



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 102978552 B

(45) 授权公告日 2015.03.04

(21) 申请号 201210533831.6

(22) 申请日 2012.11.28

(73) 专利权人 中北大学

地址 030051 山西省太原市学院路3号

专利权人 北京航天新风机械设备有限公司

孟模. 铸态 AZ80 镁合金多次变形工艺及力学行为研究. 《中国博士学位论文全文数据库》. 2012, (第8期), 第8、17-19、67页.

审查员 刘锦霞

(72) 发明人 于建民 张治民 马志刚 王强

张星 杨明辉 张宝红 胡慧敏

崔亚 徐东宏 魏建中

(51) Int. Cl.

C22F 1/06(2006.01)

C21D 8/00(2006.01)

(56) 对比文件

CN 102127725 A, 2011.07.20,

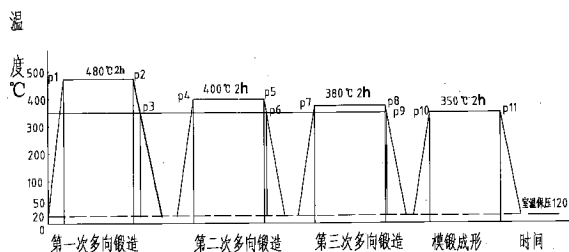
权利要求书1页 说明书4页 附图4页

(54) 发明名称

铸态镁-钐-钇-铈-锆稀土镁合金构件的塑性变形方法

(57) 摘要

本发明公开铸态镁-钐-钇-铈-锆稀土镁合金构件的塑性变形方法,步骤是:(1)铸态组织均匀化处理;(2)多向锻造阶梯温度反复预变形;(3)模锻热成形;(4)模锻冷整形;(5)人工时效热处理;(6)人工时效冷处理。本发明利用多向锻造阶梯温度反复预变形细化晶粒后,大幅度提高性能,再结合热模锻和冷模锻的工艺进行成形,使成形零件各部位的组织 and 性能相接近,避免了采用挤压工艺时零件存在各向异性的缺点,采用较小的设备就可以成形出高强度的耐热镁-钐-钇-铈-锆(Mg-Gd-Y-Nd-Zr)镁合金零件,节省能源;解决铸造的Mg-Gd-Y-Nd-Zr稀土镁合金晶粒粗大,成形性能低的问题,实现了Mg-Gd-Y-Nd-Zr镁合金成形与强韧化的协调统一,提高了产品性能。



1. 铸态镁-钐-钇-铈-镧稀土镁合金构件的塑性变形方法,其特征在于:步骤是:

(1) 铸态组织均匀化处理:将铸态 Mg-Gd-Y-Nd-Zr 稀土镁合金坯件置于加热炉中,在一定温度下保温一定时间以进行均匀化处理,以消除 Mg-Gd-Y-Nd-Zr 稀土镁合金组织中严重的枝晶偏析和共晶组织,提高材料的变形性;

(2) 多向锻造阶梯温度反复预变形:将上述(1)步均匀化处理后的铸态 Mg-Gd-Y-Nd-Zr 稀土镁合金坯件进行多道次多向锻造变形,锻造方式采用在锻造过程中载荷轴向不断旋转变化,并且随变形道次的增加,变形量逐渐减小,变形温度逐渐降低,控制总的累积应变量到一定的变形程度;

(3) 模锻热成形:将上述(2)步预变形后的 Mg-Gd-Y-Nd-Zr 稀土镁合金锻件在模具中进行模锻热成形,模锻热成形的温度较上述(2)步中最后一次预变形温度降低 30 ~ 50℃;

(4) 模锻冷整形:将上述(3)步模锻热成形后的 Mg-Gd-Y-Nd-Zr 稀土镁合金锻件在模具中再进行一次冷整形,一方面对工件进行形状的校正,另一方面加速过饱和固溶体的分解,进一步起到形变强化的作用;

(5) 人工时效热处理:将上述(4)步模锻冷整形后的 Mg-Gd-Y-Nd-Zr 稀土镁合金锻件直接进行人工时效热处理;

