

高转速发电机动密封结构动环加工工艺优化

李增利¹, 高辉¹, 郭霖¹, 杨竞帆², 张东¹

1. 陕西航空电气有限责任公司 陕西兴平 713100

2. 空装驻兴平军事代表室 陕西兴平 713100

摘要: 通过对38CrMoAl钢在不同基体硬度和不同表面状况下渗氮后的渗层性能进行了比较, 并采用不同的加工工艺方法对高转速发电机动密封结构中动环零件最终的渗氮层性能和尺寸精度进行了研究。结果表明: 动环零件在进行渗氮时将基体硬度控制在28~32HRC并对渗氮表面不进行磷化处理, 可以获得优异的渗氮层性能; 针对动环零件, 采取先渗氮再磨削, 最后进行二次渗氮处理; 或采取先磨削并预留0.05mm加工余量, 再渗氮处理, 均能使动环零件最终具有优异的渗氮层性能, 满足高的尺寸精度要求。

关键词: 基体硬度; 表面状态; 渗氮层; 动环; 二次渗氮

Optimized processing technology of high speed power generation motor sealing center ring parts

LI Zengli¹, GAO Hui¹, GUO Lin¹, YANG Jingfan², ZHANG Dong¹

1. Avic Shaanxi Aero Electric Co., Ltd., Xingping 713100, Shaanxi, China

2. Air Force equipment Department in Xingping Military Representative Office, Xingping 713100, Shaanxi, China

Abstract: This study compared the nitriding layer properties of 38CrMoAl material under different base hardness and surface conditions, and studied the final nitriding layer properties and dimensional accuracy of the rotor seal structure's rotor ring parts using different processing technology methods. The results show that by controlling the base hardness of the rotor ring parts at 28~32HRC and not phosphating the nitriding surface, the excellent nitriding layer properties can be obtained. For the rotor ring parts, by taking the processing method of first nitriding, then grinding, and finally performing secondary nitriding treatment or taking the processing method of first grinding and leaving a 0.05mm machining allowance for subsequent nitriding treatment, the final rotor ring parts can have excellent nitriding layer properties and meet the high dimensional accuracy requirements.

Keywords: matrix hardness; surface state; nitriding layer; moving ring; secondary nitriding

1 序言

油冷高压直流发电机在工作时通过向内喷油、循油方式对发电机内部进行冷却, 内部采用机械旋转密封结构。该机械旋转动密封结构是一种适用

性较高的密封结构, 由静环组件和动环组件组成, 可在真空、高压等状态下使用, 但其结构复杂, 对加工工艺和安装要求较高。在实际工作中, 静环组件内石墨环和动环组件内动环相互配合, 石墨环在

波形弹簧的作用下，与动环保持紧密贴合、相互摩擦，从而防止流体的泄漏^[1]。

为有效保证动环和静环在发电机高转速下的稳定性、耐磨性和使用寿命，在石墨稀静环材料和性能最优的基础上，要求动环表面粗糙度 $\leq 0.1\mu\text{m}$ ，平面度 $\leq 0.0009\text{mm}$ ，表面进行渗氮处理，渗氮层深度 $0.2\sim 0.4\text{mm}$ ，硬度 $1000\sim 1200\text{HV}$ 。38CrMoAl钢渗氮以其良好的渗氮性能^[2]，以及具有处理温度低、零件变形小、表面强度高等特点而被广泛应用^[3]。

然而，我公司生产的油冷高转速发电机在工作一段时间后，进行大型维护保养时发现机械旋转动密封结构动环渗氮表面局部出现轻微磨损现象，同时待渗表面硬度检测值无法达到 $1000\sim 1200\text{HV}$ 要求。鉴于上述情况，有必要对动环渗氮基体条件和现有加工工艺进行优化，以确保动环最终的表面硬度满足要求。

