

一种大规格柴油机气阀及其制造方法

本申请要求于 2021 年 11 月 16 日提交中国专利局、申请号为 CN202111356334.9、发明名称为“一种大规格柴油机气阀及其制造方法”的中国专利申请的优先权，其全部内容通过引用结合在本申请中。

技术领域

本发明涉及大规格船舶气阀制造技术领域，尤其涉及一种大规格柴油机气阀及其制造方法。

背景技术

大型原动机作为大型船舶的心脏，其优越的性能是实现船舶优秀运输能力的关键所在。其中低速柴油机气阀（属于大规格柴油机气阀）是大型柴油机燃烧室进/排气关键部件，其性能的优劣严重影响着柴油机的可靠性、动力性以及使用寿命。在柴油机工作过程中，高温燃气产生极大的爆破压力并携有强烈腐蚀性物质，同时气阀弹簧和各类运动部件所施加的交变载荷均使得气阀长期处于高温、撞击、磨损和腐蚀的恶劣环境中，这很容易导致气阀在服役中发生断裂、磨损等故障而损坏。因此，要求气阀材料具备耐磨性、高强韧性、高抗冲击性、抗机械振动性。

大规格气阀可以采用热锻成形，也可以采用电锻聚料成形。由于锻粗比限制，采用热锻工艺需要多次锻造才能达到相应的规格，采用电锻聚料工艺一次聚料即可达到相应规格。多次热锻不仅效率低，而且产品一致性差。但是，热锻成形与电锻聚料工艺都要经历长时间的高温，引起晶粒粗化问题。

另外，气阀规格越大，场量分布越不均匀，导致晶粒分布不均匀。同时，由于机械设备带来的强烈交变振动将引起气阀磨损加剧甚至造成结构的疲劳使得损坏提前。

现阶段，公知的用作气阀的耐高温腐蚀性的材料是 Nimonic80A 镍基超合金材料（Cr: 20.87%，Fe: 1.26%，Al: 0.68%，Mn: 0.63%，Ti: 2.07%，Si: 0.55%，C: 0.069%，余量为 Ni），Nimonic80A 镍基超合金材料已达到甚至不再满足于高能船用柴油动力低速机中排气系统中规定的气阀热力载荷，同时，其韧性也不能很好的适应强烈交变振动场景。

现在,亟须进一步寻找替代气阀材料或完善气阀制造工艺流程,以满足超大规格气阀日渐提升的耐磨性、强韧性、抗冲击性、抗机械振动性,从而确保大型原动机的高热效率和耐久性。

发明内容

5 针对上述现有技术的不足,本发明提供一种大规格柴油机气阀,提高综合力学性能和减振性能。

为了解决上述技术问题,本发明采用了如下的技术方案:一种大规格柴油机气阀,包括由 3J40 合金制造成型的气阀盘部,并具有如下组织结构:晶粒度达到 10 级以上的超细化晶粒,超细化晶粒的晶界处均匀分布
10 α -Cr 片层相及基体中均匀分布贫镍 Cr-Al-Ce 颗粒相,所述 α -Cr 片层相的单片片层厚度小于 140nm,所述贫镍 Cr-Al-Ce 颗粒相不超过 10 μ m。

优选地,所述 3J40 合金包含以质量百分比计的如下必要元素:Cr: 39-41%, Al: 3.3-3.5%, Fe $\leq$ 0.5%, Ce: 0.1-0.2%, Si $\leq$ 0.2%, Mn $\leq$ 0.10%, S $\leq$ 0.010%, P $\leq$ 0.010%, C $\leq$ 0.03%, 余量为 Ni。

15 优选地,所述 3J40 合金包含以质量百分比计的如下必要元素:Cr: 39.2%, Al: 3.32%, Fe: 0.12%, Ce: 0.2%, Si: 0.03%, Mn: 0.10%, S: 0.010%, P: 0.0033%, C: 0.018%, 余量为 Ni。

优选地,所述 3J40 合金包含以质量百分比计的如下必要元素:Cr: 39.56%, Al: 3.39%, Fe: 0.14%, Ce: 0.12%, Si: 0.061%, Mn: 0.010%,
20 S: 0.003%, P: 0.006%, C: 0.022%, 余量为 Ni。