(6) 人工时效冷处理:将上述(5)步热处理后的 Mg-Gd-Y-Nd-Zr 稀土镁合金锻件进行控制冷却处理,冷却温度均为时效温度以下。

2. 如权利要求 1 所述的铸态镁-钐-钇-铈-镧稀土镁合金构件的塑性变形方法,其特征在于:在实施上述(2)步之前增加一步控制冷却:将上述(1)步均匀化处理后的铸态 Mg-Gd-Y-Nd-Zr 稀土镁合金坯件先进行冷却。

3. 如权利要求 1 所述的铸态镁-钐-钇-铈-镧稀土镁合金构件的塑性变形方法,其特征在于:在实施上述(3)步之前增加一步控制冷却:将上述(2)步预变形后的 Mg-Gd-Y-Nd-Zr 稀土镁合金锻件先进行冷却。

4. 如权利要求 1 所述的铸态镁-钐-钇-铈-镧稀土镁合金构件的塑性变形方法,其特征在于:在实施上述(4)步之前增加一步控制冷却:将上述(3)步模锻热成形后的 Mg-Gd-Y-Nd-Zr 稀土镁合金锻件先进行冷却。

铸态镁-钷-钇-铈-锆稀土镁合金构件的塑性变形方法

技术领域

[0001] 本发明涉及稀土镁合金构件的塑性变形方法,特别是铸态 Mg-Gd-Y-Nd-Zr(镁-钷-钇-铈-锆)稀土镁合金构件的塑性变形方法。

背景技术

[0002] 镁合金是目前工业上可应用的最轻的金属结构材料,具有密度小、比强度高、比刚度大、尺寸稳定的特点,也有电磁屏蔽性好以及良好的切削加工性能、充型流动性等优点。但是一般镁合金的高温强度低、耐热性差,当温度升高,特别是在 573 ~ 723K 时,镁合金的强度和抗蠕变性能大幅度下降,使它难以作为关键零件材料在航天、航空和汽车等对节能减排有迫切要求的领域中得到应用。稀土元素具有特殊的价电子结构,一些重稀土元素在镁中具有较大的固溶度,能形成有效的强化相,具有显著时效强化特性,可大幅度提高镁合金的室温和高温力学性能。因此,高性能稀土镁合金的研究成为镁合金发展的重要方向。

[0003] 常用的耐热镁合金系列有很多,其中 Mg-RE(镁-稀土)系合金耐热性能最好。对 Mg-Gd(镁-钷)系合金的研究始于 20 世纪 80 年代,研究发现含有 Y(钇)和重稀土元素 Gd(钆)的镁合金具有优异的力学性能、抗高温蠕变性能以及耐腐蚀性能,作为一种轻质结构材料,已经在航空航天和高性能赛车领域得到成功的应用。目前含稀土元素 Y、Nd(钕、铈)的 WE43(镁-4.0%钇-3.3%铈-0.5%锆), WE54(镁-5.1%钇-3.3%铈-0.5%锆)合金是国外使用较多的耐热镁合金,其耐热温度可达 350℃。Droits(多瑞特(中文音译人姓名))等提出 Mg-Gd(镁-钷)系合金中添加 Y 能够进一步提高合金的高温性能;日本长岗技术科学大学的 Anyanwu(安彦武(中文音译人姓名))等于 2001 年试制出 Mg-Gd-Y-Zr(镁-钷-钇-锆)系合金,它具有非常优秀的力学性能和高温强度,其性能明显优于 WE54 和 WE43 合金,具有广阔的应用前景。但由于加入了大量昂贵的 Gd, Y 等稀土元素,使其使用成本较高,若进一步提高其力学性能,则可以降低单位使用成本,合金将进一步得到推广应用。对于该系合金,一般要求热变形加工,与普通镁合金相比,耐热、高强的稀土镁合金的变形有更大的困难,挤压过程中很容易产生开裂。稀土镁合金中第二相的强、硬化效果要远远高于普通的镁合金中第二相,尤其是稀土化合物热稳定性高对变形过程中基体的塑性流变阻碍作用大。