2 理论分析

动环的形状尺寸如图1所示。其加工流程为调质（ $25\sim 28\text{HRC}$ ）→粗加工→磷化→气体渗氮（深度 $0.4\sim 0.6\text{mm}$ 、硬度 $1000\sim 1200\text{HV}$ 、脆性级别1级或2级）→磨削→发蓝→研磨。通过渗氮使工作面硬度达到 $1000\sim 1200\text{HV}$ ，再对工作面进行磨削和研磨，使渗氮层深度由 $0.4\sim 0.6\text{mm}$ 降至 $0.2\sim 0.4\text{mm}$ ，同时

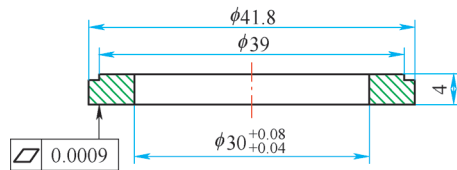


图1 动环零件形状尺寸示意

使研磨面达到 $0.1\mu\text{m}$ 的表面粗糙度及 0.0009mm 的平面度。

按照现行的加工流程，需要动环毛坯料1件（材料：38CrMoAl钢，规格： $\phi 55\text{mm} \times 43\text{mm}$ ，材料技术标准：GJB 1951—1994《航空用优质结构钢棒规范》），经调质处理后硬度为 $25\sim 28\text{HRC}$ ，后经机械加工保证表面粗糙度为 $0.8\mu\text{m}$ ，然后进行磷化处理使其表面活化，最后进行渗氮处理，渗氮设备选择井式气体渗氮炉，渗氮工艺为 490°C 保温50h，氮分解率前20h为 $15\%\sim 25\%$ 、后30h为 $25\%\sim 40\%$ ，渗氮处理后采用小负荷显微维氏硬度计HV0.5按照HB 5023—1994《航空钢制件渗氮、氮碳共渗渗层深度测定方法》对试块表层硬度、渗氮层深度和渗层硬度梯度进行检测，采用维氏硬度计HV10按照HB 5022—1994《航空钢制件渗氮、氮碳共渗金相组织检验标准》对渗层表面脆性等级进行检测，结果见表1，渗层硬度梯度曲线如图2所示。

从表1和图2可看出，试块渗层表面脆性等级为1级，渗层深度为 0.467mm ，渗层表面硬度为

表1 渗氮层性能

项目			渗层表面脆性等级/级					渗层深度/mm				表面硬度HV0.5				
检测结果			1					0.467				1112				
距表面距离/mm																
0.05	0.08	0.10	0.13	0.16	0.19	0.21	0.24	0.27	0.30	0.33	0.38	0.43	0.48	0.53	0.58	
硬度梯度HV0.5																
1084	1065	1029	995	986	916	828	661	534	471	450	427	392	380	332	330	

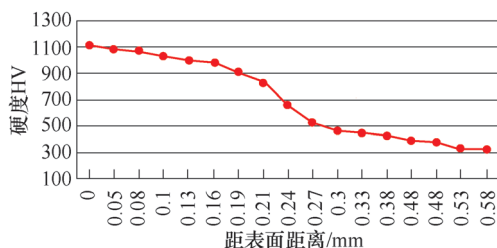


图2 渗层硬度梯度变化曲线

$1112\text{HV}0.5$ ，随着距表面距离的增加，渗层硬度逐步降低，降低幅度前期缓慢，距表面距离 0.16mm 后较快，距表面距离 0.30mm 后趋于缓慢，其中距表面距离 0.10mm 处硬度为 $1029\text{HV}0.5$ ，符合 $1000\sim 1200\text{HV}$ 的要求。

