



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 104878269 A

(43) 申请公布日 2015. 09. 02

(21) 申请号 201510271865. 6

(22) 申请日 2015. 05. 25

(71) 申请人 钢铁研究总院

地址 100081 北京市海淀区学院南路 76 号

(72) 发明人 赵光普 黄烁 张北江 秦鹤勇

胥国华

(74) 专利代理机构 北京凯特来知识产权代理有

限公司 11260

代理人 郑立明 付久春

(51) Int. Cl.

C22C 30/00(2006. 01)

权利要求书1页 说明书4页 附图1页

(54) 发明名称

优化 GH706 合金持久性能的方法

(57) 摘要

本发明公开了一种优化 GH706 合金持久性能的方法,该方法包括:将 GH706 合金中的微量元素 P、B 含量调整为:P 含量为 80 ~ 200ppm、B 含量为 40 ~ 100ppm。该方法能够在不影响合金室温及高温拉伸性能、冲击性能的基础上,大幅度提高合金的持久寿命与塑性超过 200%。

1. 一种优化 GH706 合金持久性能的方法,其特征在于,该方法包括:  
将 GH706 合金中的微量元素 P、B 含量调整为:P 含量为 80 ~ 200ppm、B 含量为 40 ~ 100ppm。
2. 根据权利要求 1 所述的优化 GH706 合金持久性能的方法,其特征在于,所述微量元素 P 含量为 80 ~ 120ppm,所述微量元素 B 含量 30 ~ 50ppm。
3. 根据权利要求 1 或 2 所述的优化 GH706 合金持久性能的方法,其特征在于,所述 GH706 合金的成分包括:Cr 14.50 ~ 17.50wt%, Ti 1.50 ~ 1.80wt%, Al<0.40wt%, Nb 2.80 ~ 3.20wt%, Ni 39.0 ~ 44.0wt%, Fe 余量。
4. 根据权利要求 3 所述的优化 GH706 合金持久性能的方法,其特征在于,所述 GH706 合金的成分还包括:  
C 0.001 ~ 0.020wt%。
5. 根据权利要求 3 所述的优化 GH706 合金持久性能的方法,其特征在于,所述 GH706 合金采用以下冶炼工艺:真空感应加真空自耗的双真空冶炼工艺,或真空感应加保护气氛电渣重燃加真空自耗的三联冶炼工艺。
6. 根据权利要求 1 所述的优化 GH706 合金持久性能的方法,其特征在于,所述 GH706 合金的铸锭经均匀化工艺处理后再展开后续的制备工艺。

## 优化 GH706 合金持久性能的方法

### 技术领域

[0001] 本发明涉及合金性能调整领域,特别是涉及一种优化 GH706 合金持久性能的方法。

### 背景技术

[0002] GH4706 合金是一种 Fe-Ni 基变形高温合金,与 GH4169 为同系列合金,可制备直径 900mm 以上的大锭型,因而适合于制备直径超过 2000mm 的重型燃机用超大型涡轮盘锻件。随着涡轮盘锻件直径的增大,在设备能力限制的情况下,大型涡轮盘锻件的热变形参数无法达到理想值,难以避免出现力学性能的衰减。GH4706 合金的持久性能尤为突出,常常因此而达不到标准要求,亟待优化。

### 发明内容

[0003] 基于上述现有技术所存在的问题,本发明提供一种优化 GH706 合金持久性能的方法,能够大幅度改善合金的持久性能,且不影响合金的热塑性、室温冲击与拉伸性能及 650℃ 高温拉伸性能。

[0004] 为解决上述技术问题,本发明提供一种优化 GH706 合金持久性能的方法,该方法包括:

[0005] 将 GH706 合金中的微量元素 P、B 含量调整为:P 含量为 80 ~ 200ppm、B 含量为 40 ~ 100ppm。

[0006] 本发明的有益效果为:通过调整 GH706 合金的 P、B 微量元素含量,能够在不影响合金室温拉伸与冲击及 650℃ 拉伸性能等的基础上显著改善持久性能至 200%。

### 附图说明

[0007] 为了更清楚地说明本发明实施例的技术方案,下面将对实施例描述中所需要使用的附图作简单地介绍,显而易见地,下面描述中的附图仅仅是本发明的一些实施例,对于本领域的普通技术人员来讲,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附图。

[0008] 图 1 为本发明实施例的方法中 P、B 含量对 GH706 合金 650℃ /690MPa 持久寿命的影响;