[0004] 多向锻造大塑性变形能强烈细化组织,在多向锻造形变中材料随外加载荷轴向旋转变化而不断被压缩和拉长,通过反复变形达到细化晶粒、改善性能的效果,使材料力学性能得到很大提高。同时由于外加载荷轴变化使得锻件各方向变形程度和力学性能相同,避免了挤压、轧制等其它常规成形工艺通常出现的各向异性。Zherebtsov(朱尔博特·苏瑞(中文音译人姓名))等通过多向锻造工艺制备了具有均匀超细晶结构的大尺寸 Ti26Al24V(钛-26 铝-24 钒)锻坯,其力学性能优越,同时各个方向性能相当,径向和切向的强度差异在 2% 以内,伸长率和断面收缩率一致。湖南大学陈振华等对 AZ80(材料牌号)镁合金进行多向反复热锻,达到了较好细化晶粒的效果,同时材料的综合力学性能得到较大提高,锻压 7 个道次,其材料硬度、屈服强度和抗拉强度达到最大,分别为 87.3HB、

258.78MPa 和 345.04MPa,是锻前试样的 1.43 倍和 2 倍,伸长率是锻前的 2.45 倍。

[0005] 多向锻造技术中主要通过控制变形温度、累积应变量、道次应变量、应变速率等因素,使亚晶粒尺寸随累积应变量变化逐渐细化。并且随着累积应变量的增加,在高应变下形成具有大角度晶界的新晶粒,材料组织得到充分细化。这种变形方式对材料变形时的流变应力行为和显微组织演变有很大影响。因此,成形该类零件前,采用多向锻造工艺进行预变形,使晶粒细化,对于该类稀土含量高的镁合金构件的顺利成形至关重要。

发明内容

[0006] 本发明的目的是针对铸态 Mg-Gd-Y-Nd-Zr(镁-钆-钇-铈-锆)稀土镁合金塑性成形时所遇到的初始晶粒度大的问题,提出铸态 Mg-Gd-Y-Nd-Zr 稀土镁合金的细晶强化的成形工艺,即铸态 Mg-Gd-Y-Nd-Zr 稀土镁合金构件的塑性变形方法。

[0007] 实现上述目的所采取的技术方案是:

[0008] 铸态 Mg-Gd-Y-Nd-Zr(镁-钆-钇-铈-锆)稀土镁合金构件的塑性变形方法,步骤是:

[0009] (1) 铸态组织均匀化处理:将铸态 Mg-Gd-Y-Nd-Zr 稀土镁合金坯件置于加热炉中,在一定温度下保温一定时间以进行均匀化处理,以消除 Mg-Gd-Y-Nd-Zr 稀土镁合金组织中严重的枝晶偏析和共晶组织,提高材料的变形性;

[0010] (2) 多向锻造阶梯温度反复预变形:将上述(1)步均匀化处理后的铸态 Mg-Gd-Y-Nd-Zr 稀土镁合金坯件进行多道次多向锻造变形,锻造方式采用在锻造过程中载荷轴向不断旋转变,并且随变形道次的增加,变形量逐渐减小,变形温度逐渐降低,控制总的累积应变量到一定的变形程度;

[0011] (3) 模锻热成形:将上述(2)步预变形后的 Mg-Gd-Y-Nd-Zr 稀土镁合金锻件在模具中进行模锻热成形,模锻热成形的温度较上述(2)步中最后一次预变形温度降低 30 ~ 50℃;

[0012] (4) 模锻冷整形:将上述(3)步模锻热成形后的 Mg-Gd-Y-Nd-Zr 稀土镁合金锻件在模具中再进行一次冷整形,一方面对工件进行形状的校正,另一方面加速过饱和固溶体的分解,进一步起到形变强化的作用;

[0013] (5) 人工时效热处理:将上述(4)步模锻冷整形后的 Mg-Gd-Y-Nd-Zr 稀土镁合金锻件直接进行人工时效热处理;

[0014] (6) 人工时效冷处理:将上述(5)步热处理后的 Mg-Gd-Y-Nd-Zr 稀土镁合金锻件进行控制冷却处理,冷却温度均为时效温度以下。

[0015] 优选的,在实施上述(2)步之前增加一步控制冷却:将上述(1)步均匀化处理后的铸态 Mg-Gd-Y-Nd-Zr 稀土镁合金坯件先进行冷却。

[0016] 优选的,在实施上述(3)步之前增加一步控制冷却:将上述(2)步预变形后的 Mg-Gd-Y-Nd-Zr 稀土镁合金锻件先进行冷却。

[0017] 优选的,在实施上述(4)步之前增加一步控制冷却:将上述(3)步模锻热成形后的 Mg-Gd-Y-Nd-Zr 稀土镁合金锻件先进行冷却。

[0018] 本发明突出的实质性特征和显著的效果是:

[0019] (1) 利用多向锻造阶梯温度反复预变形细化晶粒后,大幅度提高性能,再结合

热模锻和冷模锻的工艺进行成形,使成形零件各部位的组织 and 性能相接近,避免了采用挤压工艺时零件存在各向异性的缺点,采用较小的设备就可以成形出高强度的耐热 Mg-Gd-Y-Nd-Zr 镁合金零件,节省能源。

[0020] (2) 解决铸造的 Mg-Gd-Y-Nd-Zr 稀土镁合金晶粒粗大,成形性能低的问题,实现了 Mg-Gd-Y-Nd-Zr 镁合金成形与强韧化的协调统一,提高了产品性能。

附图说明

[0021] 下面结合附图对本发明的具体实施方式作进一步详细说明。

[0022] 图 1 是本发明的铸态 Mg-9Gd-4Y-1Nd-0.4Zr 稀土镁合金多向锻造前的均匀化热处理曲线;

[0023] 图 2 是本发明的铸态 Mg-9Gd-4Y-1Nd-0.4Zr 稀土镁合金多向锻造阶梯温度反复预成形方法示意图;

[0024] 图 3-1 是本发明的铸态 Mg-9Gd-4Y-1Nd-0.4Zr 稀土镁合金多向锻造前初始截面示意图;

[0025] 图 3-2 是本发明的铸态 Mg-9Gd-4Y-1Nd-0.4Zr 稀土镁合金多向锻造过程中的截面变化示意图一;

[0026] 图 3-3 是本发明的铸态 Mg-9Gd-4Y-1Nd-0.4Zr 稀土镁合金多向锻造过程中的截面变化示意图二;

[0027] 图 4 是本发明的铸态 Mg-9Gd-4Y-1Nd-0.4Zr 稀土镁合金冷整形时的压力-时间曲线;

[0028] 图 5 是本发明的铸态 Mg-9Gd-4Y-1Nd-0.4Zr 稀土镁合金成形后的时效热处理温度-时间曲线。

具体实施方式

[0029] 以铸态 Mg-9Gd-4Y-1Nd-0.4Zr (镁-9 钆-4 钇-1 钕-0.4 锆) 稀土镁合金构件为例,

[0030] (1) 镁合金铸棒下料:将耐热铸态 Mg-9Gd-4Y-1Nd-0.4Zr 镁合金根据成形构件毛坯的体积,锯切下料,下料毛坯的体积为成形构件热锻件体积;表面车削加工成铸棒直径为 $\phi 60\text{mm} \sim \phi 500\text{mm}$,如图 3-1 所示;铸棒直径为 $\phi 150\text{mm}$;

[0031] (2) 铸态组织均匀化处理:在中温热风循环炉中对铸态 Mg-9Gd-4Y-1Nd-0.4Zr 镁合金坯件进行加热保温,保温温度为 $530 \pm 5^\circ\text{C}$,保温 24 小时进行均匀化处理,以消除铸态 Mg-9Gd-4Y-1Nd-0.4Zr 稀土镁合金组织中严重的枝晶偏析和共晶组织,提高材料的变形性(如图 1 所示);

[0032] (3) 多向锻造阶梯温度反复预变形:将上述 (2) 步均匀化处理后的铸态 Mg-9Gd-4Y-1Nd-0.4Zr 稀土镁合金坯件进行多道次多向锻造变形,锻造方式采用在锻造过程中载荷轴向不断旋转变形,并且随变形道次的增加,变形量逐渐减小,变形温度逐渐降低,控制总的累积应变量到一定的变形程度;如图 3-1 和图 2 所示,将均匀化处理后的铸态 Mg-9Gd-4Y-1Nd-0.4Zr 稀土镁合金直径为 $\phi 150\text{mm}$ 、长度 $L400\text{mm}$ 的圆形铸棒,由 20°C 升温到 480°C (P1 点),保温 2 小时,考虑安装模板时的热损失,模板加热温度 500°C ,在 P2 点