动环渗氮过程分为渗氮介质的分解、氮原子的吸收和氮原子的扩散^[4]，如图3所示。



图3 渗氮过程及组织

氨气在加热状态下发生分解，形成活性氮原子和氢气，即



氨气分解形成的活性氮原子被工件表面吸收后，溶入铁素体，在表面首先形成 α -Fe的固溶体，随着表层吸收的氮原子量不断增加，在 α -Fe渗氮浓度达到饱和后，活性氮原子首先与亲和力强的元素起作用，形成 AlN （使硬度达到1000HV以上），其次是 Cr_2N 和 MoN 氮化物，然后达到 γ' 或 ϵ 相渗氮物的饱和氮浓度后， α -Fe才逐渐转变为 γ' 相和 ϵ 相，加上表面和内部产生了氮的浓度差，形成了热力学上的不平衡，从而使氮原子不断地向内层扩散，随着渗氮时间的增加，逐渐形成一定厚度的渗氮层，由表及里氮原子的浓度呈现逐步下降趋势，渗氮完缓慢冷却后材料组织结构由表及里依次为 ϵ 相 $\rightarrow \epsilon$ 相 $+\gamma'$ 相 $\rightarrow \gamma'$ 相 $\rightarrow \gamma'$ 相 $+\alpha$ 相 $\rightarrow \alpha$ 相 $\rightarrow$ 基体组织，其氮浓度及组织由表及里的变化使渗氮层硬度也呈现逐步下降趋势。

采用VEGA II LMH扫描电子显微镜和INCA牛津能谱仪对渗氮表面和基体进行检测，扫描电子显微镜检测结果如图4和图5所示，能谱仪检测位置如图6、图7所示，检测结果见表2、表3。

扫面电镜图片显示试块渗氮后渗氮表面组织较基体更加致密，能谱分析中渗氮表面有N原子，基体没有N原子，这是由于渗氮表层在吸收N原子的同

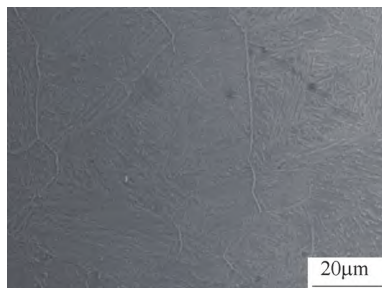


图4 渗氮表面

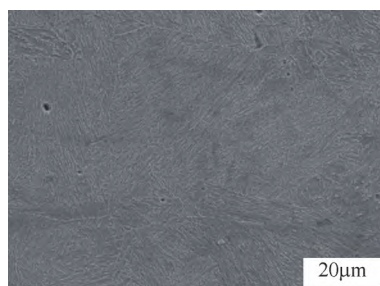


图5 基体

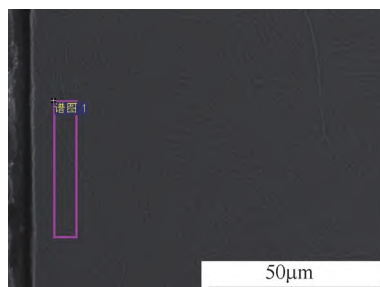


图6 渗氮表面谱图1能谱检测位置示意

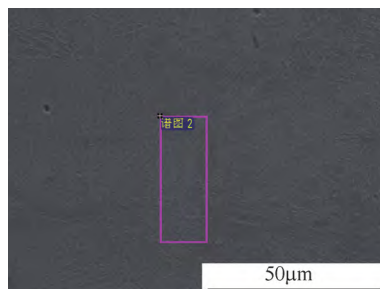


图7 基体表面谱图2能谱检测位置示意

表2 渗氮表面谱图1能谱检测结果（质量分数）（%）

元素	C	N	Al	Si	Cr	Mn	Fe	Mo
检测值	3.42	2.19	1.39	0.34	1.72	0.42	90.52	0
平均值	3.42	2.19	1.39	0.34	1.72	0.42	90.52	0

表3 基体表面谱图2能谱检测结果（质量分数）（%）

元素	C	N	Al	Si	Cr	Mn	Fe	Mo
检测值	0	0	1.07	0.31	1.95	0.59	95.62	0.46
平均值	0	0	1.07	0.31	1.95	0.59	95.62	0.46

时也在向次表层扩散N原子，而次表层在吸收的同时也会向内部扩散N原子，形成的 Cr_2N 与 MoN 氮化物和 ϵ 相晶格相同，可溶于 ϵ 相，形成的 AlN 氮化物不溶于 ϵ 相，弥散度很高，分布于渗氮层中，使渗氮层表面具有很高的硬度^[5, 6]。

