

doi: 10.11933/j.issn.1007-9289.2016.06.004

42CrMo钢等离子氮化和水射流喷丸复合处理*

范航京, 梁益龙, 邹雄, 杜霏轩, 胡君杰, 杨明

(贵州大学 a. 材料与冶金学院, b. 贵州省材料结构与强度重点实验室, 贵阳 550025)

摘要: 利用真空脉冲等离子氮化技术, 探究等离子氮化处理的最佳工艺参数; 而后利用高压水射流喷丸技术研究了氮化前进行水射流喷丸预处理对氮化层的组织和性能的影响。采用光学显微镜、扫描电镜、X射线衍射仪等对氮化层的显微组织、形貌、含氮量、相成分进行检测和分析, 采用XRD应力测定仪, 表面粗糙度仪, 显微硬度仪对渗氮层表面完整性进行了分析。结果表明: 等离子氮化工艺最佳温度为530~540℃, 等离子氮化后表面完整性(表面残余应力, 粗糙度, 表层硬度梯度, 渗层形貌)得到改善。而经过复合处理使 γ' 相衍射强度增强, 氮化层均匀, 渗层厚度增加超过100 μm , 进一步改善了等离子渗氮层质量和性能。

关键词: 42CrMo钢; 等离子氮化; 水射流喷丸; 复合处理; 表面完整性

中图分类号: TG156.8; TG668

文献标志码: A

文章编号: 1007-9289(2016)06-0023-07

Composite Treatment of Water Jet Shot Peening Combined with Plasma Nitriding on 42CrMo Steel

FAN Hang-jing, LIANG Yi-long, ZOU Xiong, DU Pei-xuan, HU Jun-jie, YANG Ming

(a. School of Materials Science and Metallurgical Engineering, b. Guizhou Key Laboratory of Materials Strength and Structure, Guizhou University, Guiyang 550025)

Abstract: The optimum parameters of plasma nitriding were explored by vacuum pulse plasma nitriding technology. Then, the effects of water jet shot peening before nitriding on the microstructure and properties of the nitrided layer were explored by water jet shot peening at high pressure technology. The microstructure, morphology, nitrogen content, phase composition of the nitrided layer were examined and analyzed by the means of optical microscope, scanning electron microscopy and X-ray diffractometer. Additionally, the surface integrity of the nitrided layer was analyzed by the means of XRD residual stress tester, surface roughness tester and microhardness tester. The results show that the optimum temperature is from 530℃ to 540℃ and the surface integrity (surface residual stress, roughness, surface hardness gradient, and morphology) is refined after plasma nitriding. Compared with only plasma nitriding, composite treatment can not only enhance the diffraction intensity of ϵ and γ' phase, but also refine the nitrided layer thickness and uniformity. The thickness increases more than 100 μm after composite treatment. Therefore, the quality and property of the nitrided layer are also improved.

Keywords: 42CrMo steel; plasma nitriding; water jet shot peening; composite treatment; surface integrity

收稿日期: 2016-07-21; 修回日期: 2016-11-24; 基金项目: *贵州省科技计划项目(黔科合JZ字[2014]2003, 黔科合重大专项字(2014)6012)

通讯作者: 梁益龙(1955—), 男(汉), 教授; 研究方向: 新型金属材料、材料强度与断裂以及热加工装备; Tel: (0851) 4734 606; E-mail: liangyilong@126.com

网络出版日期: 2016-12-12 09:18; 网络出版地址: <http://www.cnki.net/kcms/detail/11.3905.TG.20161212.0918.018.html>

引文格式: 范航京, 梁益龙, 邹雄, 等. 42CrMo钢等离子氮化和水射流喷丸复合处理[J]. 中国表面工程, 2016, 29(6): 23-29. FAN H J, LIANG Y L, ZOU X, et al. Composite treatment of water jet shot peening combined with plasma nitriding on 42CrMo steel[J]. China Surface Engineering, 2016, 29(6): 23-29.