优选地,所述 3J40 合金包含以质量百分比计的如下必要元素:Cr: 39.23%, Al: 3.35%, Fe: 0.26%, Ce: 0.15%, Si: 0.061%, Mn: 0.010%, S: 0.002%, P: 0.005%, C: 0.015%, 余量为 Ni。

本发明还提供一种大规格柴油机气阀的制造方法,包括以下步骤:

25 前处理:对 3J40 合金棒材进行固溶处理,固溶处理的温度为 1000-1050 $^{\circ}$ C,固溶处理的时间为 50~70min,固溶热处理后油冷;控制 α -Cr 片层相单片片层厚度小于 150nm,所述贫镍 Cr-Al-Ce 颗粒相不超过 10 μ m;

电锻加工:对固溶热处理后的 3J40 合金棒材进行低应变速率电锻聚料成形,全程电锻温度控制在 1150 $^{\circ}$ C-950 $^{\circ}$ C,电锻应变速率控制在 0-0.05s

30 $^{-1}$;

补热处理：对电锻聚料成形后的坯件的头部进行补热，补热温度为 1000-1050℃，补热时长为 20-25min；

保温处理：对补热后的坯件进行保温，保温温度 1000-1050℃，保温时长为 20-25min；补热时长加保温时长的总时长在 45min 以内；

5 模锻加工：对保温处理后的坯件一次锻造形成具有盘部和杆部的气阀，加工成型气阀的原始坯料为棒材，气阀的杆部无需经过其它加工，只需局部锻造成型气阀盘部；

后处理：对所述气阀进行时效热处理，时效热处理的温度为 770-790℃，时效热处理的时间为 16~18h，时效热处理后空冷。控制 α -Cr 片层相单片片层厚度小于 140nm，所述贫镍 Cr-Al-Ce 颗粒相不超过 10 μ m。

优选地，所述时效热处理的温度为 770℃、780℃或 790℃。

优选地，所述前处理时固溶处理的温度为 1020℃，固溶处理的时间为 60min。

优选地，所述补热温度为 1020℃，补热时长为 20min；所述保温温度为 1050℃，保温时长为 25min。

与现有技术相比，本发明具有以下有益效果：

1、3J40 合金是一种镍基高硬度高弹性合金，合金具有高硬度、耐腐蚀和无磁性等优秀特点。但是，由于 3J40 合金的热加工参数范围十分狭窄，一般是冷加工制造，应用于制作仪器仪表轴尖和小轴轴尖。目前，尚无将 3J40 合金应用到制造大规格柴油机气阀中的范例，本发明首次将 3J40 合金应用到大规格柴油机气阀中，取得了意料不到的效果：克服了电锻工艺导致晶粒粗大的问题，得到晶粒度达到 10 级以上的超细化晶粒，从而不仅保留了 3J40 合金高硬度、耐腐蚀和无磁性等优秀特点，而且提高了韧性，提高了制备的气阀的综合力学性能和减振性能。

25 2、现有技术中 α -Cr 强化相用于提高 3J40 合金构件的硬度，但是同时 α -Cr 片层相会导致材料脆性增加，即抗冲击性能下降，尤其是 α -Cr 强化相的体积分数大于 15%时。

本发明中 α -Cr 片层相（单片片层厚度小于 140nm）及贫镍 Cr-Al-Ce 颗粒相（主要为球状，颗粒相不超过 10 μ m）均作为第二相，具备特殊的形态， α -Cr 片层相起到抑制晶粒长大的作用，Cr-Al-Ce 颗粒相不仅能够

提高冲击韧性，提高面缩率，而且同时抑制了晶粒生长，起到细化晶粒的作用。

3、本发明在特定温度（1000-1050℃）下对 3J40 合金进行固溶处理，合金中的 α -Cr 片层相和贫镍 Cr-Al-Ce 颗粒相不完全固溶，使得 α -Cr 片层相和贫镍 Cr-Al-Ce 颗粒相变得细小。分布在的奥氏体晶粒的晶界上的细小片层析出相以及分布在基体上颗粒析出相，促进了静态再结晶形核，阻滞了固溶过程中静态再结晶晶粒晶界的迁移引起的晶粒生长，故使杆料的晶粒引起细化。同时，3J40 合金中所含的稀土元素 Ce 以及其所形成的夹杂物充分扩散后弥散分布。一方面，当 Ce 元素固溶于基体中，会造成强烈的晶格畸变，生成球形对称应力场，从而强化合金。另一方面，由 Ce 形成的高熔点氧化铈或硫氧化铈夹杂，在静态再结晶过程中，Ce 夹杂物作为异质形核核心，偏聚在晶界处阻碍晶粒长大，也可以达到细化晶粒效果。为后续的热加工做好准备。