按照目前的加工流程和试块渗氮后的检测结

果, 渗氮层被磨削掉0.2mm后, 渗氮层高硬度区域被加工掉, 从而使表层硬度降低, 因此需减小目前的加工余量, 以确保动环最终硬度符合要求。但减小加工余量会影响最终的尺寸精度, 是否能够保证最终的尺寸精度仍需验证。同时材料的基体硬度、表面状态等也会对渗氮层的表面硬度及其下降趋势产生影响^[7]。因此, 需对动环渗氮时的基体硬度、待渗表面粗糙度和加工工艺流程进行研究, 以提高动环零件最终性能, 确保动环最终性能符合要求。

3 研究结果及分析

按照单一控制变量法, 开展不同基体硬度、待渗表面粗糙度和加工工艺对动环性能的影响研究。渗氮处理后采用小负荷显微维氏硬度计HV0.5按照HB 5023—1994《航空钢制件渗氮、氮碳共渗渗层深度测定方法》对试块表层硬度、渗氮层深度和渗层硬度梯度进行检测, 采用维氏硬度计HV10按照HB 5022—1994《航空钢制件渗氮、氮碳共渗金相组织检验标准》对渗层表面脆性等级进行检测。

3.1 优化基体硬度

采用2CZ-65双室真空油淬炉对38CrMoAl钢进行调质处理, 调质工艺参数为淬火950℃保温50min, 真空度1.33Pa~13.3Pa, 油冷+不同回火温度(700℃、680℃、660℃、640℃、620℃、600℃)保温60min, 真空度1.33Pa~13.3Pa, 油冷, 调质完成后采用井式气体渗氮炉按照渗氮工艺(490℃保温50h, 前20h氮分解率为15%~25%+后30h氮分解率为25%~40%)进行渗氮, 渗氮后检测渗氮层性能, 结果见表4、表5, 渗层深度与基体硬度关系如图8所示, 表面硬度与基体硬度的关系如图9所示, 渗层硬度梯度变化曲线如图10所示。

从表4和图8、图9可看出, 随着基体硬度的增大, 渗层深度逐渐变浅, 渗层表面硬度基本无变

表4 渗氮层性能

基体硬度HRC	渗层表面脆性等级/级	渗层深度/mm	表面硬度HV0.5
26	1	0.512	1147
28	1	0.503	1174
30	1	0.496	1153
32	1	0.489	1175
34	2	0.483	1164
36	2	0.475	1170

表5 渗氮层硬度梯度检测结果

基体硬度HRC	距表面距离/mm										
	0.05	0.10	0.15	0.20	0.25	0.30	0.35	0.40	0.45	0.50	0.55
	硬度梯度HV0.5										
26	1158	1056	990	909	670	524	430	390	382	335	320
28	1153	1047	1005	924	684	533	430	405	373	345	328
30	1174	1065	1011	931	762	564	452	428	376	340	331
32	1165	1074	1020	931	756	575	460	423	382	343	336
34	1153	1093	1029	947	809	634	493	444	390	345	340
36	1164	1065	1037	954	846	670	502	438	404	361	350

