可用于制作先进航空发动机高温部位的叶片、盘件等零件,在600~650℃范围内长时使用;也可用于制作航天飞行器蒙皮等耐高温结构件,在700℃左右短时使用;也可作为汽车及锅炉耐高温耐腐蚀阀门用材料等。

1. 一种耐热钛合金,其特征在于:按重量百分比计,所说合金的成分为,Al: 5.4%~6.3%;Sn: 3.0%~5.0%;Zr:2.5%~6.4%,Mo:0.0~0.96%,Si:0.25%~0.5%,Nb:0.2%~0.5%,Ta:0.3%~3.4%,W:0.2%~1.6%,C:0.0~0.07%, $0 \leq 0.17\%$, $Fe \leq 0.03\%$,余量为Ti和不可避免的杂质元素;

冶炼工艺如下:

原材料采用0~1级海绵钛,合金元素Sn、Mo、Si、Nb、Ta、W以中间合金形式加入;Al部分由中间合金带入,不足部分以纯Al加入;Zr和C分别以海绵Zr和碳粉形式加入;中间合金与海绵钛经配料、混料后,用压机压制成电极;将电极组焊在一起,在真空自耗电弧炉中熔炼2~3次,制成合金铸锭;

热加工工艺如下:

1)铸锭或坯料在 $\alpha+\beta/\beta$ 相变点之上20~150℃加热,采用水压机或油压机锻造2~4火次,加热温度随锻造火次增加逐渐降低,最大降幅不超过100℃;每火次名义变形量不低于40%,单次进砧量不低于10%;

2) $\alpha+\beta$ 两相区锻造, $\alpha+\beta/\beta$ 相变点之下10~60℃加热,锻造加热温度随锻造火次增加逐渐降低,火次名义变形量不低于40%,锻造总火次2~7火,单次进砧量不低于10%以保证心部充分变形;采用液压机、轧机或精锻机热加工;

3)最后一火次变形在 $\alpha+\beta/\beta$ 相变点之下10~40℃加热,名义变形量在30%~60%之间,采用液压机、轧机或精锻机热加工;

或者,最后一火次变形在 $\alpha+\beta/\beta$ 相变点之上10~30℃加热,名义变形量在30%~60%之间,终锻温度要求在 $\alpha+\beta$ 两相区,且要求在 $\alpha+\beta$ 两相区变形在10%~30%之间,采用液压机、轧机或精锻机热加工;

固溶时效热处理工艺如下:

固溶: $\alpha+\beta/\beta$ 相变点以下10~50℃保温2~4h,出炉后采用空冷、风冷或油淬,材料截面厚度小于30mm时采用风冷或空冷,截面厚度大于30mm时采用油淬;最后一火次热加工坯料的加热温度在 $\alpha+\beta/\beta$ 相变点之上时,固溶温度取下限;时效:700~750℃保温2~8h,空冷或炉冷;

采用铸造成形,热处理工艺为: $\alpha+\beta/\beta$ 相变点以上10~30℃固溶,空冷或风冷或油淬;然后,在700~750℃时效2~8h,空冷或炉冷。

2. 按权利要求1所述的耐热钛合金,其特征在于:按重量百分比计,所说合金的成分为,Al:5.4%~6.3%;Sn: 3.0%~5.0%;Zr:2.5%~4.0%,Mo:0.0~0.64%,Si:0.25%~0.5%,Nb:0.2%~0.5%,Ta:0.9%~3.4%,W:0.3%~1.6%,C:0.0~0.07%, $0 \leq 0.17\%$, $Fe \leq 0.03\%$,余量为Ti和不可避免的杂质元素。

3. 按权利要求1所述的耐热钛合金,其特征在于:按重量百分比计,所说合金的成分为,Al:5.4%~6.3%;Sn: 3.0%~5.0%;Zr:2.5%~4.0%,Mo:0.0~0.64%,Si:0.25%~0.5%,Nb:0.2%~0.5%,Ta:0.9%~2.5%,W:0.3%~1.2%,C:0.03~0.07%, $0 \leq 0.12\%$, $Fe \leq 0.02\%$,余量为Ti和不可避免的杂质元素。

4. 按权利要求1所述的耐热钛合金,其特征在于:按重量百分比计,所说合金的成分为,Al: 5.4%~6.3%;Sn: 3.0%~5.0%;Zr:2.5%~4.0%,Mo:0.0~0.64%,Si:0.25%~0.5%,Nb:0.2%~0.5%,Ta:0.9%~2.5%,W:0.3%~1.2%,C:0.0~0.03%, $0 \leq 0.17\%$, $Fe \leq 0.03\%$,余量为

Ti和不可避免的杂质元素。

5.一种权利要求1、2、3或4所述的耐热钛合金的应用,其特征在于,通过不同的热加工和热处理工艺组合,获得拉伸强度与塑性、持久和蠕变强度与热稳定性的不同匹配;该合金用于制作先进航空发动机高温部位的叶片或盘件零件,在600~650℃范围内长时使用;或者,该合金用于制作航天飞行器蒙皮耐高温结构件,在650℃~750℃范围内短时使用;或者,该合金也作为汽车或锅炉耐高温耐蚀阀门用材料。

一种耐热钛合金及其加工制造方法和应用

技术领域

[0001] 本发明属于钛基合金领域,具体涉及到一种在600℃~650℃下长时使用(≥50小时)、650℃~760℃短时使用(<50小时)的新型耐热钛合金及其加工制造方法和应用。

背景技术

[0002] 钛合金具有比强度高、耐蚀、耐热等优点,因此在航空、航天、石油、化工、能源、汽车、医疗、体育休闲等领域得到广泛应用。随着航空和航天技术的发展,特别是,当航天飞行器飞行马赫数达到3.0以上之后,传统的Al基合金及TC4(Ti6Al-4V)钛合金已不能满足飞行器壳体的耐温要求,迫切需要使用温度在600℃~700℃、轻质、高效的耐热钛合金。为了满足飞行器复杂结构件的成形,还要求钛合金具有较高的塑性。

[0003] 目前,国内外可在航空发动机长时工作环境下使用的高温钛合金的极限使用温度是600℃,目前国内外的600℃高温钛合金有英国的IMI834、美国的Ti-1100、俄罗斯的BT18Y和BT36、中国的Ti60、Ti600和TG6。其中,Ti-1100用于做汽车用高温阀门时可用于760℃。根据经验,在航天短时条件下,航空发动机用高温钛合金可在高于其设计使用温度50℃下使用,即最高可用到650℃。

[0004] 至于成熟的可供航空发动机在600℃以上长时间使用高温钛合金,目前国内外尚未见报道。GE公司的美国专利(US4906436)公开了一种新型650℃高温高强抗氧化钛合金,其合金成分中含有Al、Sn、Zr、Hf、Nb、Ta、Mo、Si和稀土元素(Re),它所采用的成形工艺为快速凝固方法,所推荐热处理制度则为 $\alpha+\beta/\beta$ 相变点以上热处理,显微组织为全片层组织。该专利指出,Hf和Ta的加入可明显提高材料的高温拉伸强度、蠕变强度和抗氧化性,该专利的权利要求中Hf含量要求控制在0.2%~3.0%(原子百分比)之间,Ta含量要求控制在0.0%~1.5%(原子百分比)之间。但是,这种材料的室温拉伸延伸率仅3.5%左右,材料强韧性匹配较差。

[0005] Gigliotti M F X等也采用快速凝固粉末冶金的方法,开展了650℃钛合金的探索性研究(Rapidly solidified titanium alloys containing fine dispersoids《Rapidly Solidified Materials》edited by LEE P W,MOLL J H,Metals Park,OH,1987:141-151.),他们采用的合金体系Ti-Al-Sn-Zr-Nb-Mo-Er-Si,两种优选成分棒材的650℃拉伸强度可达到700MPa,但即使650℃下的拉伸延伸率也仅在4.1%~6.3%之间,断面收缩率在8.6%~12.1%之间,材料强度与塑性的匹配较差。

[0006] SUZUKI AKIHIRO等人(美国专利US6284071B1/欧洲专利EP0851036A1/美国专利US5922274A/日本专利JPH10195563A)研制了一种耐热钛合金及其制备方法,按重量百分比计,合金成分为Ti-5.0%~7.0%Al-3.0%~5.0%Sn-2.5%~6.0%Zr-2.0%~4.0%Mo-0.05%~0.8%Si-0.001%~0.2%C-0.05%~0.2%O,可选择加入总量为0.3%~2.0%的Nb和Ta,其余为Ti和不可避免的杂质元素。该专利指出,Nb和Ta是比Mo弱的 β 稳定元素,少量加入(0.3%~2.0%)是有利的,多加无益,反而会增加材料比重,至于Ta对蠕变和持久性能的影响则并未提及。

[0007] 中国专利(ZL200710011771.0)给出了一种高热强性、高热稳定性的高温钛合金的热加工和热处理方法,按重量百分比计,合金成分为Al:5.3%~6.1%;Sn:3.0%~5.0%;Zr:2.5%~7.0%;Mo:0.2%~1.0%;Si:0.25%~0.55%;Nb:0.2%~0.8%;Ta:0.2%~3.0%;C:0.01%~0.09%;余量为Ti和不可避免的杂质元素。在600℃条件下的蠕变实验研究发现,Ta在一个比较宽的范围内对合金蠕变影响有限,但Ta含量增加,合金的高温抗氧化性明显改善,将其成分范围确定在0.2%~3.0%之间,目的是在不降低合金蠕变抗力的前提下改善合金的抗氧化性。

[0008] 蔡建明等(申请号200510068116.X)研制了一种适用于在航空发动机600℃下使用的一种高温钛合金,该合金体系为Ti-Al-Sn-Zr-Si-Nb-Ta-C,采用Ta和Nb元素的组合来稳定β相。按重量百分比计,合金元素成分范围为Al:5.2%~6.0%;Sn:3.5%~4.5%;Zr:3.0%~4.0%;Nb:0.3%~1.0%;Ta:0.5%~2.5%;Si:0.2%~0.5%;C:0.03%~0.08%。该专利指出,添加Ta元素改善了材料的蠕变和疲劳性能,但并未给出Ta的加入量与蠕变和疲劳性能的关系,缺乏相关实施例和其它佐证。

[0009] 美国专利US4087292给出了一种成分为Ti-5%~6%Al-2.5%~4.5%Sn-2%~4%Zr-0.1%~0.6%Mo-0.2%~0.4Si(重量百分比)的钛合金,推荐在α+β/β相变点之上热处理。该专利研究发现,该合金中加入约0.25%的Mo时,蠕变抗力最高;而高于或低于此值,蠕变抗力变差。该合金即为目前文献资料中常见的IMI829合金,设计使用温度为540℃。

[0010] 美国专利US4738822是美国TIMET公司申请的Ti1100高温钛合金的发明专利,按重量百分比计,合金成分为Ti-5.5%~6.5%Al-2.0%~4.0%Sn-3.5%~4.5%Zr-0.3%~0.5%Mo-0.35%~0.55%Si,该合金的特点是对合金成分进行了严格控制,如控制杂质元素Fe≤0.03%,0≤0.13%;Mo和Si被限制在一个非常窄的范围内,以获得静强度、蠕变强度和蠕变后塑性的良好匹配。