4、在电锻加工时，全程电锻温度控制在 1150℃-950℃，随着塑性变形的发展， α -Cr 片层相及贫镍 Cr-Al-Ce 颗粒相分布更加弥散。这种弥散分布形态的超细片层相和颗粒相就更有利于晶界储能而动态再结晶形核，同时抑制电锻过程中晶界迁移引起的晶粒生长。尽管如此，电锻过程结束后最终的晶粒尺寸、 α -Cr 片层相及贫镍 Cr-Al-Ce 颗粒相还是相较于电锻加工前有一定程度的长大，这主要是由于电锻时材料处于长时间高温导致，但这种长大程度相较于缺乏超细片层相和颗粒相的材料来说，是非常弱的。

5、补热与保温过程中，由电锻过程体积效应引起的微观组织不均匀和元素偏析得到一定程度的缓解，同时，片层相和颗粒相再次发生不完全固溶，使得 α -Cr 片层相及贫镍 Cr-Al-Ce 颗粒相变的更加细小。

6、模锻加工时，对保温处理后的坯件一次锻造形成具有盘部和杆部的气阀。补热与保温所获得的细小 α -Cr 片层相及贫镍 Cr-Al-Ce 颗粒相在模锻加工过程中，对晶界滑移产生阻滞及储能而促进动态再结晶形核，并抑制晶粒生长。

7、后处理过程，在特定温度（770-790℃）下对模锻后的 3J40 合金进行时效处理，主要析出超细片层相和颗粒相。后处理前存留的细化片层

状相和颗粒状相，以及时效后新形核的超细片层相和颗粒相，在时效处理的条件下逐步趋向于均匀化。同时，时效条件下，此前的电锻、模锻过程中体积效应引起的晶粒分布不均匀乃至亚晶，将逐步均匀化、稳定化。最终气阀盘部和杆部晶粒度都达到 10 级以上，所获得的 α -Cr 片层强化相具有单片片层厚度小于 140nm 的超细特征，基体中弥散分布贫镍 Cr-Al-Ce 颗粒相不超过 10 μ m。这些特征最终提高了构件硬度、强韧性、减振性、抗冲击性。

8、本发明挖掘出了 3J40 合金的特殊性质：在特定条件下（前处理与后处理）能够析出特殊的第二相（细化片层状 α -Cr 片相和贫镍 Cr-Al-Ce 颗粒状相），并利用第二相起到细化晶粒的作用，而不是像现有技术那样将第二相作为需要被抑制的杂质。再结合电锻-锻工艺，以及后处理，最终制备得到的大规格柴油机气阀具有 10 级以上的超细化晶粒，并且均匀分布。由于晶粒的匀细化，而克服了现有技术中合金强度高而韧性低的矛盾，使得力学性能（硬度、强度）和减振性能（主要看强塑积指标）均得到提高。