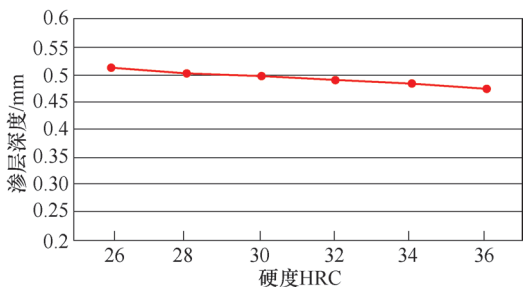


图8 渗层深度与基体硬度的关系

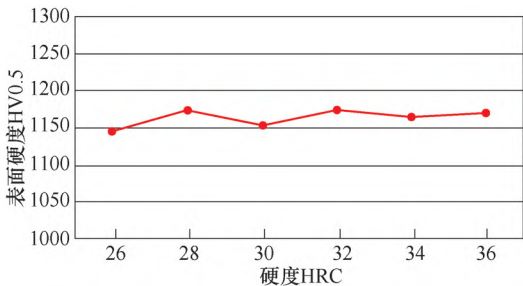


图9 表面硬度与基体硬度的关系

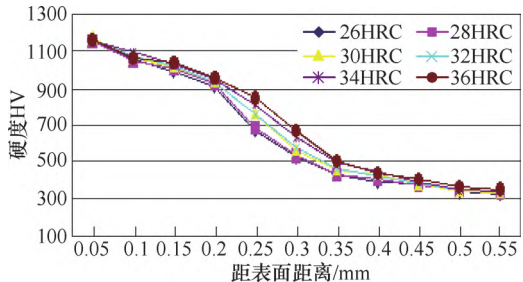


图10 渗层硬度梯度变化曲线

化, 在基体硬度超过32HRC时, 渗层表面脆性等级由1级变为2级。这是由于基体硬度的变化, 其对应的回火索氏体组织的晶粒大小也会随之变化。基体硬度增大, 回火索氏体组织晶粒变大, 相应地晶界变少, 在渗氮时待渗表面吸入的N原子会沿晶界扩散, 晶界变少会使渗氮速度减慢, 从而造成相同时

间内基体硬度越高, 渗氮层深度越浅, 同时晶界变少也会使N原子的扩散渠道变少, 材料局部会出现渗氮物的聚集^[6], 促使渗层表面脆性等级由1级变为2级。

从表5和图10可看出, 表层硬度最高, 随着渗层深度的加深, 硬度逐步降低; 随着基体硬度的增大, 距渗层表面 $\leq 0.10\text{mm}$ 时, 相同距离内对应的渗层硬度几乎无变化; 距渗层表面 $> 0.10 \sim 0.20\text{mm}$ 时, 相同距离内对应的渗层硬度逐渐增大, 但变化趋势相对较小; 距渗层表面 $> 0.20 \sim 0.40\text{mm}$ 时, 相同距离内对应的渗层硬度逐渐增大, 变化趋势较明显; 距渗层表面 $> 0.40\text{mm}$ 时, 相同距离内对应的渗层硬度逐渐增大, 但变化趋势变小。

渗氮后组织结构由表及里表现为 ϵ 相、 ϵ 相+ γ' 相、 γ' 相、 γ' 相+ α 相、 α 相, 其中 γ' 相对基体硬度较敏感, α 相次之, ϵ 相与材料表面合金元素Al、Cr、Mo有关。渗氮层表层的硬度值已达到该材料的硬度极限值, 其硬度与表面形成的 ϵ 相有关, 基体硬度的增大, 不会对渗层硬度产生影响; 较浅的渗氮层硬度与形成的 ϵ 相+ γ' 相有关, 基体硬度的增大使渗层硬度稍微变大; 中心部位的渗氮层硬度与形成的 γ' 相有关, 基体硬度的增大使该区域渗层硬度出现较明显的增大; 靠近基体的渗氮层与形成的 γ' 相+ α 相、 α 相有关, 基体硬度的增大使渗层硬度变大, 但变化幅度相较于中心部位较缓^[5, 6]。

因此, 综合基体硬度对渗层深度、表面硬度、渗层表面脆性等级和渗层硬度梯度的影响, 遵循渗层硬度高、渗层硬度梯度变化趋势缓和渗层表面脆性等级越小的原则, 应选择基体硬度为28~32HRC, 以达到优异的渗氮层性能。