[0011] 赵永庆在高温钛合金研究(钛工业进展,2011年第1期,33页)中介绍了另外3种高温钛合金,按重量百分比计,分别为:

[0012] (1)Ti533G(Ti-5.5%Al-3.5%Sn-3%Zr-0.3%Mo-0.3%Si-0.2%Ga);

[0013] (2)Ti53311S(Ti-5.5%Al-3.5%Sn-3%Zr-1.0%Mo-1.0%Nb-0.3%Si);

[0014] (3)Ti600(Ti-6%Al-2.8%Sn-4%Zr-0.5%Mo-0.4%Si-0.1%Y);

[0015] 其中,Ti533G和Ti53311S设计使用温度为550℃,Ti600合金设计使用温度为600℃。

[0016] 总之,目前国内外成熟高温钛合金的设计使用温度为600℃,国外采用快速冶金方法研制的650℃钛合金虽然具有较高的强度,但强韧性匹配尤其是室温塑性较差,影响了其应用。航空和航天技术的快速发展,迫切需要有使用温度在600℃以上、具有静强度、蠕变和持久强度、室温塑性及热稳定性匹配良好的新型耐热钛合金,这个问题至今尚未得到解决。

发明内容

[0017] 本发明的目的在于提供一种新型耐热钛合金及其加工制造方法和应用,该合金在具有高拉伸强度、高持久和蠕变强度的同时,还具有高塑性、可接受的热稳定性及优良的抗氧化性能。

[0018] 本发明的技术方案是:

[0019] 一种新型耐热钛合金,按重量百分比计,所说合金的成分为,Al:5.4%~6.3%; Sn:3.0%~5.0%; Zr:2.5%~6.4%, Mo:0.0~0.96%, Si:0.25%~0.5%, Nb:0.2%~0.5%, Ta:0.3%~3.4%, W:0.2%~1.6%, C:0.0~0.07%, O≤0.17%, Fe≤0.03%, 余量为Ti和不可避免的杂质元素。

[0020] 所述的新型耐热钛合金,按重量百分比计,所说合金的成分优选为,Al:5.4%~6.3%; Sn:3.0%~5.0%; Zr:2.5%~4.0%, Mo:0.0~0.64%, Si:0.25%~0.5%, Nb:0.2%~0.5%, Ta:0.9%~3.4%, W:0.3%~1.6%, C:0.0~0.07%, O≤0.17%, Fe≤0.03%, 余量为Ti和不可避免的杂质元素。

[0021] 所述的新型耐热钛合金,按重量百分比计,所说合金的成分优选为,Al:5.4%~6.3%; Sn:3.0%~5.0%; Zr:2.5%~4.0%, Mo:0.0~0.64%, Si:0.25%~0.5%, Nb:0.2%~0.5%, Ta:0.9%~2.5%, W:0.3%~1.2%, C:0.03~0.07%, O≤0.12%, Fe≤0.02%, 余量为Ti和不可避免的杂质元素。

[0022] 所述的新型耐热钛合金,按重量百分比计,所说合金的成分优选为,Al:5.4%~6.3%; Sn:3.0%~5.0%; Zr:2.5%~4.0%, Mo:0.0~0.64%, Si:0.25%~0.5%, Nb:0.2%~0.5%, Ta:0.9%~2.5%, W:0.3%~1.2%, C:0.0~0.03%, O≤0.17%, Fe≤0.03%, 余量为Ti和不可避免的杂质元素。

[0023] 所述的新型耐热钛合金的加工制造方法,冶炼工艺如下:

[0024] 原材料采用0~1级海绵钛,合金元素Sn、Mo、Si、Nb、Ta、W以中间合金形式加入;Al部分由中间合金带入,不足部分以纯Al加入;Zr和C分别以海绵Zr和碳粉形式加入;中间合金与海绵钛经配料、混料后,用压机压制成电极;将电极组焊在一起,在真空自耗电弧炉中熔炼2~3次,制成合金铸锭。

[0025] 所述的新型耐热钛合金的加工制造方法,热加工工艺如下:

[0026] 1)铸锭或坯料在 $\alpha+\beta/\beta$ 相变点之上20~150℃加热,采用水压机或油压机锻造2~4火次,加热温度随锻造火次增加逐渐降低,最大降幅不超过100℃;每火次名义变形量不低于40%,单次进砧量不低于10%;

[0027] 2) $\alpha+\beta$ 两相区锻造, $\alpha+\beta/\beta$ 相变点之下10~60℃加热,锻造加热温度随锻造火次增加逐渐降低,火次名义变形量不低于40%,锻造总火次2~7火,单次进砧量不低于10%以保证心部充分变形;采用液压机、轧机或精锻机热加工;

[0028] 3)最后一火次变形在 $\alpha+\beta/\beta$ 相变点之下10~40℃加热,名义变形量在30%~60%之间,采用液压机、轧机或精锻机热加工;

[0029] 或者,最后一火次变形在 $\alpha+\beta/\beta$ 相变点之上10~30℃加热,名义变形量在30%~60%之间,终锻温度要求在 $\alpha+\beta$ 两相区,且要求在 $\alpha+\beta$ 两相区变形在10%~30%之间,采用液压机、轧机或精锻机热加工。

[0030] 所述的新型耐热钛合金的加工制造方法,固溶时效热处理工艺如下:

[0031] 固溶: $\alpha+\beta/\beta$ 相变点以下10~50℃保温2~4h,出炉后采用空冷、风冷或油淬,材料截面厚度小于30mm时采用风冷或空冷,截面厚度大于30mm时采用油淬;最后一火次热加工坯料的加热温度在 $\alpha+\beta/\beta$ 相变点之上时,固溶温度取下限;时效:700~750℃保温2~8h,空冷或炉冷。

[0032] 所述的新型耐热钛合金的加工制造方法,采用铸造成形,热处理工艺为: $\alpha+\beta/\beta$ 相

变点以上10~30℃固溶,空冷或风冷或油淬;然后,在700~750℃时效2~8h,空冷或炉冷。

[0033] 所述的新型耐热钛合金的应用,通过不同的热加工和热处理工艺组合,获得拉伸强度与塑性、持久和蠕变强度与热稳定性的不同匹配;该合金用于制作先进航空发动机高温部位的叶片或盘件零件,在600~650℃范围内长时使用;或者,该合金用于制作航天飞行器蒙皮耐高温结构件,在650℃~750℃范围内短时使用;或者,该合金也作为汽车或锅炉耐高温耐蚀阀门用材料。

[0034] 本发明的耐热钛合金中合金元素种类及其成分范围的选择,是经过多年的深入研究和反复实验而得出的,其设计思想分别说明如下:

[0035] 铝(Al):5.4wt%~6.4wt%。Al是耐热钛合金最常用的一种强化元素,具有稳定 α 相和提高相转变温度的作用。Al含量可明显提高钛合金的室温、高温、蠕变和持久强度,但对钛合金塑性和热稳定性有不利影响;当Al含量增加导致 Ti_3Al 脆性有序相析出时,材料塑性(包括工艺塑性)、韧性尤其是热稳定性会显著降低,最后可能导致材料不适于在航空下长时使用。本发明钛合金成分体系内,将Al含量严格控制在5.4wt%~6.4wt%之间,可获得本发明所主张的高耐热性,同时保证有可接受的热稳定性。

[0036] 锡(Sn):3.0wt%~5.0wt%。Sn在高温钛合金中属于弱 α 稳定元素,在 α 相和 β 相中均有较高的固溶度,对两种相均有强化的作用,而形成 Ti_3Al 脆性有序相的倾向性比Al小,并且Sn还能降低合金对氢脆的敏感性。研究发现,在本发明所主张的Al含量范围内,Sn含量宜控制在3.0wt%~5.0wt%范围内,以获得本发明所主张的高耐热性和热稳定性之间的良好匹配;

[0037] 锆(Zr):2.5wt%~6.4wt%。Zr在高温钛合金中属于中性元素,在 α 相和 β 相中均有较高的固溶度,与Al、Sn、Si等元素一起加入可以起到补充强化的作用;在添加Si元素的钛合金中加入Zr还有利于促进硅化物的均匀析出。研究发现,虽然Zr的强化作用比较明显,但Zr含量在4wt%以上时,对合金的抗氧化性能有不利的影晌,见附图2和图3所示。抗氧化性对耐热材料来说是非常重要的,抗氧化性能低的钛合金服役寿命短,会限制其在高温长时环境下使用。因此Zr 加入量受钛合金抗氧化性限制,研究发现在4.0wt%之内,Zr含量对材料抗氧化性的影响不显著,同时可以起到设计的强化作用。

[0038] 钼(Mo):0%~0.96wt%。Mo是钛合金中最常用的强 β 稳定元素,也是有效的强化元素。耐热钛合金(近 α 型钛合金)中加入少量Mo可使其在具有 $\alpha+\beta$ 钛合金高强度的同时,还具有 α 型合金的高蠕变和持久性能;Mo元素的存在还可改善材料的热加工工艺性能。然而与其它强 β 稳定元素不同的是,Mo元素中与合金中的空位相互吸引、对位错运动起阻碍作用,因此理论上对蠕变和持久性能是有利的。研究表明,在0.96wt%以下时,Mo含量增加可明显提高钛合金的拉伸强度,对热稳定性总体来看没有明显不利影响,还可降低热稳定性对热处理制度的敏感度;在0.64wt%以下,含Mo元素的合金还可通过热处理使蠕变和持久性能在一个比较宽的范围内变化,满足不同的使用需求。

[0039] 硅(Si):0.25wt%~0.5wt%。Si在高温钛合金中是十分重要的微量合金化元素,目前国内外500℃以上高温钛合金都添加0.1wt%~0.5wt%的硅元素,以保证合金的蠕变和持久性能。Si元素与合金中的空位有强烈的相互吸引,形成溶质原子-空位气团,阻碍位错运动,提高合金的高温拉伸强度和蠕变性能。时效处理或使用过程中,超过固溶极限的Si会在 α 片层界面以硅化物的形式析出,可对 α 片层界面起到有效钉扎作用,进一步提高材料

蠕变抗力。研究发现, Si和Al之间存在较强的相互作用, Si元素的加入量受Al当量限制。在本发明合金体系内, 根据Al当量不同, Si元素严格控制在0.25wt%~0.5wt%范围内, 过量的硅化物会导致合金塑性、韧性降低; 而Si含量低于0.25wt%, 合金则得不到有效强化。

[0040] 铌(Nb): 0.2wt%~0.5wt%。Nb是一种弱 β 稳定元素, 对 α 和 β 均有一定强化作用, 但加入量超过一定限度对蠕变性能有不利影响。研究发现, Nb含量在0.2wt%~0.5wt%范围内时, 对合金蠕变性能影响很小, 却可改善合金的抗氧化性。

[0041] 钽(Ta): 0.3wt%~3.4wt%。Ta是一种比Nb更弱的 β 稳定元素, 对 α 和 β 均有一定强化作用。已有研究表明, Ta元素含量增加对600℃条件下的蠕变性能影响有限, 仅可提高合金抗氧化性。而本发明根据多年耐热钛合金的研究经验及Ta元素的特性推断, Ta元素应该有利于钛合金蠕变性能的提高。进一步研究发现, 在650℃蠕变条件下, Ta元素含量增加确实可有效提高材料蠕变性能, 见附图4, 这是本发明的重要发现之一。进一步研究发现, Ta的加入量应控制在0.9wt%~3.4wt%范围内, 超过3.4wt%后对蠕变的改善作用变得不再明显, 而合金的成本和比重却会增大。