0 引言

渗氮和渗碳处理是齿轮钢的常用表面强化方式，等离子氮化可以显著提高材料表面的硬度和耐磨性，现已被大量应用于工业生产中。但是如何提高渗氮层质量，得到表面高硬度，平缓硬度梯度分布的均匀渗层，一直是表面处理工作者关注的问题，除了合理控制渗氮工艺参数外，一些新的渗氮方法^[1]被提出，例如二段法渗氮^[2]、稀土催渗^[3]、活性屏、预氧化^[4]、在共析温度以上高温渗氮^[5]等。然而对于渗氮工艺参数对渗氮层的组织和性能影响缺乏较系统完善的研究，特别是渗氮层的成分和组织形态，材料渗氮后的表面完整性等方面规律还少有研究。此外目前等离子渗氮表面改性存在氮化层不均匀，甚至氮化层缺失，氮化深度不够等问题。为此复合处理方式得以提出，目前经过表面改性处理结合氮化的复合处理工艺(喷丸+氮化、SMAT+氮化已经取得了一定的进展^[6-7]。复合处理的优势在于渗氮前经过表面预处理，在一定程度上能够使位错密度增加，甚至细化晶粒，这样晶界、亚晶界、位错三者的作用为氮原子扩散提供理想的通道，从而大幅度地提高原子的渗入深度和浓度。李扬^[8]等人利用表面机械研磨(SMAT)方法对42CrMo钢表面预处理后进行等离子氮化，发现可以得到化合物层更厚，硬度更高的氮化层。崔晓倩^[9]等人研究了利用SMAT方法对纯铁纳米化预处理后进行渗氮，发现材料渗层组织和力学性能得到改善。但采用这些方法或存在破坏材料表面完整性的问题，或存在强化方式本身受零件形状因素约束的问题。

高压水射流喷丸技术是将高压纯水喷射到材料表面，可以几乎不破坏材料表面完整性，也不受工件形状因素限制，材料表面在再结晶温度以下产生塑性变形，通过加工硬化、位错强化的方式改善材料表面完整性^[10]。文中首先探讨了在450~560℃温度范围内等离子氮化的最佳工艺参数，而后探讨了在氮化前采用水射流喷丸预处理对渗氮层结构和性能的影响，以寻求一套更完善的42CrMo齿轮钢复合处理工艺。

1 试验材料与方法

1.1 试验材料

试验材料为10 mm厚42CrMo钢板，通过

TASMAN全谱直读电火花光谱仪分析测得试样化学成分如表1所示。

表 1 试验用钢的化学成分				
Table 1	Chemical composition of the tested steel			
	(w/%)			
Element	C	Si	Mn	Cr
Content	0.41	0.24	0.68	1.03
Element	Mo	S	P	Fe
Content	0.18	0.011	0.006	Bal.

将原始试样在MXL(Z)-05气氛箱式电阻炉中进行退火+淬火热处理。热处理工艺为850℃退火1 h后随炉冷却至室温，淬火处理为840℃保温15 min，然后油冷，接着580℃回火保温1 h后空冷，硬度350 HV_{0.1}。利用线切割将试样加工成10 mm×10 mm×10 mm，用砂纸将试样表面从粗到细磨制后抛光至镜面，最后用无水乙醇在超声波中清洗，吹干后待用。

1.2 试验方法

采用SQ1313型高压水喷丸设备对42CrMo钢试样表面进行处理。结合相关文献^[10-11]并自行优化的工艺参数为：采用直径0.33 mm的喷嘴垂直于试样面进行水喷丸，靶距10 mm，喷嘴移动速度500 mm/min，压力为100 MPa水喷两次。

采用LDMC-30AZ型真空脉冲等离子氮化设备进行离子氮化处理。渗氮工艺参数如下：将炉内真空抽至15 Pa左右，通入纯氮气并起弧使氮分子分解辉光放电进行等离子氮化，氮化时间8 h，保持炉内气压为200 Pa，温度分别采用450、500、530、540和560℃，确定等离子氮化的最佳温度。而后对已水喷丸处理的试样采用最佳等离子氮化工艺进行复合处理，研究复合处理的影响。

1.3 测试仪器

利用线切割切取渗层截面并镶样，试样经研磨抛光，用4%硝酸酒精溶液腐蚀制备金相试样。采用SDPTOP XD30M光学显微镜观察渗层截面显微组织，采用SUPRA40高分辨率热场发射扫描电镜对渗氮层表面形貌进行观察，使用EDS对渗层表面进行化学成分分析，利用X PertPowder型高温X射线衍射仪分析渗氮层表面相组成。在X-350A射线应力衍射仪上采用CrKα靶分析残余应力，在NDT150型表面粗糙度仪上测量渗层表面粗糙度，在HVS-1000型显微硬度计上测定硬度。

2 结果与讨论

2.1 渗氮层组织和相组成

图1为渗氮和复合处理试样的截面金相显微组织, 图2为530 ℃等离子氮化后的截面SEM形貌。等离子氮化层由最表面的白亮层ε相和γ'相, 次表面的氮在α-Fe的体心立方点阵形成的间隙固溶体, 即含氮马氏体相, 以及基体组成^[12]。