3.2 优化待渗表面状态

崔入威等^[8]研究了表面粗糙度对38CrMoAl钢渗氮层组织和性能的影响, 得出了随材料表面粗糙度的增大, 渗层表面硬度增加以及渗层表面脆性等级变小的变化趋势。按照目前的加工流程, 磷化会增加材料表面粗糙度, 有益于提高表面硬度, 但磷化的同时会导致磨削加工量增加, 降低表层硬度, 因此是否进行磷化处理待评估。按照现有动环加工流程, 对磷化和不磷化试样按渗氮工艺(490℃保温50h, 前20h氨分解率为15%~25%+后30h氨分解率为25%~40%)进行渗氮处理, 对渗氮层性能进行

对比, 见表6、表7。

表6 不同状态下渗氮层性能

表面状态	渗层表面脆性等级/级	渗层深度/mm	表面硬度HV0.5
磷化	1	0.510	1148
不磷化	1	0.502	1174

表7 不同状态下渗氮层硬度梯度

表面状态	距表面距离/mm										
	0.05	0.10	0.15	0.20	0.25	0.30	0.35	0.40	0.45	0.50	0.55
磷化	1170	1075	1021	943	760	561	451	431	373	340	322
不磷化	1176	1073	1024	938	757	572	458	428	380	337	325

从表6可看出, 磷化后的试样渗层深度比不磷化的稍深, 表面硬度较低, 渗层表面脆性等级均为1级, 这是由于磷化可以促进表面活化^[9], 使待渗表面具有较高的吸氮能力, 而较高的吸氮能力有利于获得较深的渗氮层, 因此磷化后渗层深度比不磷化的稍深, 同时磷化会造成待渗表面组织疏松, 使渗层表面硬度有所降低。从表7可看出, 磷化与不磷化的渗氮层相同距离时对应的硬度值基本无变化, 整体硬度梯度呈降低趋势。

因此, 考虑到磷化层需采用机械加工去除和渗氮层尽可能少加工的特点, 应采用不磷化的待渗表面进行渗氮, 以最大程度地保证零件最终的渗氮层硬度。

3.3 加工流程优化

(1) 保留原有动环加工流程, 加工完成后对动环进行二次渗氮处理 HB 5022—1994《航空钢制件渗氮、氮碳共渗金相组织检验标准》中规定, 渗氮层硬度偏低时可采取二次渗氮的方式进行补救, 具体工艺根据试验确定, 因此对已加工完成的零件进行二次渗氮处理。渗氮工艺仍按照原工艺要求进行, 分别在二次渗氮10h、20h、30h时进行检测, 结果见表8。

表8 渗氮层性能检测值

表面状态	渗层表面脆性等级/级	渗层深度/mm	表面硬度HV0.5
未二次渗氮	1	0.212	917
二次渗氮10h	1	0.234	982
二次渗氮20h	1	0.284	1010
二次渗氮30h	2	0.388	1058

从表8可看出,二次渗氮有助于提高零件的渗层深度和表面硬度,随着二次渗氮时间的加长,渗层深度和表面硬度逐渐提高,二次渗氮20h时,硬度已超过1000HV,但接近临界值;二次渗氮30h时,硬度值达到1050HV左右。渗层金相组织采用LEICA DMR金相显微镜进行检测,结果如图11所示。从图