[0042] 钨(W): 0.2wt%~1.6wt%。W是一种比Mo元素弱但比Nb元素强的 β 稳定元素, 对 α 和 β 均有一定强化作用。众所周知, 元素在钛合金 β 相中的扩散速率比其在钛合金 α 相中高2~3个数量级, 因此随高温钛合金设计使用温度的提高, β 稳定元素的加入量总体呈降低趋势。本发明根据对高温钛合金材料的理解及其对W元素特性的认识, 推断如果采用W元素取代部分Ta, 可以在不降低钛合金耐热性能的同时降低材料成本。研究表明, 采用W和Ta的复合强化、或采用W取代部分Ta, 可取得比单独采用Ta或单独采用W更佳的蠕变和持久性能, 对持久性能的改善作用比蠕变性能更明显, 见附图5和图6, 这是本发明的另一重要发现。但研究也发现, W元素应严格控制在0.2wt%~1.6wt%之间, 低于0.2wt%或高于1.6wt%则均得不到预期的强化效果。

[0043] 碳(C): 0.0%~0.07wt%。高温钛合金中加入少量的C后可拓宽 α + β 相区的宽度, 扩大合金的热工艺窗口, 有利于合金的质量稳定性控制。本发明的合金需要在 α + β 相区热加工和热处理, 因此需要加入一定量的C, 以保证材料组织性能的稳定性控制。研究发现, C含量控制在0.03wt%~0.07wt%之间时, α + β 相区可拓宽20℃~40℃, 可以确保工艺稳定性, 同时使C作为强 α 稳定元素及间隙元素对材料塑性、韧性及热稳定性的不利影响保持在可接受的水平。对不需要在两相区热加工和热处理的情况(如: 铸造), 则可以不加C, 以改善材料塑性及韧性储备。

[0044] 铁(Fe)、镍(Ni)、铬(Cr): $Fe \leq 0.03wt\%$, $Ni \leq 0.02wt\%$, $Cr \leq 0.03wt\%$ 。Fe、Ni、Cr是高温钛合金中公认的有害杂质元素, 根据本发明的研究成果, 控制 $Fe \leq 0.03wt\%$, $Ni \leq 0.02wt\%$, $Cr \leq 0.03wt\%$, 以获得本发明所主张的高耐热性能。

[0045] 氧(O)、氮(N)、氢(H)等杂质元素在钛合金中以间隙原子的形式存在, 它们对钛合金基体有显著的强化效果, 但对合金的塑性、韧性及热稳定性有明显的不良影响。钛合金中N和H含量一般远低于常规控制标准, 因此按 $N < 0.03wt\%$ 、 $H < 0.01wt\%$ 控制即可。但O元素是一种强 α 稳定元素, 其含量会随原材料、熔炼方法、工艺及熔炼次数有较大变化, 该元素对高温钛合金塑性、韧性和热稳定性有非常不利的影 响。研究发现, 要实现本发明所主张的高塑性、韧性及热稳定性, O含量必须小于0.12wt%, 低于其它常规钛合金要求的控制水平。但在航天短时条件下, 为了获得更高强度, O含量可控制在0.17wt%之内, 但只适用于不要求

热稳定性的应用领域。

[0046] 本发明的优点及有益效果是：

[0047] 1、本发明钛合金在 β 相区热加工可以将铸锭中形成的粗大铸态组织破碎，同时避免了这种组织由于低温变形均匀性差以及开裂倾向明显而带来的技术风险；采用 β 相区多次逐级降温锻造方法是基于本发明合金易开裂的特点，最大限度避免合金发生不均匀变形及锻造开裂，同时抑制 β 相区加热过程中 β 晶粒的长大，达到有效细化原始 β 晶粒的目的。

[0048] 2、为了获得均匀的显微组织，钛合金需要在 $\alpha+\beta$ 两相区有充分变形。本发明合金添加的合金元素种类多、合金化程度高、锻造开裂倾向明显。研究发现：本发明的钛合金，其锻造开裂倾向与显微组织均匀性及晶粒尺寸有关，均匀细小的显微组织开裂倾向会显著降低。为此，在 $\alpha+\beta$ 两相区也采用了多次逐级降温的方法，随着变形火次的增加及显微组织均匀性的改善，逐渐降低变形加热温度，在有效减少开裂的同时，获得均匀细小的锻态显微组织。

[0049] 3、研究发现，热变形过程中尤其是在圆 \rightarrow 方变形时，单次进砧量低于10%时会出现明显的变形死区，圆 \rightarrow 方变形时死区出现在心部，方 \rightarrow 方变形时死区在砧头接触面周围。为最大限度防止变形死区出现，提高锻造效率，特规定进砧量不低于10%（名义变形）。

[0050] 4、本发明的合金用于航空发动机部件时要求具有静强度、蠕变和持久强度、塑性、热稳定性和疲劳性能的良好匹配，为此需要采用综合性能较好的双态组织。但双态组织中初生 α 相体积分数、尺寸、次生 α 相厚度及长宽比等显微组织特征参数与固溶温度和随后的冷速密切相关。研究发现，控制 α 相体积分数在8%~32%之间，根据坯料尺寸确定合适的冷却方式，可以使上述性能获得最佳匹配，因此确定了相变点5 $^{\circ}\text{C}$ ~30 $^{\circ}\text{C}$ 固溶后空冷或风冷或油淬的固溶热处理制度。

[0051] 5、本发明的合金所设计的强化方式是采用固溶和析出相强化，析出相为 Ti_3Al 弥散强化相和硅化物界面强化相，这两种相需要在较低温度热处理才能实现强化必须的“有效”析出。研究发现，在700 $^{\circ}\text{C}$ ~750 $^{\circ}\text{C}$ 范围内，本发明的合金中 Ti_3Al 和硅化物析出缓慢且相对稳定，力学性能波动也在允许和可控范围内，因此确定了700~750 $^{\circ}\text{C}$ 保温2~8h，出炉后空冷或炉冷的时效热处理制度。

[0052] 6、研究还发现，本发明的合金采用铸造+热等静压+固溶时效或热加工态组织+ β 相区固溶时效处理后可获得原始 β 晶粒尺寸 $\leq 600\mu\text{m}$ 的片层组织，具有良好的高温力学性能（如蠕变、持久强度及高温拉伸强度）； β 相区锻造后在低 $\alpha+\beta$ 相区偏下（相变点下30 $^{\circ}\text{C}$ ~60 $^{\circ}\text{C}$ ）固溶时效，获得 α 片交叉排列、晶界 α 充分破碎的显微组织，同样具有良好的高温力学性能；但这两类组织热稳定性和低周疲劳性能较差，因此不适宜在航空长时条件下应用，但在航天短时大应力服役条件下，因为不考虑热稳定性和疲劳性能，因此是可选择的技术方案。

[0053] 7、合金成分可以看作是材料特性的“基因”。本发明是一项选择性的发明，其创新点就是在高温钛合金传统Ti-Al-Sn-Zr-Mo-Si合金体系基础上，添加Nb、Ta、W和C四种必须元素，并通过Zr、Nb、Ta的严格控制来获得高抗氧化性、再通过Ta和W的协同作用提高材料的耐热性；最终通过热加工及热处理工艺合理控制获得不同性能匹配及用途的成品或半成品。这些元素在现有高温钛合金中单个的或部分组合分别被采用过，但是Ta元素在650 $^{\circ}\text{C}$ 条件下对蠕变性能的作用以及600 $^{\circ}\text{C}$ 以上Ta和W对蠕变和持久性能的协同作用却是本发明首次发现的并有效采用的，而对Ta和W协同作用的有效匹配和应用则更是本发明合金的主要

创新点。

附图说明

- [0054] 图1(a)和(b)为本发明的钛合金具有良好性能匹配的双态组织；
[0055] 图2为不同Zr含量合金650℃下的氧化增重曲线；
[0056] 图3为不同Zr含量合金750℃下的氧化增重曲线；
[0057] 图4为Ta含量对本发明的钛合金蠕变残余变形的影响；
[0058] 图5为Ta和W对本发明的钛合金不同条件下蠕变残余变形的影响；
[0059] 图6为Ta和W对本发明的钛合金不同条件下持久时间的影响。

具体实施方式

[0060] 本发明提供了一种新型耐热钛合金及其加工制造方法和应用,包括合金成分、冶炼、热加工和热处理等组成要素。其中:

[0061] 所说的合金成分(重量百分比)为Al:5.4%~6.4%;Sn:3.0%~5.0%;Zr:2.5~6.4%,Mo:0.0~0.96%,Si:0.25~0.5%,Nb:0.2~0.5%,Ta:0.3~3.4%,W:0.2~1.6%,C:0.0~0.07%,O≤0.17%,Fe≤0.03%,余量为Ti和不可避免的杂质元素;其中,不可避免的杂质元素为Ni、Cr、N、H等,Ni<0.02wt%,Cr<0.03wt%,N<0.03wt%,H<0.01wt%。

[0062] 考虑到在不同的使用条件下,对耐热钛合金的静强度、蠕变和持久强度、室温塑性及热稳定性要求有所侧重,以上述合金成分为基础,提出如下优选方案:

[0063] 优选方案1,合金的成分(重量百分比)为Al:5.4%~6.3%;Sn:3.0%~5.0%;Zr:2.5%~4.0%,Mo:0.0~0.64%,Si:0.25%~0.5%,Nb:0.2%~0.5%,Ta:0.9%~3.4%,W:0.3%~1.6%,C:0.0~0.07%,O≤0.17%,Fe≤0.03%,余量为Ti和不可避免的杂质元素。

[0064] 优选方案2,合金的成分(重量百分比)优选为Al:5.4%~6.3%;Sn:3.0%~5.0%;Zr:2.5%~4.0%,Mo:0.0~0.64%,Si:0.25%~0.5%,Nb:0.2%~0.5%,Ta:0.9%~2.5%,W:0.3%~1.2%,C:0.03~0.07%,O≤0.12%,Fe≤0.02%,余量为Ti和不可避免的杂质元素。

[0065] 优选方案3,合金的成分(重量百分比)优选为Al:5.4%~6.3%;Sn:3.0%~5.0%;Zr:2.5%~4.0%,Mo:0.0~0.64%,Si:0.25%~0.5%,Nb:0.2%~0.5%,Ta:0.9%~2.5%,W:0.3%~1.2%,C:0.0~0.03%,O≤0.17%,Fe≤0.03%,余量为Ti和不可避免的杂质元素。

[0066] 上述各方案中,Mo优选为0.20~0.40%,C优选为0.03~0.07%,不可避免的杂质元素在0.2%以下。

[0067] 为了获得本发明所主张的强度、塑性、韧性、蠕变性能及热稳定性的良好匹配,本发明的新型耐热钛合金材料需采用以下方法制备:

[0068] 冶炼工艺:原材料采用0~1级海绵钛,合金元素Sn、Mo、Si、Nb、Ta、W以中间合金的形态加入;Al除中间合金带入部分外,不足部分以纯Al(如:铝豆或铝箔等)形态加入;Zr和C分别以海绵Zr和碳粉形态加入。含Sn中间合金为Al-Sn或Ti-Sn,含Mo中间合金为Al-Mo,含Si中间合金为Al-Si,含Nb中间合金为Al-Nb或Al-Nb-Ta,含Ta中间合金为Al-Ta-Ti或Al-

