

(19) 中华人民共和国国家知识产权局



(12) 发明专利
(解密公告)

(45) 授权公告日 : 1987-09-29

(21) 申请号 86101005.1

(22) 申请日 1986-05-15

(54) 发明或实用新型名称 ($\alpha + \beta$) 钛合金高温形变强韧化工艺

(73) 专利权人 西北工业大学、国营安大锻造厂、航空部六二一研究所、国营红原锻造厂

地址 陕西省西安市友谊西路 127 号

(72) 发明人 周义刚 张宝昌 俞汉清 陈铮 何明 顾明铤 张万香 宋淑波 孙秦 曹春晓 高杨 马济民 徐好义 张恒华 张伯录

(74) 专利代理机构 航空工业部专利事务所

代理人 梁瑞林

(51) Int. Cl. C22F1/18

法律状态 终止

专业领域 材料

所属军工集团 大专院校

一级技术分类 材料

二级技术分类 金属材料

三级技术分类 合金的处理

四级技术分类

[0001] 本发明属于热加工领域,涉及到钛合金锻造工艺方法的改进。本发明是通过控制加热温度、快速冷却锻件以及合理的锻件热处理制度,获得等轴与网兰混合的金相组织,从而使锻件具有良好的综合性能,强度/塑性/韧性得到最佳配合。对于TC11合金,使用本发明工艺生产的钛合金锻件,其使用温度可由500℃提高到520℃,而且疲劳性能与断裂韧性也显著地优于用现有的常规锻造和 β 锻造工艺生产的性能水平。

[0002] 本发明适用于($\alpha+\beta$)两相钛合金,还可以推广应用于近 α 型钛合金。

1. 一种改进的($\alpha + \beta$)两相钛合金高温形变强韧化工艺方法, 工艺步骤包括加热坯料、锻造成形、冷却锻件和锻件热处理, 其特征在于:

A、坯料被加热到该材料的 $\beta / (\alpha + \beta)$ 相变点以下 20°C 的温度范围内;

B、锻后立即用水冷方式快速冷透锻件。

2. 根据权利要求1的方法, 其特征在于, 坯料的最佳加热温度是 $\beta / (\alpha + \beta)$ 相变点以下 $10^{\circ} + 5^{\circ}\text{C}$ 。

3. 根据权利要求2的方法, 其特征在于, 用流动水快速冷透锻件。

4. 根据权利要求1或2或3的方法, 其特征在于, 所说的锻件热处理方法是双重退火, 即 $950^{\circ}\text{C}/1\sim 1.5$ 小时空冷+ $530^{\circ}\text{C}/6$ 小时空冷。

5. 根据权利要求1或2或3的方法, 其特征在于, 所说的锻件热处理方法是双重高温处理+低温退火处理, 即先进行 $970^{\circ}\text{C}\sim 950^{\circ}\text{C}/1\sim 1.5$ 小时的高温均匀化处理后空冷, 再进行 $950^{\circ}\text{C}/1\sim 1.5$ 小时空冷+ $530^{\circ}\text{C}/6$ 小时空冷。

($\alpha + \beta$) 钛合金高温形变强韧化工艺

[0001] 本发明属于热加工领域,涉及到钛合金锻造工艺方法的改进。

[0002] 国内外对($\alpha + \beta$)两相钛合金进行热变形的传统方法是下述步骤,(1)将钛合金坯料加热到 $\beta / (\alpha + \beta)$ 相变点以下40℃左右;(2)锻造成形;(3)空冷锻件;(4)锻件热处理。这种工艺被称做“常规锻造”。用常规锻造方法生产的钛合金锻件,其高温性能、疲劳性能和断裂韧性都不好。五十年代末,国外学者开始研究钛合金的高温锻造工艺,即将坯料加热到 $\beta / (\alpha + \beta)$ 相变点以上一定温度进行锻造,锻后一般采用空冷,再进行热处理,这种方法被称做“B锻造”工艺。它比常规锻造提高了锻件的抗蠕变性能和断裂韧性,但是大幅度地降低了材料的塑性和热稳定性,造成了“ β 脆性”问题。国外曾对Ti11、IMI685等钛合金试验过 β 锻后用水雾或油冷却的方式,由于未找到合理的工艺方法,虽然使锻件的疲劳性能有所提高,但没有解决“ β 脆性”以及组织不稳定,内应力和构件变形问题。