说明书附图

图 1 是具体的保温路线示意图；

图 2 为对成形后的气阀的取样位置图；

图 3 为测试减振性而建立的振动模型图；

图 4 为 Nimonic80A 合金模拟出的振动信号图；

图 5 为 3J40 合金模拟出的振动信号图；

图 6 为材料第一次固溶处理后拍摄出的 20000 倍扫描图；

图 7 为气阀的阀面材料拍摄出的 5000 倍扫描图；

图 8 为气阀的阀面材料在 20000 倍下测量 α -Cr 相的尺寸图；

图 9 是对气阀的阀面材料 5000 倍下的整体进行面扫描图；

图 10 为气阀的杆部材料后拍摄出的 5000 倍扫描图；

图 11 为气阀的杆部材料在 20000 倍下测量 α -Cr 相的尺寸图；

图 12 是对气阀的杆部材料 5000 倍下的整体进行面扫描；

图 13 为通过金相显微镜和扫描电镜观察 3J40 合金气阀的盘部晶粒

图；

图 14 为通过金相显微镜和扫描电镜观察 3J40 合金气阀的杆部晶粒图；

图 15 为通过金相显微镜观察 Nimonic80A 合金气阀的盘部晶粒图。

具体实施方式

5 实施例 1

本实施例中的 3J40 合金, 包含以质量百分比计的如下必要元素: Cr : 39.2%, Al: 3.32%, Fe: 0.12%, Ce: 0.2%, Si: 0.03%, Mn: 0.10%, S: 0.010%, P: 0.0033%, C: 0.018%, 余量为 Ni。

制造杆部直径 67mm, 总长 1230mm, 盘部直径 327mm 的柴油机气
10 阀。给定 3J40 合金制成电锻杆料, 下料长度 2560mm。在电锻加工前进行固溶处理, 对 67mm 棒材进行温度 1020℃×60min 油冷的固溶热处理, 油冷。固溶过程发生静态再结晶, 由于固溶不完全的 α -Cr 片层相及贫镍 Cr-Al-Ce 颗粒相, 阻滞了静态再结晶晶粒晶界的迁移引起的晶粒生长, 同时由于稀土元素 Ce 夹杂在晶界处偏聚, 提供异质形核核心。固溶处理
15 后的棒材进行电锻加工, 依据气阀盘部体积计算电锻聚料体积, 设计电锻工艺参数参照专利 CN202010531963.X, 使用高阶次分段动态加载模式, 这次电锻加工过程中, 因为 3J40 合金的温度敏感性高, 所以全程应变速率控制在 0-0.05s⁻¹, 电锻温度控制在 1150℃-950℃。聚料后电锻蒜头总长 390mm, 全程电锻温度控制在 1150℃-950℃。电锻成形后立即进行保
20 温处理, 依据材料的特性和工艺的温度设计保温温度和时长, 本次保温用 1020℃×20min+1050℃×25min。在补热与保温过程发生静态再结晶, 使长时间电锻聚料引起的晶粒粗化进一步得到细化; 同时保证电锻件的蒜头部分温度均匀, 有利于后续的模锻的进行。图 1 是具体的保温路线示意。之后进行模锻加工, 油压机设置压力 6950 吨。模锻后再次进行时效热处理, 25 对气阀整体部件进行温度 770℃*时间 18h 空冷的时效热处理, 时效过程发生静态再结晶, 同时由于 140nm 以下单片片层厚度的 α -Cr 相和贫镍 Cr-Al-Ce 颗粒相的再析出。后处理之前的未溶相与时效后的新形成的相, 阻滞了静态再结晶晶粒晶界的迁移引起的晶粒生长时效条件下, 同时, 此前的电锻、模锻过程中体积效应引起的晶粒分布不均匀乃至亚晶, 将逐步
30 均匀化、稳定化。故使气阀盘部晶粒细化到 10 级以上。

对成形后的气阀进行取样分析，如图 2 的取样位置图，分别在气阀的六个位置取样进行一系列的机械性能实验。表 3 展示了测得的一系列结果，抗拉强度在 1364-1436 MPa 之间，屈服强度 1110-1165 MPa 之间。即使在最薄弱的盘面底部 T3 位置处，其抗拉强度 1364Mpa、屈服强度 1110Mpa、延伸率 21%、断面收缩率 39%。气阀的整体力学性能均匀，抗拉强度均在 1350MPa 以上，且抗拉强度的最大值与最小值的差值不超过 100MPa。气阀的断面收缩率数值较优，表明材料的韧性较好。强塑积为表征金属材料强韧性水平的综合性能指标，用是材料的抗拉强度与断后伸长率（即延伸率）的乘积表示，通过计算气阀的强塑积指标，可得到本专利气阀的强度和韧性兼顾。对比 Nimonic80A 合金制造出的气阀性能，一般其制造后性能 0.2%服应力通常为 800MPa 以上，抗拉强度为 1200MPa，断面收缩率为 30%，强塑积指标为 180。Nimonic80A 合金气阀的整体力学性能弱于 3J40 合金气阀的整体力学性能。本专利实现 3J40 合金气阀综合力学性能优于 Nimonic80A 合金气阀的综合力学性能。