图1(a)(d)(e)白亮层厚度显著不均匀, 图1(a)甚至存在白亮层缺失。由图2可见, 表面白亮层有较多疏松孔洞, 这说明渗层组织有待进一步改善。图1(a)~(e)白亮层厚度分别为7、10、20、22和30 μm。这说明随着等离子氮化温度的增加, 白亮层的厚度增加。在渗氮温度从450 ℃上升到560 ℃的过程中, 白亮层和扩散层的厚度均增加了3倍以上。从氮原子渗入到扩散层来看, 可以认为^[13]渗氮本身是固

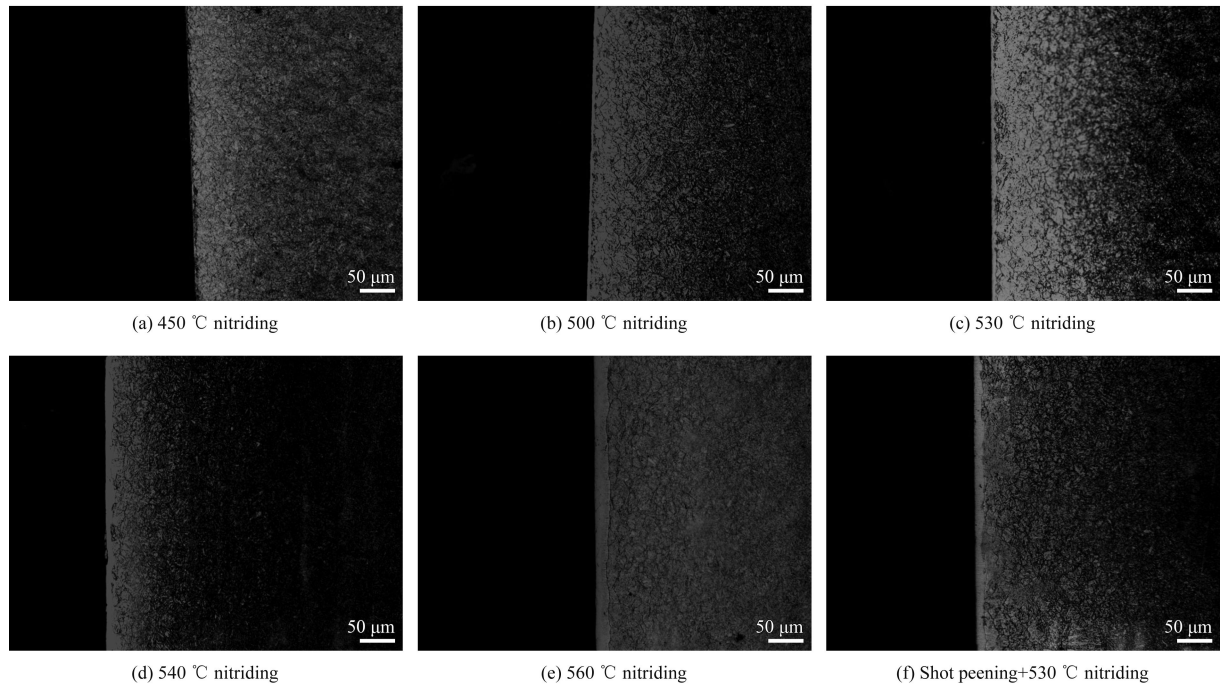


图 1 不同处理状态下渗氮层的截面组织

Fig.1 Cross section optical micrographs of nitrided layers for different treating measures

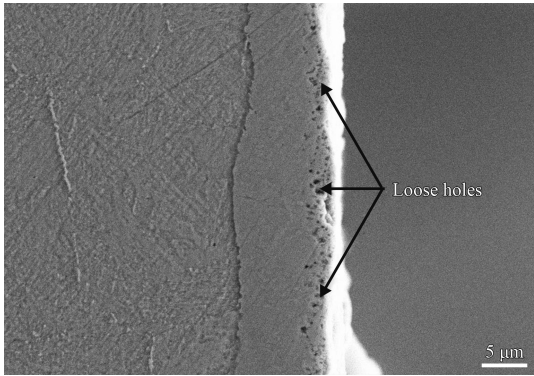


图 2 530 ℃氮化处理的渗氮层截面SEM形貌

Fig.2 Cross section morphology of the nitrided layer at 530 ℃

溶的过程。其扩散过程满足以下Fick第二定律:

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} = D \frac{\partial^2 \rho}{\partial x^2} \tag{1}$$

式中: ρ 为扩散组元的质量浓度(kg/m³), x 为扩散距离(m), D 为扩散系数(m²/s), $\partial \rho / \partial x$ 为扩散组元浓度沿 x 方向的变化率, 即浓度梯度。

由式(1)可知渗氮的浓度梯度和距渗氮表面距离、渗氮时间、以及扩散系数 D 有关。化学热处理过程中, 扩散速度主要取决于预渗元素浓度、沿渗层的浓度梯度、扩散系数, 其中扩散系数的影响最为明显^[1]。扩散系数与温度的关系为:

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \tag{2}$$

式(2)中: T 为温度, Q 、 R 、 D_0 均为常数。由此可见渗氮温度越高, 氮原子扩散系数越大, 渗氮白亮层越厚。但由相关文献^[12, 14]可知, 渗氮温度超过共析温度后, 白亮层厚度反而会减小。这

是因为590 ℃时发生了 $\alpha \rightarrow \gamma$ 相变,氮在 γ 相中的扩散系数要远远小于在 α 相的扩散系数^[12],这也是试验未选择更高温度进行的原因。对比图1(c)和图1(f)可知,经过高压水喷丸预处理的试样等离子渗氮后渗层厚度明显增加,白亮层的不均匀性得到改善,脉状组织明显减少。这是因为通过高压水喷丸预处理可以有效的增加位错密度,使界面增多,为氮原子扩散提供通道,从而加速渗氮过程,使渗层厚度明显增加。

图3是不同处理状态下的试样的渗层表面X射线衍射谱。图3反映了随着温度升高,渗层表面相主要成分由 α -Fe $\rightarrow \epsilon \rightarrow \gamma'$ 变化的过程。当渗氮温度为450 ℃时,渗层表面主要由 α -Fe组成,含有少量 γ' 相,原因是在低温下,扩散系数小,氮原子几乎没有渗入基体组织,所以渗层表面相结构还是由基体的 α -Fe组成。当渗氮温度从后, α -Fe相消失, ϵ 相和 γ' 相衍射峰强明显增加,这说明氮原子渗入基体并形成了 Fe_{2-3}N 、 Fe_4N 化合物,但随着温度继续升高, ϵ 相的衍射强度高于 γ' 相的衍射强度,说明随着温度升高, ϵ 相成为氮化层表面相结构的主要组元。当温度升高到560 ℃时, γ' 相的衍射强度高于 ϵ 相的衍射强度, γ' 相成为氮化层表面相结构的主要组元。对比复合处理前后,经过高压水喷丸预处理的试样等离子氮化后 γ' 相衍射峰相对强度明显增加,这说明经过高压水喷丸预处理后进行渗氮明显增加了 γ' - Fe_4N 化合物的含量。

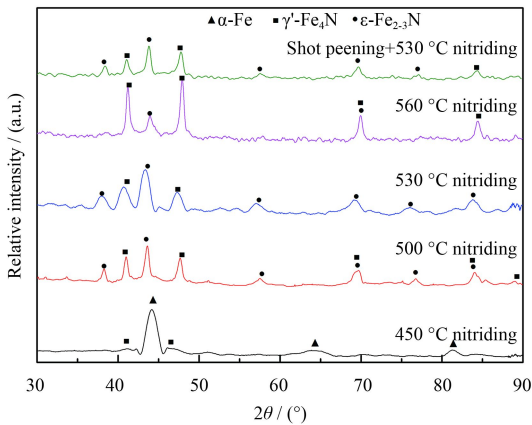


图3 不同处理状态下氮化表层的X射线衍射图谱
Fig.3 XRD patterns of surface nitrided layers for different treating measures

2.2 渗氮层的成分和形貌

表2是不同处理状态下的试样渗层表面面扫描

的EDS能谱中含氮质量分数和原子数分数。由表2可知,随着渗氮温度的增加,氮化表层即白亮层的氮原子浓度呈现先增加后减小的趋势,在530 ℃氮原子质量分数达到最大为5.29%,原子数分数为18.15%。原因是在低温渗氮时,氮原子扩散系数小,渗氮效果不明显,所以氮原子浓度低。当渗氮温度为530 ℃时,等离子氮化效果达到最佳。由XRD衍射谱可知,此时 ϵ 相成为渗氮层表面相的主要组成物,在 Fe_{2-3}N 、 Fe_4N 化合物组成的白亮层中 Fe_{2-3}N 含量比重较高,氮原子浓度达到最高。当渗氮温度升高到560 ℃时,此时在 Fe_{2-3}N 、 Fe_4N 化合物组成的白亮层中 Fe_4N 含量比重较高,由Fe和N原子比可知,此时氮原子浓度会降低。对比复合处理前后可知,经过高压水喷丸预处理的试样渗氮后渗层表面氮原子浓度反而降低,其质量分数降到2.18%,原子数分数降到7.88%。这可能是因为位错密度增加,在等离子渗氮的渗速增加的同时使得氮原子加速渗入到基体组织中,导致渗氮层表层氮原子浓度降低。

表2 不同处理状态下的试样渗层表面的氮元素含量
Table 2 Content of nitrogen by EDS of surface nitrided layers for different treating measures