11可看出,在二次渗氮过程中渗层表面出现了白亮层,约为0.01mm。

同时,随着二次渗氮时间的加长,表层渗氮层的脆性级别在提高,由1级逐渐提高至2级,如图12所示。

在二次渗氮过程中,因零件待渗表面存在一次

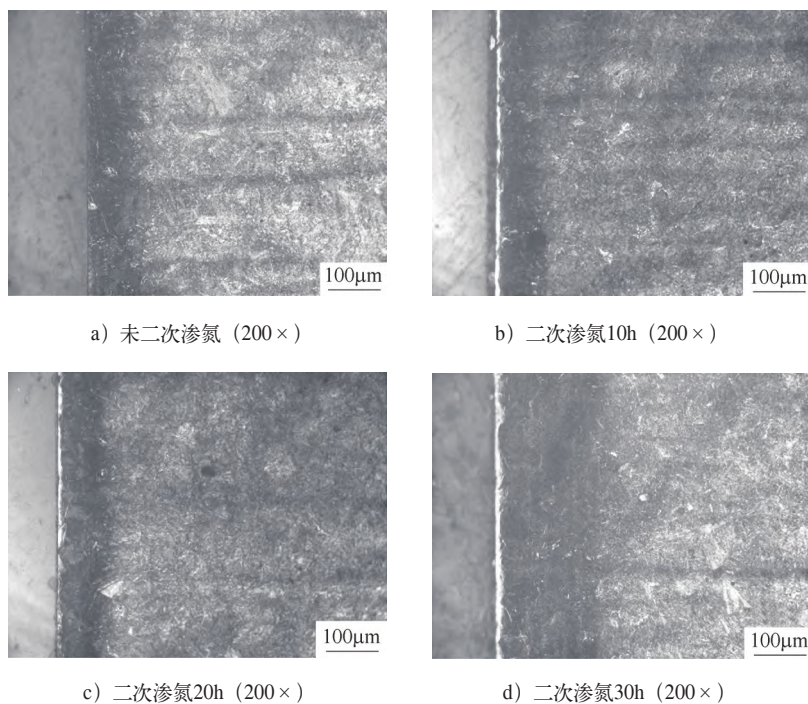


图11 二次渗氮前后金相组织

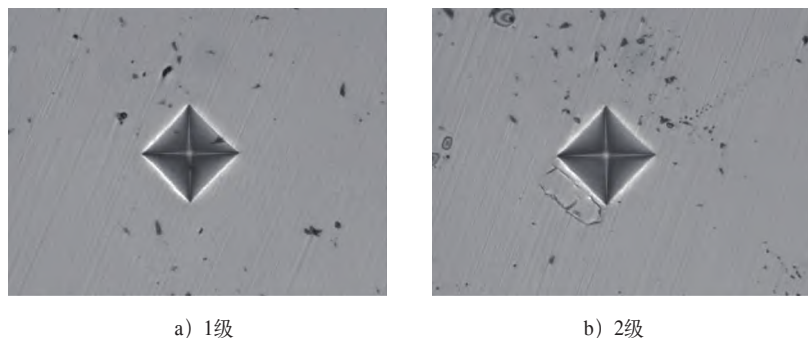


图12 渗氮层脆性等级

渗氮物,相比于一次渗氮,零件待渗表面的氮浓度更容易达到 γ' 相或 ϵ 相渗氮物的饱和氮浓度,从而更早形成渗氮物,其渗氮速度较一次渗氮快,但渗层表面出现了白亮层。在二次渗氮初期,渗氮物连成的封闭层不完整,表面硬度相对较低,随着保温时间的增加,渗氮物持续连成封闭层,零件待渗表面渗氮物连接成一个致密的封闭层,使零件渗氮表面硬度提高^[6]。而二次渗氮处理也会导致表层的氮化

物聚集,同时使表层晶粒长大,晶界弱化,从而影响渗层韧性,使表层脆性等级提高。

在二次渗氮处理后,零件表面粗糙度未发生变化,仍旧满足 $0.1\mu\text{m}$ 的要求,但零件有轻微变形,表面平面度由 0.0009mm 变形至 0.005mm ,同时渗层表面出现了白亮层,约为 0.01mm ,需通过轻微研磨去除,保证平面度满足 0.0009mm 要求。

(2) 优化加工余量 依据图2中的渗氮层硬度

梯度,结合动环的加工流程,对动环的加工余量进行优化。按照优化后的基体硬度和待渗表面状态,分别加工4个动环零件(编号为1[#]~4[#]),将渗氮层深度分别控制在0.40~0.60mm、0.40~0.55mm、0.40~0.50mm、0.35~0.45mm,其余仍按原工艺进行,保温时间根据渗层深度要求进行适当缩短。对优化加工余量渗氮处理后的动环零件经检测渗氮层硬度、深度及渗层表面脆性等级进行检测,结果见表9。

