



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 114632901 A

(43) 申请公布日 2022.06.17

(21) 申请号 202210273411.2 *G22B 9/18* (2006.01)
(22) 申请日 2022.03.18 *G22B 9/04* (2006.01)
(71) 申请人 西安聚能高温合金材料科技有限公司 *G22F 1/10* (2006.01)
地址 710200 陕西省西安市高陵区经济技术
开发区泾渭新城泾渭路西侧西部超
导院内 *B21K 29/00* (2006.01)
(72) 发明人 孙明煜 史新波 孙阳辉 李思君
徐文梁 陈闽俊 曹国鑫 阚志
付宝全
(74) 专利代理机构 西安智艺浩晖专利代理事务
所(普通合伙) 61274
专利代理师 史艳艳
(51) Int. Cl.
B21J 5/06 (2006.01)

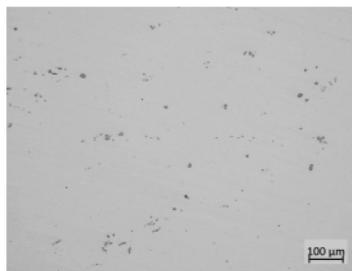
权利要求书1页 说明书3页 附图2页

(54) 发明名称

一种超超临界火电机组用高温合金自由锻棒坯制备方法

(57) 摘要

本发明提供了一种超超临界火电机组用高温合金自由锻棒坯制备方法,经过真空感应熔炼+真空自耗重熔双真空冶炼的650℃超超临界火电机组用高温合金铸锭;均匀化热处理;开坯锻造,在80MN快锻机进行,2火次墩拔,每火次变形量30%~50%;2火次连续回炉换向拔长,每火次变形量30%~60%;3火次拔长变形,变形量30%~50%,拔长完成后坯料直径为220mm。完成后获得直径为204mm的超超临界火电机组用高温合金坯料。本发明采用换向拔长的自由锻技术制备高温合金棒坯,使棒坯的组织均匀细小,碳化物细小且弥散分布,从而使该材料可用于650℃超超临界火电机组,提高生产效率和减少温室气体排放。



1. 一种超超临界火电机组用高温合金自由锻棒坯制备方法,其特征在于,具体包括以下步骤:

(1) 经过真空感应熔炼+真空自耗重熔的双真空冶炼,铸锭直径为490mm;

(2) 铸锭在天然气炉进行高温均匀化热处理;

(3) 经过均匀化热处理后的铸锭在80MN快锻机进行2火次墩拔开坯锻造,开坯为连续回炉,每火次变形量30%~50%。

(4) 对开坯后的坯料在80MN快锻机进行2火次连续回炉换向拔长,每火次变形量30%~60%。

(5) 拔长后的坯料在1020℃~1080℃下保温后进行3火次拔长变形,变形量30%~50%,拔长完成后坯料直径为220mm。

2. 根据权利要求1所述的一种超超临界火电机组用高温合金自由锻棒坯制备方法,其特征在于:所述步骤2中高温均匀化热处理具体方法为:对铸锭进行加热,加热至700℃,保温系数为0.6min/mm,随后以3℃~6℃/min的加热速度升温至1140℃~1160℃,保温时间 \geq 20h,随后以3℃~6℃/min的加热速度升温至1180℃~1200℃,保温时间为 \geq 40h,保温结束炉冷至700℃,随后空冷。

3. 根据权利要求1所述的一种超超临界火电机组用高温合金自由锻棒坯制备方法,其特征在于:所述步骤3中开坯锻造的具体方法为:对冷料锻坯进行加热,加热至700℃,保温系数为0.6min/mm,随后以3℃~6℃/min的加热速度升温至1120℃~1170℃,保温系数为0.6min/mm;连续回炉热料保温系数为0.2min/mm,锻造完成后热料回炉。

4. 根据权利要求1所述的一种超超临界火电机组用高温合金自由锻棒坯制备方法,其特征在于:所述步骤4中2火次连续回炉具体方法为:保温温度为1120℃~1170℃,连续回炉热料保温系数为0.2min/mm;锻造完成后热料回炉。

5. 根据权利要求1所述的一种超超临界火电机组用高温合金自由锻棒坯制备方法,其特征在于:所述步骤5中的拔长变形采用连续回炉拔长变形,连续回炉热料保温系数为0.2min/mm;锻造完成后热料回炉。