Treating measures	w / %	a / %
500 ℃ nitriding	2.61	9.30
530 ℃ nitriding	5.29	18.15
560 ℃ nitriding	4.20	14.69
Shot peening+530 ℃ nitriding	2.18	7.88

图4是在530 ℃进行等离子渗氮和复合处理的氮化表层SEM形貌。由图4可知,在等离子渗氮的过程中,表面形成的白亮层相结构并不是均匀的。由图4(a)(b)可以看出, ϵ 相和 γ' 相呈现条状分布。EDS点能谱显示白亮区域含氮质量分数(5.71%)明显高于灰暗区(2.86%)。这说明渗氮过程中,由于界面处能量高,使得氮原子容易在大角度晶界处偏聚,在界面处形成的 Fe_{2-3}N 、 Fe_4N 化合物含量高于晶内,最终渗氮表层含氮相不均匀分布。由图4(c)(d)可知,经过水射流喷丸后,渗氮不再局部集中,而是倾向于均匀分布, ϵ 相和 γ' 相呈现无规则分布。EDS点能谱显示白亮区域含氮质量分数(7.26%)高于灰暗区(6.17%),说明相比于氮化,复合处理使氮原子更容易渗入基体,据此可以推测通过细化晶粒能改善42CrMo钢的渗氮效果。

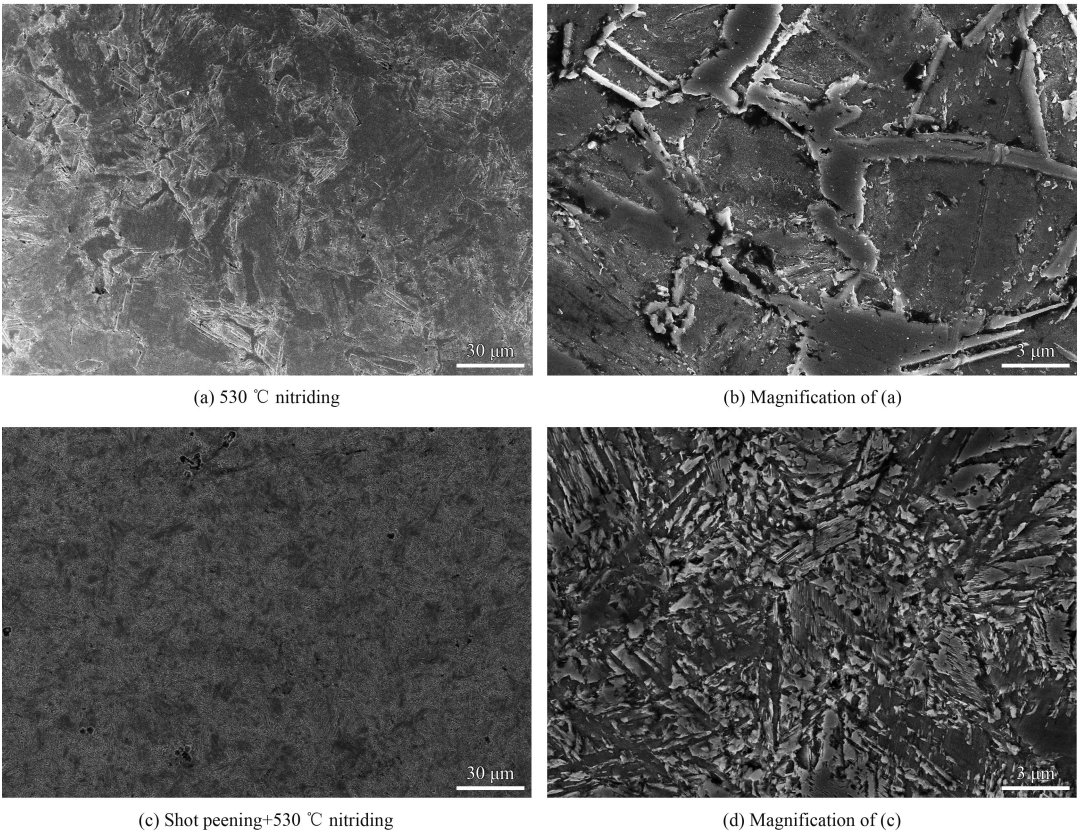


图 4 不同处理状态下的氮化表层SEM形貌

Fig.4 Surface morphologies of nitrided layers for different treating measures

2.3 表面完整性

2.3.1 显微硬度梯度

图5(a)为不同渗氮温度下的试样截面显微硬度梯度分布。渗氮温度从450 °C升到560 °C的过程中, 氮化层表层硬度和氮化层厚度都呈明显增加趋势, 氮化层厚度分别为150、311、323、387、415和462 μm, 而在530 °C渗氮时可以获得较好的硬度梯度分布^[15]。在450 °C渗氮时, 由于温度较