开始进行第一次多向锻造,锻造过程中每个加载轴的方向轮流旋转,锻造 2 次,掌握温度在 350℃ (P3 点) 前结束锻造,此次锻造区域为 P2-P3 区域,累加变形量为 40-50%,如图 3-2 和图 2 所示,第一次多向锻造后的 Mg-9Gd-4Y-1Nd-0.4Zr 稀土镁合金变成长度 L400mm、高度 H75mm、宽度 D235mm 的长方形锻件,空冷;

[0033] 然后将锻件降温加热到 400℃ 进行第二次多向锻造,即再次由 20℃ 升温到 400℃ (P4 点),保温 2 小时,模板加热到 420℃,在 P5 点开始第二次多向锻造,重复进行上面的动作,掌握温度在 350℃ (P6 点) 前结束锻造,此次的锻造区域为 P5-P6 区域;累加变形量为 20-30%,如图 3-3 和图 2 所示,第二次多向锻造后的 Mg-9Gd-4Y-1Nd-0.4Zr 稀土镁合金变成长度 L400mm、高度 H130mm、宽度 D130mm 的方形锻件,空冷;

[0034] 最后,将锻件降温加热到 380℃ 进行第三次多向锻造,即再次由 20℃ 升温到 380℃ (P7 点),保温 2 小时,模板加热到 420℃,在 P8 点开始多向锻造,锻造的方向顺序同上,掌握温度在 350℃ (P9 点) 前结束锻造,此次的锻造区域为 P8-P9 区域,累加变形量为 15%~20%,空冷;

[0035] (4) 模锻热成形:将上述 (3) 步经过多次多向锻造反复预变形的后的 Mg-9Gd-4Y-1Nd-0.4Zr 稀土镁合金锻件在模具中进行模锻热成形,模锻热成形的温度较上述 (3) 步中最后一次预变形温度降低 30~50℃;如图 2 所示,模锻热成形的温度为 350±5℃,保压 120S,模具温度设置为 380℃;

[0036] (5) 模锻冷整形:将上述 (4) 步模锻热成形后的 Mg-9Gd-4Y-1Nd-0.4Zr 稀土镁合金锻件在模具中再进行一次冷整形,如图 4 所示:对热模锻变形后的锻件 Mg-9Gd-4Y-1Nd-0.4Zr 稀土镁合金在室温下和压力在 12500KN 下进行一次冷整形,保压时间 120S (P12 点~P13 点),一方面对锻件进行形状的校正,另一方面加速过饱和固溶体的分解,进一步起到形变细晶强化的作用,实现构件的近净成形;

[0037] (6) 人工时效热处理:将上述 (5) 步模锻冷整形后的 Mg-9Gd-4Y-1Nd-0.4Zr 稀土镁合金锻件直接进行人工时效热处理,避免重新加热固溶处理会造成粗大的晶粒组织,如图 5 所示,对冷整形后的 Mg-9Gd-4Y-1Nd-0.4Zr 稀土镁合金锻件由 20℃ 升温到 225℃ (P14 点),保温 16 小时到 P15 点,进一步时效析出强化,提高镁合金构件的力学性能;

[0038] (7) 人工时效冷处理:将上述 (6) 步热处理后的 Mg-9Gd-4Y-1Nd-0.4Zr 稀土镁合金锻件进行控制冷却处理,冷却温度均为时效温度以下。

[0039] 进一步,在实施上述 (3) 步之前增加一步控制冷却:将上述 (2) 步均匀化处理后的铸态 Mg-9Gd-4Y-1Nd-0.4Zr 稀土镁合金坯件先进行冷却。

[0040] 进一步,在实施上述 (5) 步之前增加一步控制冷却:将上述 (4) 步模锻热成形后的 Mg-9Gd-4Y-1Nd-0.4Zr 稀土镁合金锻件先进行冷却。