15表 1

	抗拉强度 Rm/MPa	0.2%屈服强度 Rp0.2/MPa	延伸率 A%	断面收缩率 Z%	强塑积
T1	1436	1148	17	41	244.12
T2	1389	1112	18	41	250.02
T3	1364	1110	21	39	286.44
T4	1369	1124	22	42	301.18
T5	1423	1165	18	36	256.14
T6	1401	1145	19	39	266.19
Nimonic80A	1200	800	15	30	180

对样品做冲击实验，冲击标准参照 GB/T229，试样尺寸 10*10*55mm，U 型试样。下表 2 为测量出的具体冲击功数值。3J40 合金制作出的气阀冲击韧性较之前的制作出气阀的有较大提升，3J40 合金气阀的脆性倾向更小。

20表 2

Impact Test	J
3J40	20-29

对气阀进行阀面硬度检测，表 3 为 3J40 合金和 Nimonic80A 合金的硬度对比，可以看出，3J40 合金气阀的整体硬度值在 415-425HV 范围之

间，硬度最低的阀底面表面硬度值也有 415HV，其性能也是优于 Nimonic80A 合金的。气阀的表面硬度值高，表面耐磨性能更好。

表 3

Hardness	Seat hardness			Valve stem
	Average @seat surface	Average @1mm depth HV20	Average @8mm depth HV20	
3J40	415	422	425	424
Nimonic80A	380			

综合上述的材料的抗拉强度和冲击韧性数值对比，可见 3J40 的强度
5 和韧性优于 Nimonic80A 材料。在材料参数不同情况下，在 ANSYS 软件上建立原动机的气阀和缸盖振动模型，将材料参数赋予到气阀上，对 3J40 合金和 Nimonic80A 合金分别进行振动模拟，进行振动信号采集。图 3 为建立的振动模型，图 4 为 Nimonic80A 合金模拟出的振动信号图，图 5 为 3J40 合金模拟出的振动信号图。对比图 4 和图 5 可知，在不同材料参数
10 下，对气阀的振动和噪声都有所影响。而且 3J40 合金气阀的减振效果更好。

实施例 2

实施例 2 中的 3J40 合金，包含以质量百分比计的如下必要元素：Cr：
39.56%，Al：3.39%，Fe：0.14%，Ce：0.12%，Si：0.061%，Mn：0.010%，
15 S：0.003%，P：0.006%，C：0.022%，余量为 Ni。

实施例 2 中的合金的原棒料经过气阀制造加工的一系列操作(包括专利气阀制造步骤的两次固溶处理，一次时效热处理)。前处理的固溶处理为 1000℃×50min 油冷，补热保温处理为 1000℃×20min+1020℃×25min，后处理时效热处理为 770℃×16h 空冷。取气阀件的阀面和杆部材料进行
20 扫描实验及面能谱检测，将切割后的试样用 10%的草酸溶液进行电解腐蚀 5s，处理后的试样在 FEI Nova400 场发射扫描电子显微镜上进行观察。测得后的结果：图 6 为材料第一次固溶处理后拍摄出的 20000 倍扫描图，可以看出前处理-固溶处理后，材料中残留的片层相和颗粒相，片层状相的大小为 145nm，颗粒状的相大小不超过 5μm，符合之前叙述的第一次
25 固溶处理后的第二相特征：即所述α-Cr 片层相单片片层厚度 150nm 以下，所述贫镍 Cr-Al-Ce 颗粒相不超过 10μm。图 7 为阀面材料拍摄出的 5000

倍扫描图，图 8 为阀面材料在 20000 倍下测量 α -Cr 相的尺寸图，经测量的 α -Cr 相单层片层平均为 108.5nm。图 9 是对阀面材料 5000 倍下的整体进行面扫描，可以看出在颗粒状组织处的元素贫镍富铬，而在片层状组织的区域铬镍元素分布均匀。图 10 为杆部材料后拍摄出的 5000 倍扫描图，图 11 为杆部材料在 20000 倍下测量 α -Cr 相的尺寸图，经测量的 α -Cr 相单层片层平均为 94.5nm。图 12 是对杆部材料 5000 倍下的整体进行面扫描，同样可以得到在颗粒状组织处的元素贫镍富铬，而在片层状组织的区域铬镍元素分布均匀。片层状组织与颗粒状组织均匀分布。片层状的组织与颗粒状的组织共同作用于晶粒细化。