一种超超临界火电机组用高温合金自由锻棒坯制备方法

技术领域

[0001] 本发明涉及有色金属加工技术领域,具体为一种超超临界火电机组用高温合金自由锻棒坯制备方法。

背景技术

[0002] 发展超超临界燃煤发电技术有利于解决能源和温室气体排放问题。提高蒸汽的温度与压力是提高火力发电机组热效率的重要手段,然而,不断提高的蒸汽参数对锅炉管道用高温材料提出了巨大挑战,所以下一代超超临界火电用高温合金的开发与制造变得十分重要且紧迫。

[0003] 目前服役的火电机组最高温度到600℃,而本发明所用高温合金可用于650℃超超临界火电机组。为了保证该材料的高温性能,需要较高的C含量(0.03%~0.06%)和Al+Ti含量(3%~6%)。然而合金在熔炼时,Ti元素会形成较多的一次碳化物,并且在凝固过程中Ti元素容易产生偏析,导致铸锭中形成聚集分布的一次碳化物。由于一次碳化物形成温度高,非常稳定,难以靠高温均匀化完全消除,只能通过锻造破碎的方式细化碳化物。锻造后的棒坯还需要进行挤管加工,而材料中存在聚集分布或者尺寸较大的一次碳化物,加上粗大或者不均匀的组织,在挤管过程中很容易形成裂纹,导致管子报废。因此,若想将本材料成功用于650℃超超临界火电机组,提高生产效率和减少温室气体排放,需要合理的锻造工艺破碎碳化物,降低棒坯中碳化物的尺寸和聚集程度。

发明内容

[0004] 本发明所解决的技术问题在于提供一种超超临界火电机组用高温合金自由锻棒坯制备方法,解决了背景技术中提出的技术问题。为实现上述目的,本发明提供如下技术方案:一种超超临界火电机组用高温合金自由锻棒坯制备方法,具体包括以下步骤:

[0005] (1) 经过真空感应熔炼+真空自耗重熔的双真空冶炼,铸锭直径为490mm;

[0006] (2) 铸锭在天然气炉进行高温均匀化热处理;

[0007] (3) 经过均匀化热处理后的铸锭在80MN快锻机进行2火次镦拔开坯锻造,开坯为连续回炉,每火次变形量30%~50%。

[0008] (4) 对开坯后的坯料在80MN快锻机进行2火次连续回炉换向拔长,每火次变形量30%~60%。

[0009] (5) 拔长后的坯料在1020℃~1080℃下保温后进行3火次拔长变形,变形量30%~50%,拔长完成后坯料直径为220mm。

[0010] 优选地,所述步骤2中高温均匀化热处理具体方法为:对铸锭进行加热,加热至700℃,保温系数为0.6min/mm,随后以3℃~6℃/min的加热速度升温至1140℃~1160℃,保温时间 \geq 20h,随后以3℃~6℃/min的加热速度升温至1180℃~1200℃,保温时间为 \geq 40h,保温结束炉冷至700℃,随后空冷。

[0011] 优选地,所述步骤3中开坯锻造的具体方法为:对冷料锻坯进行加热,加热至700

℃,保温系数为0.6min/mm,随后以3℃~6℃/min的加热速度升温至1120℃~1170℃,保温系数为0.6min/mm;连续回炉热料保温系数为0.2min/mm,锻造完成后热料回炉。

[0012] 优选地,所述步骤4中2火次连续回炉具体方法为:保温温度为1120℃~1170℃,连续回炉热料保温系数为0.2min/mm;锻造完成后热料回炉。

[0013] 优选地,所述步骤5中的拔长变形采用连续回炉拔长变形,连续回炉热料保温系数为0.2min/mm;锻造完成后热料回炉。

[0014] 与现有技术相比,本发明具有以下有益效果:

[0015] (1) 通过换向拔长,使碳化物变得更加细小弥散,碳化物评级为2级。

[0016] (2) 通过对成品火次温度及变形量的控制,将Φ204mm规格棒坯晶粒度控制在4~5级,提高了棒坯的晶粒度及组织均匀性。

附图说明

[0017] 为了更清楚地说明本发明的技术方案,下面将对实施例中所需要使用的附图作简单地介绍,应当理解,以下附图仅示出了本发明的某些实施例,因此不应被看作是对范围的限定,对于本领域普通技术人员来讲,在不付出创造性劳动的前提下,还可以根据这些附图获得其他相关的附图。