[0009] 图 2 为本发明实施例的方法中 P、B 含量对 GH706 合金 650℃ /690MPa 持久塑性的影响。

### 具体实施方式

[0010] 下面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,都属于本发明的保护范围。

[0011] 本发明实施例提供一种优化 GH706 合金持久性能的方法,能在不影响合金室温拉伸与冲击及 650℃拉伸性能等的基础上优化 GH706 合金持久性能,该方法包括:

[0012] 将 GH706 合金中的微量元素 P、B 含量调整为:P 含量为 80 ~ 200ppm、B 含量为 40 ~ 100ppm。

[0013] 上述方法中,微量元素 P 含量为 80 ~ 120ppm,所述微量元素 B 含量 30 ~ 50ppm。

[0014] 上述方法中, GH706 合金的成分包括:Cr 14.50 ~ 17.50wt%, Ti 1.50 ~ 1.80wt%, Al<0.40wt%, Nb 2.80 ~ 3.20wt%, Ni 39.0 ~ 44.0wt%, Fe 余量。进一步的,该 GH706 合金的成分还包括:C 0.001 ~ 0.020wt%。

[0015] 上述方法中, GH706 合金采用以下冶炼工艺:真空感应加真空自耗的双真空冶炼工艺,或真空感应加保护气氛电渣重燃加真空自耗的三联冶炼工艺。

[0016] 上述方法中, GH706 合金的铸锭经均匀化工艺处理后再展开后续的制备工艺。

[0017] 本发明的方法通过调整 GH706 合金微量元素 P、B 的含量使合金的持久性能显著改善。

[0018] 下面结合具体实施例对本发明的方法作进一步说明。

[0019] 实施例一

[0020] 选用高纯原材料利用真空感应炉制备低 P、B 含量的 GH706 母合金,直径 70mm、重 120kg;再利用 25kg 真空炉将母合金分炉重熔,每炉次冶炼过程中分别加入不同含量的 P、B 元素。由于超大型 GH706 合金铸锭的成分波动倾向大,易出现成分超限而导致钢锭判废的情况。因此,本实施例在标准成分范围内分别按中、下限配入 P、B 元素,表 1 为不同炉次 P、B 含量预期值与实测值。

[0021] 表 1 GH706 合金铸锭 P、B 含量预期值与实测值,(质量百分数 ppm)

[0022]

元素	L P%+L B%	M P%+M B%	M P%+L B%	L P%+M B%
预期	不加入	60	60	不加入
	不加入	40	不加入	40
实测	37	95	86	36
	7	37	9	42

[0023] 注:上述表 1 中,M-中限;L-下限;

[0024] 不同炉次合金铸锭经均匀化后,在 1150℃保温 6h 后采用快锻机开坯为 40mm 方材,然后在 1140℃温度下热轧为直径 15mm 合金棒材;将合金棒材经标准热处理(980℃×1h,空冷+720℃×8h 炉冷至 620℃×8h,空冷)后加工为合金试样进行组织观察与力学性能测试。为保证力学性能的准确性,持久性能试样取 3~5 个平行试样平行测试。

[0025] 对不同 P、B 含量的合金进行力学性能分析,结果见表 2 与图 1、2。通过分析 P、B 元素对 GH4706 合金常规力学性能的影响,可以发现 P、B 元素对室温拉伸与冲击性能的影响不明显,且相对标准均匀较大裕度。图 1、2 示出了 P、B 元素对 GH4706 合金持久性能的影响,可见,中限 P、B 元素的复合加入显著改善了合金的持久性能,持久寿命与塑性比下限 P、B 合金试样提高 200%;单独加入中限 P 元素对持久性能影响不大;单独加入中限 B 元素可小幅改善合金的持久性能。

[0026] 表 2 P、B 元素对 GH4706 合金拉伸与冲击性能的影响

[0027]

编号	室温拉伸性能				650℃拉伸性能				室温 V 口 冲击功
	$\sigma_b$ , MPa	$\sigma_{0.2}$ , MPa	$\delta$ , %	$\psi$ , %	$\sigma_b$ , MPa	$\sigma_{0.2}$ , MPa	$\delta$ , %	$\psi$ , %	KV <sub>2</sub> , J
L P%+L B%	1337	1127	21.5	50	1030	880	25.5	44.5	90
M P%+M B%	1339	1135	19.5	50	1050	905	26.5	62.5	105
M P%+L B%	1306	1088	20.5	50	1020	855	25.5	53.0	89
L P%+M B%	1310	1097	24.5	61	1030	870	29.5	64.0	119
标准	≥1206	≥951	≥13	≥20	≥931	≥758	≥12	≥15	≥30