Nb-Ta,含W中间合金为Al-Mo-W-Ti或Al-W-Ti。中间合金与海绵钛经配料、混料后,用压机压制电极。将若干支电极组焊在一起,在真空自耗电弧炉中熔炼2~3次,制成合金铸锭。铸锭在切除帽口、剔除表面缺陷后,进入热加工工序。

[0069] 热加工工艺:1)β相区锻造:铸锭或坯料加热温度在材料α+β/β相变点之上20~150℃,采用水压机或油压机锻造,锻造火次为2~4火次,锻造加热温度应随锻造火次增加应逐渐降低,最大降幅不应超过100℃,但需保证锻造加热温度不低于α+β/β相变点之上10℃(优选为α+β/β相变点之上10~40℃);每火次名义变形量不低于40%(优选为40~80%),单次进砧量不低于10%(优选为10~25%);2)α+β两相区锻造,α+β/β相变点之下10~60℃加热,锻造加热温度应随锻造火次增加逐渐降低,每火次名义变形量不低于40%(优选为40~80%),锻造总火次2~7火次,单次进砧量不低于10%(优选为10~25%),以保证心部充分变形,可采用液压机、轧(棒或环)机或精锻机热加工。

[0070] 其中,最后一火次变形在α+β/β相变点之下10~40℃加热,名义变形量在30%~60%之间,采用液压机、轧机或精锻机热加工;或者,最后一火次变形在α+β/β相变点之上10~30℃加热,名义变形量在30%~60%之间,终锻温度要求在α+β两相区,且要求在α+β两相区变形在10%~30%之间,采用液压机、轧机或精锻机热加工。

[0071] 热处理工艺:采用固溶时效热处理制度,固溶:α+β/β相变点以下10~50℃保温2~4h,出炉后空冷、风冷或油淬;材料截面厚度小于30mm时采用风冷或空冷,截面厚度大于30mm时采用油淬;最后一火次热加工坯料的加热温度在α+β/β相变点之上时,固溶温度取下限;时效:700~750℃保温2~8h,空冷或炉冷。

[0072] 在本发明成分范围内的耐热钛合金,通过上述热加工和热处理工艺获得的显微组织为双态组织,见图1(a)-(b),其特征是等轴或短棒状(长宽比≤5)的初生α相镶嵌在β转变组织基体上,初生α相体积分数在8%~32%之间。该组织具有本发明所主张的拉伸强度、塑性、持久、蠕变性能及热稳定性的良好匹配。

[0073] 为了获得更高耐热性能(高温蠕变、持久强度),本发明成分范围内的新型耐热钛合金还可以采用铸造、β相区热加工/两相区固溶热处理工艺或α+β两相区热加工/β固溶热处理来实现。β相区热加工温度宜选择在α+β/β相变点以上10~30℃,要求终锻温度在α+β相区,热处理工艺取(α+β/β相变点以下10~50℃)推荐的固溶温度下限,时效制度不变,特征组织为条状α相呈编织排列的网篮状组织;β热处理在α+β/β相变点以上10~30℃进行,时效制度不变,特征组织为粗大片层组织。采用上述方法装备的成品或半成品具有更高耐热性(以高温拉伸强度、蠕变和持久性能为衡量指标),但热稳定性(以材料拉伸试样在一定温度下保温一定时间后的室温拉伸塑性为衡量指标,试样表面氧化层不去除)相对于图1显微组织偏低,适合于航天短时耐热结构件或汽车/锅炉用耐热阀门的制造。

[0074] 从而,通过不同的热加工和热处理工艺组合,本发明合金可获得拉伸强度与塑性、持久和蠕变强度与热稳定性的不同匹配。本发明合金可用于制作先进航空发动机高温部位的叶片、盘件等零件,在600~650℃范围内长时使用;本发明合金也可用于制作航天飞行器蒙皮等耐高温结构件,在650℃~750℃范围内短时使用;本发明合金也可作为汽车及锅炉耐高温耐蚀阀门用材料等,在国防及民用技术领域有广阔应用前景。

[0075] 下面结合附图和实施例对本发明的耐热钛合金及其加工制造方法作进一步的说明和补充。

[0076] 本发明所有实施例中的合金均采用的是表1所列出原材料,因此以后在每一实施例中不再一一赘述。但是必需指出的是,在满足成分控制要求的前提下,还可选择不限于表1中的其它原材料。

[0077] 表1:本发明实施例中合金采用的原材料

[0078]

元素	Al	Sn	Zr	Mo	Si
原材料	纯铝豆	TiSn	海绵锆	Al-Mo	Al-Si
元素	Nb	Ta	C	W	Ti
原材料	Al-Nb	Al-Ta-Ti	纯碳粉	Al-W-Ti	0级海绵钛

[0079] 本发明1[#]-22[#]实施例中的钛合金按设计的成分配料、混料后,根据锭型不同,压制不同尺寸的电极。将这些电极焊在一起,采用真空自耗炉熔炼3次,制成合金铸锭,在铸锭头部和底部取样进行化学分析和相变点测试,采用金相法获得 $\alpha+\beta/\beta$ 相变点,再按照相关的要求进行热加工和热处理,制成最终的成品或半成品,进行各项性能测试,数据表中每一个数据均为2~3个平行试样的平均值。原料的配置、电极压型和真空熔炼的程序大都相同,在各实施例中就不再一一重复叙述了。

[0080] 实施例1~6

[0081] 实施例1~6的成分列于表2中。合金熔炼制成 Φ 220mm铸锭,1[#]~5[#]成分合金测得的相变点均为 $1045\pm 5^{\circ}\text{C}$,因此采用了相同的温度进行热加工和热处理。6[#]合金相变点为 1037°C 。将铸锭切除帽口、扒除表面氧化皮后,采用以下热加工工艺得到 Φ 27mm棒材:第一火,1180 $^{\circ}\text{C}$,水压机锻造, Φ 220mm \rightarrow Φ 170mm;第二火,1080 $^{\circ}\text{C}$,水压机锻造, Φ 170mm \rightarrow Φ 120mm;第三火,1025 $^{\circ}\text{C}$,精锻机锻造, Φ 120mm \rightarrow Φ 80mm;第四火,1015 $^{\circ}\text{C}$,精锻机锻造, Φ 80mm \rightarrow Φ 50mm;第五火,1000 $^{\circ}\text{C}$,精锻机锻造, Φ 50mm \rightarrow Φ 27mm。砂轮下料后进行热处理,然后加工试样,进行力学性能测试,结果见表3和表4。

[0082] 表2:1[#]~6[#]实施例合金成分(质量百分数,wt%)

[0083]

实施例	主元素(余量为Ti)									杂质元素	
	Al	Sn	Zr	Mo	Si	Nb	Ta	C	W	Fe	O
1 [#]	5.64	4.02	3.41	0.35	0.37	0.46	0.30	0.053	0.21	0.03	0.10
2 [#]	5.61	3.86	3.38	0.32	0.39	0.45	0.93	0.053	0.20	0.03	0.09
3 [#]	5.66	3.95	3.42	0.34	0.38	0.47	1.41	0.055	0.20	0.03	0.11
4 [#]	5.62	3.91	3.56	0.33	0.37	0.49	1.87	0.054	0.22	0.03	0.09
5 [#]	5.64	4.03	3.43	0.31	0.40	0.44	2.44	0.053	0.21	0.03	0.09
6 [#]	5.86	3.88	3.48	0.38	0.39	0.40	3.40	0.070	0.20	0.03	0.11

[0084] 表3:1[#]~6[#]实施例室温拉伸性能

[0085]

实施例	热处理制度	σ_b , MPa	$\sigma_{0.2}$, MPa	δ , %	Ψ , %
1 [#]	1025°C/2h/AC+700°C/2h/AC	1050	965	13.5	26.0
2 [#]	1015°C/2h/AC+700°C/2h/AC	1060	975	13.0	25.5
	1065°C/1h/AC+700°C/2h/AC	1070	995	4.5	6.0
3 [#]	1015°C/2h/AC+700°C/2h/AC	1070	980	13.0	26.0
	1025°C/2h/AC+700°C/2h/AC	1065	975	13.0	25.5
	1065°C/1h/AC+700°C/2h/AC	1050	972	4.5	8.0
4 [#]	1015°C/2h/AC+700°C/2h/AC	1080	1020	13.0	24.00
	1025°C/2h/AC+700°C/2h/AC	1075	980	13.0	24.5
	1065°C/1h/AC+700°C/2h/AC	1070	990	4.04	7.0
5 [#]	1015°C/2h/AC+700°C/2h/AC	1085	10255	13.05	25.0
	1025°C/2h/AC+700°C/2h/AC	1080	980	13.0	24.5
	1065°C/1h/AC+700°C/2h/AC	1065	990	4.0	5.0
6 [#]	1015°C/2h/AC+700°C/2h/AC	1080	1023	13.8	28.2

[0086] 表4:1[#]~6[#]实施例650°C拉伸及蠕变性能

[0087]

实施例	热处理制度	σ_b , MPa	$\sigma_{0.2}$, MPa	δ , %	Ψ , %	蠕变变形, ε_p , %
1 [#]	1025°C/2h/AC+700°C/2h/AC	595	470	31.5	54.5	0.287
2 [#]	1025°C/2h/AC+700°C/2h/AC	605	485	27.0	54.0	0.253
3 [#]	1025°C/2h/AC+700°C/2h, AC	610	490	25.5	52.0	0.224
4 [#]	1025°C/2h/AC+700°C/2h/AC	625	510	26.5	52.5	0.195
5 [#]	1025°C/2h/AC+700°C/2h/AC	632	510	24.0	51.5	0.176
6 [#]	1015°C/2h/AC+700°C/2h/AC	605	485	35.2	52.0	0.350

[0088] 备注:表4中蠕变测试条件为650°C/100MPa/100h。

[0089] 由表3和4可以看到:1)Ta是一种非常弱的强化元素,Ta元素增加1%,强度约增加10MPa,Ta含量增加到2.5%以上,对强度已没有提高作用,因此单纯从提高静强度的角度,添加Ta是一种低效率的手段。但从表4和图4可以看到,在0%~2.5%范围内,Ta含量的增加,650°C/100MPa/100h条件下,对蠕变性能的改善是比较明显的。如不加Ta的实施例1与添加2.44%Ta的实施例5相比,蠕变残余变形由0.287%降低到0.176%,降低幅度达38.6%。众所周知,蠕变性能是耐热合金的关键和特征指标,耐热钛合金的发展历史是一个设法提高蠕变性能、同时避免其它性能降低到不可接受程度的曲折过程。钛合金使用温度发展到600°C以上后,建立在Al-Sn-Zr-Mo-Si体系基础上的固溶强化、 α_2 和硅化物析出相强化基本上已达极限,否则难以保证最基本的热稳定性要求。因此,本发明发现在650°C下,添加Ta元素可有效改善耐热钛合金的蠕变性能,这的确是一个重要的发现。但Ta含量继续增加,如实施例6所示,对静强度和蠕变性能的强化作用消失,因此Ta的上限不宜超过3.4%。