[0018] 图1为Φ204mm棒坯边缘的碳化物100×高倍图;

[0019] 图2为Φ204mm棒坯R/2处的碳化物100×高倍图;

[0020] 图3为Φ204mm棒坯心部的碳化物100×高倍图;

[0021] 图4为Φ204mm棒坯边缘的晶粒度100×高倍图;

[0022] 图5为Φ204mm棒坯R/2处的晶粒度100×高倍图;

[0023] 图6为Φ204mm棒坯心部的晶粒度100×高倍图。

具体实施方式

[0024] 为了使本发明的技术手段、创作特征、工作流程、使用方法达成目的与功效易于明白了解,下面将结合本发明实施例,对本发明实施例中的技术方案进行清楚、完整地描述,显然,所描述的实施例仅仅是本发明一部分实施例,而不是全部的实施例。基于本发明中的实施例,本领域普通技术人员在没有做出创造性劳动前提下所获得的所有其他实施例,及进行非创造性的扩展而得出的其它结论,都属于本发明保护的范围。

[0025] 发明实施例中碳化物评级采用GB/T 14999.6-2010标准,在棒坯中心、R/2、边缘分别取样抛光后用金相显微镜观察组织。

[0026] 发明实施例中晶粒度评级采用ASTM E 112标准,在棒坯中心、R/2、边缘分别取样腐蚀后用金相显微镜观察组织。

[0027] 实施例

[0028] 采用真空感应熔炼+真空自耗重熔工艺冶炼的超超临界火电机组用高温合金铸锭直径为490mm,铸锭均匀化工艺如下:加热至700℃,保温300min,随后以5℃/min的加热速度升温至1150℃,保温时间24h,随后以5℃/min的加热速度升温至1195℃,保温时间为48h,保温结束炉冷至700℃,随后空冷;

[0029] 铸锭在1120-1170℃下保温后开坯,开坯锻造共2火,第一火镦粗,第二火拔长加镦

粗,变形设置如下: $\Phi 490 \times 1400 \rightarrow \Phi 610 \times 930 \rightarrow$ 八方 $550 \times 1050 \rightarrow$ 八方 700×650 ,第1火次变形量为35%,第二火次拔长和镓粗的变形量分别是14%和38%,完成后热料回炉,

[0030] 坯料在1120-1170℃保温后进行2火次径向拔长,设置如下:八方 $700 \times 650 \rightarrow 370 \times 775$ (原轴向) $\times 1175 \rightarrow$ 八方 400×1985 ,单火次变形量分别为41%和41%,完成后热料回炉;

[0031] 坯料在1020-1080℃下保温后进行3火次拔长变形,设置如下:八方 $400 \times 1985 \rightarrow$ 八方 330×2915 (二均分剁切分料) \rightarrow 八方 $265 \times 2180 \rightarrow$ 八方 220×3470 :单火次变形量分别为32%、35%和35%,锻造完成后空冷。

[0032] 成品棒坯的碳化物按GB/T 14999.6-2010评级,中心、R/2、边缘均为2级,具体结构如图1-图3所示。

[0033] 成品棒坯的晶粒度按ASTM E 112评级,中心、R/2、边缘均分别为4级、4级和4.5级,具体结构如图4-图6所示。

[0034] 以上显示和描述了本发明的基本原理、主要特征及本发明的优点。本行业的技术人员应该了解,本发明不受上述实施例的限制,上述实施例和说明书中描述的只是说明本发明的原理,在不脱离本发明精神和范围的前提下,本发明还会有各种变化和改进,这些变化和进步都落入要求保护的本发明范围内。本发明的要求保护范围由所附的权利要求书及其等效物界定。