[0028] 实施例二

[0029] 采用三联冶炼工艺制备直径 2000mm 以上超大型 GH706 合金涡轮盘锻件。

[0030] GH706 合金主要成分为 :C 0.001~0.020wt% ;Cr 14.50~17.50wt% ;Ti 1.50~1.80wt% ;Al&lt;0.40wt% ;Nb 2.80~3.20wt% ;Ni 39.0~44.0wt% ;Fe 余量,其中加入微量元素 P 含量为 80~200ppm、B 含量为 40~100ppm。

[0031] 利用国内现有大型冶炼设备,采用“真空感应+保护气氛电渣重燃+真空自耗”三联冶炼工艺,制备出直径 920mm 的大型 GH706 合金自耗重熔锭。经化学成分测试表明,该 GH706 合金大型自耗锭 P、B 元素无明显的宏观偏析。

[0032] 该大型自耗锭经均匀化处理,利用国内 8000 吨快锻机,采用反复镦拔工艺开坯制备直径 750mm 大规格棒坯。得出铸锭开坯过程表面质量良好,P、B 元素添加对热塑性无影响。

[0033] 利用国内现有 800MN 液压机,采用整体模锻、一火成型技术,将上述 GH706 合金大规格棒坯模锻为直径 2000mm 以上的超大型 GH706 合金涡轮盘。这表明,本发明的方法能够在我国实现工业化应用与生产。

[0034] 本发明的方法具有以下优点:(1)对重型燃机用超大型 GH706 涡轮盘锻件的生产制备工艺影响小,适合于工业规模化生产;(2)能够在不影响超大型 GH706 合金涡轮盘其它主要力学性能指标的基础上,大幅度改善合金的持久性能;(3)仅通过微量元素调整即可实现超大型 GH706 合金涡轮盘性能的优化,兼顾低成本与高性能,提高了材料的性价比。在目前使用的重型燃机用超大型 GH706 合金涡轮盘,对 P、B 元素的含量无明确要求以及 P、B 元素存在易偏析特性的前提下,该方法克服了一般认为 P 元素为有害非金属杂质元素,不需刻意添加的偏见,以及 P、B 元素添加在大尺寸涡轮盘的 GH706 合金中也存在控制含量不当造成其在超大型铸锭中出现明显偏析的问题。

[0035] 以上所述,仅为本发明较佳的具体实施方式,但本发明的保护范围并不局限于此,任何熟悉本技术领域的技术人员在本发明披露的技术范围内,可轻易想到的变化或替换,都应涵盖在本发明的保护范围之内。因此,本发明的保护范围应该以权利要求书的保护范

围为准。

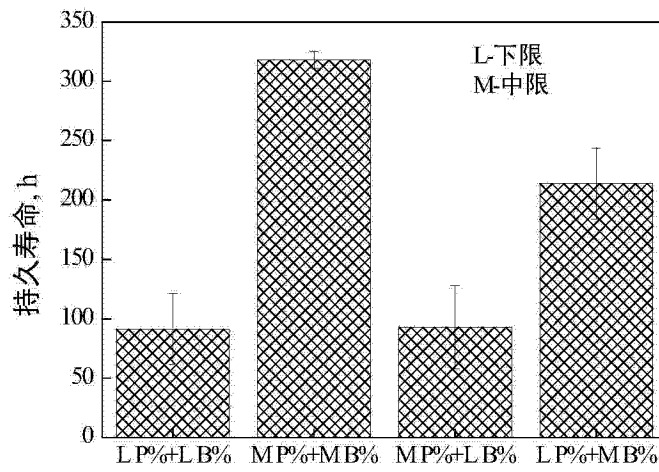


图 1

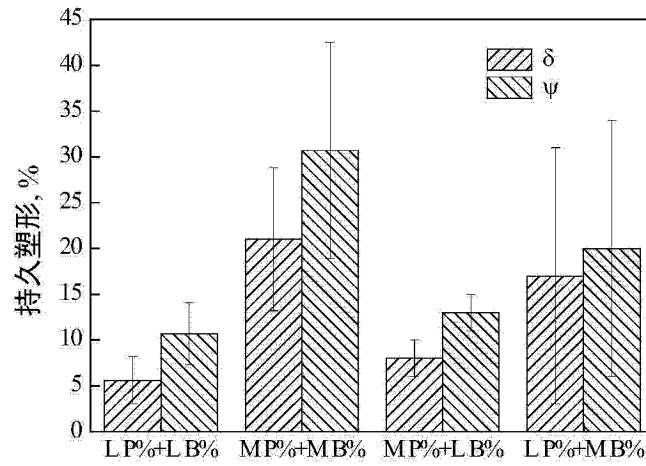


图 2