[0090] 实施例7~11

[0091] 实施例7~11的实测成分列于表5中。合金熔炼制成 Φ 220mm铸锭,相变点测试结果见表6。将铸锭切除帽口、扒除表面氧化皮后,采用以下热加工工艺得到 Φ 27mm棒材:第一火,1180°C,水压机锻造, Φ 220mm \rightarrow Φ 170mm;第二火,1090°C,水压机锻造, Φ 170mm \rightarrow Φ 120mm;第三火,表6中相变点下20°C,精锻机锻造, Φ 120mm \rightarrow Φ 80mm;第四火,表6中相变点下30°C,精锻机锻造, Φ 80mm \rightarrow Φ 50mm;第五火,表6中相变点下40°C,精锻机锻造, Φ 50mm \rightarrow

Φ27mm。砂轮下料后进行热处理,然后加工试样,进行力学性能测试,结果见表7~13。

[0092] 表5:7[#]~11[#]实施例合金成分(质量百分数,wt%)

[0093]

实施例	主元素(余量为Ti)									杂质元素	
	Al	Sn	Zr	Mo	Si	Nb	Ta	C	W	Fe	O
7 [#]	5.72	4.01	3.93	0.25	0.39	0.41	2.54	0.053	0.22	0.03	0.08
8 [#]	5.83	4.03	4.92	0.25	0.49	0.40	2.54	0.055	0.20	0.03	0.09
9 [#]	5.77	3.97	2.86	0.25	0.48	0.43	1.42	0.054	0.78	0.03	0.08
10 [#]	5.81	3.95	3.43	0.25	0.41	0.39	1.48	0.053	1.59	0.03	0.09
11 [#]	5.78	4.02	6.40	0.24	0.39	0.39	2.52	0.054	0.22	0.03	0.09

[0094] 表6:7[#]~11[#]实施例实测相变点

[0095]

实施例	7 [#]	8 [#]	9 [#]	10 [#]	11 [#]
相变点,℃	1055	1045	1065	1043	1040

[0096] 表7:7[#]~11[#]实施例室温拉伸性能

[0097]

实施例	热处理制度	σ_b ,MPa	$\sigma_{0.2}$,MPa	δ ,%	Ψ ,%
7 [#]	1040℃/2h/AC+700℃/5h/AC	1060	980	13.0	18.0
8 [#]	1045℃/2h/AC+700℃/5h/AC	1105	1000	13.0	16.0
9 [#]	1050℃/2h/AC+700℃/5h/AC	1130	1050	12.6	17.8
10 [#]	1035℃/2h/AC+700℃/5h/AC	1120	1040	11.2	15.5
11 [#]	1040℃/2h/AC+700℃/5h/AC	1125	1030	12.6	18.5

[0098] 表8:7[#]~11[#]实施例650℃拉伸性能

[0099]

实施例	热处理制度	σ_b ,MPa	$\sigma_{0.2}$,MPa	δ ,%	Ψ ,%
7 [#]	1040℃/2h/AC+700℃/5h/AC	670	540	18.5	33.0
8 [#]	1045℃/2h/AC+700℃/5h/AC	720	580	17.5	28.0
9 [#]	1050℃/2h/AC+700℃/5h/AC	725	590	18.8	34.1
10 [#]	1035℃/2h/AC+700℃/5h/AC	692	572	17.4	47.2
11 [#]	1040℃/2h/AC+700℃/5h/AC	740	600	19.5	27.8

[0100] 表9:7[#]~11[#]实施例700℃拉伸性能

[0101]

实施例	热处理制度	σ_b ,MPa	$\sigma_{0.2}$,MPa	δ ,%	Ψ ,%
7 [#]	1040℃/2h/AC+700℃/5h/AC	603	475	26.2	49.0
8 [#]	1045℃/2h/AC+700℃/5h/AC	655	508	21.2	43.7
9 [#]	1050℃/2h/AC+700℃/5h/AC	648	515	20.0	42.9
10 [#]	1035℃/2h/AC+700℃/5h/AC	638	520	25.6	59.6
11 [#]	1040℃/2h/AC+700℃/5h/AC	673	510	19.2	40.0

[0102] 表10:7[#]~11[#]实施例630℃/100h试样热暴露后室温拉伸性能

[0103]

实施例	热处理制度	σ_b ,MPa	$\sigma_{0.2}$,MPa	δ ,%	Ψ ,%
7 [#]	1035℃/2h/AC+700℃/5h/AC	1075	1000	6.80	8.30
8 [#]	1035℃/2h/AC+700℃/5h/AC	1105	1035	2.71	3.55
9 [#]	1040℃/2h/AC+700℃/5h/AC	1125	1060	3.22	6.48
10 [#]	1035℃/2h/AC+700℃/5h/AC	1078	1028	2.80	4.20
11 [#]	1040℃/2h/AC+700℃/5h/AC	1113	1042	2.40	3.50

[0104] 表11:7[#]~11[#]实施例650℃/100h试样热暴露后室温拉伸性能

[0105]

实施例	热处理制度	σ_b ,MPa	$\sigma_{0.2}$,MPa	δ ,%	Ψ ,%
7 [#]	1040℃/2h/AC+700℃/5h/AC	1065	985	2.65	3.86
	1035℃/2h/AC+700℃/5h/AC	1075	990	6.40	8.10
8 [#]	1045℃/2h/AC+700℃/5h/AC	1095	1015	1.52	2.67
	1035℃/2h/AC+700℃/5h/AC	1095	1025	2.65	3.63
9 [#]	1050℃/2h/AC+700℃/5h/AC	1120	1050	1.96	3.11
	1040℃/2h/AC+700℃/5h/AC	1115	1055	3.46	6.17
10 [#]	1035℃/2h/AC+700℃/5h/AC	1082	1027	1.80	4.30
11 [#]	1040℃/2h/AC+700℃/5h/AC	1110	1045	1.50	2.50

[0106] 从表7可以看到,实施例7[#]~11[#]合金具有高强度,同时具有良好的塑性;可见Zr、Si和W均为比较有效的强化元素,Zr含量为6.4%的11[#]合金强度最高,加入0.8%W元素的9[#]合金强度次之,Zr和Si加入量均比较高的8[#]合金强度再次之;W元素由0.8%增加到1.6%后对强度没有进一步的改善作用,强度为第二(实施例10);强度最低的为7[#]合金。但由表10和11热暴露结果可以看到,强度最低的7[#]合金热稳定性最佳,而Zr和Si含量比较高的8[#]和11[#]合金以及W含量高的10[#]合金热稳定性较差。可见,为了获得较高的热稳定性,Zr、Si和W元素应严格控制。

[0107] 表12:7[#]~11[#]实施例的蠕变性能

实施例	热处理制度	测试条件	测试条件编号	残余伸长%
7 [#]	1035°C/2h/AC +700°C/5h/AC	630°C/160MPa/100h	C1	0.290
		630°C/140MPa/100h	C2	0.211
		620°C/160MPa/100h	C3	0.267
		620°C/140MPa/100h	C4	0.164
	1040°C/2h/AC +700°C/5h/AC	650°C/100MPa/100h	C5	0.128
8 [#]	1035°C/2h/AC +700°C/5h/AC	630°C/160MPa/100h	C1	0.350
		620°C/160MPa/100h	C3	0.197
		630°C/140MPa/100h	C2	0.186
	1045°C/2h/AC +700°C/5h/AC	650°C/100MPa/100h	C5	0.086
9 [#]	1040°C/2h/AC +700°C/5h/AC	630°C/160MPa/100h	C1	0.282
		620°C/160MPa/100h	C3	0.204
		630°C/140MPa/100h	C2	0.216
		620°C/140MPa/100h	C4	0.130
	1050°C/2h/AC +700°C/5h/AC	650°C/100MPa/100h	C5	0.103
10 [#]	1035°C/2h/AC +700°C/5h/AC	650°C/100MPa/100h	C5	0.103
11 [#]	1040°C/2h/AC +700°C/5h/AC	650°C/100MPa/100h	C5	0.123

[0109] 表13:7[#]~11[#]实施例持久性能

实施例	热处理制度	试验条件	试验条件编号	断裂时间, h
7 [#]	1035°C/2h/AC +700°C/5h/AC	630°C, 310MPa	C11	64.68
		630°C, 280MPa	C12	115.21
		620°C, 310MPa	C13	97.84
	1040°C/2h/AC +700°C/5h/AC	650°C/220MPa	C15	198.85
8 [#]	1035°C/2h/AC +700°C/5h/AC	630°C, 310MPa	C11	82.28
		630°C, 280MPa	C12	157.64
		620°C, 330MPa	C14	117.43
	1045°C/2h/AC +700°C/5h/AC	650°C/220MPa	C15	272.50
9 [#]	1040°C/2h/AC +700°C/5h/AC	630°C, 310MPa	C11	104.26
		630°C, 280MPa	C12	177.36
		620°C, 310MPa	C13	168.45
		620°C, 330MPa	C14	121.11
	1050°C/2h/AC +700°C/5h/AC	650°C/220MPa	C15	>241.00
10 [#]	1035°C/2h/AC +700°C/5h/AC	650°C/220MPa	C15	>125.05
11 [#]	1040°C/2h/AC +700°C/5h/AC	650°C/220MPa	C15	218.75

[0111] 上述表12和13列出了实施例7~11的蠕变和持久性能。总的来说,含有0.49%Si和

4.92%Zr的8[#]合金蠕变性能最佳,添加Ta和0.78%W的9[#]合金蠕变性能次之;添加Ta和1.59%W的10[#]合金蠕变性能与9[#]相比未见改善;7[#]和11[#]合金蠕变性能相当,但低于8[#]、9[#]和10[#]合金。持久性能测试结果与蠕变性能略有不同:添加Ta和0.78%W的9[#]合金持久性能最佳,8[#]合金持久性能略低于同条件下的9[#]合金;11[#]合金持久性能略高于7[#]合金,但明显低于9[#]合金。图5和图6分别给出了不同测试条件下7[#]和9[#]合金蠕变和持久性能的对比,可见采用Ta和W的协同强化,蠕变性能比采用单一的Ta元素略有改善,持久性能明显改善。

[0112] 对7[#]~11[#]合金进行了抗氧化性研究,采用650℃和750℃下暴露相同时间后单位面积的氧化增重来表征,氧化增重高,表明抗氧化性差,测试结果见图2和图3。可见,在650℃和750℃下,Zr含量高的两种合金(8[#]和11[#])抗氧化性较差,而7[#]、9[#]及10[#]合金抗氧化性相当,表明用W取代部分Ta,材料抗氧化性并未降低,Zr在2.5%~4.0%之间,对材料抗氧化性影响不明显。

[0113] 实施例12~15

[0114] 实施例12~15的成分列于表14中。合金熔炼制成Φ220mm铸锭,相变点测试结果见表15。将铸锭切除帽口、扒除表面氧化皮后,采用以下热加工工艺得到Φ27mm棒材:第一火,1180℃,水压机锻造,Φ220mm→Φ170mm;第二火,1080℃,水压机锻造,Φ170mm→Φ120mm;第三火,表15中相变点下10℃,精锻机锻造,Φ120mm→Φ80mm;第四火,表15中相变点下20℃,精锻机锻造,Φ80mm→Φ50mm;第五火,表15中相变点下35℃,精锻机锻造,Φ50mm→Φ27mm。砂轮下料后进行热处理,然后加工试样,进行力学性能测试,结果见表16~18。