10 实施例 3

实施例 3 中的 3J40 合金进行气阀制造工艺流程，包含以质量百分比计的如下必要元素：Cr: 39.23%，Al: 3.35%，Fe: 0.26%，Ce: 0.15%，Si: 0.061%，Mn: 0.010%，S: 0.002%，P: 0.005%，C: 0.015%，余量为 Ni。

15 电锻加工前的固溶处理为 1050℃×70min 油冷。3J40 合金特有的稀土元素 Ce，在合金中加入 Ce 元素后，Ce 元素有细化晶粒的作用，会生成细小的球状的高熔点氧化铈或硫酸铈夹杂取代一些大的低熔点夹杂偏聚在晶界处，偏聚在晶界处的 Ce 夹杂物提供异质形核核心，增加形核率，故使奥氏体晶粒引起细化，晶界增多。同时，合金中的 α -Cr 片层相和贫镍 Cr-Al-Ce 颗粒相不完全固溶，细小的片层析出相和颗粒析出相分布在晶界周围和基体上，阻滞了时效过程中静态再结晶晶界迁移引起的晶粒生长，故使杆料的晶粒引起细化。材料晶粒细化后，进而提升杆料热加工时的抗拉强度、抗冲击性能和抗裂性能。在电锻热变形时候，相组织分布更加弥散，这种弥散分布形态的组织相就更有利于晶界储能，晶界能增加而提高动态再结晶程度，从而得到细化晶粒。电锻过程结束后最终的晶粒尺寸、片层相及颗粒相还是相较于电锻加工前会有微弱程度的长大，但是相较于未优化前，晶粒的生长还是得到很大程度的控制。

电 锻 加 工 后 补 热 保 温 处 理 ， 补 热 保 温 处 理 为 1050℃×25min+1050℃×20min，本专利将保温的温度限制在 30 (1000-1050)℃，保温时间控制在 45min 之内，保温时间不可过长。使

片层状的组织 and 颗粒状的组织更加细化,是确保在补热与保温过程发生静态再结晶,使长时间电锻聚料引起的晶粒粗化进一步得到细化;同时,使电锻加工后的杆料温度更加均匀,晶粒更加均匀。在模锻过程中,补热与保温所获得的细小片层相和颗粒相,对晶界滑移产生阻滞及储能而促进动态再结晶形核,并抑制晶粒生长。

模锻后时效热处理为 $790^{\circ}\text{C}\times 18\text{h}$ 空冷。在时效过程发生静态再结晶,同时由于从奥氏体晶界析出 140nm 以下细片层状 $\alpha\text{-Cr}$ 相以及贫镍 Cr-Al-Ce 颗粒相,时效处理前未溶相与时效后新生的相在时效处理下更加均匀化,形成强化相与晶粒均为超细化的微结构,阻滞了静态再结晶晶粒晶界的迁移引起的晶粒生长,故使晶粒达到细化作用。

如图 13、14 可得,通过金相显微镜和扫描电镜观察 3J40 合金气阀的盘部和杆部晶粒度,整体晶粒度为 10 级,3J40 合金气阀的晶粒匀细化程度好。采用相同的坯料规格和制造方法制作 Nimonic80A 合金气阀,图 15 为在金相显微镜下观察到的 Nimonic80A 合金气阀盘部晶粒图,整体晶粒度为 6 级,局部部位晶粒度达到 9 级,Nimonic80A 合金气阀的晶粒分布不均匀,不利于气阀的性能提升。

3J40 合金通过上述一系列的处理,解决了热成形过程中晶粒粗大的问题,提高合金耐腐蚀、强韧性、抗冲击性能、减振性能,实现将 3J40 合金运用到气阀制作中。

以上所述仅是本发明的优选实施方式,应当指出,对于本技术领域的普通技术人员来说,在不脱离本发明原理的前提下,还可以做出若干改进和润饰,这些改进和润饰也应视为本发明的保护范围。