低, 氮原子几乎无法通过无扩散的相变^[16]与铁原子结合形成Fe_xN化合物, 只能通过化学扩散的形式固溶在α-Fe晶格形成间隙固溶体。在560 °C渗氮时, 渗氮表层硬度最高达到882 HV_{0.1}, 渗层厚度最大462 μm, 这与在高温下扩散系数大、有利于氮原子渗入基体有关。在530 °C渗氮时, 可以获得较好的硬度梯度, 可能是合适的温度有利于渗氮化合物层和扩散层的合理分布, 且此时ε相衍射

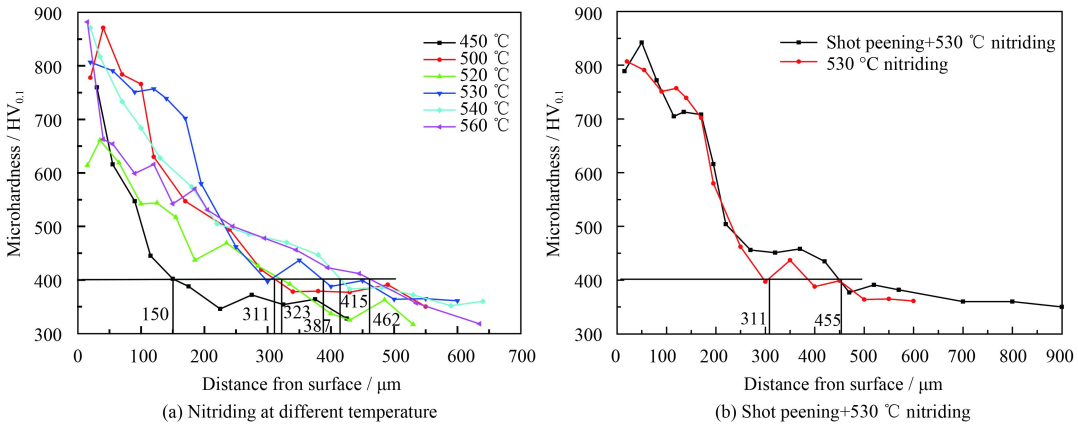


图 5 不同处理状态下氮化表面的显微硬度

Fig.5 Microhardness of surface nitrided layers for different treating measures

强度最高(图3)。图5(b)为经水射流喷丸预处理后渗氮的试样和直接渗氮试样显微硬度梯度, 预处理后的试样在渗氮后渗氮层厚度增加超过100 μm , 这是因为预处理增加了位错密度, 形成大量氮原子扩散通道, 加快渗速, 使渗氮层厚度增加。

2.3.2 残余应力变化

图6为不同处理温度下氮化层表面残余压应力的变化情况。渗氮温度从450 $^{\circ}\text{C}$ 升到560 $^{\circ}\text{C}$, 表面化合物层残余压应力呈现先减小后增加再减小的趋势。X射线测残余应力的原理是当试样存在残余应力时, 晶面间距将发生变化, 满足布拉格方程发生衍射时, 产生的衍射峰角度也会随之移动, 而且移动距离的大小和应力大小有关^[17]。在450 $^{\circ}\text{C}$ 渗氮时, 由XRD衍射谱渗氮表层主要由 $\alpha\text{-Fe}$ 相组成, 所以采用 $\text{CrK}\alpha$ 靶对(211)衍射面进行残余压应力分析, 表层残余压应力达到-966 MPa, 这是因为氮原子的渗入占据了 $\alpha\text{-Fe}$ 晶格的间隙位置, 使晶格产生很大的畸变从而体积膨胀, 体积膨胀效应产生了很大的残余压应力; 而在500 $^{\circ}\text{C}$ 以上温度渗氮时, 由XRD衍射谱表层主要由 ϵ 相和 γ' 相化合物组成, 所以采用 $\text{CrK}\alpha$ 靶对(103)衍射面^[18]进行残余压应力分析, 表面化合物层残余压应力在530 $^{\circ}\text{C}$ 渗氮时达到最大-802 MPa, 这可能是因为 γ' 相的面心立方晶格和 ϵ 相的密排六方晶格相比, 密排六方晶格能够引入更大的残余压应力。

表3是不同状态下试样表面残余压应力变化情况。由表3可知, 复合处理试样残余压应力测得-503 MPa, 比氮化试样残余压应力减小了300 MPa左右, 原因可能是因为水射流喷丸后增加了氮原