[0115] 表14:12[#]~15[#]实施例合金成分(质量百分数,wt.%)

[0116]

实施例	主元素(余量为Ti)									杂质元素	
	Al	Sn	Zr	Mo	Si	Nb	Ta	C	W	Fe	O
12 [#]	5.50	3.92	3.39	<0.1	0.45	0.27	0.96	0.062	0.83	0.01	0.080
13 [#]	5.47	3.95	3.32	0.32	0.45	0.27	0.96	0.063	0.83	0.01	0.085
14 [#]	5.47	3.94	3.38	0.64	0.43	0.27	0.98	0.063	0.85	0.007	0.087
15 [#]	5.41	3.91	3.35	0.96	0.43	0.27	0.97	0.062	0.83	0.01	0.093

[0117] 表15:12[#]~15[#]合金实测相变点

[0118]

实施例	12 [#]	13 [#]	14 [#]	15 [#]
相变点,℃	1035	1035	1030	1025

[0119] 表16:12[#]~15[#]合金拉伸性能

[0120]

实施例	热处理工艺	室温拉伸				650℃拉伸			
		σ_b MPa	$\sigma_{0.2}$ MPa	δ %	Ψ %	σ_b MPa	$\sigma_{0.2}$ MPa	δ %	Ψ %
12 [#]	1010℃/2h,AC +700℃/5h,AC	1054	963	11.0	21	623	512	26.3	49.3
	1020℃/2h,AC +700℃/5h,AC	1055	975	11.0	17.0	648	532	18.2	32.7
13 [#]	1010℃/2h,AC +700℃/5h,AC	1077	986	11.2	19.3	653	538	24.0	41.7
	1020℃/2h,AC +700℃/5h,AC	1088	997	9.0	15.0	653	540	17.7	34.0
14 [#]	1000℃/2h,AC +700℃/5h,AC	1086	1006	11.2	21.7	635	532	26.8	54.5
	1010℃/2h,AC +700℃/5h,AC	1100	1004	10.0	16.0	662	548	20.3	43.2
15 [#]	995℃/2h,AC +700℃/5h,AC	1114	1032	11.3	21.3	642	535	27.2	57.2
	1010℃/2h,AC +700℃/5h,AC	1134	1041	8.5	13.0	665	558	25.0	47.2

[0121] 表17:12[#]~15[#]合金热稳定性

[0122]

实施例	热处理工艺	630°C/100h 热暴露				650°C/100h 热暴露			
		σ_b MPa	$\sigma_{0.2}$ MPa	δ %	Ψ %	σ_b MPa	$\sigma_{0.2}$ MPa	δ %	Ψ %
12 [#]	1010°C/2h,AC +700°C/5h,AC	1082	994	6.7	8.7	1068	981	7.0	8.0
	1020°C/2h,AC +700°C/5h,AC	1066	994	2.5	2.5	1051	974	4.0	4.0
13 [#]	1010°C/2h,AC +700°C/5h,AC	1087	1001	6.8	8.0	1070	980	6.7	7.7
	1020°C/2h,AC +700°C/5h,AC	1095	10125	5.3	5.3	1082	994	4.0	4.8
14 [#]	1000°C/2h,AC +700°C/5h,AC	1098	1021	6.8	9.3	1097	1023	6.0	8.0
	1010°C/2h,AC +700°C/5h,AC	1112	1024	5.4	5.8	1098	1016	4.9	5.8
15 [#]	995°C/2h,AC +700°C/5h,AC	1125	1049	6.5	8.7	1125	1038	6.3	缺肉
	1010°C/2h,AC +700°C/5h,AC	1138	1049	5.0	5.5	1111	1024	5.0	5.0

[0123] 表18:12[#]~15[#]合金的持久和蠕变性能

[0124]

实施例	热处理工艺	持久性能			蠕变性能			
		温度 °C	应力 MPa	时间 h	温度 °C	应力 MPa	时间 h	残余变形 %
12 [#]	1010°C/2h,AC +700°C/5h,AC	630	290	152.6	630	140	100	0.175
		650	240	94.2	650	100	100	0.142
	1020°C/2h,AC +700°C/5h,AC	630	290	132.1	630	140	100	0.080
		650	240	140.4	650	100	100	0.046
13 [#]	1010°C/2h,AC +700°C/5h,AC	630	290	85.7	630	140	100	0.173
		650	240	77.8	650	100	100	0.108
	1020°C/2h,AC +700°C/5h,AC	630	290	237.1	630	140	100	0.096
		650	240	138.8	650	100	100	0.083
14 [#]	1000°C/2h,AC +700°C/5h,AC	630	290	98.1	630	140	100	0.250
		650	240	109.2	650	100	100	0.186
	1010°C/2h,AC +700°C/5h,AC	630	290	230.8	630	140	100	0.098
		650	240	231.5	650	100	100	0.103
15 [#]	995°C/2h,AC +700°C/5h,AC	630	290	117.2	630	140	100	0.332
		650	240	118.9	650	100	100	0.227
	1010°C/2h,AC +700°C/5h,AC	630	290	263.1	630	140	100	0.102
		650	240	187.7	650	100	100	0.133

[0125] 由表16可以发现,在0%~0.96%范围内,随着Mo含量增加,本发明的合金室温强度明显增大,但650°C下的强度仅在0%~0.32%范围内增加明显;在0%~0.96%,室温和650°C拉伸塑性(延伸率和面缩)总体呈增加趋势。因此,从室温和高温拉伸结果来看,在0%~0.96%范围内Mo含量增加可同时改善本发明合金的强度与塑性。

[0126] 由表17可以看出,在0%~0.96%范围内,随着Mo含量增加热稳定性总体来说变化不大,但未加Mo的实施例12[#]合金热稳定性对固溶温度的变化更为敏感一些;Mo含量增加到0.96%时,650°C/100h热暴露后拉伸断口出现“缺肉”现象,得不到断面收缩率数据。可见,从热稳定性角度出发考虑,Mo含量上限不宜超过0.96%。

[0127] 由表18可以发现,添加Mo的合金持久性能受固溶温度影响较大,固溶温度提高10°C,相同条件下的持久时间可提高1倍左右;即在固溶温度较低条件下,Mo含量对持久性能有不利影响;适当提高固溶温度,添加Mo的合金持久性能明显改善。而未加Mo的实施例12[#]合金持久性能受固溶温度影响不大,不能通过热处理来有效改善持久性能。

[0128] 由表18还可以发现,Mo含量在0%~0.32%范围内时,蠕变性能相对稳定,不同条件下的蠕变残余变形均保持在0.2%以内,且受固溶温度影响较小。Mo含量在0.32%~0.96%范围内,随着Mo含量增加,蠕变性能在较低温度热处理条件下存在明显降低的趋势;但适当提高固溶温度,蠕变性能随Mo含量降低的趋势变得不明显,蠕变残余变形能够稳定

在0.2%以内。

[0129] 可见,从持久、蠕变性能的结果来看,Mo含量在0.96%范围内,不同Mo含量的合金均可获得较高的蠕变抗力。但从对热处理工艺的依赖程度看,不加Mo的12[#]合金和Mo含量为0.32%的13[#]合金的蠕变性能数据相对稳定。因此,从控制蠕变性能的角度,Mo含量增加到0.32%以上,需要对热处理制度提出更为严格的要求。

[0130] 实施例16~18

[0131] 实施例16~18的合金成分列入表19中,其中实施例16的特点是Al含量较低但Sn含量偏高;实施例17的特点是Si含量偏低;而实施例18的特点是Al含量较高,而Sn和Zr含量偏低。合金熔炼制成Φ220mm铸锭,相变点测试结果见表20。采用与实施例12~15相同的热加工工艺制备Φ27mm的棒材。经砂轮下料后进行热处理,热处理制度为:相变点下20℃固溶2h后空冷;700℃时效2h后空冷,然后加工试样,进行力学性能测试,性能测试结果见表21~23。

[0132] 表19:16[#]~18[#]实施例的合金成分(质量百分数,wt%)

[0133]

实施例	主元素(余量为Ti)									杂质元素	
	Al	Sn	Zr	Mo	Si	Nb	Ta	C	W	Fe	O
16 [#]	5.39	4.98	3.38	0.25	0.39	0.41	2.04	0.053	1.08	0.02	0.10
17 [#]	5.81	3.94	3.45	0.28	0.25	0.37	2.09	0.053	1.18	0.02	0.09
18 [#]	6.32	3.02	2.54	0.27	0.40	0.21	3.02	0.022	1.09	0.02	0.08

[0134] 表20:16[#]~18[#]实施例的实测相变点

[0135]

实施例	16 [#]	17 [#]	18 [#]
相变点,℃	1040	1050	1040

[0136] 表21实施例16[#]~18[#]的拉伸性能

[0137]

实施例	热处理工艺	室温拉伸				650℃拉伸			
		σ_b MPa	$\sigma_{0.2}$ MPa	δ %	Ψ %	σ_b MPa	$\sigma_{0.2}$ MPa	δ %	Ψ %
16 [#]	1020℃/2h,AC +700℃/5h,AC	1060	977	11.2	21.0	632	522	25.4	48.6
17 [#]	1030℃/2h,AC +700℃/5h,AC	1074	994	11.0	19.6	631	521	26.0	47.2
18 [#]	1020℃/2h,AC +700℃/5h,AC	1095	1032	9.3	18.1	682	575	24.2	37.2

[0138] 表22:16[#]~18[#]实施例的热稳定性

[0139]

实施例	热处理工艺	630°C/100h 热暴露				650°C/100h 热暴露			
		σ_b MPa	$\sigma_{0.2}$ MPa	δ %	Ψ %	σ_b MPa	$\sigma_{0.2}$ MPa	δ %	Ψ %
16 [#]	1020°C/2h,AC +700°C/5h,AC	1078	987	6.8	9.2	1076	984	6.5	9.4
17 [#]	1030°C/2h,AC +700°C/5h,AC	1097	1023	8.8	11.0	1093	1016	8.4	10.7
18 [#]	1020°C/2h,AC +700°C/5h,AC	1128	1070	3.1	5.0	1126	1068	2.9	4.7

[0140] 表23:16[#]~18[#]实施例的持久和蠕变性能

[0141]

实施例	热处理工艺	持久性能			蠕变性能			
		温度 °C	应力 MPa	时间 h	温度 °C	应力 MPa	时间 h	残余变形 %
16 [#]	1020°C/2h,AC +700°C/5h,AC	630	290	146.2	630	140	100	0.145
		650	240	140.3	650	100	100	0.122
17 [#]	1030°C/2h,AC +700°C/5h,AC	630	290	111.1	630	140	100	0.203
		650	240	104.2	650	100	100	0.167
18 [#]	1020°C/2h,AC +700°C/5h,AC	630	290	177.5	630	140	100	0.102
		650	240	196.3	650	100	100	0.077