[0003] 本发明的目的是给出一种新的用于($\alpha + \beta$)两相钛合金的高温锻造工艺方法,克服现有的常规锻造和 β 锻造的缺点,在不降低锻件的塑性、不丧失热稳定性的前提下,显著地提高其高温性能、疲劳性能和断裂韧性,使锻件的强度、塑性韧性得到最佳配合,综合性能明显改善。

[0004] 本发明的技术解决方案是,坯料在略低于 $\beta / (\alpha + \beta)$ 相变点的温度加热、锻造,锻后水冷,随后将锻件进行相应的热处理。由于加热温度很接近 $\beta / (\alpha + \beta)$ 相变点,减少了组织中等轴初生 α 的比率,因而可提高材料的强度;锻后水冷,改变了 β 转变组织的形态与分布,细化了组织,进而提高材料的强度、疲劳性能和断裂韧性;恰当的热处理制度可以调节塑性、稳定组织和消除内应力,并使疲劳性能和断裂韧性得到进一步改善。

[0005] 本发明工艺的具体步骤是以下四个工步:

[0006] 第一工步:加热坯料。将坯料加热到该材料的 $\beta / (\alpha + \beta)$ 相变点以下20℃的温度范围内,应注意 $\beta / (\alpha + \beta)$ 相变点的确定要准确,它决定了加热温度的边界。一般情况下材料供应厂家可以给出该数据,但为了精确起见,建议在锻造前对相变点进行复测。在实际生产中,可以把一些小块试样随同坯料一起加热,试样的材料与坯料相同,在坯料出炉前,先用金相法快速测定试样的 $\beta / (\alpha + \beta)$ 相变点,从而保证加热温度的准确性。

[0007] 经试验发现并在生产实践中证实,被锻钛合金坯料的最佳加热温度范围是 $\beta / (\alpha + \beta)$ 相变点以下 $10 \pm 5^\circ\text{C}$ 。准确地控制加热温度,是获得优质锻件的关键步骤。

[0008] 第二工步:锻造成形。待坯料加热到预定温度并经适当时间保温后。出炉立即进行锻造。保温时间的选择随坯料的厚度不同而有所变化,一般可根据坯料的厚度或棒料的直径按每毫米保温0.6~0.8分钟计算保温时间。锻造时应尽最减少温降,终锻时温度以不低于850℃为宜,总变形量一般应大于30%。

[0009] 第三工步:水冷锻件。终锻结束立即将锻件浸入水中进行快速冷却,待锻件冷透后取出。冷却水的初始水温一般与室温相同,也可以低于或略高于室温。

[0010] 在实践中发现,当采用流动水冷却锻件时,比用死水冷却的效果更好。过冷度增加,锻件冷透的速度就更快一些,可以更多地提高锻件的室温强度、高温强度和疲劳强度。

[0011] 第四工步:锻件热处理。采用双重退火的热处理制度,即950℃/1~1.5小时空冷+

530℃/6小时空冷。在试验中发现,在上述热处理步骤之前先进行一次高温均匀化处理是更合理的工艺方法,称之为双重高温加低温退火处理,具体步骤是先将锻件加热到970℃~950℃,保温1~1.5小时,即进行一次高温均匀化处理,然后空冷到室温,(当模锻时,该步骤可以结合切边一同进行),此后再将锻件加热到950℃,保温1~1.5小时后空冷到室温,最后将锻件加热到530℃保温6小时后空冷。对于不同牌号的两相钛合金,可采用与该合金更相适应的恰当的热处理制度,其加热温度及保温时间可能与上述数值不同(上述数据尤为适用于TC11钛合金)。对不同牌号的两相合金,在进行相应的热处理之前进行一次高温均匀化处理,均有利于组织性能的改善。

[0012] 按本发明工艺步骤生产的钛合金锻件,其综合性能显著优于现有的常规锻造和B锻造方法生产的锻件。本发明工艺使锻件的金相组织具有如下特点:

[0013] 一、由于加热温度没超过 $\beta/(\alpha+\beta)$ 相变点,原终 β 晶粒不会过于长大,所以低倍组织为模糊晶,晶粒均匀、细小;