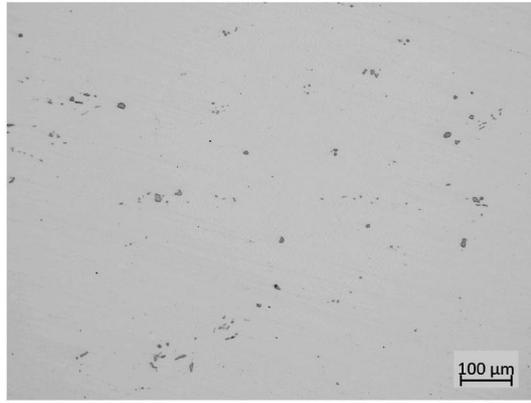


图1

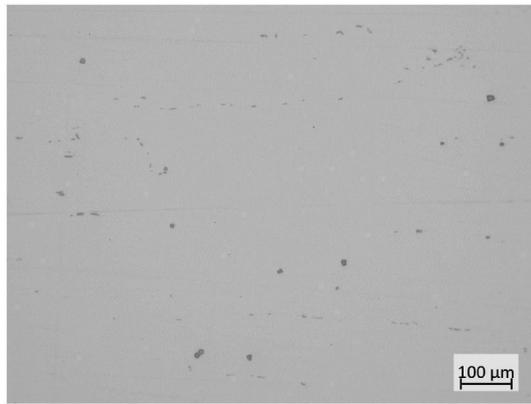


图2

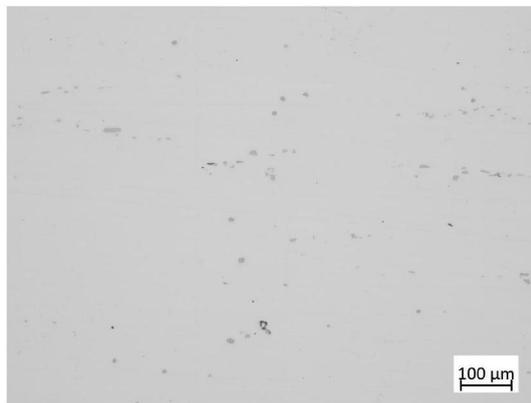


图3

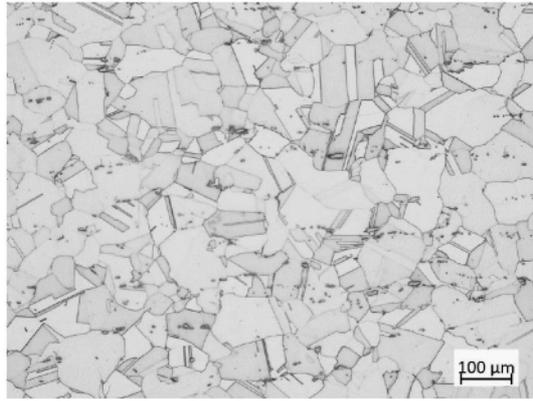


图4

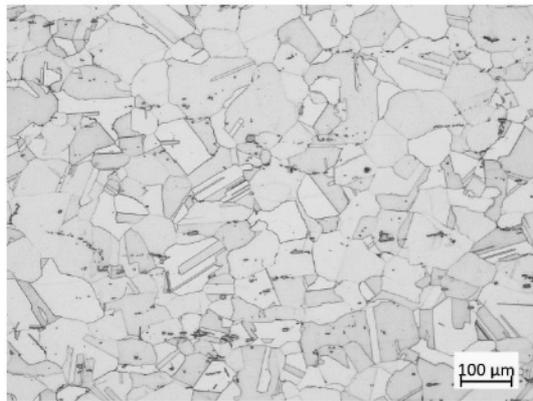


图5

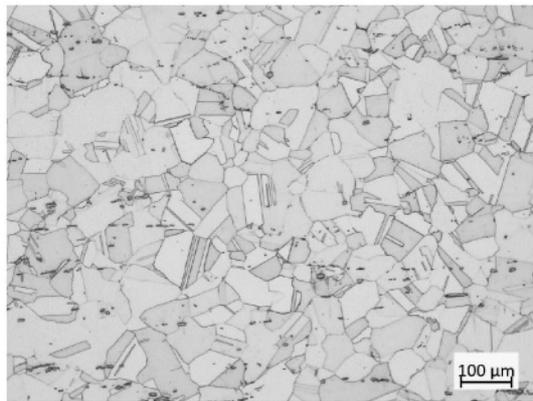


图6