[0142] 由表21可见,从拉伸性能看,A1含量偏低的实施例16强度偏低,而A1含量较高的实施例18强度偏高,塑性偏低,但拉伸性能总体在可接受的水平;从表22热稳定性结果看,A1含量较低的实施例16和Si含量较低的实施例17均具有良好的热稳定性,而A1含量较高的实施例18热稳定性较差,因此A1含量不宜超过6.3%;从表23持久和蠕变性能结果来看,A1和Si对蠕变和持久性能影响均比较大,Si含量低的实施例17蠕变和持久性能均比较差;在Si含量相当的情况下,A1含量高的实施例18比A1含量较低的实施例16具有更高的蠕变和持久性能,但从蠕变和持久性能与热稳定性的匹配角度,实施例16显然更好一些。

[0143] 实施例19

[0144] 按重量百分比计,Al5.8wt.%;Sn3.8wt.%;Zr3.2wt.%;Mo0.3wt.%;Si0.43wt.%;Nb0.3wt.%;Ta2.0wt.%;W0.8wt.%;C0.05wt.%;Fe≤0.02wt.%;O≤0.10wt.%和余量的Ti配制电极,在真空自耗电极电弧炉中熔炼3次后得到Φ380mm的合金铸锭,采用金相法测得的相变点为1045°C。铸锭在扒除表面氧化皮、切冒口后,根据以下工艺加工成饼材:第1火,1180°C,水压机锻造拔长,Φ380mm→Φ300mm;第2火,1090°C,水压机锻造拔长,Φ300mm→Φ230mm下料;第3火,1010°C,水压机锻造镦粗,Φ220mm→Φ300mm;第4火,1070°C,水压机拔长后镦粗,Φ300mm→Φ220mm→Φ300mm;第5火,1025°C,水压机拔长后镦粗,Φ300mm→Φ220mm→Φ300mm;第6火重复第5火操作;第7、8火,1015°C,水压机拔长后镦粗,Φ300mm→Φ220mm→Φ300mm;第9火,1010°C,水压机拔长后镦粗,Φ300mm→Φ

220mm→Φ320mm;第10火,1005℃,水压机镦粗,Φ320mm→Φ450mm,变形量~50%。制备成厚度为110mm的饼状锻件,上、下表面机加工去除富氧层和变形死区后,将饼材4等分后进行热处理试验和力学性能测试。选择了2个热处理制度,固溶温度分别为相变点下20℃和30℃保温2.5h后油淬,时效制度为700℃保温8h后空冷。热处理结果见表24~26。

[0145] 表24实施例19的室温和650℃拉伸性能

[0146]

热处理制度	室温拉伸				650℃拉伸			
	σ_b MPa	$\sigma_{0.2}$ MPa	δ %	Ψ %	σ_b MPa	$\sigma_{0.2}$ MPa	δ %	Ψ %
1015℃/2h,OQ +700℃/5h,AC	1050	960	12.0	22.5	630	530	22.0	47.0
1025℃/2h,OQ +700℃/5h,AC	1060	970	12.0	17.5	655	545	20.0	39.5

[0147] 表25实施例19的热稳定性

[0148]

热处理制度	630℃/100h 热暴露				650℃/100h 热暴露			
	σ_b MPa	$\sigma_{0.2}$ MPa	δ %	Ψ %	σ_b MPa	$\sigma_{0.2}$ MPa	δ %	Ψ %
1015℃/2h,OQ +700℃/5h,AC	1065	980	2.5	5.4	1061	976	2.4	5.5
1025℃/2h,OQ +700℃/5h,AC	1072	984	2.3	4.9	1077	987	2.4	4.8

[0149] 表26实施例19的持久和蠕变性能

[0150]

实施例	热处理工艺	持久性能			蠕变性能			
		温度 ℃	应力 MPa	时间 h	温度 ℃	应力 MPa	时间 h	残余变形 %
19 [#]	1015℃/2h,AC +700℃/5h,AC	630	290	131.2	630	140	100	0.177
		650	240	127.4	650	100	100	0.141
	1025℃/2h,AC +700℃/5h,AC	630	290	152.4	630	140	100	0.143
		650	240	147.8	650	100	100	0.104

[0151] 实施例20

[0152] 采用实施例19第9火锻造后的Φ320mm坯料,在在相变点上20℃(1065℃)加热,水压机镦粗,Φ320mm→Φ450mm,变形量~50%,制备成厚度为110mm的饼状锻件,采用相变点下45℃固溶处理2h后油淬,700℃时效2h后空冷,测试结果见表27和表28。可见,采用β锻造

工艺,可获得比实施例19中 $\alpha+\beta$ 锻造更高的蠕变和持久性能,但热稳定性明显低于实施例19中 $\alpha+\beta$ 锻造的水平,因此该工艺适合于在高温短时下采用。

[0153] 表27实施例20的室温和650℃拉伸性能

[0154]

热处理制度	室温拉伸				650℃拉伸			
	σ_b MPa	$\sigma_{0.2}$ MPa	δ %	Ψ %	σ_b MPa	$\sigma_{0.2}$ MPa	δ %	Ψ %
1000℃/2h,OQ +700℃/5h,AC	1150	1067	9.7	19.2	695	567	18.0	57.0

[0155] 表28实施例20的持久和蠕变性能

[0156]

实施例	热处理工艺	持久性能			蠕变性能			
		温度 ℃	应力 MPa	时间 h	温度 ℃	应力 MPa	时间 h	残余变形 %
20 [#]	1000℃/2h, OQ +700℃/5h, AC	630	290	191.2	630	140	100	0.097
		650	240	177.4	650	100	100	0.081

[0157] 实施例21

[0158] 采用实施例19第2火锻造后的 Φ 230mm棒材,执行以下热加工工艺,得到 Φ 27mm成品棒材:第1火,1090℃,水压机锻造拔长, Φ 230mm \rightarrow Φ 160mm;第2火,1060℃,水压机锻造拔长, Φ 160mm \rightarrow Φ 120mm;第3火,1025℃,精锻机锻造, Φ 120mm \rightarrow Φ 80mm;第4火,1015℃,精锻机锻造, Φ 80mm \rightarrow Φ 50mm;第5火,1005℃,精锻机锻造, Φ 50mm \rightarrow Φ 27mm。然后进行热处理实验,结果见表29~31。

[0159] 表29实施例21的室温和650℃拉伸性能

[0160]

热处理制度	室温拉伸				650℃拉伸			
	σ_b MPa	$\sigma_{0.2}$ MPa	δ %	Ψ %	σ_b MPa	$\sigma_{0.2}$ MPa	δ %	Ψ %
1025℃/2h,AC +700℃/2h,AC	1082	986	11.2	20.5	675	555	20.3	37.5
1025℃/2h,AC +700℃/5h,AC	1093	999	11.7	19.0	685	560	19.0	35.5
1025℃/2h,AC +700℃/10h,AC	1100	1005	16.7	18.6	692	570	18.3	33.8
1025℃/2h,AC +725℃/5h,AC	1082	987	11.8	19.0	673	550	20.5	36.1
1025℃/2h,AC +750℃/2h,AC	1075	980	12.0	20.0	670	545	22.0	37.2

[0161] 表30实施例21的热稳定性

[0162]

热处理制度	630°C/100h				650°C/100h			
	σ_b MPa	$\sigma_{0.2}$ MPa	δ %	Ψ %	σ_b MPa	$\sigma_{0.2}$ MPa	δ %	Ψ %
1025°C/2h,AC +700°C/2h,AC	1108	1020	7.1	8.2	1105	1010	6.2	7.1
1025°C/2h,AC +700°C/5h,AC	1106	1018	7.3	8.5	1097	1004	6.7	7.5
1025°C/2h,AC +700°C/10h,AC	1112	1022	6.9	8.0	1110	1013	6.2	7.0
1025°C/2h,AC +725°C/5h,AC	1095	1007	7.2	9.7	1086	995	7.0	8.0
1025°C/2h,AC +750°C/2h,AC	1095	1015	7.8	8.3	1089	1001	7.2	8.2

[0163] 表31实施例21的持久和蠕变性能

[0164]

热处理工艺	持久性能			蠕变性能			
	温度 °C	应力 MPa	时间 h	温度 °C	应力 MPa	时间 h	残余变形 %
1025°C/2h,AC +700°C/2h,AC	630	290	187.2	630	140	100	0.162
	650	240	164.3	650	100	100	0.117
1025°C/2h,AC +700°C/5h,AC	630	290	195.3	630	140	100	0.151
	650	240	177.4	650	100	100	0.108
1025°C/2h,AC +700°C/10h,AC	630	290	197.1	630	140	100	0.139
	650	240	182.5	650	100	100	0.098
1025°C/2h,AC +725°C/5h,AC	630	290	177.7	630	140	100	0.164
	650	240	156.1	650	100	100	0.151
1025°C/2h,AC +750°C/2h,AC	630	290	150.8	630	140	100	0.160
	650	240	136.4	650	100	100	0.142

[0165] 由表29~31可以看到,在700°C~750°C范围内,时效温度对本发明所述体系合金拉伸、热稳定性、蠕变和持久性能的影响比较小;在2~10h范围内,时效时间对上述性能的影响也不大。因此,本发明合金的时效热处理温度可在700~750°C范围内调整,时效时间可在2~10h范围内调整。

[0166] 实施例22

[0167] 按重量百分比计,Al5.8wt.%;Sn3.8wt.%;Zr3.8wt.%;Mo0.3wt.%;Si0.45wt.%;Nb0.3wt.%;Ta2.0wt.%;W0.9wt.%;O0.17wt.%;Fe≤0.03wt.%和余量的Ti配制电极,在真空自耗电极电弧炉中2次熔炼后得到合金铸锭,然后采用铸造的方法得到Φ70mm×260mm长的铸棒。铸棒上切取的试样坯(Φ20mm×190mm)经1055°C/1h/空冷+750°C/2h/空冷热处理后,加工试样进行性能测试,结果见表32和表33。可见,可见实施例22所

述的铸造合金的700℃拉伸强度在600MPa以上,700℃/450MPa条件下持久时间在20min左右,有望在航天700℃左右短时条件下应用。实施例22铸造合金塑性较差(延伸率和断面收缩率分别为4%和6%),但接近国外GE公司(US4906436)和Gigliotti M F X等报道的同类合金的塑性水平,见表34。需要指出的是,铸造后采用热等静压处理消除缺陷,本发明合金铸造性能有望进一步改善。

[0168] 表32实施例22的室温和700℃拉伸性能

[0169]

热处理制度	室温拉伸				700℃拉伸			
	σ_b MPa	$\sigma_{0.2}$ MPa	δ %	Ψ %	σ_b MPa	$\sigma_{0.2}$ MPa	δ %	Ψ %
1060℃/1h,AC +750℃/2h,AC	1100	978	4.0	6.0	625	492	17.0	24.2

[0170] 表33实施例22的高温大应力持久性能

热处理工艺	持久性能		
	温度 ℃	应力 MPa	时间 h
1025℃/2h,AC+700℃/2h,AC	700	450	0.3

[0171]

[0172] 目前国内外文献关于600℃以上高温钛合金的报道较少,可与本发明所述合金力学性能对比的文献更少。表34是GE专利US4906436和Gigliotti M F X等(Rapidly solidified titanium alloys containing fine dispersoids//in Rapidly Solidified Materials edited by LEE P W, MOLL J H, Metals Park, OH, 1987:141-151.)等报道的用快速凝固法制备的650℃钛合金的性能数据。可见,虽然国外发明或报道的钛合金室温和高温强度都比较高,但其强度和塑性匹配较差。本发明的实施例8~ 11合金的强度可达到表34合金的水平,但塑性远高于表34合金的水平,其它性能因测试条件不同无可比性。