[0014] 二、高倍组织中不会有晶界 α 和粗大块状 α 存在,因而高倍组织均匀一致;

[0015] 三、在高倍组织中保留有一定量的等轴初生 α 相,即在网兰的基底上均匀分布着少于30%的等轴初生 α 相。由于得到等轴与网兰的混合组织,也就兼有两种组织的优点。

[0016] 锻后用水快速冷透锻件能改变高倍组织中 β 转变组织的形态与分布,获得短、细、乱的混合组织,从而提高材料的性能。

[0017] 对锻件进行双重退火,特别是采用双重高温加低温退火处理的优点是:

[0018] 一、有利于 β 残相的充分转变与析出和淬火马氏体的充分分解;

[0019] 二、减少和改善了水冷产生的马氏体转变组织的不稳定性;

[0020] 三、调节高温加热和水冷造成的强度偏高,塑性偏低的倾向,提高材料的塑性,改善了热稳定性;

[0021] 四、充分消除了淬火应力。

[0022] 为了验证本发明工艺的优点,用相同的TC11钛合金材料,对不同的锻造工艺方法进行了对比试验。共采用了四种工艺方法,即:

[0023] (1)用常规锻造工艺生产的涡喷13压气机盘;

[0024] (2)用 β 锻造工艺生产的涡喷13压气机盘;

[0025] (3)用 β 锻造+水冷工艺生产的涡喷7甲压气机盘;

[0026] (4)用本发明的高温锻造工艺生产的14号机压气机盘(简称近 β 锻盘)。

[0027] 试验数据列于附表一到附表十一。

[0028] 必须说明,在对比试验中的第(8)种工艺,即 β 锻造+水冷工艺区别于目前国内外的钛合金锻造工艺,它已不是现有的 β 锻工艺,实际上是运用了本发明的若干基本思想对现有 β 锻工艺进行改进而产生的另一种新工艺,主要改进是采用了本发明的水冷和热处理制度(双重高温加低温退火处理),使其锻件的性能比现有的 β 锻工艺要好,这样做的目的是为了更清楚地比较加热温度(加热温度不同,其他步骤与本发明工艺相同)对锻件性能的影响,同时这种试验也证实了本发明工艺步骤对改进现有工艺的有效性。

[0029] 对比试验的数据表明:本发明的高温形变强韧化工艺,在不牺牲锻件塑性,不降低热稳定性的前提下,明显地提高了钛锻件的高温性能,疲劳性能和断裂韧性。14号机高温锻盘与涡喷13常规锻盘的性能相比,其高温瞬时强度平均提高了3.2公斤;500℃/100小时持

久强度,常规为 $61\text{kg}/\text{mm}^2$,本工艺为 $72\text{kg}/\text{mm}^2$ 。为了显示本发明工艺的优越性,近 β 锻盘均测试了 520°C 高温性能,反复的实践证明,TC11材料采用本发明工艺生产的盘件其 520°C 的性能相当于常规锻盘 500°C 的性能水平,就是说比常规锻造的盘件提高了 20°C 的使用温度,而且疲劳性能远高于常规锻盘件和 β 锻盘件,其室温下的疲劳寿命为常规锻盘件的2.6倍,为 β 锻盘件的2.2倍,断裂韧性也优于常规锻工艺。这就充分挖掘了材料的性能潜力,对提高航空发动机的性能有重要意义。

[0030] 本发明工艺抑制了 β 锻造的缺点,即解决了 β 锻造必然导致的“ β 脆性”问题,而发扬了 β 锻造的优点,使材料的高温强度、疲劳和断裂韧性得到充分发挥,同时又保持了常规锻造所具有的高的塑性和良好的热稳定性,因而锻件的强度/塑性/韧性得到兼顾;而且本发明实施方便,工艺稳定、可靠;经实践测试证明,坯料用本发明成形时变形抗力的下降幅度接近于 β 锻件抗力下降的水平,约为常规锻造变形抗力的 $2/3\sim 1/2$ 从而有效地提高了设备的利用能力。用本发明工艺生产的TC11钛合金压气机盘已用于14号涡喷发动机,发动机台架试车正常。

[0031] 本发明的方法适用于 $(\alpha + \beta)$ 两相钛合金,还可以推广应用于近 α 型钛合金。