表9 优化加工余量后渗氮层性能

零件	渗层表面脆性等级/级	渗层深度/mm	表面硬度HV0.5
1 [#]	1	0.513	1172
2 [#]	1	0.488	1165
3 [#]	1	0.463	1175
4 [#]	1	0.420	1168

渗氮后分别加工0.20mm、0.15mm、0.10mm、0.05mm,对渗氮层表面硬度、渗层表面脆性等级进行检测,结果见表10。

表10 加工后渗氮层性能

零件	渗层表面脆性等级/级	表面硬度HV0.5
1 [#]	1	932
2 [#]	1	1019
3 [#]	1	1068
4 [#]	1	1133

从表9和表10中可看出,经过机械加工后,动环零件表面硬度均出现了降低,渗层表面脆性等级均为1级,加工0.20mm后表面硬度为932HV,降低幅度最大,约降低240HV;加工0.15mm、0.10mm、0.05mm后的表面硬度均能够符合1000~1200HV0.5的要求,其中加工0.05mm后表面硬度最高,可以达到1133HV0.5。后经对尺寸进行检验,得到动环零件表面粗糙度均满足0.1 μ m和工作面平面度符合 ≤ 0.0009 mm的要求,同时也符合对动环零件要求的最终尺寸精度要求。

因此,保留原有动环加工流程,研磨后对动环进行二次渗氮处理,可以提高动环的表面硬度,使其符合1000~1200HV0.5的硬度要求,二次渗氮后只需通过轻微研磨就可以保证动环零件要求的最终尺寸精度;另外,还可以对加工余量进行优化,减小加工余量,渗氮后加工0.05mm,也能保证动环零件最优的表面硬度和尺寸精度符合要求。

4 结束语

1) 渗氮时将38CrMoAl钢的基体硬度控制在28~32HRC,可以有效提高渗氮层硬度、减缓渗氮层硬度梯度变化趋势,同时也能保证渗氮层表面脆性等级较小。

2) 应充分考虑磷化层需采用机械加工去除和渗氮层尽可能少加工的特点,采用不磷化的待渗表面进行渗氮,以最大程度地保证零件最终的渗氮层硬度。

3) 动环加工后进行二次渗氮处理或将渗氮后的加工量控制在0.05mm,能够保证渗氮表面硬度符合1000~1200HV0.5、表面粗糙度0.1 μ m和平面度0.0009mm的性能要求。

参考文献:

- [1] 艾铭. 高温油泵机械密封泄漏原因与解决措施的研究[D]. 苏州: 苏州大学, 2022.
- [2] 《中国航空材料手册》编辑委员会. 中国航空材料手册[M]. 北京: 中国标准出版社, 1988.
- [3] 孙永鹏, 黎昊, 张磊. 气体渗氮表面质量试验[J]. 金属加工(热加工), 2023(10): 112-114, 118.
- [4] 《航空制造工程手册》总编委会. 航空制造工程手册: 热处理[M]. 北京: 航空工业出版社, 1993.
- [5] SILVA D P S, ABRÃO M A, CARNEIRO G R J, et al. Enhancing the fatigue strength of AISI 4140 steel through in-situ urea-assisted EDM nitriding[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2024, 135: 3559-3575.
- [6] GO M, ATSUSHI H. Fatigue life prediction for the AISI 4340 steel under multiaxial variable-amplitude loading with respect to the calculated rainflow damage based on the path length[J]. International Journal of Fatigue, 2021, 147: 106181.
- [7] 潘渊. 基于38CrMoAl螺杆机筒基体硬度与渗氮层性能对应关系的渗氮层深度测定研究[J]. 机电工程, 2015, 32(10): 1348-1351.
- [8] 崔入威, 林钰, 高进, 等. 表面粗糙度对38CrMoAl钢渗氮层组织和性能的影响[J]. 金属加工(热加工), 2023(3): 102-104.
- [9] 唐春华, 陈德发. 轻铁锌系彩膜磷化剂在涂装前处理中的应用[J]. 现代涂料与涂装, 2003(3): 30-32.