[0173] 表34专利US4906436和Gigliotti M F X等报道的钛合金力学性能

[0174]

Data source	Alloy No.	温度 ℃	UTS MPa	0.2%YS MPa	EL %	RA %	Hours to 0.5% plastic strain/h
US4906436	12	室温	1113	1053	4.5		
		650	708	611	14.9		82.7
	13	室温	1061	1029	3.5		
		650	656	549	20.8		18.4
Gigliotti M F X et al	XLE	650	700	573	6.3	8.6	/
	WI	650	700	613	4.1	12.1	76.0

备注: 蠕变条件: 650℃ /138MPa

[0175] 实施例结果表明,本发明合金在600℃以上具有高耐热性(以拉伸强度、蠕变和持久强度为衡量指标)、高抗氧化性,并可获得良好的室温塑性和可接受的热稳定性。该合金可以在航空发动机600℃~650℃长时工作条件下使用,也可在航天700℃附近短时使用;在750℃左右也可作为锅炉或汽车高温阀门用材料,在国防军工技术和民用技术领域有着广阔应用前景。

[0176] 需要再一次强调的是,本发明属于选择性发明,本发明通过对现有的耐热钛合金的成分与各项性能指标进行深入的研究和分析,在反复的实验和理论的探索,根据航空和

航天技术的需要,不断地调整各种元素的加入量,从而最终得出目前被认为最佳的综合性能指标,满足在600℃~650℃下长期使用、在650℃~750℃下短期使用的要求。

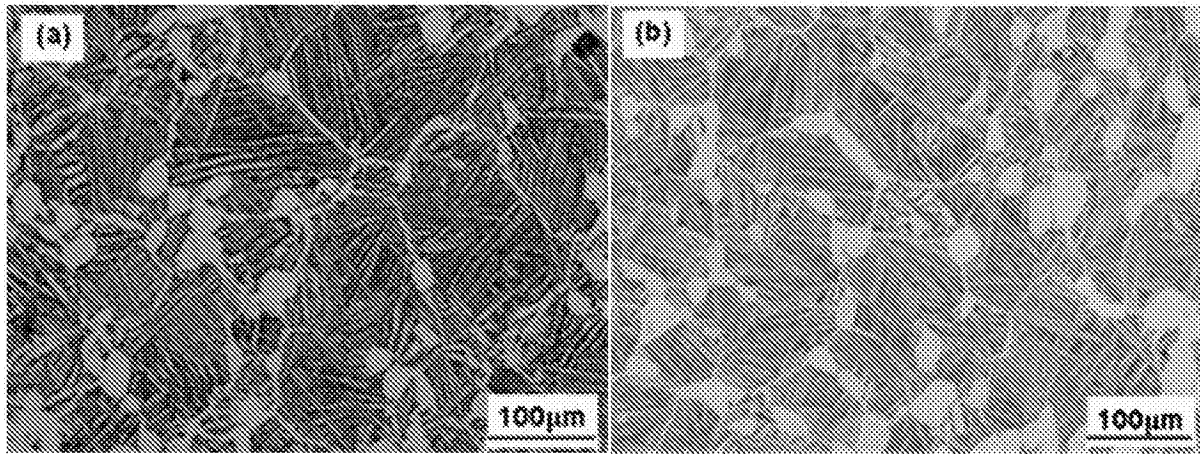


图1

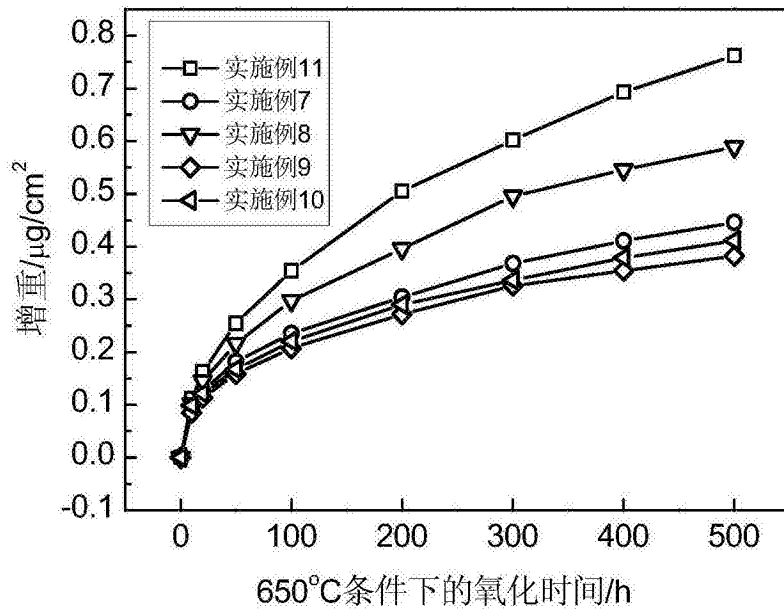


图2

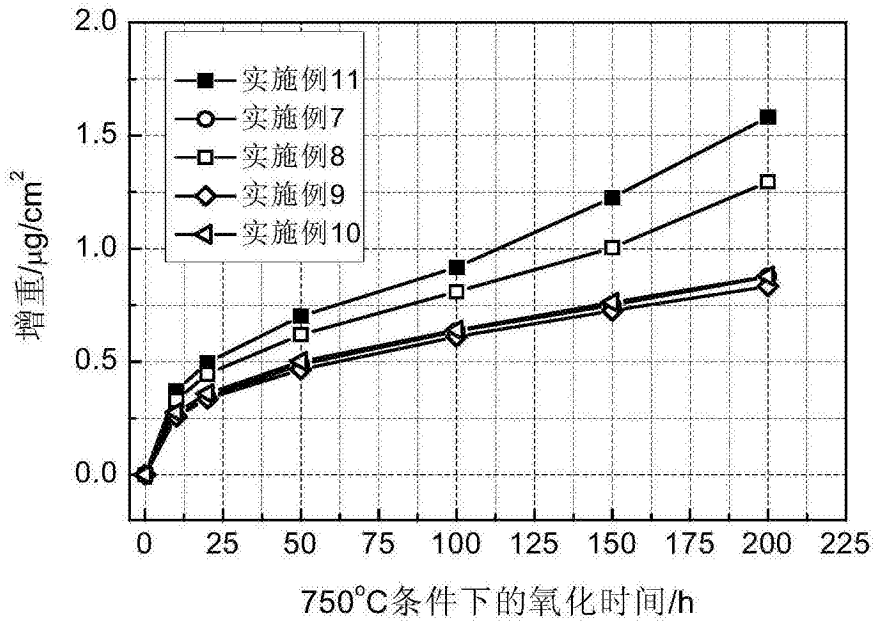


图3

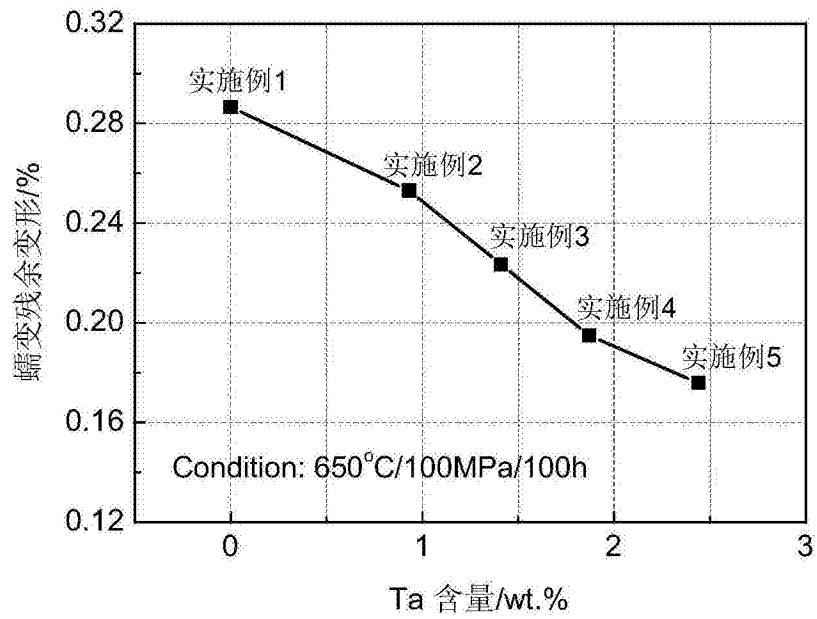


图4

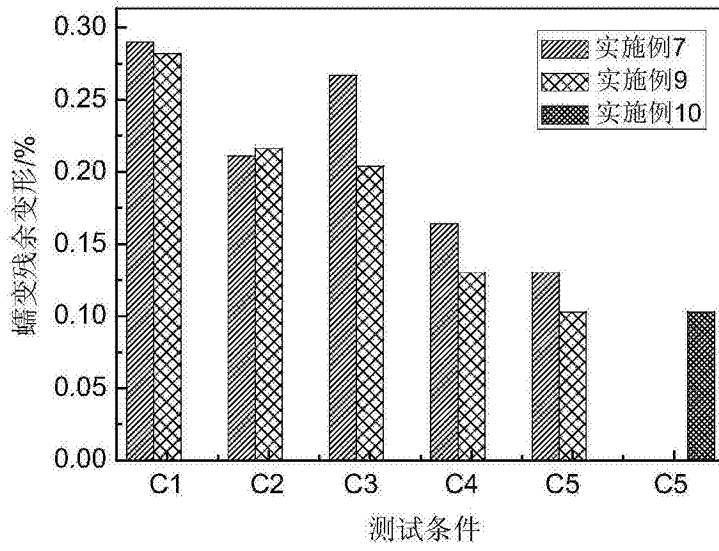


图5

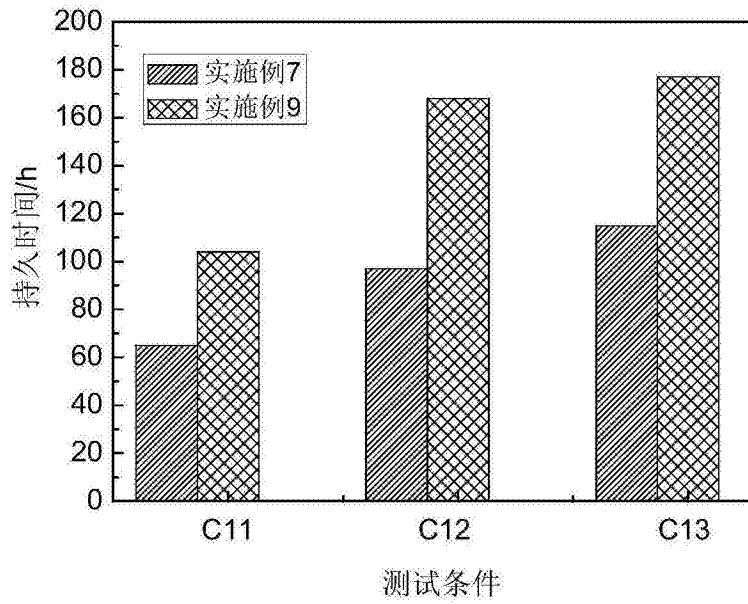


图6