[0041] 本发明工艺主要通过控制稀土镁合金多向锻造过程中的变形温度、累积应变量、以及道次应变量,使材料组织得到充分细化,提高合金的强度和塑性,如本例直径尺寸为 $\phi 150$ 、长度 L400mm 的 Mg-9Gd-4Y-1Nd-0.4Zr 镁合金铸棒,初始晶粒尺寸约 300 μm ,抗拉强度 $R_m = 109\text{MPa}$,伸长率 $\delta \leq 1\%$ 。经本发明多向锻造塑性变形后,多次累加变形量 $\varepsilon \geq 0.6$,成形变为高强度、耐热镁合金构件,平均晶粒尺寸细化到 $\leq 20 \mu\text{m}$,构件抗拉强度 $R_m \geq 360\text{MPa}$,伸长率 $\delta \geq 6\%$;300℃ 高温拉伸强度 $R_m \geq 180\text{MPa}$,伸长率 $\delta \geq 10\%$ 。

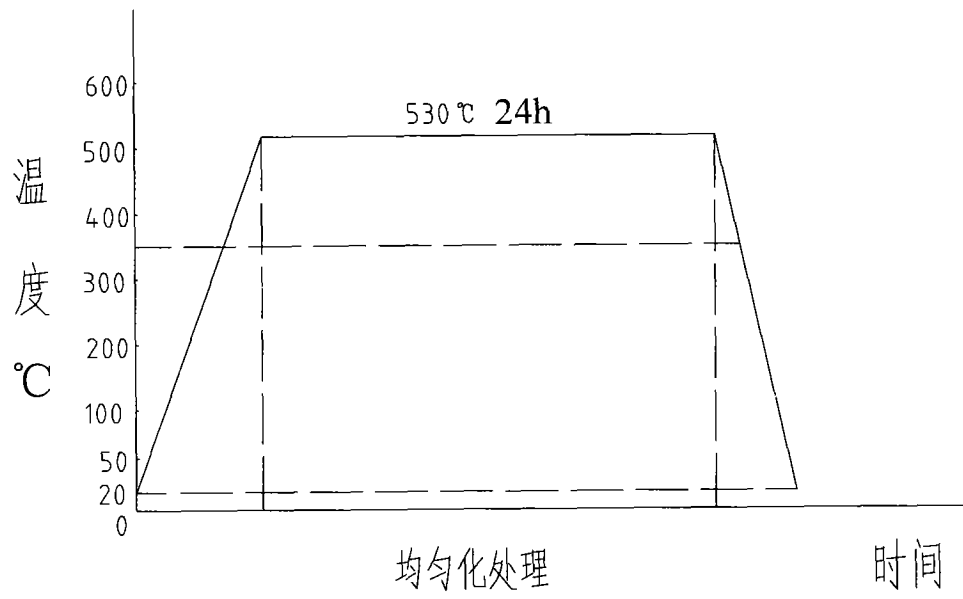


图 1

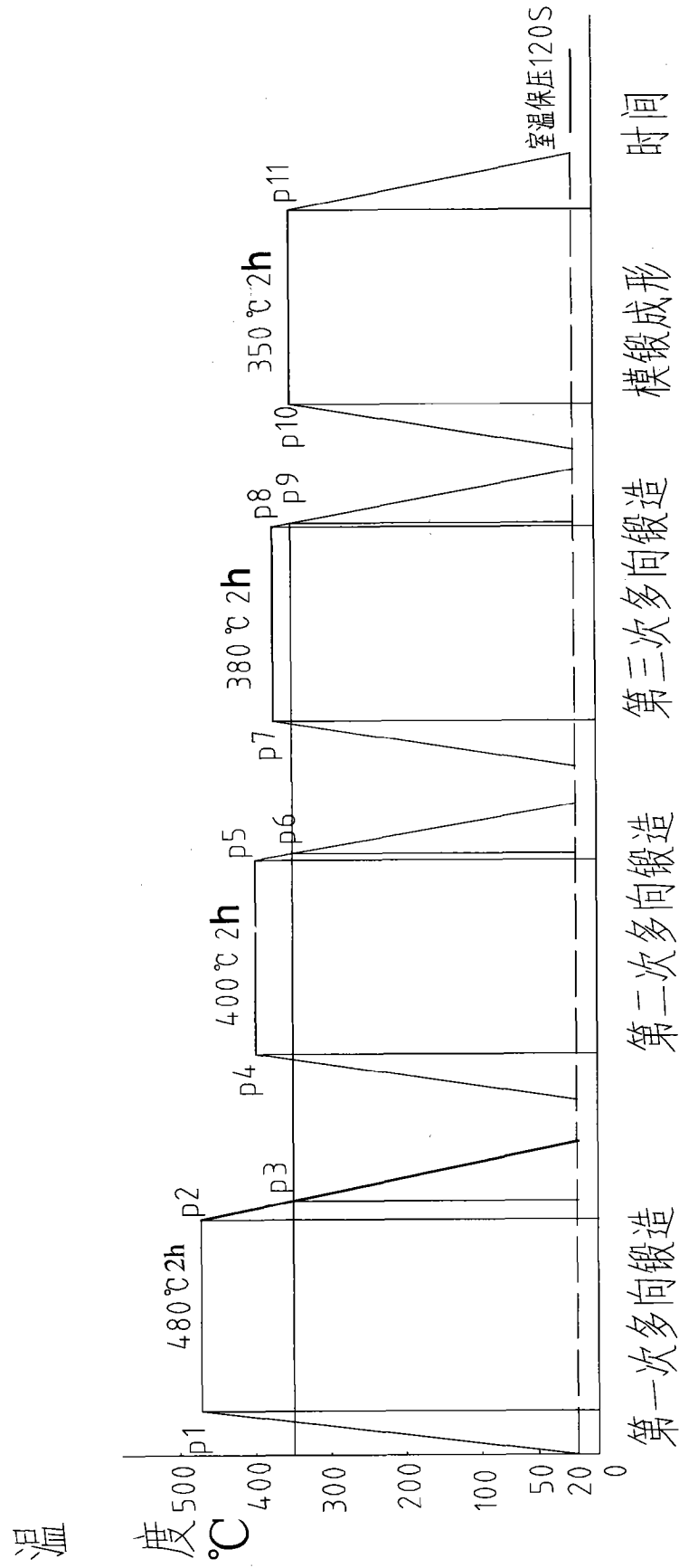