子渗速, 使得渗氮层厚度增加, 但由表2面扫描的EDS能谱可知表层含氮量降低, 说明虽然 γ' 相衍射强度增加, 但氮原子浓度降低, 所以表层残余压应力降低, 但还需进一步深入研究。

表 3 不同状态下氮化表面残余压应力

Treating measure	Compressive residual stress / MPa
Original	-238
530 $^{\circ}\text{C}$ nitriding	-802
Shot peening+530 $^{\circ}\text{C}$ nitriding	-503

2.3.3 表面粗糙度

表4是不同状态下试样表面粗糙度变化情况。为方便比较, 其中氮化为未经研磨抛光的等离子常规渗氮处理。经过等离子氮化后试样表面粗糙度明显减小, 原因是离子轰击试样表面时具有强烈的溅射作用^[19], 对于原始粗糙度非常好的试样会对试样表面产生刻蚀从而使粗糙度变差; 对于原始粗糙度较差的常规渗氮处理试样由于溅射经过氮化后粗糙度反而减小。而对于经过复合处理后的试样和只进行氮化处理的试样在粗糙度上没有明显差异, 复合处理试样粗糙度略微减小。

表 4 不同状态下氮化表面粗糙度

Treating measure	$R_a / \mu\text{m}$	$R_q / \mu\text{m}$	$R_z / \mu\text{m}$
Original	2.359	2.985	13.857
530 $^{\circ}\text{C}$ nitriding	1.593	2.241	10.350
Shot peening+530 $^{\circ}\text{C}$ nitriding	1.296	1.945	9.437

3 结 论

- (1) 42CrMo钢在气压200 Pa, 氮化时间8 h时进行真空脉冲等离子氮化的最佳渗氮温度为530~540 $^{\circ}\text{C}$, 可以获得最高的氮含量和 ϵ 相体积分数的渗氮层。
- (2) 随着等离子氮化温度升高, 42CrMo钢表面硬度增加, 最高为882 HV_{0.1}, 有效硬化层从150 μm 增厚到462 μm 。表面残余应力呈现先减小后增加再减小的变化规律, 与表层中 ϵ 相体积分数有关, 在最佳处理温度530 $^{\circ}\text{C}$ 渗氮时表面残余应力达到-802 MPa, 硬度梯度分布最为合理。
- (3) 经过高压水射流预处理后, 42CrMo钢的渗氮层组织均匀性得到显著改善, γ' 相衍射强度增强, 渗氮速率显著提高, 厚度增加100 μm 以上。

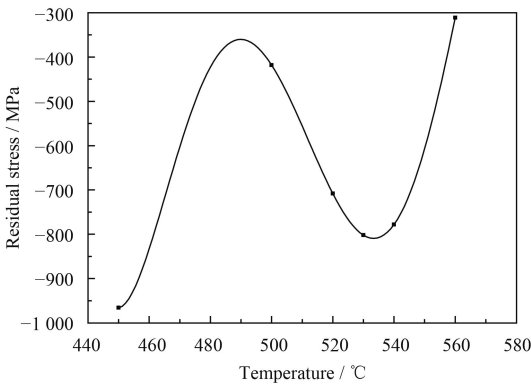


图 6 不同处理温度下氮化层表面残余压应力的变化
Fig.6 Variation of surface compressive residual stress on nitrided layers at different temperature