权 利 要 求

1.一种大规格柴油机气阀,其特征在于:包括由 3J40 合金制造成型的气阀盘部,并具有如下组织结构:晶粒度达到 10 级以上的超细化晶粒,超细化晶粒的晶界处均匀分布 α -Cr 片层相及基体中均匀分布贫镍
5 Cr-Al-Ce 颗粒相,所述 α -Cr 片层相的单片片层厚度小于 140nm,所述贫镍 Cr-Al-Ce 颗粒相不超过 10 μ m。

2.根据权利要求 1 所述的大规格柴油机气阀,其特征在于:所述 3J40 合金包含以质量百分比计的如下必要元素:Cr: 39-41%, Al: 3.3-3.5%, Fe $\leq$ 0.5%, Ce: 0.1-0.2%, Si $\leq$ 0.2%, Mn $\leq$ 0.10%, S $\leq$ 0.010%, P $\leq$ 0.010%,
10 C $\leq$ 0.03%, 余量为 Ni。

3.根据权利要求 1 所述的大规格柴油机气阀,其特征在于:所述 3J40 合金包含以质量百分比计的如下必要元素:Cr: 39.2%, Al: 3.32%, Fe: 0.12%, Ce: 0.2%, Si: 0.03%, Mn: 0.10%, S: 0.010%, P: 0.0033%,
C: 0.018%, 余量为 Ni。

4.根据权利要求 1 所述的大规格柴油机气阀,其特征在于:所述 3J40 合金包含以质量百分比计的如下必要元素:Cr: 39.56%, Al: 3.39%, Fe: 0.14%, Ce: 0.12%, Si: 0.061%, Mn: 0.010%, S: 0.003%, P: 0.006%,
C: 0.022%, 余量为 Ni。

5.根据权利要求 1 所述的大规格柴油机气阀,其特征在于:所述 3J40 合金包含以质量百分比计的如下必要元素:Cr: 39.23%, Al: 3.35%, Fe: 0.26%, Ce: 0.15%, Si: 0.061%, Mn: 0.010%, S: 0.002%, P: 0.005%,
20 C: 0.015%, 余量为 Ni。

6.一种大规格柴油机气阀的制造方法,其特征在于:包括以下步骤:
前处理:对 3J40 合金棒材进行固溶处理,固溶处理的温度为
25 1000-1050 $^{\circ}$ C,固溶处理的时间为 50~70min,固溶处理后油冷;控制 α -Cr 片层相单片片层厚度小于 150nm,所述贫镍 Cr-Al-Ce 颗粒相不超过 10 μ m;

电锻加工:对固溶热处理后的 3J40 合金棒材进行低应变速率电锻聚料成形,全程电锻温度在 1150 $^{\circ}$ C-950 $^{\circ}$ C,电锻应变速率在 0-0.05s $^{-1}$;

补热处理:对电锻聚料成形后的坯件的头部进行补热,补热温度为
30 1000-1050 $^{\circ}$ C,补热时长为 20-25min;

保温处理：对补热后的坯件进行保温，保温温度 1000-1050℃，保温时长为 20-25min；补热时长加保温时长的总时长在 45min 以内；

模锻加工：对保温处理后的坯件一次锻造形成具有盘部和杆部的气阀；

- 5 后处理：对所述气阀进行时效热处理，时效热处理的温度为 770-790℃，时效热处理的时间为 16~18h，时效热处理后空冷；

控制 α -Cr 片层相单片片层厚度小于 140nm，所述贫镍 Cr-Al-Ce 颗粒相不超过 10 μ m。

- 7.根据权利要求6所述的大规格柴油机气阀的制造方法,其特征在于:
10 所述时效热处理的温度为 770℃、780℃或 790℃。

8.根据权利要求6所述的大规格柴油机气阀的制造方法,其特征在于:
所述前处理时固溶处理的温度为 1020℃，固溶处理的时间为 60min。

- 9.根据权利要求6所述的大规格柴油机气阀的制造方法,其特征在于:
所述补热温度为 1020℃，补热时长为 20min；所述保温温度为 1050℃，
15 保温时长为 25min。