图 2

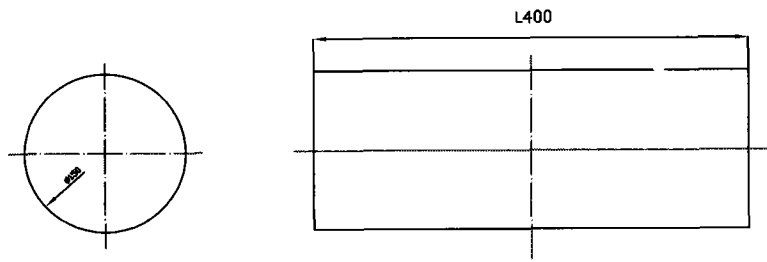


图 3-1

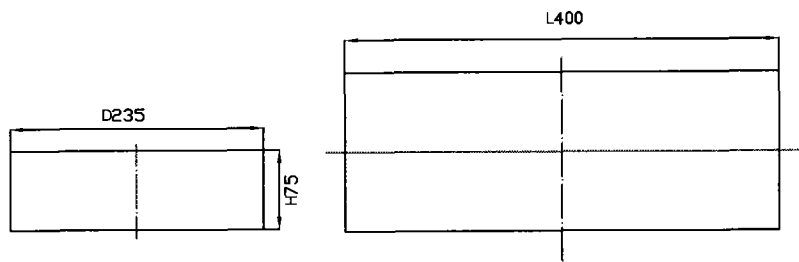


图 3-2

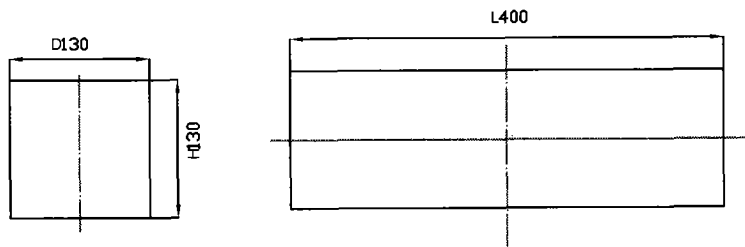


图 3-3

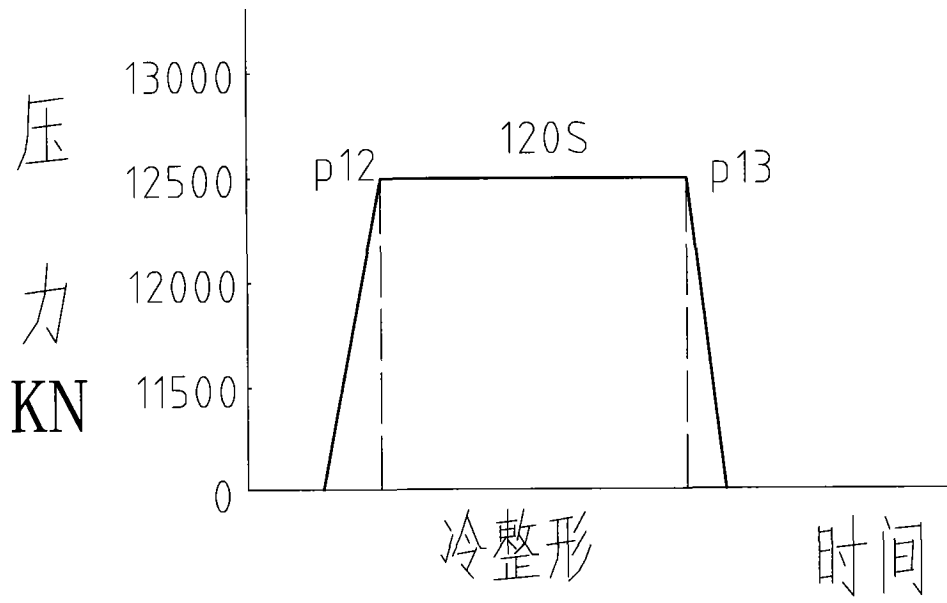


图 4

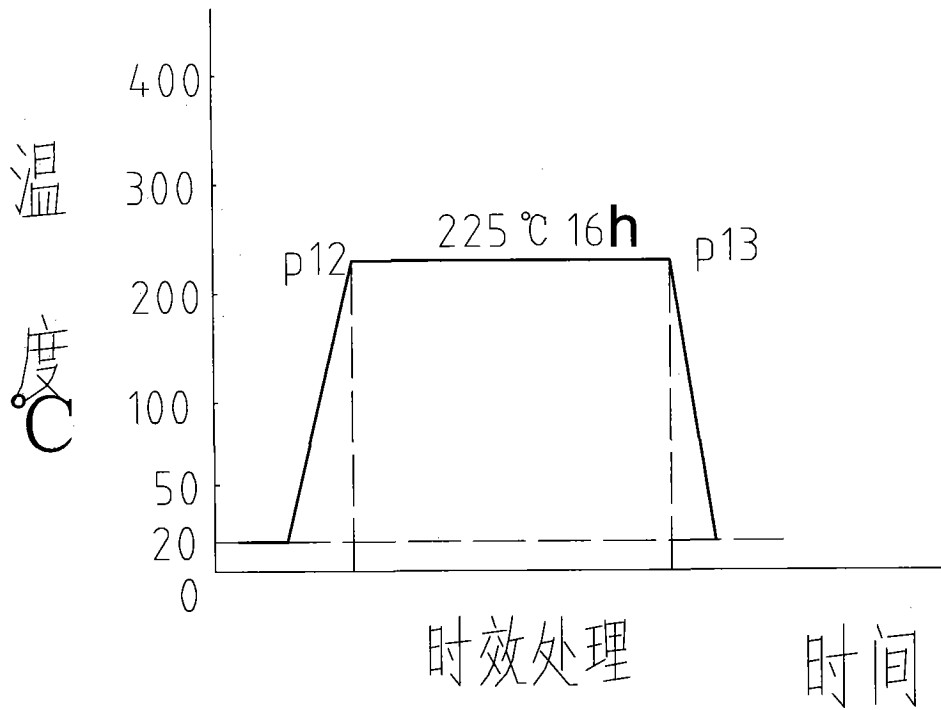


图 5