参考文献

- [1] 李志明, 李志, 佟小军. 快速渗氮工艺的最新进展[J]. 热处理技术与装备, 2007, 28(2): 11-16.
- LI Z M, LI Z, TONG X J. The recent development of rapid nitriding techniques[J]. Heat Treatment Technology and Equipment, 2007, 28(2): 11-16 (in Chinese).
- [2] 韩莉, 赵程. 40Cr钢富氮层快速离子渗氮技术的探索[J]. 材料热处理学报, 2009, 30(4): 124-128.
- HAN L, ZHAO C. Study on fast plasma nitriding technology of 40Cr steel with nitrogen-rich layer[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2009, 30(4): 124-128 (in Chinese).
- [3] 陈继超, 吴晓春, 杨浩鹏. SKD11钢的离子氮碳共渗工艺及其稀土催渗研究[J]. 中国表面工程, 2012, 25(6): 15-20.
- CHEN J C, WU X C, YANG H P. Technological parameter and influence of rare earth for plasma nitrocarburizing of SKD11[J]. China Surface Engineering, 2012, 25(6): 15-20 (in Chinese).
- [4] 李景才. 42CrMo钢离子渗氮新技术研究[D]. 常州: 常州大学, 2014: 17-19.
- LI J C. A study on advanced plasma nitriding for 42CrMo steel[D]. Changzhou: Changzhou University, 2014: 17-19 (in Chinese).
- [5] 韩福梅, 胡明娟, 潘健生, 等. 高氮奥氏体的等温分解[J]. 热加工工艺, 2000(2): 3-5.
- HAN F M, HU M J, PAN J S. The isothermal decomposition of high-nitrogen residual austenite[J]. Hot Working Technology, 2000(2): 3-5 (in Chinese).
- [6] 高玉魁. 喷丸强化对渗氮40Cr和30CrMo钢疲劳性能的影响[J]. 金属热处理, 2008, 33(8): 156-159.
- GAO Y K. Effect of shot peening on fatigue performance of nitrided 40Cr and 30CrMo steels[J]. Heat Treatment of Metals, 2008, 33(8): 156-159 (in Chinese).
- [7] TONG W P, TAO N R, WANG Z B, et al. Nitriding iron at lower temperatures[J]. Science, 2003, 299(5607): 686-695.
- [8] 李杨, 徐久军, 王亮. 42CrMo钢表面纳米化对离子渗氮的影响[J]. 中国表面工程, 2010, 23(3): 60-63.
- LI Y, XU J J, WANG L. Plasma nitriding of 42CrMo steel with a nanostructured surface layer induced by surface mechanical attrition treatment[J]. China Surface Engineering, 2010, 23(3): 60-63 (in Chinese).
- [9] 崔晓倩. 表面机械研磨及渗氮作用下纯铁显微组织与力学性能研究[D]. 沈阳: 东北大学, 2012: 24-30.
- CUI X Q. Study on microstructure and mechanical properties of pure iron subjected to surface mechanical attrition treatment and nitriding[D]. Shenyang: Northeastern University, 2012: 24-30 (in Chinese).
- [10] 董星, 段雄. 高压水射流喷丸强化技术[J]. 表面技术, 2005, 34(1): 48-49.
- DONG X, DUAN X. Technology of water jet shot peening at high pressure[J]. Surface Technology, 2005, 34(1): 48-49 (in Chinese).
- [11] 董星, 王瑞红, 段雄. 水射流喷丸强化的试验研究[J]. 煤炭学报, 2014, 39(3): 568-573.
- DONG X, WANG R H, DUAN X. Test research of water jet peening strengthening[J]. Journal of China Coal Society, 2014, 39(3): 568-573 (in Chinese).
- [12] 齐宝森, 陈路宾, 王忠诚, 等. 化学热处理技术[M]. 北京: 化学工业出版社, 2006: 59-62.
- QI B S, CHEN L B, WANG Z C, et al. Chemical heat treatment technology[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2006: 59-62 (in Chinese).
- [13] 胡庚祥, 蔡珣, 戎咏华. 材料科学基础[M]. 上海: 上海交通大学出版社, 2010: 132-133.
- HU G X, CAI X, RONG Y H. Materials science foundation[M]. Shanghai: Shanghai Jiaotong University Press, 2010: 132-133 (in Chinese).
- [14] 崔成梅. 42CrMo钢离子氮化研究[J]. 热加工工艺, 2014(8): 145-149.
- CUI C M. Study on plasma nitriding of 42CrMo steel[J]. Hot Working Technology, 2014(8): 145-149 (in Chinese).
- [15] 全国热处理标准化技术委员会. 钢铁零件 渗氮层深度测定和金相组织检验: GBT 11354-2005[S]. 北京: 中国标准出版社, 2006.
- The National Standardization Technical Committee. Determination of nitrided case depth and metallographic microstructure examination for steel and iron parts: GBT 11354-2005 [S]. Beijing: China Standard Press, 2006 (in Chinese).
- [16] 陈大凯, 李平生. 42CrMo钢等离子渗氮动力学的数学模型[J]. 金属学报, 1988, 24(2): 89-93.
- CHEN D K, LI P S. Mathematical model of plasma ion nitriding dynamics on 42CrMo steel[J]. Acta Metallurgica Sinica, 1988, 24(2): 89-93 (in Chinese).
- [17] DÍAZ N E V, SCHACHERL R E, ZAGONEL L F, et al. Influence of the microstructure on the residual stresses of nitrided iron-chromium alloys[J]. Acta Materialia, 2008, 56(6): 1196-1208.
- [18] 杨于兴. 氮化层的X射线应力测定[J]. 上海金属, 1980(2): 53-58.
- YANG Y X. Measurement of XRD residual stress on nitrided layer[J]. Shanghai Metals, 1980(2): 53-58 (in Chinese).
- [19] 马欣新, 王晓荣. 离子渗氮时Ti-6Al-4V表面粗糙度的影响[J]. 材料科学与工艺, 1997(4): 82-84.
- MA X X, WANG X R. The effect of ion nitriding on surface roughness of Ti-6Al-4V[J]. Material Science & Technology, 1997(4): 82-84 (in Chinese).